

ВЫСОКИЕ ТЕХНОЛОГИИ
В СОВРЕМЕННОЙ НАУКЕ И ТЕХНИКЕ
(ВТСНТ-2016)

HIGH TECHNOLOGY:
RESEARCH AND APPLICATIONS-2016
(HTRA-2016)

Ministry of Education and Science of the Russian Federation
Tomsk Polytechnic University
Russian Foundation for Fundamental Research

**HIGH TECHNOLOGY:
RESEARCH AND APPLICATIONS–2016
(HTRA–2016)**

*Vth International Conference
for Young Scientists*

Tomsk, 5–7th of December, 2016

Book of Proceedings

Scientific & Technical Translations

PUBLISHING
Tomsk 2016

Министерство образования и науки Российской Федерации
Томский политехнический университет
Российский фонд фундаментальных исследований

ВЫСОКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В СОВРЕМЕННОЙ НАУКЕ И ТЕХНИКЕ (ВТСНТ–2016)

*V Международная научно-техническая конференция
молодых ученых, аспирантов и студентов*

г. Томск, 5–7 декабря 2016 г.

Сборник трудов

УДК 539.2; 548; 620.22; 535; 547.9; 573.6.086.83;
556.182; 553.042(1/9); 531.8; 621.01; 519.711.3;
53.072; 53:004 519.713; 519.711:53

В 93

Высокие технологии в современной науке и технике /
В 93 V Международная научно-техническая конференция молодых ученых, аспирантов и студентов, г. Томск, 5–7 декабря 2016 г. : сборник трудов. – Томск : STT, 2016. – 562 с.

ISBN 978-5-93629-581-2

В сборнике представлены материалы по следующим направлениям исследований: технологии материалов новых поколений и наноматериалов; оптические технологии; органическая химия и биотехнологии; рациональное использование минеральных и водных ресурсов; проблемы надежности машиностроения и машиностроительные технологии; моделирование физико-химических процессов в современных технологиях. Целью конференции ВТСНТ-2016 является развитие кооперации российских и зарубежных молодых ученых и студентов в проведении научных исследований в области современных высоких технологий.

Сборник представляет интерес для молодых ученых – физиков, химиков, геологов, экологов, интересующихся проблемами материаловедения, новых материалов и рационального использования природного сырья.

УДК 539.2; 548; 620.22; 535; 547.9; 573.6.086.83;
556.182; 553.042(1/9); 531.8; 621.01; 519.711.3;
53.072; 53:004 519.713; 519.711:53

Редакционная коллегия:

Яковлев А.Н. – директор Института физики высоких технологий ТПУ, к.ф.-м.н.
Лисицын В.М. – профессор кафедры лазерной и световой техники ТПУ, д.ф.-м.н.
Князева А.Г. – профессор кафедры физики высоких технологий в машиностроении ТПУ, д.ф.-м.н.
Панин С.В. – профессор кафедры материаловедения в машиностроении ТПУ, д.т.н.
Овечкин Б.Б. – доцент кафедры материаловедения в машиностроении ТПУ, к.т.н.
Верещагин В.И. – профессор кафедры технологии силикатов и наноматериалов ТПУ, д.т.н.
Филимонов В.Д. – профессор кафедры биотехнологии и органической химии ТПУ, д.х.н.



Опубликовано при поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований № 16-38-10482 «Проект организации V Международной научно-технической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов «Высокие технологии в современной науке и технике» (ВТСНТ - 2016)»

ISBN 978-5-93629-581-2

© Томский политехнический университет, 2016
© Оформление, макет. STT™, 2016

СОДЕРЖАНИЕ

Секция 1. ТЕХНОЛОГИИ МАТЕРИАЛОВ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ И НАНОМАТЕРИАЛОВ

MICROSTRUCTURAL CHANGES OF MECHANICAL PROPERTIES OF 08Cr18Ni10Ti AUSTENITIC STEEL UNDER NEUTRONS IRRADIATION <i>D.E. Ashimov, E.T. Koyanbayev, Sh.R. Kurbanbekov, A.A. Sytnikov</i>	18
INFLUENCE OF ADDITIVES OF NANOPARTICLES ON STRUCTURE FORMATION OF FINE GRAINED HARDMETALS <i>A.S. Binchurov, Y.I. Gordeev, A.K. Abkaryan, V.B. Yasinski</i>	20
CREATING A VARISTOR BASED ON ZINC OXIDE (ZnO) POWDER, OBTAINED BY PLASMA DYNAMIC METHOD <i>K. Firsov, A. Sivkov, Y. Shanenkova</i>	22
CERAMIC COMPOSITE MATERIALS BASED ON ALUMINA AND ADDITIVES OF ZIRCONIA AND TITANIUM CARBIDE <i>N. Kotelnikov</i>	24
ESTIMATION OF THE PARAMETERS OF SELF-PROPAGATING HIGH-TEMPERATURE SYNTHESIS FOR OBTAINING A MATRIX MATERIAL BASED ON PEROVSKITE CERAMICS FOR IMMOBILIZATION OF ACTINIDE FRACTION <i>I.O. Lutsik, V.S. Kuzmin, D.V. Posokhov</i>	25
PHYSICO-CHEMICAL PROPERTIES OF THE NATURAL CARBONACEOUS MATERIAL AFTER MICROWAVE DRYING <i>T.Y. Yemelyanova, L.V. Kashkina, O.P. Stebeleva</i>	27
ANALYSIS OF STATISTICAL CHARACTERISTICS OF QUASI-BREATHING WITH SOFT-TYPE OF NONLINEARITY IN THE CRYSTALS OF A ₃ B STOICHIOMETRY <i>P.V. Zakharov, A.M. Eremin, M.D. Starostenkov, I.S. Lucenko</i>	29
DEPENDENCE OF THE RAMAN SPECTRA CHARACTERISTICS OF DIAMOND-LIKE CARBON FILMS ON SYNTHESIS METHOD <i>A.S. Zolkin, A.I. Semerikova, S.Yu. Chepkasov, M.N. Khomyakov</i>	31
ПРИМЕНЕНИЕ ПОЛИМЕРНОГО ОРГАНОГЕЛЯ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ЛАТУНИ <i>Е.В. Абдульменова, Г.В. Лямина</i>	33
ПЛАЗМЕННО-ИММЕРСИОННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА КРЕМНИЕМ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВА В БИОЛОГИЧЕСКИХ СРЕДАХ <i>П.В. Абрамова, А.В. Коршунов, А.И. Лотков</i>	35
БЫСТРОДЕЙСТВИЕ СИЛОПРИВодОВ ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <i>В.К. Алехина, В.А. Глушечков, Р.М. Бикбаев</i>	37

• ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Г.Н. Алешин, Ю.М. Подрезов, Г.И. Рааб, И.С. Кодиров</i>	38
• ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЗАГОТОВКИ ПРИ ПЕРЕДЕЛЕ КВАДРАТНОГО СЕЧЕНИЯ В КРУГЛОЕ МЕТОДОМ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ <i>Р.Н. Асфандияров, Г.И. Рааб</i>	40
• СИНТЕЗ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ЧАСТИЦ ТИПА ЯДРО-ОБОЛОЧКА Cu-SiO ₂ , Ag-SiO ₂ , ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГАЗОФАЗНОГО СИНТЕЗА <i>Д.Ж. Базарова</i>	42
• ОЦЕНКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ Т1-45НВ, ПОЛУЧЕННЫХ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ <i>А.В. Беляков, М.А. Химич, Е.В. Бабакова</i>	44
• АНИЗОТРОПНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МАГНИТНЫХ МИКРОПРОВОДОВ В ОБЛАСТИ КРАЙНЕ ВЫСОКИХ ЧАСТОТ <i>А.И. Бердюгин, В.Ю. Выговский, А.В. Бадьин, Г.Е. Кулешов</i>	46
• МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕЗОУПОРЯДОЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ <i>В.И. Богданович, М.Г. Гиорбелидзе</i>	48
• ПОЛУЧЕНИЕ SiC/C-ВОЛОКОН ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ СПОСОБОМ <i>О.А. Болотникова</i>	50
• АТТЕСТАЦИЯ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РИМ-ИЗДЕЛИЙ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ <i>А.Б. Большунова, Хан Лян, Чэнь Си, О.Ю. Ваулина</i>	52
• ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В СИСТЕМЕ Si-В-С ПРИ ПОМОЩИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ <i>П.О. Братчикова</i>	54
• ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ZrO ₂ И Al ₂ O ₃ <i>Ван Ифань, Ван Дакунь</i>	56
• СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ZrO ₂ (MgO)-MgO С БИМОДАЛЬНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ <i>Е.О. Васильева, А.С. Буяков, И.П. Мартышина</i>	58
• СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК Fe ₃ Si НА Si (111) <i>М.Н. Волочаев, И.А. Тарасов, И.А. Яковлев, А.К. Дроздова</i>	60

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОМПОЗИТОВ ТИПА УГЛЕГРАФИТ-СПЛАВ АЛЮМИНИЯ <i>П.С. Головинов, В.А. Гулевский, Н.А. Кидалов</i>	62	• ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ • ПОЛИПРОПИЛЕНОВЫХ ТРЕКОВЫХ МЕМБРАН • С ОСАЖЕННЫМ СЛОЕМ ПОЛИМЕРА, • ПОЛУЧЕННЫМ В ПРОЦЕССЕ • ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОЙ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ • ГЕКСАМЕТИЛДИСИЛОЗАНА • <i>А.А. Дюсембекова, В.В. Сохорева, Л.И. Кравец</i>	98
ОКСИДНЫЕ СПЕКАЮЩИЕ ДОБАВКИ ДЛЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ И ДИСИЛИЦИДА МОЛИБДЕНА ИЗ КОМПОНЕНТОВ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ ОКСИД РЗМ – ОКСИД АЛЮМИНИЯ – ОКСИД ИТТРИЯ (ОКСИД РЗМ) <i>А.С. Григорьев, Е.С. Мотайло</i>	64	• МЕХАНИЗМ ПРОТОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ • В ПОЛИМЕРНОЙ МЕМБРАНЕ • <i>А.А. Дюсембекова, В.В. Сохорева</i>	90
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ДОБАВКАМИ ДИБОРИДА И ОКСИДА ЦИРКОНИЯ <i>А.А. Грикова</i>	66	• ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, СМАЧИВАЕМОСТИ • И ЦИТОТОКСИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ 3-Д • МАТРИКСОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРА ПКЛ • С ЧАСТИЦАМИ GA, Si-GA, Sr-GA • <i>А.С. Звягин, С.Н. Городжа, Д.С. Сыромотина</i>	92
РАСПЫЛЕНИЕ НИКЕЛЯ В ПАРАМАГНИТНОМ СОСТОЯНИИ <i>В.А. Грудинин, Д.В. Сиделёв</i>	68	• СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛН-ПОКРЫТИЙ • СИСТЕМЫ Fe-Cr-V-C В ЗАВИСИМОСТИ • ОТ ОБЪЕМА ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА • <i>А.И. Зиганшин</i>	94
ИЗМЕНЕНИЕ ОБЪЕМОВ ПУСТОТ ШЕРОХОВАТОГО СЛОЯ ЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ВАЛКОМ С ШЕРОХОВОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ <i>Е.В. Губарев, Д.О. Беглецов, О.В. Кривко</i>	70	• СИНТЕЗ Ta ₂ N СЖИГАНИЕМ В ВОЗДУХЕ • НАНОПороШКА АЛЮМИНИЯ С • ПЕНТАОКСИДОМ ТАНТАЛА • <i>С.В. Ивахнюк</i>	96
ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ И ТЕПЛОВЫХ СВОЙСТВ НАНОТРУБОК ДИФЕНИЛАЛАНИНА МЕТОДОМ СПЕКТРОСКОПИИ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА <i>А.О. Давыдов, П.С. Зеленовский, С.Г. Васильев, В.Я. Шур</i>	72	• ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНОГО МОДИФИКАТОРА • НА ДЕФЕКТНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО • ЛЕГКОГО БЕТОНА • <i>А.С. Иноземцев</i>	98
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ <i>Е.В. Дегтярева, А. Шпаркович, Ло Цзянкунь, О.Ю. Ваулина</i>	74	• ИЗУЧЕНИЕ МОРФОЛОГИИ И СВОЙСТВ • КФ-ПОКРЫТИЙ С ДОБАВЛЕНИЕМ ЦИНКА • ИЛИ МЕДИ НА НИЗКОМОДУЛЬНОМ • СПЛАВЕ Ti-40MAS.%Nb • <i>А.А. Казакбаева, Е.Г. Комарова</i>	100
ВЛИЯНИЕ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФТОРПОЛИМЕРОВ <i>А.Н. Денежко, Т.М. Матери</i>	76	• ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ • ДЛЯ ЭНДОПРОТЕЗИРОВАНИЯ • <i>Ю.В. Кан</i>	102
СИНТЕЗ НОВЫХ ВЫСОКОГИДРОФОБНЫХ НЕФТЕСОРБЕНТОВ С МАГНИТНЫМИ СВОЙСТВАМИ <i>А.Н. Драньков, Е.К. Папинов, И.А. Ткаченко, В.А. Авраменко</i>	78	• ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВА Ti-Al-Nb • МЕТОДОМ ИСКРОПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ • <i>Б.К. Каракозов, Е.А. Кожахметов, А.А. Ситников</i>	104
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИРОДЫ ПОЯВЛЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ Ni ₅₁ Ti ₄₉ <i>А.К. Дроздова, А.В. Нявро, М.Н. Волочаев, Л.И. Квеглис</i>	79	• ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ • НА ПОГЛОЩАЮЩИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ • НА ОСНОВЕ МНОГОСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ • НАНОТРУБОК В МИКРОВОЛНОВОМ • ДИАПАЗОНЕ ЧАСТОТ • <i>А.О. Качусова</i>	106
ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ <i>Г.Е. Дубиненко</i>	81	• ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КУМУЛЯТИВНОГО СИНТЕЗА • ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НИТРИДСОДЕРЖАЩИХ • ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫХ ПОДЛОЖКАХ • <i>А.А. Козулин, Е.В. Далингер, С.А. Кинеловский</i>	108
СТРУКТУРА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВА Zr-1Nb В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ <i>А.С. Дубровская, Г.П. Грабовецкая</i>	83	• ПОЛУЧЕНИЕ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ • НАНОМАТЕРИАЛОВ СОСТАВА Cu-Cr-O • МЕТОДОМ РАСТВОРНОГО СВС • <i>А.В. Комзолов</i>	109
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ПОКРЫТИЯ TiAlN <i>Е.М. Дымнич</i>	86	• ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ СВОЙСТВ • ИНВАРНОЙ КЕРАМИКИ • (ZrO ₂ -Al ₂ O ₃)-ZrW ₂ O ₈ • <i>А.И. Кондратенко, В.Р. Ше, Е.С. Дедова</i>	111
		• ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ • СВОЙСТВ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СПЛАВА • 36НХТЮ И СТАЛИ 12Х18Н10Т • <i>Е.В. Короткова, Т.В. Фадеев, Г.С. Бектасова</i>	113

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА 1560 <i>В.А. Красновейкин, А.А. Козулин, Е.Н. Москвичев</i>	115	• ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ НАНО-ПОРОШКОВ $Al_2O_3-ZrO_2$ ИЗ СУСПЕНЗИЙ С ЛИМОННОЙ КИСЛОТОЙ МЕТОДОМ РАСПЫЛИТЕЛЬНОЙ СУШКИ <i>И.С. Нечкасов, А.Э. Илела</i>	142
ТЕРМОУДАРНЫЕ НАГРУЖЕНИЯ КЕРАМИКИ $MgO-Al_2O_3$ <i>Ю.Л. Кретов, Е.А. Деркач, С.П. Буякова, С.Н. Кульков</i>	117	• РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕМАТИЧЕСКИХ ЖИДКИХ КРИСТАЛЛОВ С ДОБАВЛЕНИЕМ НАНОЧАСТИЦ Ta-Si <i>А.В. Номоев, Б.Б. Дамдинов, М.А. Цыренова, А.С. Демин</i>	144
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОРОШКАМИ "ТИТАН – СИЛИЦИД ТИТАНА" <i>М.Г. Криницын, Г.О. Данковцев</i>	119	• ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА $FeNiCoAlNb$ <i>М.Ю. Панченко, О.А. Куц</i>	146
КОМПОЗИЦИОННЫЕ СВС-ПОРОШКИ "СИЛИЦИД ТИТАНА – ТИТАН" <i>М.Г. Криницын, Г.О. Данковцев</i>	121	• ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ $NiMnGa$ <i>М.В. Пичкалёва, Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков</i>	148
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ НА СТРОЕНИЕ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ НА УСТАНОВКЕ «ЛУЧ» <i>М.Г. Криницын, В.А. Рубанов, М.А. Химич</i>	123	• ПОЛУЧЕНИЕ ZrO_2 ИЗ ЦИТРАТСОДЕРЖАЩИХ СУСПЕНЗИЙ С ПОМОЩЬЮ УСТАНОВКИ NANO SPRAY DRYER B-90 <i>В.В. Подгаецкая, А.Э. Илела</i>	150
КОНТАКТНОЕ ПЛАВЛЕНИЯ В СИСТЕМЕ Cu-Ti <i>В.П. Кулевич, О.В. Слаутин, Д.А. Евстропов</i>	125	• ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА ПОКРЫТИЯ НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ АТОМОВ ОБРАБАТЫВАЕМОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОМ НАПЫЛЕНИИ <i>М.П. Рагулина, Ю.А. Храпковская, Б.С. Зенин</i>	151
ПРОВЕРКА МОДИФИКАЦИЙ ВЫРАЖЕНИЙ ЭФФЕКТИВНЫХ МОДУЛЕЙ НА ПРИМЕРЕ РАСЧЕТА ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ УПРУГОЙ ПЛАСТИНЫ <i>Н.А. Куприянов, К.К. Манабаев, В.Г. Зверев, А.А. Вакуров</i>	127	• ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРО-СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННОГО СПЛАВА V-Cr-Zr-W ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ <i>В.Л. Радишевский, И.В. Смирнов, К.В. Гриняев</i>	153
РАЗРАБОТКА И ПОЛУЧЕНИЕ ТРЁХМЕРНЫХ СШИТЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИ-ДИЦИКЛОПЕНТАДИЕНА И ПОВЕРХНОСТНО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК <i>В.В. Куртуков, П.А. Хахулин</i>	129	• ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ И ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ С НЕРАСТВОРИМЫМИ КОМПОНЕНТАМИ И ПРИЧИНА ИХ ПОЛЯРИЗАЦИИ <i>А.Р. Раднаев, А.В. Номоев, Д.Ж. Базарова, М.А. Цыренова</i>	155
АЛЮМООКСИДНАЯ КЕРАМИКА, СПЕЧЕННОЙ ПРИ РАЗЛОЖЕНИИ СМЕСИ ОКСИД-ГИДРОКСИД, ИССЛЕДОВАНИЕ ЕЕ СВОЙСТВ <i>Р.В. Левков, М.В. Коробенков</i>	131	• СИНТЕТИЧЕСКИЕ БИОДЕГРАДИРУЕМЫЕ МАТРИКСЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИМОЛОЧНОЙ КИСЛОТЫ КАК АГЕНТЫ ДЛЯ АДРЕСНОЙ ДОСТАВКИ ХЛОРАМФЕНИКОЛА <i>А.А. Ракина</i>	157
ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА МОРФОЛОГИЮ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ <i>Ли Чан</i>	132	• ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА $FeNiCoAlTa$ <i>К.А. Реунова, Ю.Н. Платонова</i>	158
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНЫХ ОЧАГОВ ЗАКАЛКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОЛОСЫ ЧЕРНОВА-ЛЮДЕРСА В ОБРАЗЦАХ СТАЛИ У12 <i>О.В. Лобанкова, И.С. Макогон, С.А. Боёк</i>	134	• ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДООКСИДНЫХ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С YSZ/CGO ЛЕКТОЛИТОМ <i>М.Р. Ромбаева</i>	161
ОСОБЕННОСТИ ВАКУУМНОГО СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ TiC-МЕ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС <i>А.Д. Макан, А.М. Мырзахан</i>	136	• СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА, ОБРАБОТАННОГО ИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ <i>М.Е. Рыгина, Е.А. Петрикова, А.Д. Тересов</i>	164
ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ВЛИЯНИЯ ДРЕССИРОВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ ТРАВЛЕННОЙ ЛЕНТЫ <i>Е.М. Медведева, Э.М. Голубчик</i>	138		
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1560 <i>Е.Н. Москвичев, В.В. Скрипняк, Д.В. Лычагин</i>	140		

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА РАСТИТЕЛЬНОГО СЫРЬЯ В ПРОИЗВОДСТВЕ ДРЕВЕСНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Р.Р. Сафин, Ф.В. Назипова, Р.Р. Хасаншин, А.Е. Воронин</i>	166	• ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕХНОЛОГИИ • ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ • ПУТЕМ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ • ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА • <i>Д.Г. Черников, Р.А. Вдовин</i>	189
ГИБРИДНЫЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ МОДУЛИ ВЯЗКОУПРУГИХ КОМПОЗИТОВ <i>А.А. Светашков, Ф.А. Симанкин, М.С. Павлов, А.В. Лушников</i>	168	• ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО • КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА • ПУТЕМ ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ • РАСПЛАВА С АРМИРУЮЩИМИ ВОЛОКНАМИ • <i>Д.Г. Черников</i>	191
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni ₃ Al С ДОБАВЛЕНИЕМ БОРА, ПОЛУЧЕННОГО SPS-МЕТОДОМ <i>В.В. Сун Шин Ян, С.Н. Садко, Д.Р. Цыплухина</i>	170	• СУПЕРГИДРОФИЛЬНАЯ ПОВЕРХНОСТЬ • ГИБРИДНЫХ НАНОЧАСТИЦ, ОСАЖДЕННЫХ • НА 3D СКЭФФОЛДЫ • <i>Е.А. Чудинова</i>	193
ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК 3-Д СЕТЧАТЫХ СКЭФФОЛДОВ ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ ПО ТЕХНОЛОГИИ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ <i>М.С. Ткачев, Е.С. Мельников</i>	172	• ВЛИЯНИЕ ТОПОГРАФИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ • И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ • СЛОЕВ СПЛАВА TiNi, ЛЕГИРОВАННЫХ • Ta ⁺ И Si ⁺ , НА ЕГО КЛЕТОЧНУЮ • БИОСОВМЕСТИМОСТЬ • <i>О.И. Шабалина, Е.Ю. Гудимова</i>	195
ВЛИЯНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВА Cu-Cr-Zr ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>И.А. Фаизов, Г.И. Рааб, С.Н. Фаизова, Д.А. Аксенов</i>	174	• ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ • АКТИВАЦИИ НА СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ • СМЕСИ Al-ZrW ₂ O ₈ • <i>В.С. Шадрин, Д.Ю. Зеленцов</i>	197
ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ ОТКЛИК ОТ ОБРАЗЦОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭСТЕРОВЫХ ПЛЕНОК СОДЕРЖАЩИХ МИКРОПРОВОДА <i>Р.Р. Файзулин, Д.Ю. Гаврилов, Г.Е. Кулешов</i>	176	• СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ 30X13, • ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ • ИНЖЕКЦИОННОГО ФОРМОВАНИЯ • <i>В.С. Шадрин, Р.В. Левков, Н.В. Киселев</i>	199
УНИВЕРСАЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ ПРОПИТКИ <i>М.Ю. Федотов, В.А. Гулевский, Н.В. Федотова</i>	178	• ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ СПЕКАНИЯ • НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ • СПЕЧЕННЫХ ПСЕВДОСПЛАВОВ Al-ZrW ₂ O ₈ • <i>В.С. Шадрин</i>	201
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ПЕРЕКИСИ ВОДОРОДА НА ГРАФИТОВЫХ ЭЛЕКТРОДАХ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ СЕРЕБРА <i>Д.А. Федотова</i>	180	• ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ • ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ, • МОДИФИЦИРОВАННОГО • КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ • <i>А.Р. Шамиева, О.С. Толкачев, Е.А. Петрикова</i>	202
МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОРОШКА И СВОЙСТВА Al ₂ O ₃ -ZrW ₂ O ₈ <i>Н.О. Ханзина, А.В. Ветрова, Е.С. Дедова</i>	181	• ПОЛУЧЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА МЕДЬ-ОЛОВО • ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ • <i>Ю.Л. Шаненкова, Ю.Н. Половинкина</i>	204
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ <i>Э.Ч. Хартаева</i>	183	• ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ • МИКРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ • НА БИОДЕГРАДИРУЕМОМ • МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ • <i>А.А. Шинжина, М.Б. Седельникова</i>	206
РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИЦИКЛОПЕНТАДИЕНА И МОДИФИЦИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК <i>П.А. Хахулин, П.С. Постников</i>	184	• ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВА Ga-In В КАЧЕСТВЕ • КАТОДА ОРГАНИЧЕСКОГО • СВЕТОИЗЛУЧАЮЩЕГО ДИОДА • <i>А.П. Шкарупо</i>	208
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ УСТОЙЧИВОСТИ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ОБОЛОЧКИ КАБЕЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ К ВОЗДЕЙСТВИЮ АГРЕССИВНЫХ СРЕД <i>А.Э. Хить, Т.М. Матери</i>	185	• ОГНЕЗАЩИТНЫЕ СВОЙСТВА СИЛИКАТНОЙ • КОМПОЗИЦИОННОЙ КРАСКИ • С ДОБАВКАМИ МИНЕРАЛЬНЫХ • МАГНИЙСОДЕРЖАЩИХ КОМПОНЕНТОВ • <i>У.С. Югай, Е.Ю. Лебедева</i>	210
МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ МИКРОДУГОВЫХ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ БИОПОКРЫТИЙ НАНОЧАСТИЦАМИ БЕМИТА <i>В.В. Чебодаева, М.Б. Седельникова</i>	187	• ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЙ • ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ • ПОКРЫТИЙ ПРИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ • НАПЫЛЕНИИ • <i>Ян Сяо, Чжао Ифань, Б.С. Зенин</i>	212
		• ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ • НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТОВ • НА ОСНОВЕ СВМПЭ • <i>А.А. Яхин</i>	214

Секция 2. ОПТИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

ПРИВЛЕЧЕНИЕ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫХ МЕР В РЕШЕНИИ ВОПРОСА ОСВЕЩЕНИЯ СПОРТИВНОГО БАССЕЙНА <i>А.И. Антропова</i>	218
ИССЛЕДОВАНИЕ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР ИЗ ШИРОКОЗОННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ <i>А.А. Бактыбаев, С.Б. Туранов</i>	220
ИССЛЕДОВАНИЕ ЛЮМИНОФОРОВ ДЛЯ СВЕТОДИОДНЫХ ИЗЛУЧАЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ЛЕНТОЧНОГО ТИПА <i>В.С. Каменкова, Ю.В. Ряполова, Д.Г. Старосек, А.А. Вилисов</i>	221
ПРИМЕНЕНИЕ СВЕТОДИОДНЫХ СВЕТИЛЬНИКОВ ДЛЯ МУЗЕЙНОГО ОСВЕЩЕНИЯ <i>Р.Ж. Кожаева</i>	223
СПОСОБЫ ОРГАНИЗАЦИИ ИСКУССТВЕННОГО ОСВЕЩЕНИЯ ГОРОДСКИХ ОБЪЕКТОВ <i>П.О. Козлова, Р.С. Алилова</i>	225
К РАСЧЕТУ ТОЛЩИНЫ ПЛЕНКИ ЛЮМИНОФОРНОГО КОМПОЗИТА ДЛЯ СВЕТОДИОДА <i>Синьлей Ли, В.А. Ваганов</i>	227
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕГРАДАЦИИ КОМПОЗИТНЫХ ЛЮМИНОФОРОВ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ <i>В.В. Нгуен</i>	229
ФОРМИРОВАНИЕ ИМПУЛЬСНОЙ КАТОДО- ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВ ГРУППЫ А2В6 <i>Т.Д. Некрасова</i>	231
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДИКИ ЭЛЕКТРОННОЙ СПЕКТР-ФОТОГРАФИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ДАННЫХ О КИНЕТИКЕ ДВИЖЕНИЯ ОБЛАСТЕЙ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ D1 <i>К.В. Павличев</i>	233
ВЫНУЖДЕННОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ НА D-ЛИНИЯХ НАТРИЯ ПРИ ШИРОКОПОЛОСНОЙ ОПТИЧЕСКОЙ НАКАЧКЕ <i>Т.Д. Петухов, С.Н. Торгаев, Г.С. Евтушенко, Е.Н. Тельминов</i>	236
МОДЕРНИЗАЦИЯ СВЕТОДИОДНЫХ ЛАМП ЛЕНТОЧНОГО ТИПА <i>Е.О. Постолова, А.А. Вилисов</i>	239
СВЕТОДИОДНЫЙ ПРОЖЕКТОР ДЛЯ ЛОКОМОТИВОВ <i>А.М. Рымхан, С.Ю. Гурин</i>	241
НАГРЕВАНИЕ ЛЮМИНОФОРА В СВЕТОДИОДЕ <i>С.Р. Сулейманов</i>	243
ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР AlGaIn/InGaIn/GaN С ВОЗБУЖДЕНИЕМ ИМПУЛЬСНОЙ Хе-ЛАМПОЙ <i>А.В. Сычева, С.Г. Сысоева</i>	245
ГЕНЕРАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТОВ КРАСИТЕЛЯ Р6Ж И ПЛАЗМОННО-РЕЗОНАНСНЫХ НАНОЧАСТИЦ Au И ПЛАЗМОННО- НЕРЕЗОНАНСНЫХ НАНОЧАСТИЦ Pt, Ag И ZnO <i>А.В. Трифонова</i>	247

• ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФЛУОРЕСЦЕИНА НАТРИЯ • С НАНОЧАСТИЦАМИ СЕРЕБРА В КАЧЕСТВЕ • АКТИВНОЙ СРЕДЫ • <i>А.В. Трифонова</i>	249
• ДИСПЕРСИЯ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКОГО ВРЕМЕНИ • ЗАТУХАНИЯ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ • ЛЮМИНОФОРОВ YAG: Ce, Gd • <i>Янъян Цзюй, Юевэй Чжан</i>	250
• ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОПТИЧЕСКОЕ УСТРОЙСТВО • ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ ИНДИКАЦИЕЙ • <i>Ю.Н. Чуднов, Н.Н. Чуднова, И.Э. Шультейс, А.Х. Назаров</i>	252

**Секция 3. ОРГАНИЧЕСКАЯ ХИМИЯ
И БИОТЕХНОЛОГИИ**

• SYNTHESIS OF 1-METHYL-3- • (1-(4-NITROPHENYL)-5-(TRIMETHYLSILYL)- • 1H-1,2,3-TRIAZOLE-4-YL)-1H-INDOLE • <i>А.К. Куанышева, М.А. Морозова</i>	256
• EFFECT OF THE SR-CONTAINING HYDROXYAPATITE • NANOPARTICLES DOPING ON THE POLYMER • FIBER MORPHOLOGY WITHIN THE 3-D ARTIFICIAL • SCAFFOLDS FOR BONE TISSUE REGENERATION • <i>E.V. Melnik, S.N. Gorodzha, M.A. Surmeneva, R.A. Surmenev</i>	257
• СИНТЕЗ ПРИРОДНЫХ АРИЛГЛИКОЗИДОВ, • ПРОИЗВОДНЫХ ВАНИЛИНОВОГО И • 3,4-ДИГИДРОКСИБЕНЗИЛОВОГО • СПИРТОВ • <i>Д.Л. Аветян</i>	259
• РЕАКЦИЯ АЗИД-АЛКИНОВОГО • ЦИКЛОПРИСОЕДИНЕНИЯ АРИЛАЗИДОВ • С БИФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ АЦЕТИЛЕНАМИ • ПРИСУТСТВИИ Zn(OAc) ₂ • <i>Б. Батсайхан, М.А. Морозова</i>	261
• НАНОКОНЬЮГАТ НА ОСНОВЕ МАГНИТНЫХ • НАНОЧАСТИЦ Fe ₃ O ₄ , НАЦЕЛЕННЫХ • PH-ЗАВИСИМЫМ ВСТРАИВАЮЩИМСЯ • ПЕПТИДОМ ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ОПУХОЛЕЙ • МЕТОДОМ МРТ • <i>О.Я. Брикунова, Л.В. Ефимова</i>	262
• РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ АКТИВАЦИИ • КАРБОКСИЛЬНОЙ ГРУППЫ • D-ГАЛАКТУРОНОВОЙ КИСЛОТЫ • <i>С.С. Власов, М.С. Ларькина, О.А. Карманова</i>	263
• СИНТЕЗ 3-ДИАЗОНИЙ-2-ФЕНИЛИНДОЛ • ТОЗИЛАТА КАК ПЕРСПЕКТИВНОГО • СУБСТРАТА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ • ПРОИЗВОДНЫХ ИНДОЛ-ПИРРОЛОВ • <i>Д.Е. Воткина, А.Г. Фефелова</i>	265
• ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ • ДРЕВЕСНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА • БИОРАЗЛОЖЕНИЕ КОМПОЗИТА • <i>Н.Р. Галяветдинов, Р.Р. Сафин, Л.В. Ахунова, А.Ф. Гараева</i>	266
• ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА НОВЫХ КОМПОЗИТОВ • ПОЛИМОЛОЧНОЙ КИСЛОТЫ • С ЗАКРЕПЛЕННЫМ НА ПОВЕРХНОСТИ • ИОДОМ • <i>С.И. Горенинский, К.С. Станкевич, Н.В. Даниленко</i>	268

ГИБРИДНЫЕ БИОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИМОЛОЧНОЙ И ПОЛИАКРИЛОВОЙ КИСЛОТЫ <i>Н.В. Даниленко, К.С. Станкевич, С.И. Горенинский</i>	269	• ПОДБОР ОПТИМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ РЕАКЦИИ • ГЕТЕРОЦИКЛИЗАЦИИ ОРТО-ТРИАЗЕНИЛ-БЕНЗОЙНЫХ КИСЛОТ • <i>К.В. Орлова, Н.С. Солдатова</i>	292
СИНТЕЗ АЗОЛПРОИЗВОДНЫХ РАЗВЕТВЛЕННЫХ АЛКАНОВ <i>Т.П. Евсеева, Г.А. Аносова</i>	271	• СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ЙОД-СОДЕРЖАЩИХ ВЕРДАЗИЛЬНЫХ РАДИКАЛОВ • <i>П.В. Петунин, Е.А. Мартышко</i>	294
ИССЛЕДОВАНИЕ РЕАКЦИИ АЦИЛИРОВАНИЯ МОДЕЛЬНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИГНИНА СИСТЕМОЙ «УКСУСНАЯ КИСЛОТА – ТИОНИЛХЛОРИД – ТОЛУОЛ – СЕРНАЯ КИСЛОТА» <i>Д.Д. Ефрюшин</i>	272	• СИНТЕЗ ХЕЛАТИРУЮЩЕГО АГЕНТА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ РАДИОФАРМАЦЕВТИЧЕСКИХ ПРЕПАРАТОВ • <i>Е.В. Подрезова, В.В. Подрезов, А.М. Мациевский</i>	296
МОДИФИКАЦИЯ ТЕХНИЧЕСКИХ ЛИГНИНОВ МЕТОДОМ АЦИЛИРОВАНИЯ <i>Д.Д. Ефрюшин, А.В. Протопопов</i>	274	• АЦЕТИЛИРОВАНИЕ ТЕРПЕНОВ В ПРИСУТСТВИИ ИОННЫХ ЖИДКОСТЕЙ • <i>С.А. Попова</i>	298
СИНТЕЗ КАРБЕНОВОГО КОМПЛЕКСА ПАЛЛАДИЯ МАКРОЦИКЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ НА ОСНОВЕ 1,4-БИС(3,5-ДИМЕТИЛПИРАЗОЛ-1-ИЛ)БУТАНА <i>Л.В. Затонская</i>	276	• СИНТЕЗ ХЛОРМЕТИЛЕНОВЫХ ПРОИЗВОДНЫХ ФЕНОЛГЛИКОЗИДОВ • <i>Д.А. Романова</i>	300
ИЗУЧЕНИЕ АНТИГЕННОЙ АКТИВНОСТИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ КОНЪЮГИРОВАННЫХ ВАКЦИН НА ОСНОВЕ СИНТЕТИЧЕСКИХ ОЛИГОСАХАРИДНЫХ ЛИГАНДОВ И БЕЛКА-НОСИТЕЛЯ CRM197 ПРОТИВ ГОСПИТАЛЬНЫХ ИНФЕКЦИЙ, ВЫЗЫВАЕМЫХ ГРИБАМИ <i>CANDIDA ALBICANS</i> , <i>ASPERGILLUS FUMIGATUS</i> , А ТАКЖЕ БАКТЕРИЯМИ <i>PSEUDOMONAS AERUGINOSA</i> <i>С.А. Ищук, Е.Г. Богомоллова, О.А. Добровольская, Е.А. Федорова</i>	278	• ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИТОКИНОВОЙ СЕКРЕЦИИ У ПАЦИЕНТОВ С ТЕРАПЕВТИЧЕСКИ РЕЗИСТЕНТНОЙ БРОНХИАЛЬНОЙ АСТМОЙ • <i>Е.А. Русакова, К.В. Невская, Н.А. Кириллова, В.А. Петров</i>	301
НЕСИММЕТРИЧНО ЗАМЕЩЕННЫЕ ДИФЕНИЛОВЫЕ ЭФИРЫ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПРЕДШЕСТВЕННИКИ СИНТЕТИЧЕСКИХ АНАЛОГОВ ИНТЕРЛЕЙКИНА-4 <i>В.А. Катаева, К.С. Станкевич</i>	280	• СИНТЕЗ НЕСИММЕТРИЧНО ЗАМЕЩЕННЫХ ДИФЕНИЛАМИНОВ В КАЧЕСТВЕ ПРЕДШЕСТВЕННИКОВ СИНТЕТИЧЕСКИХ АНАЛОГОВ ИНТЕРЛЕЙКИНА-4 • <i>Д.М. Сваровская, К.С. Станкевич</i>	303
СИНТЕЗ НОВЫХ НЕЙРОПРОТЕКТОРОВ И ИНГИБИТОРОВ JNK (C-JUN N-ТЕРМИНАЛЬНОЙ КИНАЗЫ)- ПРОИЗВОДНЫХ 11Н-ИНДЕНО[1,2b]-ХИНОКСАЛИНА <i>А.Р. Коврижина, Н.В. Даниленко</i>	282	• РАЦИОНАЛЬНЫЙ IN SILICO ДИЗАЙН МАЛЫХ СИНТЕТИЧЕСКИХ АНАЛОГОВ ИНТЕРЛЕЙКИНА-4 • <i>К.С. Станкевич, А.И. Хлебников</i>	305
СИНТЕЗ СЛОЖНОГО ЭФИРА САЛИЦИЛОВОЙ КИСЛОТЫ И САЛИЦИЛОВОГО СПИРТА И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЕГО В СОСТАВЕ КОРЫ РАСТЕНИЙ РОДА <i>POPULUS</i> МЕТОДОМ ГХ-МС <i>К.Г. Лоскутова, М.Л. Белянин</i>	284	• СРАВНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА КОРЫ ТОПОЛЯ ЧЕРНОГО И ОСИНЫ ДРОЖАЩЕЙ МЕТОДОМ ГАЗОВОЙ ХРОМАТОГРАФИИ С МАСС-СПЕКТРОМЕТРИЕЙ • <i>А.А. Степанова, М.Л. Белянин</i>	307
СИНТЕЗ НОВОГО 2,3,4,6-ЗАМЕЩЕННОГО ВЕРДАЗИЛЬНОГО РАДИКАЛА – ПЕРСПЕКТИВНОГО АГЕНТА ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ <i>Е.А. Мартышко, П.В. Петунин</i>	286	• Секция 4. РАЦИОНАЛЬНОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МИНЕРАЛЬНЫХ И ВОДНЫХ РЕСУРСОВ • THE USE OF THE FINITE ELEMENT METHOD FOR ENSURING EFFICIENT AND SAFE EXTRACTION OF MINERALS • <i>Д.А. Илюшкин, В.Н. Гусев</i>	310
СЕЛЕКТИВНОЕ КОМПЛЕКСООБРАЗОВАНИЕ КАК МЕТОД РАЗДЕЛЕНИЯ ИЗОМЕРОВ БИС(БЕНЗО-1,2,3-ТРИАЗОЛИЛ)АЛКАНОВ <i>Р.Д. Марченко</i>	288	• ТВЕРДЕЮЩАЯ ЗАКЛАДКА НА ОСНОВЕ КАУСТИЧЕСКОГО МАГНЕЗИТА • <i>А.Э. Авлезова</i>	312
ОСОБЕННОСТИ МОДУЛИРОВАНИЯ ИММУННОГО ОТВЕТА КОМПОНЕНТАМИ МИКРОБИОТЫ ПРИ ОТДЕЛЬНЫХ ВАРИАНТАХ ТЕЧЕНИЯ ХРОНИЧЕСКОЙ ОБСТРУКТИВНОЙ БОЛЕЗНИ ЛЕГКИХ <i>Д.Д. Недорезова, Н.А. Кириллова, Ю.Б. Дорофеева, В.А. Петров</i>	290	• ПРИМЕНЕНИЕ РЯСКИ (<i>LEMNA MINOR</i>) ДЛЯ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ИЗ МЕТАНТЕНКА • <i>А.А. Аль Кассаб, Г.А. Шевченко, А.А. Хващевская</i>	314
		• РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ И ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КАМНЕЛИТЫХ СИЛИКАТНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИХ • <i>А.О. Артемов, М.Н. Игнатов, А.М. Игнатова</i>	316
		• ВЫБОР ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ РЕЗЕРВУАРНЫХ УСТАНОВОК СЖИЖЕННОГО УГЛЕВОДОРОДНОГО ГАЗА • <i>Н.С. Бессонова</i>	318

ГЕОХИМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ Au-Te ЭПИТЕРМАЛЬНЫХ РУД МЕСТОРОЖДЕНИЯ ПОДГОЛЕЧНОЕ (ЦЕНТРАЛЬНО-АЛДАНСКИЙ РУДНЫЙ РАЙОН, ЯКУТЛЯ) <i>Я.Ю. Бушуев, В.И. Леонтьев</i>	380	• ФИТОТЕСТИРОВАНИЕ КАК ОДИН ИЗ МЕТОДОВ • ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЭВТРОФИЦИРОВАННОСТИ • ВОДНЫХ ОБЪЕКТОВ • <i>И.В. Овсянникова, Г.В. Юнусова,</i> • <i>Д.А. Жуков</i>	344
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ПЕРЕРАБОТКА ДИСТИЛЛЕРНОЙ ЖИДКОСТИ АММИАЧНО- СОДОВОГО ПРОИЗВОДСТВА <i>Н.А. Быковский, П.А. Рахман,</i> <i>Л.Н. Пучкова, Н.Н. Фанакова</i>	322	• ОПРЕДЕЛЕНИЕ РТУТЬОРГАНИЧЕСКИХ • ПЕСТИЦИДОВ В ВОДЕ • <i>А.К. Посвященная</i>	346
ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБЕЗЖЕЛЕЗИВАНИЯ БОКСИТА СОЛЯНОЙ КИСЛОТОЙ МЕТОДАМИ ФИЗИКО- ХИМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ <i>Д.В. Валеев, В.А. Бычинский,</i> <i>К.В. Чудненко</i>	324	• ИММОБИЛИЗАЦИЯ РАДИОАКТИВНЫХ • ОТХОДОВ В ПЕРВОКИТОПОДОБНУЮ • МАТРИЦУ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА • НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННУЮ В РЕЖИМЕ • ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ГОРЕНИЯ • <i>Д.В. Посохов, В.С. Кузьмин</i>	348
СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ АЛЮМОСИЛИКАТНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ СУХАРНОГО ГЛИНИСТОГО СЫРЬЯ <i>Л.П. Девяшина, А.П. Потапова</i>	326	• ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОЧИСТКА • НЕФТЕЗАГРЯЗНЕННЫХ ГРУНТОВ • <i>В.В. Пряничникова, Н.С. Шулаев,</i> • <i>Н.А. Быковский, Р.Р. Кадыров</i>	349
ПОРИСТАЯ СТРУКТУРА ПРОДУКТОВ НЕРАВНОВЕСНОГО ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ МЕДЬ-КАДМИЕВОЙ СИСТЕМЫ <i>А.С. Долинина, В.В. Коробочкин,</i> <i>Н.В. Усольцева, Е.В. Попова</i>	328	• ИЗУЧЕНИЕ СОРБЦИОННЫХ СВОЙСТВ • СИНТЕТИЧЕСКИХ СОРБЕНТОВ, • ПОЛУЧЕННЫХ НА ОСНОВЕ • ПОЛИАЛЮМОФЕНИЛСИЛОКСАНА • <i>М.А. Самусь, Н.П. Моргун,</i> • <i>М.А. Цветнов</i>	351
РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ КРАСНОГО ШЛАМА УРАЛЬСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО ЗАВОДА С ПОЛУЧЕНИЕМ ПРОДУКЦИИ ДЛЯ МЕТАЛЛУРГИИ И СТРОИТЕЛЬСТВА <i>Д.В. Зиновеев, В.П. Корнеев,</i> <i>П.И. Грудинский, В.Г. Дюбанов</i>	330	• КОРРЕЛЯЦИОННАЯ СВЯЗЬ ИЗВЛЕЧЕНИЯ • ПОЛЕЗНОГО КОМПОНЕНТА • И ПОВЕРХНОСТНОГО ДАВЛЕНИЯ • НАСЫЩЕННЫХ КАРБОНОВЫХ КИСЛОТ • ПРИ ФЛОТАЦИОННОМ ОБОГАЩЕНИИ • <i>Д.В. Семьянова</i>	353
СРАВНЕНИЕ ПРОГНОЗИРУЕМЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ ГРАВИТАЦИОННОГО ОБОГАЩЕНИЯ КРУПНЫХ КЛАССОВ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УГЛЕЙ В РАЗЛИЧНЫХ АППАРАТАХ <i>В.А. Кандинский, И.А. Королев</i>	332	• ОТРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗВЛЕЧЕНИЯ • СЕРЕБРА С ПОВЕРХНОСТИ • ЭЛЕКТРОДЕТАЛЕЙ ИОДАТНЫМ • МЕТОДОМ • <i>В.Д. Супруненко</i>	355
МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ С ПОМОЩЬЮ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ <i>Г.В. Кузнецов</i>	334	• ВЫБОР ИОНООБМЕННОЙ СМОЛЫ ДЛЯ • ВЫДЕЛЕНИЯ ВОЛЬФРАМАТ-ИОНОВ • <i>М.В. Супруненко</i>	356
РУДНАЯ МИНЕРАЛИЗАЦИЯ АДУЛЯР- ФЛЮОРИТОВЫХ МЕТАСОМАТИТОВ ЭПИТЕРМАЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ ЩЕЛОЧНОГО ТИПА (А-ТУРЕ). ПОДГОЛЕЧНОЕ (ЦЕНТРАЛЬНО-АЛДАНСКИЙ РУДНЫЙ РАЙОН, РОССИЯ) <i>В.И. Леонтьев, Я.Ю. Бушуев</i>	335	• МЕТОД УТИЛИЗАЦИИ РТУТЬСОДЕРЖАЩИХ • ОТХОДОВ • <i>К.А. Фатеев, Л.А. Ильина,</i> • <i>А.Б. Голованчиков</i>	358
СМЕСИТЕЛЬ <i>Ю.А. Лыско, Д.И. Селезнева</i>	337	• ИССЛЕДОВАНИЕ АКТИВНОСТИ • АЛЮМИНИЕВОГО ГАЗООБРАЗОВАТЕЛЯ • <i>М.А. Шалабаева</i>	360
ВЛИЯНИЕ ТОКСИЧНОСТИ ОТХОДОВ БУРЕНИЯ НА ВОДНЫЕ РЕСУРСЫ <i>А.С. Мишунина, А.А. Мех</i>	338	• Секция 5. ПРОБЛЕМЫ НАДЕЖНОСТИ МАШИНОСТРОЕНИЯ И МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ	
РАЗРАБОТКА ШЛАКОВОЙ ОСНОВЫ ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ ИЗ ТЕХНОГЕННЫХ ОБРАЗОВАНИЙ ГОРНО- МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ УРАЛА <i>С.В. Наумов, М.Н. Игнатов</i>	340	• A THREE-DIMENSIONAL BEM FOR DYNAMIC • ANALYSIS OF ANISOTROPIC ELASTIC MULTI- • CONNECTED BODIES • <i>L.A. Igumnov, I.P. Markov</i>	362
ИССЛЕДОВАНИЕ УГЛА ЕСТЕСТВЕННОГО ОТКОСА ПОРОШКООБРАЗНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ <i>Н.В. Николаев</i>	342	• THE USE OF ELECTROMAGNETIC-ACOUSTIC • METHOD FOR ESTIMATING THE STRESS-STRAIN • STATE OF THE METALLIC ELEMENTS POWER • EQUIPMENT • <i>I.G. Khusnutdinova, M.G. Bashirov</i>	364
		• METHOD OF CONTACT STRESSES RESEARCH • OVER SURFACES OF A CUTTER • <i>V. Kozlov, J. Zhang, J. Cui,</i> • <i>M. Bogolyubova</i>	366

INFLUENCE OF CUTTING TOOL WEAR ON CONTACT STRESSES AND TEMPERATURE DISTRIBUTION IN TITANIUM ALLOY MACHINING <i>V. Kozlov, J. Zhang, E. Letshiner, W. Zhao</i>	368	• ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОКАЗАТЕЛЕЙ НАДЕЖНОСТИ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ФУНКЦИЙ И СВОЙСТВ ОБЪЕКТА • <i>Ю.В. Данилова, А.Е. Гулин</i>	396
USE OF ACOUSTIC PARAMETER MEASUREMENTS FOR EVALUATING THE RELIABILITY CRITERIA OF MACHINE PARTS AND METALWORK <i>Yu.V. Li, A.G. Lunev, L.B. Zuev</i>	370	• ВЛИЯНИЕ ТЕРМОУДАРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ КЕРАМИКИ СОСТАВОВ $ZrO_2(Y_2O_3)$ И $ZrO_2(MgO)$ • <i>Е.А. Деркач, Ю.Л. Кретов, С.П. Буякова, С.Н.Кульков</i>	398
EVALUATION OF CRITICAL SIZE CRACK OF VERTICAL STEEL TANK WITH NOMINAL VOLUME 20000m ³ <i>A.A. Lyagova</i>	372	• ТОРЦЕВОЙ КИНЕМАТИЧЕСКИЙ ВОЛНОВОЙ РЕДУКТОР С УЛУЧШЕННОЙ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТЬЮ • <i>М.А. Джасем</i>	400
MODELING OF WAVE PROPOGATION IN THE UNSATURATED SOILS USING BOUNDARY ELEMENT METHOD <i>A.N. Petrov, S.M. Aizikovich, L.A. Igumnov</i>	374	• ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА КРИОГЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ В ХОДЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПРИ 4,2 К • <i>С.Б. Ермаков, А.Р. Салокеева</i>	402
ПЛАНЕТАРНАЯ ПЕРЕДАЧА С ЗАЦЕПЛЕНИЕМ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ТЕЛ <i>Ф.Р. Алиев, Ан И-Кан</i>	376	• ОЦЕНКА ПОТЕРЬ В ТРАНСМИССИИ МАШИНЫ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ МЕСТОРОЖДЕНИЙ ПОЛЕЗНЫХ ИСКОПАЕМЫХ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕМЕННОЙ НАГРУЗКИ • <i>И.Е. Звонарев, С.Л. Иванов</i>	404
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ТВЕРДОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ TiC + R6M5 <i>А.В. Барановский, М.Г. Криницын</i>	378	• КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ • <i>И.Е. Звонарев, А.И. Фоломкин, Э.Х. Муратбаекеев</i>	406
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАБЛЮДАТЕЛЯ СКОРОСТИ В ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ СИСТЕМЕ НА БАЗЕ ВЕНТИЛЬНОГО ДВИГАТЕЛЯ <i>А.В. Белоногов, П.В. Варзаносов</i>	380	• ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОГРУЗКИ КАЛИЙНОЙ РУДЫ ПРИ РАБОТЕ КОМБАЙНОВ «УРАЛ-20Р» • <i>И.Е. Звонарев, Д.И. Шишлянников</i>	408
ВОПРОСЫ ИССЛЕДОВАНИЯ РОБАСТНОСТИ ЭЛЕКТРОННЫХ СХЕМ В УСЛОВИЯХ ИНТЕРВАЛЬНОЙ НЕОПРЕДЕЛЕННОСТИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ СИСТЕМ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ <i>А.В. Бондарев, Е.А. Муравьева</i>	382	• ПРИМЕНЕНИЕ ПОЛИМЕРНОГО ГЕЛЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ КОРРОЗИОННОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ • <i>Ю.А. Зыкова</i>	410
РОЛЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ВНУТРЕННИХ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА В СОПРОТИВЛЕНИИ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ <i>Д.В. Борисюк, Т.Ф. Елсукова</i>	384	• СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Al-Si-N И Ni/Al-Si-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО ОСАЖДЕНИЯ • <i>А.В. Иванова, Е.В. Рыбалко, И.А. Божко</i>	412
НОВЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ ТОЧНОСТИ МЕТОДОВ АНАЛИЗА <i>Е.Ю. Босикова</i>	386	• КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ В КАЧЕСТВЕ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВА BrO15H5 • <i>Н.С. Клочков, Ю.П. Егоров</i>	414
ИССЛЕДОВАНИЕ СИГНАЛОВ С ОБРАТНОЙ СТОРОНЫ ИЗДЕЛИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ СО СКВОЗНЫМ ПРОПЛАВЛЕНИЕМ <i>С.В. Варушкин, В.Я. Беленький, Д.Н. Трушников</i>	388	• РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ АППАРАТНОГО ПОВОРОТА ГРАФИЧЕСКИХ ИЗОБРАЖЕНИЙ • <i>Е.В. Книга, А.В. Гурьянов, И.О. Жаринов</i>	416
ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛИ «РЫЧАГ» С ПРИМЕНЕНИЕМ ПРОГРАММНОГО КОМПЛЕКСА DEFORM 2D <i>В.Б. Вольф, В.Ю. Курганский, С.Ю. Звонов</i>	390	• СИСТЕМА УПРАВЛЕНИЯ ДАННЫМИ С ФИЗИЧЕСКИХ ДИАГНОСТИК ТОКАМАКА КТМ • <i>А.Г. Коровиков</i>	418
РАЗРАБОТКА СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО КОНТРОЛЯ ОПТИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Ф.А. Глущенко, Т.Р. Гришуков</i>	392	• НАДЕЖНОСТЬ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ПРИМЕНЯЕМОГО В МАШИНОСТРОЕНИИ • <i>Н.Н. Королев, Е.Ю. Якимович</i>	420
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ХОНИНГОВАНИЯ ОБРАБАТЫВАЕМОЙ ДЕТАЛИ НА СТАНКЕ С ЧПУ <i>Е.С. Григорьев, Р.Р. Кадыров, П.Н. Чариков, В.В. Пряничникова</i>	394	• АНАЛИЗ РАЗРУШЕНИЯ ВАЛА ГИДРОЗАЩИТЫ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ЦЕНТРОБЕЖНОГО НАСОСА • <i>А.Г. Ксембаев, А.Г. Багинский</i>	422

ОТДЕЛОЧНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА ПЛОСКОЙ КОЛЬЦЕВОЙ ПОВЕРХНОСТИ РОТАЦИОННЫМ ВЫГЛАЖИВАНИЕМ <i>В.П. Кузнецов, В.В. Воропаев, А.С. Скоробогатов</i>	424	• СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА • СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО • СПЛАВА VT23 С МОДИФИЦИРОВАННЫМ • УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ КОВКОЙ • ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ • <i>А.С. Смирнова, Ю.И. Почивалов, В.Е. Панин, А.В. Горбунов</i>	448
ИЗУЧЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СТАЛИ 10P6M5 ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ <i>К.А. Курьшин, И.А. Исакин, В.Г. Дураков</i>	426	• ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АНИЗОТРОПИИ • СВОЙСТВ ОБШИВочНЫХ ЛИСТОВ • ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА • 1441 НА ПРОЦЕСС ОБТЯЖКИ ПРИ • ПРОИЗВОДСТВЕ ИЗДЕЛИЙ • АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ • <i>С.В. Сурудин, Я.А. Ерисов, Д.Г. Черников</i>	450
ИЗМЕНЕНИЕ РАДИУСА ОКРУГЛЕНИЯ РЕЖУЩИХ КРОМОК КОНЦЕВЫХ ФРЕЗ, ОБРАБОТАННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ DRAG FINISHING <i>Н.В. Лаптев</i>	427	• JOINT LIMITS AVOIDANCE STRATEGY • IN ROBOTIC SCANNING SYSTEM • <i>Д.А. Татарников</i>	452
ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НАСЫЩАЮЩЕГО ГАЗА ПРИ ИОННОМ АЗОТИРОВАНИИ НА ДЕФОРМАЦИЮ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 01X17H13M3 С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА <i>В.А. Москвина, К.Н. Рамазанов</i>	429	• ROUTE RECONSTRUCTION FOR SCANNING • OF COMPLEX SURFACES • IN THE ROBOTIC SYSTEM • <i>Д.А. Татарников</i>	454
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ TiV+Ti <i>А.М. Мырзахан, А.Д. Макан</i>	431	• ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА • РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ • <i>В.А. Фролов, А.Г. Мельников, А.В. Корчмит</i>	456
МОДИФИЦИРОВАННЫЙ АЛГОРИТМ ОБРАТНОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ ДЛЯ ТОМОГРАФИЧЕСКОЙ РЕКОНСТРУКЦИИ ПРИ СКАНИРОВАНИИ ОБРАЗЦА С ПОШАГОВЫМ СДВИГОМ <i>А.Х. Оздиев</i>	433	• РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ • ВКЛАДЫШЕЙ МОТОРНО-ОСЕВЫХ • ПОДШИПНИКОВ ЭЛЕКТРОВАГОНО- • ТОЛКАТЕЛЯ НА БАЗЕ ЭЛЕКТРОВОЗА ВЛ-60 • <i>А.Е. Чагин, А.Н. Клепиков, А.В. Корчмит</i>	458
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ «TiC-PR H77X15C3P2», ПОЛУЧЕННЫХ НАПЛАВКОЙ <i>А.А. Полянская, М.Г. Криницын, Г.А. Прибытков</i>	435	• ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ГАШЕНИЯ • РАКЕТНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ НА ТВЕРДОМ • ТОПЛИВЕ ПРИ ОГНЕВЫХ СТЕНДОВЫХ • ИСПЫТАНИЯХ В ГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ • ТРУБАХ • <i>Г.И. Шайдунова, С.В. Патрулин, А.А. Назарцев</i>	460
ГРАФОАНАЛИТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СОСТОЯНИЯ РАБОЧЕЙ ЖИДКОСТИ ГИДРАВЛИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ <i>И.А. Попельнюк</i>	437	• СОЗДАНИЕ КОМБИНИРОВАННОГО • ТЕРМОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ • С ГРАДИЕНТНОЙ МОДИФИКАЦИЕЙ • СЛОЕВ И МЕТОДИКИ ЕГО ИСПЫТАНИЯ • <i>Г.И. Шайдунова, И.Л. Васильев, Я.С. Шевяков</i>	462
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT1-0 <i>Г.В. Проскурников, Е.Е. Дерюгин</i>	439	• ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ • ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ В • МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ • СТАЛИ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ • ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ • НАПЛАВКЕ • <i>К.С. Шаронов, А.В. Матюшкин, М.Г. Голковский</i>	464
ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ АКТИВНЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ПЕРЕДАЧИ ВИБРАЦИИ И ПУЛЬСАЦИИ ДАВЛЕНИЯ ПО КОМПЕНСАТОРАМ ТРУБОПРОВОДОВ С ЖИДКОСТЬЮ <i>А.В. Птахин, А.В. Крылов, А.В. Кондратьев, А.А. Шайдунов</i>	442	• ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ • ВЗАИМОСВЯЗАННЫХ • РАЗМЕРНЫХ ЦЕПЕЙ • <i>М.В. Янюкина</i>	465
РАСЧЕТ СРЕДНЕГО ВРЕМЕНИ НАРАБОТКИ ДО ПЕРВОГО ОТКАЗА МАЖОРИТАРНОЙ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ С ТРЕМЯ УЗЛАМИ ТОПОЛОГИЧЕСКИМ МЕТОДОМ <i>П.А. Рахман, Ж. д'К. Шавиер Фрейре Новикова</i>	444		
ТОПОЛОГИЧЕСКИЙ МЕТОД РАСЧЕТА СРЕДНЕГО ВРЕМЕНИ НАРАБОТКИ ДО ПЕРВОГО ОТКАЗА ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ НА БАЗЕ СПЕЦИАЛЬНОГО ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ЦЕПИ МАРКОВА <i>П.А. Рахман, Ж. д'К. Шавиер Фрейре Новикова</i>	446		

Секция 6. МОДЕЛИРОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ИСКУССТВЕННЫХ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ БИОЛОГИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ОЧИСТКИ ВОДЫ НА ОСНОВЕ РЯСКИ <i>А.А. Аль Кассаб, Г.А. Шевченко, Ю.Н. Черноусова</i>	468	• МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРОДИНАМИКИ И ТЕПЛООБМЕНА ТЕЧЕНИЯ ЗЕРНИСТОЙ СРЕДЫ В КОЛЬЦЕВОМ БУНКЕРЕ <i>Е.А. Дьяков, Н.И. Гичёва</i>	492
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ ВКЛЮЧЕНИЕМ И МАТРИЦЕЙ ПРИ СИНТЕЗЕ КОМПОЗИТА <i>М.А. Анисимова</i>	470	• ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ НЬЮТОНОВСКОЙ ЖИДКОСТИ В Т-ОБРАЗНОМ КАНАЛЕ С УСЛОВИЯМИ ПРИЛИПАНИЕ-СКОЛЬЖЕНИЕ НА ТВЕРДОЙ СТЕНКЕ <i>О.А. Дьякова</i>	494
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ В ОБЛАСТИ ПЛАЗМЕННОЙ СТРУИ СЛАБОТОЧНОГО ПЛАЗМОТРОНА <i>Г.А. Аргунов, В.О. Нехорошев</i>	472	• МОДЕЛИРОВАНИЕ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ И ТЕРМОХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ВОДОРОДНОМ РОТОРНО-ПОРШНЕВОМ ДВИГАТЕЛЕ <i>С.Д. Замбалов</i>	498
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕПАРАФИНИЗАЦИИ С ЦЕЛЬЮ ИЗУЧЕНИЯ ВЫРАБОТКИ ДИЗЕЛЬНЫХ ТОПЛИВ <i>Д.А. Афанасьева, Н.В. Попова, М.В. Майлин</i>	474	• ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОЙ ПРОЦЕДУРЫ ОЦЕНИВАНИЯ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛЕЙ ВРЕМЕННЫХ РЯДОВ <i>А.О. Иващенко</i>	498
ИССЛЕДОВАНИЕ ОРИЕНТИРОВАННОГО И НЕОРИЕНТИРОВАННОГО УПРОЧНЕНИЯ В ПРОЦЕССАХ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ <i>М.А. Баранов, А.С. Никифоров</i>	476	• ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ О ШТАМПЕ НА ПОРОВАЗКОУПРУГОМ ПОЛУПРОСТРАНСТВЕ МЕТОДОМ ГРАНИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ <i>А.А. Ипатов, Л.А. Игумнов, А.А. Белов, С.Ю. Литвинчук</i>	500
ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ ДЛЯ НАХОЖДЕНИЯ ОБЛАСТЕЙ НЕУЛУЧШАЕМЫХ РЕШЕНИЙ <i>Т.А. Барбасова, Л.С. Казаринов, Д.А. Шнайдер</i>	478	• ПАРАМЕТРЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ МОСТОВЫХ ДОРОЖНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПОД РАДИАЦИОННЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ <i>В.С. Каблинов</i>	502
ТЕРМООБРАБОТКА ИЗМЕЛЬЧЕННОЙ ДРЕВЕСИНЫ <i>Р.Р. Сафин, Р.Р. Хасаншин, Р.В. Салимгараева, Е.А. Белякова</i>	480	• ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ БАРЬЕРОВ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ КАК МЕХАНИЗМА УПРОЧНЕНИЯ ПРИ НЕУПРУГОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ <i>Н.В. Котельникова</i>	503
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ НЕНЬЮТОНОВСКОЙ ЖИДКОСТИ СО СВОБОДНОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ НЕПРЯМЫМ МЕТОДОМ ГРАНИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ <i>М.П. Бессонова</i>	482	• АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛА ПРИ СЛОЖНОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Д.А. Лоевец</i>	505
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИНЧАТОГО ТЕПЛООБМЕННОГО АППАРАТА <i>А.А. Бычкова, М.А. Дмитриенко, Г.С. Няшина</i>	484	• ДВУХУРОВНЕВАЯ МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ОЦК-ПОЛИКРИСТАЛЛА С УЧЕТОМ ТЕРМОАКТИВИРОВАННОГО ХАРАКТЕРА ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ <i>А.О. Микрюков</i>	507
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕЖИМОВ РАБОТЫ ДВУХФАЗНОГО ТЕРМОСИФОНА В УСЛОВИЯХ ИЗВЛЕЧЕНИЯ ГЕОТЕРМАЛЬНОЙ ЭНЕРГИИ <i>Л.Е. Валиева</i>	486	• ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ <i>В.А. Микушина, Ю.Н. Сидоренко, И.Ю. Смолин</i>	509
ПРЯМОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРОЦЕССА ДВУТОРОННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ <i>Р.М. Герасимов</i>	488	• ЧИСЛЕННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ МИНИМАЛЬНОЙ ЭНЕРГИИ ЗАЖИГАНИЯ НАНОРАЗМЕРНОЙ ФРАКЦИИ УГОЛЬНОЙ ПЫЛИ <i>К.М. Моисеева, А.Ю. Крайнов</i>	511
ИССЛЕДОВАНИЕ ВАРИАНТОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ, ПРИ КОТОРЫХ БЫЛА ПОЛУЧЕНА НЕФТЬ ТРЕБУЕМОГО КАЧЕСТВА <i>С.Н. Джалилова, Н.В. Ушева</i>	490	• ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОГРАММНЫХ ПЛАТФОРМ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В ЗДАНИЯХ И СООРУЖЕНИЯХ <i>А.О. Жданова, М.В. Пискунов</i>	513

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА НАКОПЛЕНИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ БОРНОЙ КИСЛОТЫ В АКТИВНОЙ ЗОНЕ ПРИ АВАРИЙНОМ РЕЖИМЕ РАБОТЫ РЕАКТОРА ВВЭР <i>А.В. Морозов, А.В. Питьик, Н.С. Ильичева, Д.Ф. Закиров</i>	515	• ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕЖПОЗВОНОЧНОГО ДИСКА ШЕЙНОГО СЕГМЕНТА ПОЗВОНОЧНИКА ПРИ НАКЛОНЕ ВПЕРЕД <i>Т.В. Колмакова, А.В. Телегина, Ю.А. Рикун</i>	536
ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЕ УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ ПРОКАЛКИ ЦЕОЛИТОСОДЕРЖАЩИХ КАТАЛИЗАТОРОВ НА ОСНОВЕ МНОГОМЕРНОГО ЧЕТКОГО ЛОГИЧЕСКОГО РЕГУЛЯТОРА <i>Е.А. Муравьева, М.И. Шарипов, А.В. Бондарев</i>	517	• МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОСАЖДЕНИЯ ЧАСТИЦ НА ПОВЕРХНОСТИ ПОДЛОЖКИ МЕТОДОМ РЕШЕТОЧНЫХ УРАВНЕНИЙ БОЛЬЦМАНА <i>Э.Р. Сайфуллин, А.Г. Князева</i>	538
МЕТОДЫ СИНТЕЗА НЕЧЕТКОГО РЕГУЛЯТОРА С ДВОЙНОЙ БАЗОЙ ПРАВИЛ <i>Е.А. Муравьева, М.И. Шарипов</i>	519	• ЗАВИСИМОСТЬ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА СВЕТОДИОДНОЙ ЛАМПЫ С КОНВЕКЦИОННЫМ ГАЗОВЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ ОТ КОЛИЧЕСТВА СВЕТОДИОДНЫХ НИТЕЙ <i>Д.Г. Старосек, А.Ю. Хомяков, Ю.В. Ряполова, А.Ю. Олисовец</i>	540
ДЕТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ СЕПАРАЦИИ УГЛЕВОДОРОДНЫХ СРЕД В ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ РАБОТЫ УСТРОЙСТВ ПОДГОТОВКИ НЕФТИ <i>Е.В. Николаев</i>	521	• ОПИСАНИЕ ФРАГМЕНТНО-ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОЦЕССОВ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ <i>М.А. Тельканов</i>	542
ПОВЕДЕНИЕ КОМПОЗИТА ТИТАН-ИНТЕРМЕТАЛЛИД-АЛЮМИНИЙ ПРИ СЖАТИИ <i>Р.Е. Новиков, Д.В. Проничев</i>	523	• ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕДАЧИ ТЕПЛА УПАКОВОЧНОГО МАТЕРИАЛА – ПАРАФИНИРОВАННОЙ БУМАГИ <i>Т.В. Ульзутуева, А.Х. Цыбикова, А.А. Жамбалова</i>	544
ПОВЕДЕНИЕ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ЧЕТЫРЕХ-СЛОЙНЫХ ТИТАНО-СТАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ С МЯГКИМИ ПРОСЛОЙКАМИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ <i>Р.Е. Новиков, Д.В. Проничев</i>	525	• КРИТЕРИЙ БЕЗОПАСНОГО ПРОТЕКАНИЯ РЕАКЦИИ В МОДЕЛЯХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ РЕАКТОРОВ <i>Н.М. Фирстова</i>	546
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ МЕЗОНАПРЯЖЕНИЙ В РАМКАХ ДВУХУРОВНЕВОЙ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛА <i>Е.И. Овчинников</i>	527	• ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УСТАНОВИВШЕГОСЯ ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОСТИ БАЛКЛИ-ГЕРШЕЛЯ В КАНАЛЕ СО СКАЧКОМ СЕЧЕНИЯ <i>Е.И. Хегай</i>	547
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ, СОЗДАВАЕМОГО ЗЕРНОГРАНИЧНЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ, НА ПОВЕДЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИХ НЕУПРУГОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ <i>В.С. Озерных</i>	529	• ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА В СМЕСИТЕЛЕ С ДИСКОВЫМ ЗАВИХРИТЕЛЕМ <i>М.Г. Хмелева, А.Б. Тохметова</i>	549
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ В ПОВЕРХНОСТЬ МИШЕНИ С ПОКРЫТИЕМ <i>Е.С. Парфенова</i>	531	• СРАВНЕНИЕ БЕССЕТОЧНЫХ МЕТОДОВ ГЛАДКИХ ЧАСТИЦ (SPH) И ПОДВИЖНЫХ НАИМЕНЬШИХ КВАДРАТОВ (MLSM) ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ СОУДАРЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ С ПОВЕРХНОСТЬЮ <i>Р.О. Черепанов, А.В. Герасимов</i>	551
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ПРОЦЕССА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОТОКА ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ С ПОВЕРХНОСТЬЮ МЕТАЛЛА <i>Е.С. Парфенова, М.В. Чепак-Гизбрехт</i>	533	• МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ГАЗОВОГО ПОТОКА В РЕАКТОРАХ С НАСЫПНЫМ СЛОЕМ С БОКОВОЙ ПОДАЧЕЙ РАБОЧЕЙ СМЕСИ <i>И.А. Яковлев</i>	553
МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ХИМИЧЕСКОГО РЕАКТОРА <i>Б.И. Пякилла, И.А. Тутов</i>	534	• Авторский указатель	555
		• Summary	561

Секция 1

ТЕХНОЛОГИИ МАТЕРИАЛОВ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ И НАНОМАТЕРИАЛОВ

MICROSTRUCTURAL CHANGES OF MECHANICAL PROPERTIES OF 08Cr18Ni10Ti AUSTENITIC STEEL UNDER NEUTRONS IRRADIATION

D.E. Ashimov¹, E.T. Koyanbayev¹, Sh.R. Kurbanbekov¹, A.A. Sytnikov²

Supervisor: professor, M.K. Skakov

¹Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

²Altai State Technical University, Barnaul, Russia

E-mail: ashimov@nnc.kz

This paper reports neutron irradiation induced effects on 08Cr18Ni10Ti austenitic steel which is one of the structural material of the IVG.1M research reactor. Chosen samples were stored in the beryllium displacer on two different elevation heights, irradiation dose with fast fluence is $0.4 \cdot 10^{19}$ n/cm² and $4.3 \cdot 10^{19}$ n/cm². Thorough material analysis reports changes in hardness values, plasticity and microstructure.

Introduction: Safety is an essential and crucial part of any reactor, whether it is a research or commercial. Neutron irradiation, corrosive environment, temperature factor – all of these aspects tend to lower the service life of main structural components of the reactor such as core, its main parts, steam generators and etc. Degradation of following parts rise concerns in terms of safe operation of the reactors. Thus, current trend of data gathering directly from the decommissioned reactors is a one of main data sources. Current reactor, IVG.1M used to be high temperature gas cooled reactor, which was operated from 1975 till 1988 in order to test core behavior for future space nuclear propulsion engines. Then, in the period from 1989 to 1990 IVG.1M was modernized and became water cooled research reactor. Since 1990, containment and core plenum status was monitored by stainless steel witnesses. Current paper reports change in microstructure and mechanical properties of the stainless steel witness samples of IVG.1M reactor, which were irradiated by neutron fluence for about 40 years.

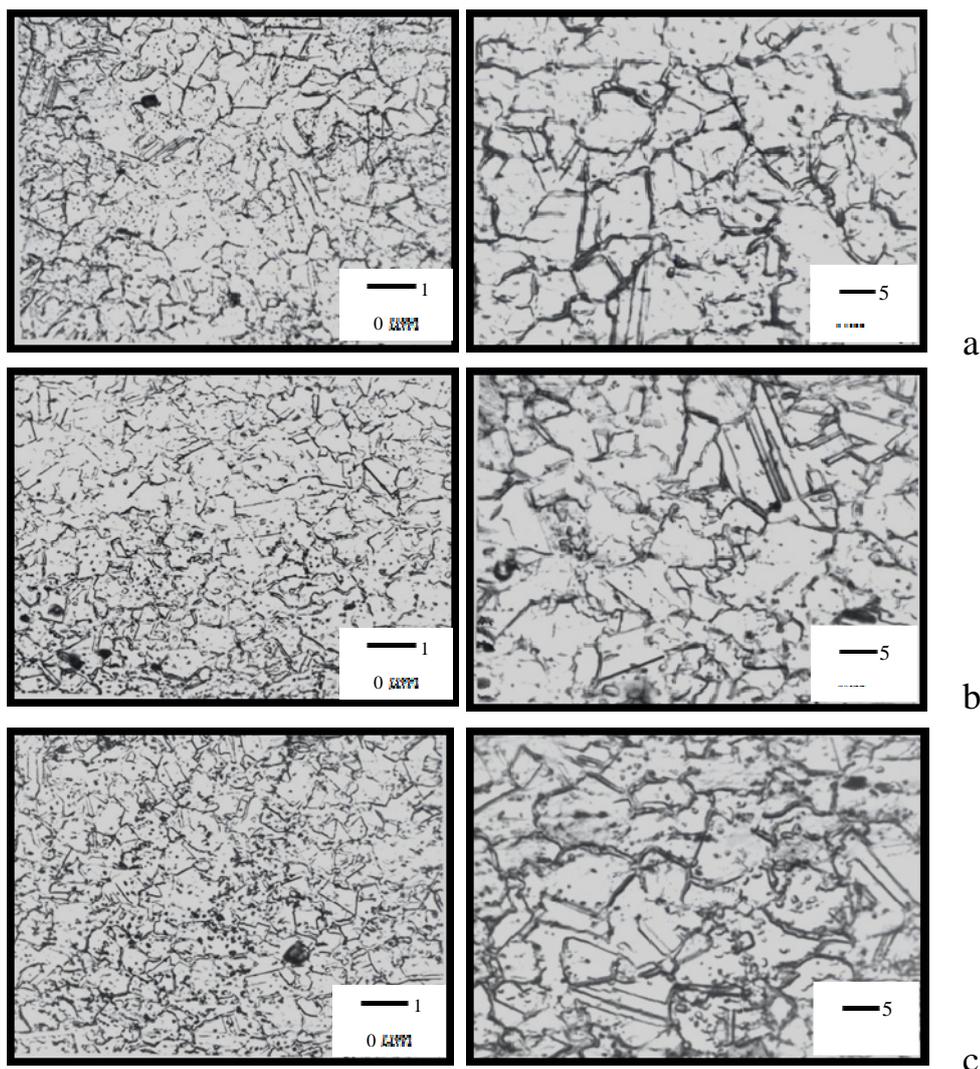


Fig. 1. a) unirradiated sample; b) sample from “-316 mm” elevation; c) sample from “-96 mm” elevation

Materials and test methods. Three samples of 08Cr18Ni10Ti austenitic steel have been used throughout the study. Chemical composition by% mass is following: Fe(bal); C(0,07–0,08); Cr(17,1–18,5); Ni(9,6–10,2); Mn(1,0–1,2); Si(0,40–0,43); Ti(0,56–0,68). One of them was not irradiated and was aging for about 38 years at room temperature, whereas the other two were irradiated up to is $0,4 \cdot 10^{19}$ and $4,3 \cdot 10^{19}$ n/cm². It should be noticed that elevation of irradiated samples were “–316 mm” and “–96 mm” beneath the reactor core. Samples were 56 mm in length. Each sample was further divided into 8 samples total. Two samples were used for metallographic analysis and six of them for destructive mechanical tests. Metallographic analysis was done via use of OLYMPUS BX41M optical microscope. Micro hardness (H_v) values were done on PMT-3M at a load of 50 gram Vickers value. Toughness was tested on experimental *Korina* machine at temperature of 400 °C at strain rate of 4 mm/min.

Experimental results. Experimental data suggests that un-irradiated sample of 08Cr18Ni10Ti is similar to post austenized and aged material. In other words, polyhedral grains with few inclusions of secondary phases (about 1 μm) in a lattice and at grain boundaries (see Fig. 1). Certain grains report twinning layers. Irradiated samples have tendency of increased secondary grains. On Figure 1, it is observable that as irradiation dose increases, quantity of fine grained inclusions increase (1micrometer). Secondary inclusions are supposedly fine grained carbides of $M_{23}C_6$ type. Resulted data suggest existence of dislocation loops, Frank loops, vacancy and interstitial nature as well as presence of $M_{23}C$ and TiC carbides located mostly on grain boundaries. Authors [1–3] confirm the phenomena. Engineering stress strain diagram of studied samples at 400 °C suggests that material becomes harder as irradiation dose increases. Result is also confirmed with hardness values. Data analysis suggests that un-irradiated sample that was resting for close to 40 years practically did not change; in addition metal properties correlate well and does not deviate much for this specific type of steel. Irradiated samples show increase in toughness values at small irradiation doses ($4 \cdot 10^{18}$ n/cm²), which increases as irradiation does.

Conclusion. Experimental data suggest that there is increase in secondary fine grain carbide extractions with the increasing irradiation dose. Mechanical tests at 400 °C report hardening of the material at irradiation doses $4 \cdot 10^{18}$ n/cm². Measuring micro hardness values confirm the phenomena of hardening after samples were irradiated in a fast neutron flux.

References

1. Porollo S.I., Dvoriashin A.M., Konobeev Yu.V. et al. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel 12X18H9T after neutron irradiation in the pressure vessel of BR-10 fast reactor at very low dose rates // *Journal of Nuclear Materials.* – 2006. – Vol. 359. – P. 41–49.
2. Ahmedabadi P., Kain V., Arora K. et al. Radiation-induced segregation in desensitized type 304 austenitic stainless steel // *Journal of Nuclear Materials.* – 2011. – Vol. 416. – P. 335–344.
3. Tsay K.V., Maksimkin O.P., Turubarova L.G. Vliyanie oblucheniya i post-radiacionnoj termoobrabotki na mikrostrukturu i svojstva stali 12X18H10T, obluchennoj v issledovatel'stkom reaktore VVR-K do 5 sna // *Voprosy atomnoi nauki i tehniki. Ser. FRPiRM.* – 2008. – Issue. 2. – P. 100–107.

INFLUENCE OF FDDITIVES OF NANOPARTICLES ON STRUCTURE FORMATION OF FINE GRAINED HARDMETALS

A.S. Binchurov, Y.I. Gordeev, A.K. Abkaryan, V.B. Yasinski

Polytechnic Institute, Siberian Federal University
 E-mail: tms-mtf@rambler.ru

This paper introduces the new concept of coated fine carbides and modified by nanoparticles Al_2O_3 , ZrO_2 (inhibitors) as starting method for improved hardmetals. By calculated and experimental methods functional relationships between parameters of microstructure, sizes, volume content of additives of nanoparticles and properties (transverse rupture toughness, hardness, fracture toughness) of the heterophase hardmetal composites have been determined. The analysis of the accumulated information on research and development of new compositions and manufacturing technologies of hardmetal composites and applications of carbide composites of various functionalities emphasize the use of components of powder materials with composite structure in the nanocrystalline state. Application of nano and sub microcrystalline carbides and alloying additives of nanoparticles as grain growth inhibitors for the carbide phases are considered as the most prospective direction for production of nanostructured hardmetals with high hardness, strength and fracture toughness, which should extend the tool life of the product in conditions of heavy shock, and thermo-mechanical loads.

Previously developed geometric models and methods of calculating strength depending on the size, concentration and volume fractions of all components of WC-Co- Al_2O_3 (ZrO_2), were used to assess the effectiveness of introduction of nanoparticles of Al_2O_3 into the structure of the cobalt binder and prediction of the final material properties at the stage of «design». During the development of the composition, manufacturing technique and numerical evaluation methods for the three-phase hard-metal composites, formed by the combination of carbide grains (including cladding with a the layer of metal binder), and the actual binder modification with nano-additives of oxides, distributed along its volume.

The offered stereological model consists of four matrix particles (WC) of the same size touching each other. Particles of carbide phase for the simulation are conditionally assumed as being spherical. The centers of these spheres are the vertices of a tetrahedron whose edges are formed by radii R_i (Fig. 1).

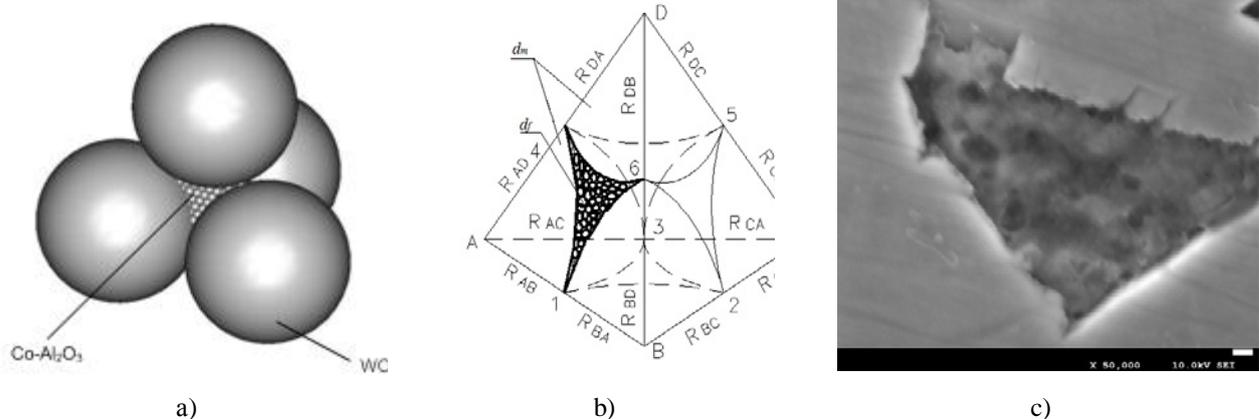


Fig. 1. Stereological model of hard metal composites WC-Co- Al_2O_3 (ZrO_2)

(a) – the scheme of carbide particles packing (d_m); (b) – a geometric model of the bimodal system d_m (WC) – ceramic nano-additive d_f (Al_2O_{3f} , ZrO_{2f}); (c) the real microstructure of the object.

Unit volume (V_c) fragment of such structures with a bimodal particle size distribution (d_m , d_f) can be determined from the ratio: $V_c = N_m v_m + v_p$, where: N_m – denotes the quantity of carbide particles; v_m – the average volume of carbide particles. The void volume (v_p) between the carbide particles based on the known rules of stereology and may be taken as $v_p = 0.20776 (d_m / 2)^3$. As a means of increasing the density compacts need an additional amount of nano-phase v_f , equal to the volume of voids, $v_p = N_f v_f$. This condition is virtually impossible because the dense packing of the secondary nanoparticles forms its own voids v_{pf} (Fig. 1b), i.e. N_f must be reduced to N_f^* . $v_b = v_{pf} = 0.20776 (d_f / 2)^3$. To eliminate residual porosity, the condition $v_{pf} = v_b$, must be satisfied where v_b is the volume of binder metal (N_f^* particles can be calculated by analogy based on the above relation).

Solving this system of equations and using equations of the geometric model developed earlier for WC-Co-nano Al_2O_3 (ZrO_2) and using data presented in the optimum volume of modifying additives at different ratios of average sizes d_m / d_f and volume of particles v_m / v_f can be determined. In accordance with the geometric model calculation a prediction about the amount of additives needed to obtain compacts with the highest packing density is possible. Estimates were made in the carbide phase size in the range of d_m (WC) from 0.5 to 3 μm and for ultrafine particle sizes of 0.008 to 0.1 μm . In particular, when the particle size $d_m = 3 \mu\text{m}$; $d_f = 80 \text{ nm}$, and the required concentration of additives in the mixture has been determined as $V_f = 0,30\%$ or about 3 wt.%.

However, the task of optimization of composition and production of high-quality material can not be solved only by increasing the initial packing density. Modeling of the structure and properties of heterogeneous composites must consider both geometric and energetic factors which determine the direction and intensity of the processes of mass transfer in sintering.

Moreover, when some critical concentration of the nanoparticles is reached and the pressure is originated between dispersed carbide phases during the liquid phase sintering, there can be a spontaneous formation of volumetric 3D-structural network. Apparently, main elements of the network are contacts between nanoparticles and the nanoparticles themselves, which collectively form 3D-cells (Fig. 2a). Agglomerates, originating from ceramics nanoparticles, become nanostructured, i.e. they transit into an absolutely new state (Fig. 2b). Origination of such 3D fragments and transitions from freely-dispersed to ordered-dispersed (aggregated) systems principally change their basic mechanical properties. The probability of their occurrence increases with insufficient uniformity of the phase components distribution within the initial powder mixture. However, the mentioned structural metamorphoses are, to some extent, unavoidable in case of traditional methods of mixing, as applicable in hard metals production. Formation of the nanostructured inclusions in the cobalt metal layer between carbide grains provides a strengthening effect. This research work provides a method for pre-treatment to ensure uniform distribution of nanoparticles – grain growth inhibitor in the volume of the cobalt binder and the formation of nanostructured inclusions in the hard metal composite.

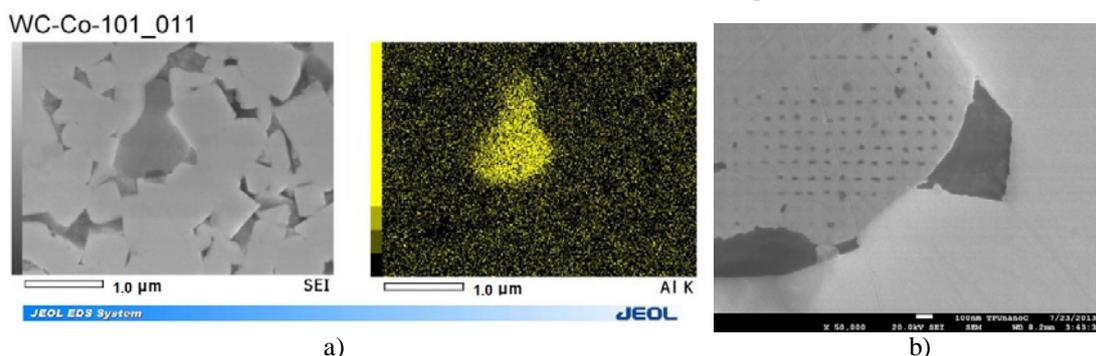


Fig. 2. Formation of quasi-nanocrystalline inclusions in the structure of a WC-Co-Al₂O₃(nano) hardmetal composite: (a) local distribution of the additives Al₂O₃(nano) on the surface of a hardmetal composite; (b) quasi-nanocrystalline inclusions

Comparative microstructure analysis of the state of composite interphase boundaries leads to the conclusion that traditional technology (compaction-sintering) causes either large sections of cobalt binder or boundaries of the direct contact of tungsten carbide grains.

Summarizing, the results of experimental studies in combination with the methods of computer modelling and prediction of hardmetal composites' properties, that was modified with additives of ceramic nanoparticles, provide improvement in controlling microstructure and level of physical – mechanical properties and operational characteristics of hardmetals products.

This work was supported the Russian Foundation for Fundamental Research (grant № 14-08-00508)

CREATING A VARISTOR BASED ON ZINC OXIDE (ZnO) POWDER, OBTAINED BY PLASMA DYNAMIC METHOD

K. Firsov^a, A. Sivkov^b, Y. Shanenkova^c

National Research Tomsk Polytechnic University
^afirsovkirill@bk.ru, ^bSivkovAA@mail.ru, ^cjulia_kolganova@mail.ru

Zinc Oxide (ZnO) is a perspective material. This paper shows the results on synthesis of hexagonal zinc oxide and it's application.

Keywords: hexagonal zinc oxide, nanoparticles, single-crystalline particle structure, synthesis, plasma accelerator

Zinc oxide is well-known material having good properties. Its application fields are wide including medicine, cosmetology, chemical industry, pharmaceuticals, spintronic etc. In electrical power engineering, ZnO can be used as varistor due to its semiconductor properties that makes it prospective for applying in modern surge arresters. At present, there are many methods for obtaining ZnO powders such as chemical, hydrothermal, thermal and others [1–3].

This work shows a unique method for obtaining ultradispersed ZnO powders with hexagonal structure in a high-speed pulse plasma jet, which is generated by coaxial magnetoplasma accelerator (CMPA) [4].

The synthesized material was studied by few methods such as X-ray diffractometry (XRD) analysis using a Shimadzu XRD 7000S diffractometer with CuK α radiation as well as transmission electron microscopy (TEM) method with the help of a Philips CM12 microscope. The XRD data were identified in accordance with PDF-2 database using the “SearchMatch” software. After studying the obtained powdered product, it was used to sinter a bulk sample using a spark plasma sintering (SPS) method (Advanced Technology SPS 10-4 setup). The polished section of the obtained bulk sample was made in order to study its microstructure. For this, a Hitachi TM3000 scanning electron microscope was used.

Figure 1 shows a typical XRD-pattern of the obtained product and the results of the transmission electron microscopy analysis. It can be seen that all reflexes of this product (fig. 1a) are in a good agreement with reflexes of the reference card for zinc oxide with hexagonal syngony of space group P63mc (no.186) both as for peak intensities and as for their position on 2 θ axis. According to the reference card data (ICDD card No. 36-1451), the parameters of crystalline lattice are as follows a = b = 3.24982 Å, c = 5.20661 Å (Fig. 1b). According to the obtained TEM-images, it is seen that crystalline particles in the product have a single-crystalline structure with normal hexagonal syngony, which was also found by XRD analysis of the synthesized material. The dark field images, obtained in the light of reflexes from the pointed interplanar distances, also clearly indicate the presence of hexagonal ZnO particles in the product.

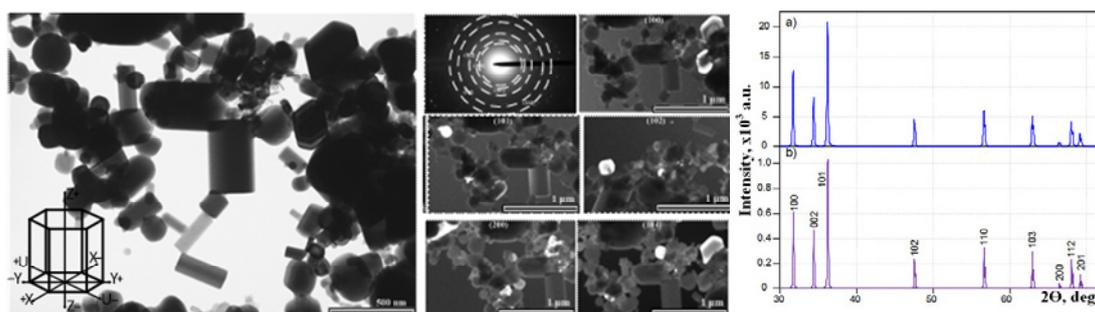


Fig. 1. a) Bright-field and dark-field TEM-images; b) Typical XRD-patterns of product of plasma dynamic synthesis and reference structural model of hexagonal zinc oxide

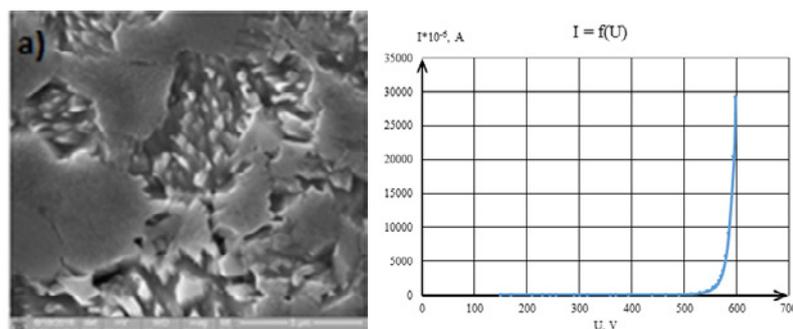


Fig. 2. a) SEM-images of the obtained ceramics polished sections of etched surface; b) Sample UI characteristic

After having been studied, the powdered product was sintered using the SPS-setup at the pressure of 60 MPa and the speed of hitting at 800 °C/min until reaching the maximum temperature of 1100 °C. The obtained sample was investigated using scanning electron microscopy. In order to better study the morphology, the obtained ceramics sample was additionally etched. The surface of the polished section is shown in Figure 2.

It is worth noting that the wide particle size distribution in the synthesized product positively influences the obtaining of high-density ceramics. The etched surface shows that ceramics microstructure consists of the parallel micron crystallites with acicular shape, which is typical for zinc oxide with the hexagonal syngony (Fig. 2a). These and other SEM-image show the cuts (in the plane of polished section) of elongated ZnO nanocrystals, Z axis of which in crystallographic direction are almost congruent with direction of pressing.

In order to investigate the possibility to use this product as surge arrester (varistor), a volt-ampere (UI) characteristic was obtained (Fig. 2b). According to measured UI curve, the obtained sample has a nonlinear properties. When current is 1 mA, voltage is ~ 550 V that makes it acceptable for using as varistor.

In this work, it was proved that single-crystalline hexagonal zinc oxide with a high purity can be synthesized using the system based on the coaxial magnetoplasma accelerator. The sintered ceramics, consisting of this powder, has high enough density up to 99.9% that is achieved by the presence in the synthesized products of particles with wide size distribution. Nonlinear character of UI characteristic confirms the possibility to use it as a varistor.

The work was performed under Grant of the President of Russian Federation SP-1179.2015.1

References

1. Sazonov R., Kholodnaya, Ponomarev D. et al. Plasma-chemical synthesis of composite nanodispersed oxides // Journal of the Korean Physical Society. – 2011, Dec. – Vol. 59, No. 6. – P. 3508–3512;
2. Nolan N.T. Sol-gel synthesis and characterisation of novel metal oxide nanomaterials for photocatalytic applications. – Dublin Institute of Technology;
3. A.B. Djuricic, X. Chen, Y.H. Leunga et al. ZnO nanostructures: growth, properties and applications // Journal of Materials Chemistry – 2012, Jan. – Vol. 17.
4. Sivkov A., Ivashutenko A., Shanenkova Y. et al. Plasma dynamic synthesis and obtaining ultradispersed zinc oxide with single-crystalline particle structure // Advanced Powder Technology. – 2016. – Vol. 27. – P. 1506–1513.

CERAMIC COMPOSITE MATERIALS BASED ON ALUMINA AND ADDITIVES OF ZIRCONIA AND TITANIUM CARBIDE

N. Kotelnikov

Supervisor: PhD, M. Grigoriev, ISPMS SB RAS
Tomsk State University
E-mail: n.i.kotelnikov@yandex.ru

The development of ceramic composites with high hardness and chemical inertness, able to withstand prolonged exposure to corrosive environments, high pressure, shock, and temperature, with high resistance to brittle fracture and fracture toughness is the main problem of materials science now [1, 2]. Promising materials for this applications are composite materials based on high modulus refractory compounds such as MeO-MeC, where MeO is a matrix, and MeC strengthening and increasing the heat resistance of the dispersed phase [3, 4].

Alumina – TiC composites are widely used in industry due to their ability to machine at higher speeds than cemented carbides and their superior hardness, toughness and strength compared to alumina [5]. They are commonly known as ‘black ceramics’, having a 70% alumina and 30% TiC, has a high hardness of about 22 GPa but insufficient toughness – not more than 4 MPa·m^{1/2}[6]. Alumina – zirconia composites are also used in industry where zirconia toughens the alumina matrix by stress induced tetragonal to monoclinic martensitic phase transformation. The hardness and fracture toughness of Al₂O₃- ZrO₂ composites is only 18 GPa and 5 MPa·m^{1/2} respectively [7]. It is well known that addition of either oxide or non-oxide additives improve mechanical properties of alumina. In this context, addition of both oxide and non-oxide additives may be an attractive option as it may impart the beneficial effects of both the additives in the resulting composites. It becomes even more attractive if the oxides and non-oxides are nano sized as the majority of the nano particles may remain at grain boundaries and interact with cracks resulting in interesting features not observed in conventional composites.

Thus, the main goal of this paper is studies of structure and properties of ceramic composite materials based on ultrafine alumina with nanocrystalline zirconia and submicron titanium carbide additives.

In this studies we used commercial Al₂O₃ powders with average particle size 4.7 μm, with purity of 99%; TiC powders with particle size 5 μm and purity of 98.0% and ZrO₂ granulated nanopowder with the size of the granules 50 μm, and nominal particle size 30 nm and purity of 99.7%.

As it was shown earlier, addition of zirconium dioxide more than 10 wt.% leads to reduced the hardness of the composites therefore zirconia content was 10 weight percent. Ceramic composites were prepared by hot pressing in an argon atmosphere at a sintering temperature of 1500°C, with a pressure of 50 MPa. The holding time was 10 minutes. During hot pressing the heating rate was varied at 50, 75, 150 and 300 °C/min.

Densities of sintered samples were determined by Archimedes’ method with distilled water. For hardness measurements sintered samples were polished by diamond paste up to 1 μm grains and indentations were made using a 5 kg load; an average of ten indents was tested.

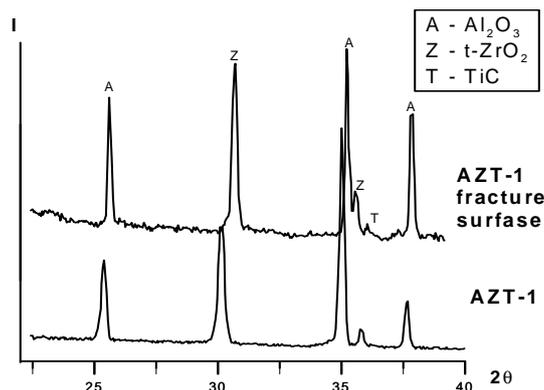


Fig. 1. The phase composition of the composite AZT-1 at polish surface and fracture surface

Ceramic composites were prepared by hot pressing in an argon atmosphere at a sintering temperature of 1500 °C, with a pressure of 50 MPa. The holding time was 10 minutes. During hot pressing the heating rate was varied at 50, 75, 150 and 300 °C/min.

XRD analysis showed that the alumina in composites is in α- modification (corundum), zirconia has tetragonal modifications and titanium carbide has a NaCl-cubic lattice (Fig. 1, AZT-1).

Thus, in AZT composites zirconia is in the tetragonal phase, the average grain size does not exceed its critical size and must have a tetragonal-monoclinic transformation while crack propagate during fracture. However, according to X-

ray data from the fracture surface does not detect trace of monoclinic phase on it. This may be due to the differences in thermal expansion coefficients of components and wherefore compressive stresses formation which will stabilize tetragonal phase.

It has been shown (Fig. 2) that hardness are increased linearly with TiC content while fracture toughness had maximum at 20wt.% of TiC which corresponds its optimal content. The comparison of strength and toughness of commercially available ceramic composites are shown on Figure 3. As one can see the mechanical properties of the composite are better than commercial composites based on aluminum oxide (Al_2O_3 , ZTA, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$) and comparable to silicon nitride.

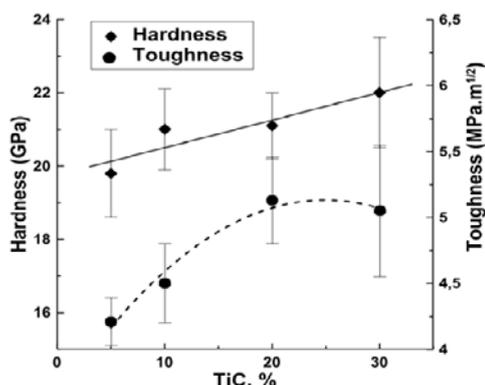


Fig. 2. Variation of hardness and fracture toughness vs. titanium carbide content

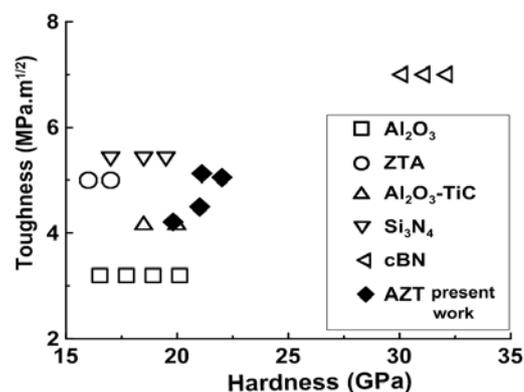


Fig. 3. Hardness and toughness of composites compared with different commercial ceramic analogues [5]

Conclusion

It has been shown that after hot pressing in an argon atmosphere and sintering temperature of 1500°C one can obtain the composites $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2 - \text{TiC}$ with a fine structure and very low porosity and uniform distribution of the components in a matrix of alumina. Phase content does not changes and same as in initial mixtures.

It has been shown that hardness are increased linearly with TiC content while fracture toughness had maximum at 20wt.% of TiC which corresponds its optimal content

Comparative evaluation of strength and toughness of a variety of commercially available ceramic composites shown that the mechanical properties of the composite are better than commercial composites based on aluminum oxide (Al_2O_3 , ZTA, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$) and comparable to silicon nitride.

References

1. Cura M.E., Kim S.H., Muukkonen T. et al. Microstructure and tribological properties of PECS alumina–zirconia nanocomposites with different solid lubricants // *Ceram Int.* – 2013. – Vol. 39. – P. 2093–2105.
2. Kumar A.S., Durai A.R., Sornakumar T. Machinability of hardened steel using alumina based ceramic cutting tools // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* – 2003. – Vol. 21. – P. 109–117.
3. Shaw M.C. Tool materials metal cutting principles // New Delhi. – 2005. – Vol. 2. – P. 307–348.
4. Grigoriev M.V., Kulkov S.N.. Fine crystal structure of porous corundum ceramics // *Russian Physics Journal.* – 2011. – Vol. 12. – P. 1305–1311.
5. Li X.S., Low I.M. Advanced ceramic tools for machining applications // *Key Engineering Materials.* – 1994. – Vol. 96. – P. 1–18.
6. Zhang Y., Wang L., Jiang W. et al. Microstructure and properties of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ nanocomposites fabricated by SPS from high-energy ball milled reactants // *J. Eur. Ceram Soc.* – 2006. – Vol. 26. – P. 3393–3397.
7. Savchenko N.L., Sevostyanova I.N., Sablina T.Yu. et al. The influence of porosity on the elasticity and strength of alumina and zirconia ceramics // *AIP Conf. Proc.* – 2014. – Vol. 1623. – P. 547–550.

**ESTIMATION OF THE PARAMETERS OF SELF-PROPAGATING HIGH-TEMPERATURE SYNTHESIS
FOR OBTAINING A MATRIX MATERIAL BASED ON PEROVSKITE CERAMICS
FOR IMMOBILIZATION OF ACTINIDE FRACTION**

I.O. Lutsik, V.S. Kuzmin, D.V. Posokhov

National Research Tomsk Polytechnic University
E-mail: iol4@tpu.ru

One of the long-term and dangerous consequences of nuclear programs is the accumulation of radioactive wastes. Existing technologies of immobilization of radioactive wastes such as cementation and vitrification have a several disadvantages mainly is the high rate of desalination. It makes them unsuitable for long-term storage of radionuclides.

One of the promising technologies for the immobilization of actinide fraction of high-level wastes is the obtaining perovskite-based matrix elements from commercially available powders in SHS mode [1]. Such phase composition is advantageous over glasses due to higher corrosion and desalination resistances.

The synthesis is based on the perovskite matrix material with Ni additive to the initial blend components (Ni powder of brand «PNK-OT1», Al powder of brand «PA-4»). Radioactive wastes were imitated by Nd₂O₃ powder of brand «TU 609-4272-84».

The percentage of neodymium oxide additives varied from 5 to 80% by weight. The study of dilution limits of samples has shown that the maximum degree of dilution of the sample is about 70 wt.%, In excess of this value the propagation of combustion wave stops. This leads to SHS termination.

X-ray analysis of obtained materials was carried out in order to determine their phase composition. It revealed that the samples with the percentage of Nd₂O₃ of 20% or more have following phases formations: aluminum oxide, nickel aluminide and aluminum-based perovskite. By increasing the amount of Nd₂O₃ to 30% or more phase formation is shifted toward the formation of aluminum oxide, which leads to fragility increase of samples.

Experiments has shown that the stable regime of propagation of combustion wave occurs only when pressure of sample molding is about 30 kgf/cm² or more. However, when the pressure of sample molding of the initial system is above 50 kgf/cm² there is a significant increase in specific power output of reactions occurring in the sample unit volume, leading to a thermomechanical degradation of samples during the synthesis.

References

1. Skachek M. Spent nuclear fuel and radioactive waste management of NPP. – MPEI. – 488 p.

PHYSICOCHEMICAL PROPERTIES OF THE NATURAL CARBONACEOUS MATERIAL AFTER MICROWAVE DRYING

T.Y. Yemelyanova, L.V. Kashkina, O.P. Stebeleva

Siberian Federal University, Krasnoyarsk
 E-mail: emelyanovatatiana.sfu@mail.ru

Carbon nanomaterials (CNM), such as detonation diamonds, fullerenes, nanotubes, grapheme, are the basis of nanotechnology. Recent studies at Massachusetts Institute of Technology showed that cheap coal has unique physical and chemical properties that can be used to solve various technological problems instead of expensive CNM [1]. However we need new coal conversion technologies to achieve this. Coal is a polycomponent rock formation consisting of a non-homogeneous organic mass (NHOM), mineral impurities and moisture. The supramolecular structure of HOM includes amorphous and crystalline graphite-ordered area (Fig. 1a, b), [2].

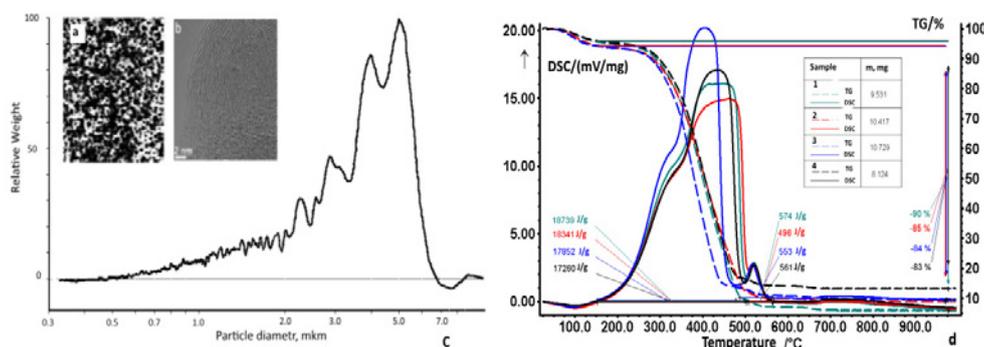


Fig. 1. (a) – grayscale image of the phase composition and surface topography of coal; white – aromatic component of coal substance, black – aliphatic component [2]; (b) – clusters with a graphite packing of atoms; (c) – coal particle size distribution curve in the range of 0.3–10 microns (x-axis is the diameter of the particles in a logarithmic scale, the ordinate is relative weight); (d) – TG and DSC curves of samples 1, 2, 3

Brown coals have higher moisture content. Water localized on the surface of particles, in the micro and macropores (free water) and embedded into a mineral component structure of coal (crystalline water). It has a great influence on the properties of coal. This paper aims to investigate physicochemical properties of the Kansk-Achinsk brown coal (ash content is 8%, moisture is 20%) after microwave drying for 60 and 120 seconds in a microwave oven with 850W of power. Picture caption: 1 is initial sample, after drying the sample 2 and sample 3, respectively.

Coal grinding was carried out in 2 stages: in a laboratory mill MBL-100 and wet grinding in a laboratory blender based on Waring 8010D device (USA). The speed of the rotor is 5000 rev/min, processing time is 3 min. Determination of particle size distribution of coal particles above 50 microns was performed by dry-fractionation on sieves SLM-200 by standard procedure. In the range from 50 microns to 10 nm measurements were performed on the CPS Disc Centrifuge device (Model DC 2400). Modern methods such as electron magnetic resonance EMR (spectrometer SE / X-2544 X-band, Brooker), electron microscopy (raster EM, microprobe analyzer Bruker Quantax 70 (elemental analysis of local areas) were used to investigate a materials fine structure. The thermophysical characteristics of coal were investigated with STA Jupiter device (Netzsch Company (STA 449 C).

Image analysis of coal particle surfaces in a scanning electron microscope (SEM) and elemental analysis showed a high heterogeneity of the sample by chemical composition, the presence of Na, Mg, Al, Si, P, S, Cl, Ca, Ti, Mn, Fe, Sr, Ba was define. The effect of microwave drying conditions on the elemental composition and topography of the coal particles surface is not detected. This result confirms that mesopores form the largest part of the carbon surface and they are also assumed to remain during drying. The thermal behavior of coal is characterized by changing the internal structure of porous (an irreversible shrinkage of coal by moisture removing, decay of macropores). The results of granulometric composition studies showed that sample 1 is characterized by a bimodal distribution of particles sizes (50 micron, 3.8 micron). Sizes of adjacent fractions are related as 1:13, the mass of fine fraction is more than 60% as large as the coarse fraction. For all samples the microwave drying effects on grinding of coal particles with a size above 50 microns. Changes in the fine fraction in 3.8 μm were observed within the experimental error (Fig. 1c).

The thermal coal properties microwave drying has been studied (Fig. 1d). In the temperature range (Δt) 140 to 560 $^{\circ}\text{C}$ exothermic peaks series of volatile matter are observed on the DSC curves for all samples. In samples 1 and 2 at Δt is 140 to 500 $^{\circ}\text{C}$ peak has an uneven form with multiple overlapping lines. For sample 1 released energy (ΔE) is ~ 18.7 kJ/g for sample 2 is ~ 18.3 kJ/g. exothermic peak in sample 3 is narrower, Δt is 140 to 475 $^{\circ}\text{C}$, ΔE ~ 17.9 kJ/g. The combustion is much more intense than in samples 1 and 2. When Δt is 500 to 560 $^{\circ}\text{C}$ three samples have an exothermic peak (520 $^{\circ}\text{C}$), ΔE ~ 0.5 J/g, weight loss (Δm) for sample 1 is ~ 85% at Δt 140 to 500 $^{\circ}\text{C}$. For samples 2 and 3 Δm is ~ 80% , weight loss below 150 $^{\circ}\text{C}$ is related to the removal of moisture and at a temperature above 150 $^{\circ}\text{C}$ is associated with devolatilization and combustion. When Δt is 500 to 560 $^{\circ}\text{C}$ Δm is ~ 4% for all samples.

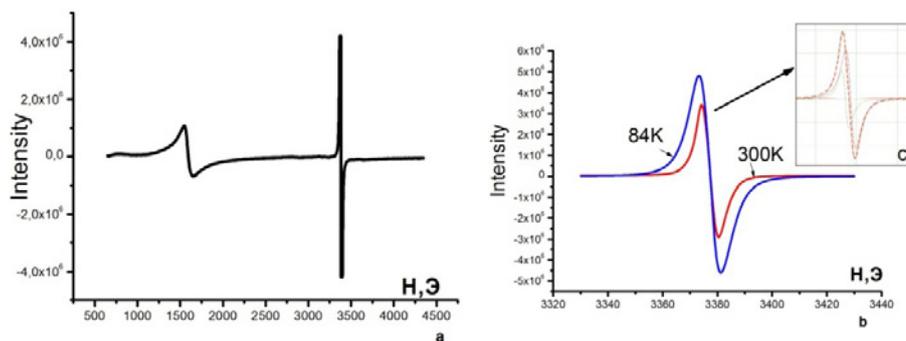


Fig.2. (a) – the EMR spectrum (Kansk-Achinsk brown coal), 300 K; (b) – the EMR spectrum of the high-field radical line at 300 and 83 K; (c) – modeling radical line by two lines

Fig. 2a shows the spectrum of EMR typical to all of the samples. It consists of a low-field wide line and high-field intensive, narrow line of the radical nature. Low-field line L can be attributed to the Fe^{3+} ions, localized in positions which are similar to those in the glass. This is consistent with the conclusions, which show similarity of physical and mechanical properties of coal and glassy solids. The line L is modeled by three Lorentz lines L1, L2, L3. We can assume that some ions stored in the oxygen tetrahedra (g -factor $L1 \approx 4, 27$), but the other ions are in the positions between the tetrahedra (g -factor $L2 \approx 4,1$ line). There is a significant dependence of the parameters of these lines (g -factor, width, area, intensity) on microwave treatment time and temperature of EMR experiment. Increasing the g -factor and intensity, reducing the line width and space indicate structural deformations of the samples at the external microwave effect. This can be associated with changes in the coal structure during the moisture loss at microwave drying (pore structure decay as a result of moisture removing and thermal decomposition of organic macromolecular structures). The greatest changes in parameters of lines L1, L2 are observed for sample 3. Very weak lines of the hyperfine structure of Mn^{2+} (6 lines), located near the radical line, are fixed.

A water removal has a profound effect on the concentration and nature of the radicals. The radical centers are formed by carbon atoms of carbonyl ($=\text{C}=\text{O}$), carboxyl ($-\text{COOH}$) and phenoxy ($\equiv\text{S}-\text{OH}$) groups and hydrocarbon fragments ($\equiv\text{S}-\text{H}$) of different types. The radical line (Fig. 2c) is modeled by two Lorentz lines, which is explained by the presence of several types of radical centers in the brown coal. EMR-parameters of these lines are responsive to microwave effect because since removal of water leads to deoxygenation in the oxygen-containing polar functional groups, i. e. chemical structure changes.

References

1. Keller B.D., Ferralis N., Grossman J.C. Rethinking coal: thin films of solution processed natural carbon // Nano Letters. – 2016. – Vol. 16. – P. 2951–2957.
2. Alekseev A.D., Vasilenko T.A., Kirillov A.K. Fractal analysis of the hierarchical structure of the surface coal mining // Physical and Technical Problems of Mining. – 2008. – Vol. 3. – P. 14–24.

ANALYSIS OF STATISTICAL CHARACTERISTICS OF QUASI-BREATHER WITH SOFT-TYPE OF NONLINEARITY IN THE CRYSTALS OF A₃B STOICHIOMETRY

P.V. Zakharov¹, A.M. Eremin¹, M.D. Starostenkov², I.S. Lucenko¹

¹The Shukshin Altai State Humanities Pedagogical University

²Polzunov Altai State Technical University

E-mail: zakharovpvl@rambler.ru

The research of discrete breathers in the condensed media arises much interest in recent years. Discrete breather is a spatially localized, strictly periodic vibrational modes of large amplitude in nonlinear lattice systems [1–2]. There are experimental evidences of origin of such localized excitations in different physical systems, including spin lattices in antiferromagnets [3], the lattices of coupled nonlinear optical waveguides [4], the assemblies of micromechanical oscillators [5]. The application of such systems as an element base of promising radio-frequency filters, magnetometers and other devices [6] determines not only fundamental but also a practical interest for the breathers.

Discrete breathers can be divided into two types based on the nature of their frequency dependence on the amplitude [7]. In soft-type discrete breathers the frequency decreases with increasing its amplitude (such discrete breathers can only exist in the crystals having a slot in the phonon spectrum: their frequency lies in the phonon spectrum slot, and therefore they are called slotted), while a reverse situation occurs with the rigid-type discrete breathers (they may have frequencies both in the slot and higher the phonon spectrum). Discrete breathers with a soft-type of nonlinearity can be excited in diatomic crystals, for example, in NaCl [7], Pt₃Al [8–10], as well as in graphene and grafane [11]. Breathers with a rigid type of non-linearity exist in pure metals with FCC-, BCC-, and HCP-structures.

The research of quasi-breather statistical characteristics in the model crystal of A₃B stoichiometry is conducted by means of molecular dynamics method in the paper by the example of Pt₃Al. The phonon spectrum of this model crystal, the dependences of mean-square deviation, the coefficient of variation and the average frequency of the model quasi-breather on the time of its existence are obtained. The statistical data analysis allows for the conclusion that a quasi-breather model solution slightly differs from the exact breather corresponding to it in the model under consideration using the interatomic potential obtained by means of embedded atom method (EAM).

The simulation was being performed using the LAMMPS Molecular Dynamics Simulator molecular dynamics package. The model being studied represented a bulk FCC crystal of A₃B stoichiometry. Pt₃Al crystal, containing 50,000 atoms, was being considered as a special case.

Alloys of A₃B stoichiometry with L1₂ superlattice structure are the most numerous ones. Searching the currently known systems having L1₂ structure made it possible to identify about 190 of such phases in the field of A₃B composition. Besides, the alloys with the given structure are the model ones most frequently and are chosen for fundamental research with a view to develop structural and physical basics of creating new structural and functional materials with different unique properties. Alloys with L1₂ structure form the development basis of currently existing superalloys.

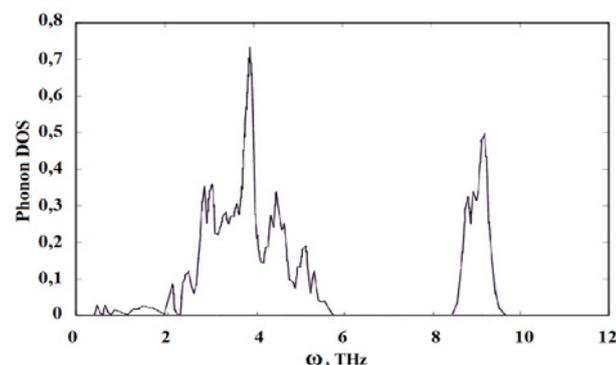


Fig. 1. Density of Pt₃Al crystal phonon states

The potential obtained by the embedded atom method was used for simulating the interatomic interaction. In computational chemistry, the embedded atom model is applied for approximate description of two atoms interaction energy (1). The energy is a function F of the sum of functions $\rho(r_{ij})$ depending on the distance between the i -th atom under consideration and its j -th neighbors. The function ρ represents an electron density.

$$E_i = F_a \left(\sum_{i \neq j} \rho_\alpha(r_{ij}) \right) + \frac{1}{2} \sum_{i \neq j} \phi_{\alpha\beta}(r_{ij}), \quad (1)$$

where r_{ij} – distance between the i -th and j -th atoms $\phi_{\alpha\beta}$ – pair potential function, ρ_{α} – contribution to the charge density of the electrons from the j -th atom at the location of the i -th atom, F – function of "embedding", which represents the energy necessary to contain the i -th atom of α -type into electronic cloud.

The distribution of the phonon modes, i.e. the crystal phonon spectrum is important for the existence of quasi-breather on a first-priority basis. The density of Pt₃Al crystal cell phonon states is shown in Figure 1.

Besides, the following statistical characteristics and functions were calculated within the limits of this model: grouped statistical array of absolute and relative frequencies, range of absolute and relative frequencies, histogram of relative frequencies, empirical distribution function, estimation of expectation and variance of the original sample.

Authors thank Russian Science Foundation for the financial support of the Project No. 16-12-10175.

References

1. Flach S., Willis C.R. Discrete breathers // *Physics Reports.* – 1998. – Vol. 295. – P. 181.
2. Flach S., Gorbach A.V. Computational studies of discrete breathers – from basics to competing length scales // *International Journal of Bifurcation and Chaos.* – 2006. – Vol. 16. – P. 1645.
3. Sato M. Sievers A.J. Direct observation of the discrete character of intrinsic localized modes in an antiferromagnet // *Nature.* – 2004. – Vol. 432. – P. 486.
4. Fleischer J.W., Carmon T., Segev M. et al. Christodoulides, Observation of discrete solitons in optically induced real time waveguide arrays // *Physical Review Letters.* – 2003. – Vol. 90(2). – 023902.
5. Sato M., Hubbard B.E., Sievers A.J. et al. // Observation of locked intrinsic localized vibrational modes in a micromechanical oscillator array // *Physical Review Letters.* – 2003. – Vol. 90(4). – 044102.
6. Zalalutdinov M.K., Baldwin J.W., Marcus M.H. et al. Two-dimensional array of coupled nanomechanical resonators // *Applied Physics Letters.* – 2006. – Vol. 88. – 143504.
7. Kistanov A.A., Dmitriev S.V. Spontaneous excitation of discrete breathers in crystals with the NaCl structure at elevated temperatures // *Physics of the Solid State.* – 2012. – Vol. 54(8). – P. 1648–1651.
8. Medvedev N.N., Starostenkov M.D., Potekaev A.I. et al. Energy localization in the ordered condensed systems: A₃B alloys with L1₂ superstructure // *Russian Physics Journal.* – 2014. – Vol. 57(3). – P. 387–395.
9. Zakharov P.V., Starostenkov M.D., Dmitriev S.V. et al. Simulation of the interaction between discrete breathers of various types in a Pt₃Al crystal nanofiber // *Journal of Experimental and Theoretical Physics.* – 2015. – Vol. 121(2). – P. 217–221.
10. Starostenkov M.D., Potekaev A.I., Dmitriev S.V. et al. Dynamics of discrete breathers in a Pt₃Al crystal // *Russian Physics Journal.* – 2016. – Vo. 58(9). – 1353–1357.
11. Lobzenko I.P., Dmitriev S.V., Baimova J.A. et al. Numerical studies of discrete quasi-breathers in graphene in the framework of density functional theory // *Materials Science Forum.* – 2016. – Vol. 845. – P. 215.

DEPENDENCE OF THE RAMAN SPECTRA CHARACTERISTICS OF DIAMOND-LIKE CARBON FILMS ON SYNTHESIS METHOD

A.S. Zolkin^{1,2}, A.I. Semerikova¹, S.Yu. Chepkasov¹, M.N. Khomyakov^{1,2}

Supervisor: Associate Professor A.S. Zolkin, PhD

¹National Research Novosibirsk State University

²Institute of Laser Physics, SB RAS

E-mail: tykva.anya@gmail.com

Introduction. Diamond-like carbon (DLC) films, either hydrogenated, can be an antireflective and protective coating for elements of IR-optics [1]. There are different structural factors which influence, for example, on a high hardness of the film. Among them there is the content of sp^3 -hybridized atoms. Authors [2, 3] report about the increased hardness of films which is connected with the maintenance of ordered sp^2 -bonded atoms in the form of fullerene-like, onion-like structures in the amorphous carbon matrix. At the same time authors tell about a connection between features of the Raman spectra and results of electron microscopy.

Raman spectroscopy is known to be a powerful and quite fast (and even in situ) method of investigation microstructure of carbon coatings [4]. So a connection between features of Raman spectra and a presence of ordered structure in films synthesized by methods below seems to be very important and useful to analyze film's properties.

In this work we consider the Raman spectra of the diamond-like films (a-C and a-C:H) obtained by ion-beam and arc-discharge methods for the purpose of search of the connection between the Raman spectra features such as given in [3] (where the dependence of Raman spectra on presence of ordered structure, and therefore high hardness about 17 – 35 GPa, was found) and results of a high resolution transmission electron microscopy (HRTEM) corresponding with film's structure. So we choose the hardest obtained specimens by each synthesis technique and investigate their properties with the purpose of foundation of the relation of their high hardness and structure.

Experimental. Deposition conditions influence: a structure, electrical, optical, mechanical properties. So determination of dependence of film's properties on synthesis conditions seems to be important. 1-Films were synthesized by end-hall ion source (ion energy was about 150 eV). The methane (CH_4) was used as a precursor. The substrate was single-crystal Si. 2-Films were obtained by the use of a linear anode layer source (ion energy was about 500 eV). The C_3H_8 was used as a precursor. The substrate was single-crystal Si and Ge. 3-Films were synthesized by the pulse arc spraying of graphite (energy was about 30-100 eV) on silicon substrate.

The Raman spectra are obtained on a Jobin Yvon T64000 spectrometer with excitation wavelength – 514,5 nm. For determination of thickness and refractive coefficient of films the laser ellipsometer LEF – 752 with the wavelength of 632 nanometers were used. Hardness was defined by the nanoindentation method on scanning nanoindenters Nanoskan-3D and Nanoskan-4D. The structure of the specimens was studied by a plan-view and cross-section transmission electron microscopy (TEM) on JEOL JEM-4000EX and JEM-2200FS microscopes. FTIR spectra are obtained FT-801 spectrometer in range from 2.5...16.7 μm .

Results and discussion. Hardness values of samples are presented in the Table 1. Hardness of specimens obtained by direct ion-beam deposition is close to each other. The most significant value correspond with the arc-discharge synthesis method.

Table 1. Dependence of hardness of DLC film on synthesis method.

	Synthesis technique	Hardness, GPa
1	Deposition from high energy ion beams (LIS) (C_3H_8)	18,5
2	Deposition from low energy ion beams (End-hall) (CH_4)	18,7
3	Pulse arc spraying of graphite	44

Raman spectroscopy was used to understand the influence of synthesis technique on the bond-structure of a-C:H films deposited by the use of LIS and End-hall source. Usually, amorphous carbon films' Raman spectra in the region of 1000–2000 cm^{-1} are characterized by two featured peaks: a G peak at about 1560 cm^{-1} and a D shoulder peak at about 1380 cm^{-1} [5]. However, additional peaks are observed at about 1200 and 1470 cm^{-1} (Fig. 1). Good fits cannot be reached just by considering G and D peaks. The authors of [3] tell about the same peculiarities of Raman spectra of fullerene-like amorphous carbon films that is caused by the presence of randomly oriented pentagonal and heptagonal rings or "defects" in a-C:H film. The odd member rings in addition to six member graphene rings are present in their film's structure. Authors of [3] use a fit method which includes four vibrational bands, $6A_{1g}$ at 1360 cm^{-1} and $6E_{2g}$ at 1560 cm^{-1} (from six C-atom rings), $5A_{1g}$ at 1470 cm^{-1} (from five C-atom rings), and $7A_{1g}$ at 1200 cm^{-1} (from seven C-atom rings) which also give a very good fit for our specimen's spectra.

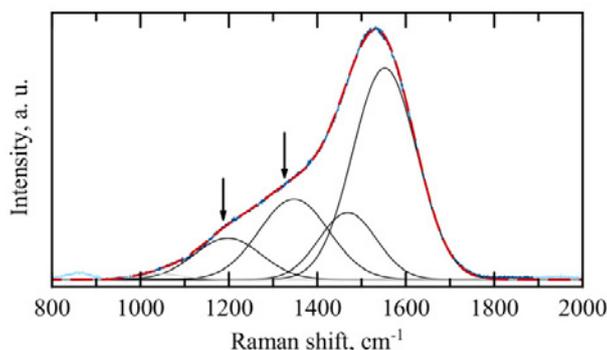


Fig. 1. Raman spectrum of the DLC film deposited by LIS

For plan-view and cross-section TEM specimens was prepared by mechanical thinning and ion sputtering of substrate material. The corresponding SAED patterns from films was found to be blurred rings which may be connected with the presence of the carbon ordered structural elements such as curved graphene planes. Blur may be caused by the low concentration and amorphous restacking of such structures in an carbon matrix.

Cross-section and plan-view images of film deposited by pulse cathodic arc-discharge technique turn out to have a multilayer structure (layer's thickness about 20 nm) which is corresponded with synthesis method.

Conclusions. The film received by the pulse arc method contains the most significant elements of the ordered structures. Blurring of the rings in the electron diffraction pattern is explained by the presence of preferential amorphous phase. In the films, received by LIS and end-hall source, the amorphous phase is most expressed. Significant blurring of rings can be also connected with the excessive thickness of the films (120–200 nm). In this case the presence of amorphous phase confuses the signal from structural elements. Just the presence of odd member carbon rings provided by the Raman spectra may be not sufficient to form ordered structures.

Authors appreciate the help of V.A. Volodin (NSU, ISP SB RAS), N.V. Nagirny (NSU) and A.G. Cherkov (NSU, ISP SB RAS). The work was supported by the Project of NSU: Strategic academic units (SAU) «Nonlinear photonics and quantum technologies – 2016 – 2017».

References

1. Peng S., Ming H., Feng Z. et al. Effects of the ion-beam voltage on the properties of the diamond-like carbon thin film prepared by ion-beam sputtering deposition // *Chin. Phys. B.* – 2015. – Vol. 24, No. 6. – P. 067803-1 – 067803-5.
2. Alexandrou I., Scheibe H.-J., Kiely C.J. et al. Carbon films with an sp^2 network structure // *Phys. Rev. B.* – 1999. – Vol. 60, No. 15. – P. 10903–10907.
3. Wang Y., Gao K., Zhang J. Structure, mechanical, and frictional properties of hydrogenated fullerene-like amorphous carbon film prepared by direct current plasma enhanced chemical vapor deposition // *J. Appl. Phys.* – 2016. – Vol. 120. – P. 045303-1 – 045303-7.
4. Cheng C.-L., Chia C.-T., Chin C.-C. et al. Time-dependent in-situ Raman observation of atomic hydrogen etching on diamond-like carbon films // *Diamond Relat. Mater.* – 2002. – Vol. 11. – P. 262–267.
5. Ferrari A.C., Robertson J. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon // *Phys. Rev. B.* – 2000. – Vol. 61, No. 20. – P. 14095–14107.

ПРИМЕНЕНИЕ ПОЛИМЕРНОГО ОРГАНОГЕЛЯ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ЛАТУНИ

Е.В. Абдульменова, Г.В. Лямина

Научный руководитель: доцент, к. х. н. Г.В. Лямина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: eva5@tpu.ru

Сохранение и восстановление металлических предметов, в особенности сделанных из меди и её сплавов имеют историческую и художественную значимость. Реставрация таких объектов затруднена тем, что поверхность уже имеет окисленный слой сложного минерального состава, который формируется под воздействием коррозии: почвенной, морской, микробной и атмосферной.

Реставраторы могут удалять продукты коррозии различными методами [1, 2]: механическими, химическими, электрохимическими, лазерными и др. Проблема использования этих методов – это сложность контроля поверхности в процессе очистки. В результате, можно испортить внешний вид изделия.

В нашей работе мы предлагаем использовать для этих целей полимерный гель электролит (ГЭ) на основе смеси полиметилметакрилата, полиметакриловой кислоты и полиэтиленгликоля с добавлением наночастиц золота.

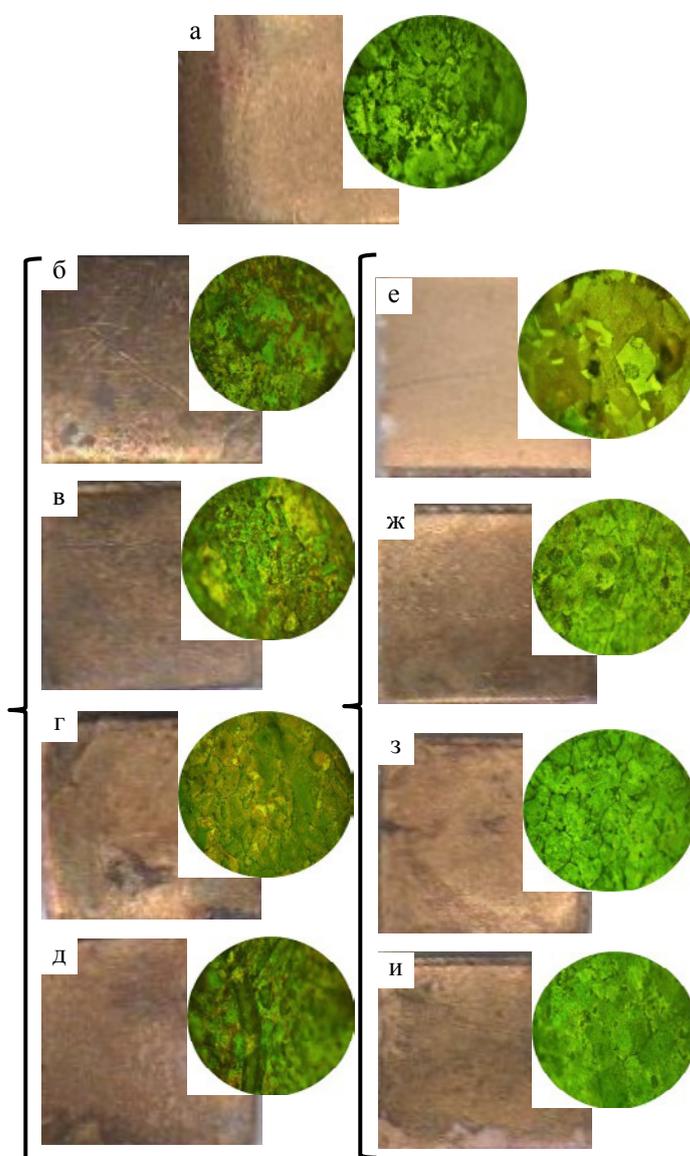


Рис. 1. Латунь в процессе реставрации: квадраты – фото; круги – оптическое изображение. а, б, е – старение; в, ж – реставрация раствором ГЭ-Аu; г, з – реставрации плёнкой ГЭ; д, и – после реставрации плёнкой ГЭ-Аu

Ранее этот состав был использован для очистки поверхности металлов [3]. Основная функция компонентов геля – медленная щадящая очистка поверхности металла. Ввод в систему частиц золота, являющихся катодом по отношению к меди, приводит к формированию системы микрогальванических элементов. В этом случае процесс окисления будет проходить быстрее, а продукты окисления, не успевая диффундировать в гель, будут оставаться на поверхности, формируя патину.

В работе использовали модельные образцы латуни, которые были выдержаны в морской воде [4] и почве [5] в течение 4 месяцев (рис. 1). Модельные образцы с искусственно окисленной поверхностью обрабатывали раствором геля и, после высыхания, образовавшуюся пленку удаляли с поверхности. Для оценки превращений, происходящих на границе раздела, получали оптические изображения образцов латуни до и после реставрации и измеряли коррозионную устойчивость (табл. 1). Для оценки коррозионной устойчивости были проанализированы поляризационные кривые латуни после суточной выдержки в растворах 0,1 М КСl, НСl и NaOH.

Таблица 1. Токи и потенциалы коррозии латуни после обработки в различных средах

Образец	$i_{корр}, A \cdot 10^9$	$E_{корр}, мВ$	$i_{корр}, A \cdot 10^9$	$E_{корр}, мВ$
	КСl		24 ч в КСl	
Латунь	17±13	76±11	18±94	64±15
Латунь, состаренная в почве	38±7	35±9	14±1	68±3
Латунь после реставрации ГЭ-Аu	14±2	78±55	22±9	78±3
Латунь, состаренная в морской среде	17±11	84±35	44±6	43±14
Латунь после реставрации ГЭ-Аu	13±7	48±37	5±2	71±9
	НСl		24 ч в НСl	
Латунь	24±2	50±8	40±34	19±13
Латунь, состаренная в почве после реставрации ГЭ-Аu	4,5±2	156±23	24±5	108±42
Латунь, состаренная в морской среде после реставрации ГЭ-Аu	12±2	79±8	8±5	27±15
	NaOH		24 ч в NaOH	
Латунь	25±1	32±19	44±1	50±1
Латунь, состаренная в почве после реставрации ГЭ-Аu	28±3	55±5	25±13	28±3
Латунь, состаренная в морской среде после реставрации ГЭ-Аu	30±14	42±36	35±4	19±6

Согласно значениям потенциалов и токов коррозии, рассчитанным из поляризационных диаграмм, поверхность латуни становится более коррозионно устойчивой после реставрации. В частности, ток коррозии образцов после воздействия морской среды, выдержанных в КСl в течении 24-х часов превышает в 8 раз таковое для образца после реставрации полимерным гелем. Образцы, искусственно окисленные в почве, имеют соизмеримые значения токов коррозии до и после реставрации в среде КСl.

Так как с помощью данных рентгенофазового анализа не обнаружено отличий в составе поверхностей различных объектов, основные выводы о причинах устойчивости покрытий делали на основе оптических изображений меди. Во-первых, покрытие, образующееся после воздействия геля, более тонкое, чем то, которое формируется в модельных средах. Это обуславливает меньшую дефектность патины и, как следствие, ее большую устойчивость. Во-вторых, очевидно, что часть наночастиц золота остается на латуни и встраивается в поверхностный слой, об этом свидетельствует цвет получающихся после воздействия гелем покрытий: тёмно-коричневый с блестящими вкраплениями.

Список литературы

1. Viljus M. The conservation of early post-medieval period coins found in Estonia // Journal of Conservation and Museum Studies. – 2012. – Vol. 10, No. 2. – P. 30–44
2. Ioanid E.G., Ioanid A., Rusu D.E. et al. Surface investigation of some medieval silver coins cleaned in high-frequency cold plasma // J Cult Herit. – 2011. – Vol. 12. – P. 220–226.
3. Лямина Г.В., Камчатная О.В., Акимова О.Л. и др. Полимерный гель-электролит, как среда для очистки, восстановления и травления поверхностей металлов // Бутлеровские сообщения. – 2011. – Т. 24, № 2. – С. 51–57.
4. Морская среда чёрного моря [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.anapacity.oe-more/voda-v-chernom-more.html>.
5. Жорняк Л.В. Эколого-геохимическая оценка территории г. Томска по данным изучения почв. – Томск : ТПУ, 2009. – С. 22.
6. Никитин М.К. Химия в реставрации : справочное пособие. – Л. : Химия, 1990.

ПЛАЗМЕННО-ИММЕРСИОННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА КРЕМНИЕМ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВА В БИОЛОГИЧЕСКИХ СРЕДАХ

П.В. Абрамова¹, А.В. Коршунов¹, А.И. Лотков²,

Научный руководитель: д. х. н. А.В. Коршунов

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: bozhkov@tpu.ru

Сплавы на основе никелида титана широко используются в медицине в качестве материалов для имплантатов в связи с высокими прочностными и пластическими свойствами, хорошей биосовместимостью, высокой коррозионной стойкостью и наличием эффекта памяти формы [1]. Известно, что модифицирование поверхности TiNi неметаллами и металлами (В, С, N, O, Si, Ti, Zr, Hf, Mo) в сочетании с химическими и электрохимическими методами обработки позволяет повысить коррозионную стойкость сплава [2, 3]. Применение методов электронно- и ионно-лучевой обработки поверхности позволяет снизить токсическое воздействие никеля, содержащегося в сплаве, на организм. Известно, что электронно-лучевая обработка может оказывать существенное воздействие на параметры окисления наноструктурированных металлов [4, 5]. Вместе с тем, коррозионная устойчивость TiNi с модифицированной поверхностью исследована недостаточно. В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение коррозионных характеристик TiNi, модифицированного кремнием, в искусственных биологических средах.

В работе использовали никелид титана $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ технической чистоты в виде пластинок $50 \times 10 \times 1$ мм³. Перед модифицированием поверхности никелида титана в объемной плазме (ПИИМ) образцы подвергали дополнительной обработке: механической шлифовке, химическому травлению и электролитической полировке [3]. Обработанные образцы закрепляли в специальных держателях (рамках) и размещали на рабочем столе вакуумно-плазменного комплекса «СПРУТ» [6]. Модифицирование проводили по различным режимам, представленным в таблице 1.

Таблица 1. Режимы обработки поверхности TiNi методом ПИИМ

Условное обозначение режимов	Краткое описание режима обработки образцов
00	ИСХОДНЫЕ после механической шлифовки
0	ИСХОДНЫЕ электрополированные
17	Электрополированные + очистка в плазме
18	Электрополированные + ПИИМ, визуально видно покрытие
20	Электрополированные + ПИИМ

Морфологию, состав и структуру полученных образцов TiNi изучали с использованием профилометрии, Оже-спектроскопии, оптической микроскопии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции. Электрохимические исследования проводили в деаэрированных искусственных биологических средах (аптечный физиологический раствор 0,9% NaCl; искусственная плазма крови: NaCl – 6,8; KCl – 0,4; CaCl₂ – 0,2; MgSO₄ – 0,1; NaHCO₃ – 2,2; Na₂HPO₄ – 0,126; NaH₂PO₄ – 0,026 г/л) в термостатируемой трехэлектродной ячейке с использованием импульсного потенциостата/гальваностата ПИ-50-1.

Согласно данным Оже-спектрометрии механическое шлифование поверхности образцов TiNi приводит к уменьшению среднего содержания кислорода в поверхностном слое глубиной 8–10 нм от 50 до 10 ат.%. После химического травления и электролитического полирования (ЭП) происходит увеличение соотношения концентраций Ti:Ni в направлении от поверхности на глубину 80–100 нм. Для ЭП образца TiNi преобладающим компонентом поверхностной оксидной пленки толщиной ~20 нм является оксид TiO₂. Обработка ЭП образца в аргоновой плазме (образец 17, таблица 1) приводит к удалению поверхностного оксидного слоя толщиной ~7 нм и сопровождается значительным увеличением доли Ni на глубине 5 нм. Для образца 18 (табл. 1) наблюдается формирование кремниевого покрытия толщиной ~300 нм. Между покрытием и основным объемом металла имеется переходный слой толщиной около 50 нм, в котором уменьшается концентрация кремния и возрастают концентрации никеля и титана. На поверхности образца 20 происходит формирование тонкого кремнийсодержащего слоя толщиной 80 нм, максимальная концентрация кремния в котором достигается на глубине ~15 нм и составляет ~50 ат.%.

Результаты электрохимических исследований приведены на рисунке 1.

Низкая коррозионная стойкость образца 17 (по сравнению с 18 и 20 образцами) связана с удалением поверхностного оксидного слоя в ходе обработки в плазме аргона. Интервал потенциалов пассивного состояния образца довольно узкий –0,4–0,2 В. При потенциале –0,8 В зафиксирован максимум катодного тока восстановления окисленных форм никеля, что свидетельствует о выделении никеля в раствор. Установлено, что плазменно-иммерсионная обработка поверхности TiNi (образцы 18 и 20) позволяет повысить коррозионную стойкость сплава за счет повышения E_p до 1,5 В (рис. 1). Устойчивость образцов TiNi после обработки в плазме обусловлена существенным понижением содержания никеля в поверхностном слое TiNi. Подавление

питтингообразования связано с формированием на их поверхности стабильных в среде растворов слоев, содержащих Si и SiO₂.

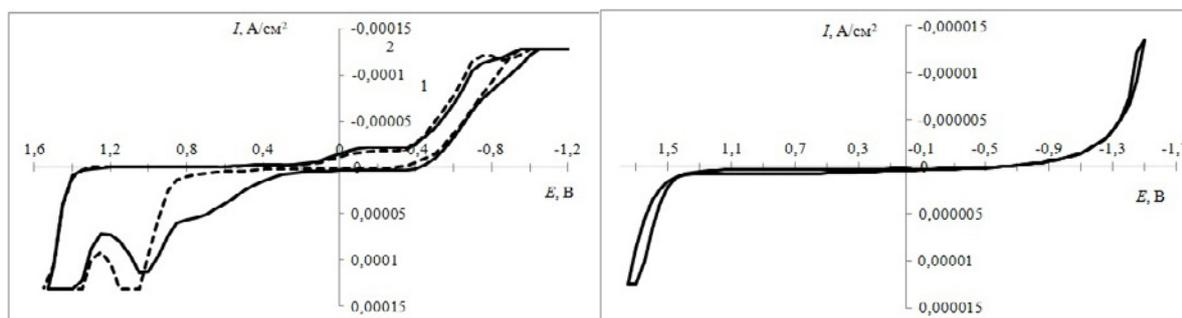


Рис. 1. ЦВА электродов из Ti_{49,1}Ni_{50,9} (а) образца 17, (б) образца 18 в искусственной плазме крови ($t = 37\text{ }^{\circ}\text{C}$, атмосфера N₂, $w = 10\text{ мВ/с}$)

Таким образом, существенное увеличение защитной функции модифицированных кремнием поверхностных слоев TiNi проявляется в предотвращении коррозионного разрушения сплава с образованием питтинга, пятен и микротрещин, а также в уменьшении скорости выделения ионов никеля в растворы вплоть до высоких положительных потенциалов.

Список литературы

1. Yoneyama T., Miyazaki S. Shape memory alloys for biomedical applications. – Cambridge, UK : Woodhead Publishing, 2008. – 337 p.
2. Maitz M., Shevchenko N. Plasma-immersion ion-implanted nitinol surface with depressed nickel concentration for implants in blood // J. Biomed. Mater. Res. A. – 2006. – Vol. 76. – P. 356–365.
3. Shabalovskaya S., Rondelli G., Anderegg J. Comparative corrosion performance of black oxide, sandblasted, and fine-drawn nitinol wires in potentiodynamic and potentiostatic tests: effects of chemical etching and electropolishing // J. Biomed. Mater. Res. B: Appl. Biomater. – 2004. – Vol. 69B. – P. 223–231.
4. Mostovshchikov A.V., Ilyin A.P., Egorov I.S. et al. Thermal stability of iron micro- and nanopowders after electron beam irradiation // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 712. – P. 60–64.
5. Mostovshchikov A.V., Ilyin A.P., Azanov A.A. et al. The energy stored in the aluminum nanopowder irradiated by electron beam // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 685. – P. 639–642.
6. Борисов Д.П., Детистов К.Н., Коротав А.Д. и др. Вакуумно-плазменный технологический комплекс «СПРУТ» для создания новых нанокompозитных материалов и упрочняющих поверхностных структур изделий // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2010. – Т. 76, № 12. – С. 32–36.

БЫСТРОДЕЙСТВИЕ СИЛОПРИВОДОВ ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

В.К. Алехина, В.А. Глуценков, Р.М. Бикбаев

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Ф.В. Гречников
Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
E-mail: vgl@ssau.ru

Одним из важных параметров деформирующих устройств и испытательного оборудования с силовым приводом из материала с памятью формы является их быстродействие. Быстродействие определяется скоростью нагрева и от охлаждения силовых элементов [1, 2]. Для определения зависимости скорости срабатывания силовых элементов от скоростей их нагрева и охлаждения была разработана методика и создан испытательный стенд. С помощью разработанного стенда оценивались скорость нагрева и скорость срабатывания эффекта памяти формы. Типовая зависимость приведена на рисунке 1.

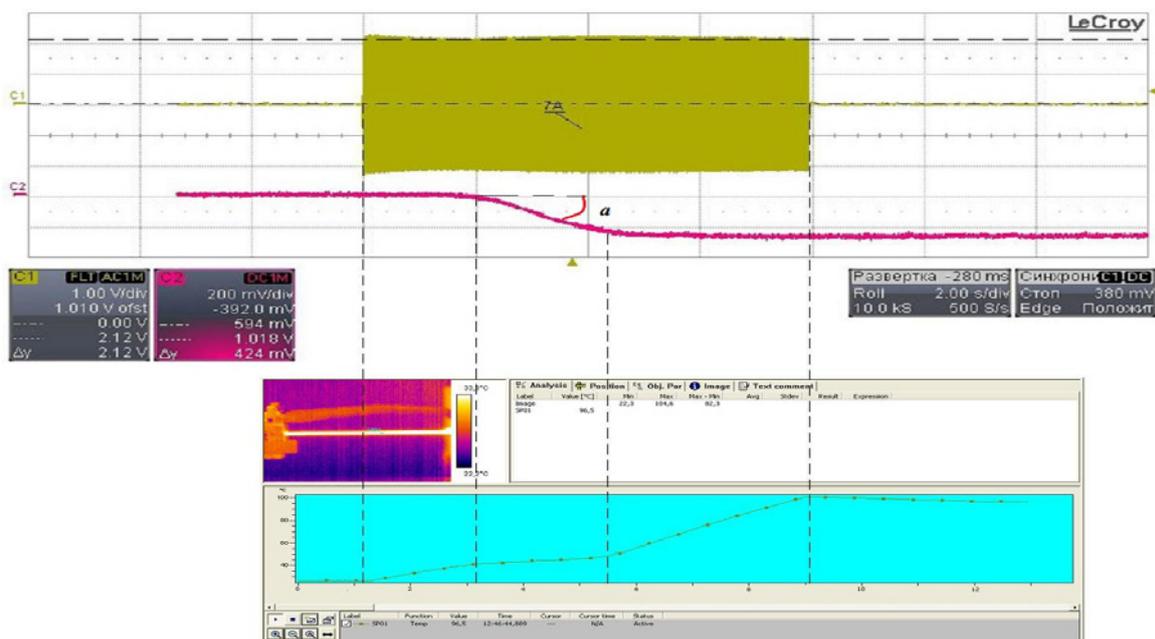


Рис. 1. Графики изменения температуры и напряжения во времени

Скорость срабатывания определялась углом наклона a .

В качестве силового элемента для эксперимента использовалась проволока диаметром 1,5 мм и рабочей частью 100 мм, изготовленная из сплава ТН1 [3]. Нагрев осуществлялся пропусканием через элементы электрического тока.

Была достигнута скорость срабатывания памяти формы 46,3 кгс/с при нагреве образца током с частотой 50 Гц и амплитудой 30 А в течение 3,1 с.

Изменение температуры во времени экспериментально зафиксировано с помощью скоростной тепловизионной камеры FLIR – SC7300M.

Данные графики получены при различных перемещениях рабочих элементов. Полученные зависимости используются при создании многосвязных силовых приводов.

Список литературы

1. Тихонов А.С. Применение эффекта памяти формы в современном машиностроении. – М. : Машиностроение, 1981. – 76 с.
2. Белоусов В.П., Дукин Е.П., Фавстов Ю.К. Исполнительный механизм многократного действия с возвратно-поступательным движением. // Материалы с эффектом памяти и их применение : материалы семинара. – Новгород, 1989.
3. Фавстов Ю.К., Кушкин В.А., Ермаков В.М. Эффект памяти формы в сплавах на основе никелида титана // Актуальные проблемы прочности. Пластичность материалов и конструкций : тезисы докл. – Тарту, 1985. – С. 124.

ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Г.Н. Алешин¹, Ю.М. Подрезов², Г.И. Рааб¹, И.С. Кодиров¹

Научный руководитель: к. ф.-м. н. Г. Н. Алешин

¹Уфимский государственный авиационный технический университет

²Институт проблем материаловедения им. И. Францевича НАН Украины

E-mail: ilyas-kodirov@mail.ru

Явление динамического деформационного старения (ДДС) заключается в том, что в процессе пластической деформации около генерированных в это время дислокаций образуются атмосферы атомов внедрения. Такие вторично заблокированные дислокации становятся дополнительными препятствиями для дислокаций, осуществляющих скольжение. В результате наблюдается аномальное повышение предела текучести и снижение пластичности при повышенной температуре испытаний ($T \geq 200$), вследствие закрепления дислокаций примесями непосредственно в процессе деформации.

В настоящей работе выполнено несколько экспериментов для определения интервала ДДС и при оптимальных условиях осуществлены различные виды деформационной обработки двух низкоуглеродистых сплавов – деформация прокаткой стали 20X, а также интенсивная пластическая деформация равноканально угловым прессованием стали 10 до значений деформации, отвечающих условиям формирования деформационной наноструктуры.

Исходные образцы толщиной 20 мм прокатывали до конечной толщины 4,5 мм (логарифмическая деформация достигла величины $\epsilon \sim 1,51$) при температуре 300 °С. Поскольку при комнатной температуре предварительно деформированный при 300 °С образец демонстрирует существенно более высокие значения предела текучести, чем образцы, деформированные при более низких температурах, эта температура (300 °С) была выбрана для получения сильнодеформированных образцов с помощью прокатки. Из полученного листа вырезали стандартные плоские образцы для испытаний на растяжение и малые образцы прямоугольной формы для испытаний на сжатие. Испытания на растяжение показали, что наибольшее значение предела текучести демонстрирует образец, предварительно деформированный при 300 °С, что обусловлено наличием эффекта ДДС в исследованном материале. Это может свидетельствовать о том, что деформационное упрочнение в интервале температур ДДС имеет термоактивационную природу, где наряду с торможением дислокаций примесями атомами и частицами вторых фаз следует учитывать процессы релаксации напряжения при повышении температуры.

Испытания на сжатие также показали, что для образцов, предварительно прокатанных при температуре 300 °С, значения предела текучести выше, чем после прокатки при комнатной температуре, и составляют, соответственно, $\sigma_{02} = 930$ МПа и $\sigma_{02} = 878$ МПа. Более высокие значения пределов текучести при растяжении и сжатии образцов стали 20X при повышенной температуре можно объяснить влиянием эффекта ДДС, когда подвижные дислокации взаимодействуют с примесями атомами, и дополнительным измельчением структуры вследствие действия того же эффекта ДДС.

Для оценки влияния более интенсивной схемы деформации на особенности проявления эффекта ДДС в низкоуглеродистых сталях использовали равноканально угловое прессование (РКУП) по маршруту V_c . Методом РКУП деформировали образцы стали 10 при комнатной ($t = 20$ °С) температуре и при 250 °С (эта температура находится в интервале проявления эффекта ДДС в сталях). Проводили по несколько проходов РКУП для достижения различных степеней деформации ϵ_n . Величину ϵ_n определяли по формуле

$$\epsilon_n = (2/\sqrt{3}) \operatorname{ctg}(\varphi/2).$$

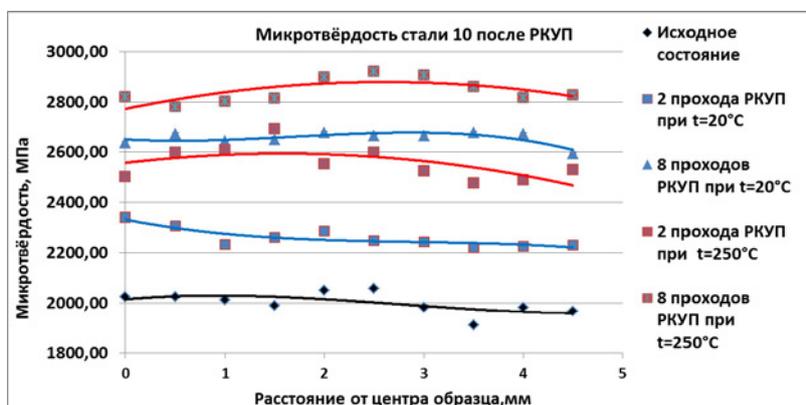


Рис. 1. Зависимость микротвёрдости NV от радиуса прутков стали 10 после равноканально углового прессования: 2 прохода РКУП – $\epsilon_2 \approx 1,6$; 8 проходов РКУП – $\epsilon_8 \approx 6,5$

На рисунке 1 представлены результаты измерения микротвёрдости образцов стали 10 после РКУП. Как следует из приведённых графиков, с увеличением числа проходов (степени деформации) РКУП микротвёрдость стали возрастает, при этом величина микротвёрдости в образцах стали, подвергнутых «тёплому» РКУП (при 250 °С), существенно превышает значения HV в образцах, полученных после одинаковых степеней деформации РКУП при комнатной температуре.

Полученные результаты на стали 10 после РКУП и стали 20Х при различных температурах можно объяснить проявлением эффекта динамического деформационного старения. Реализация эффекта ДДС в процессе «тёплого» (при 250°С) РКУП приводит к дополнительному увеличению плотности дислокаций в зёрнах феррита и перлита вследствие торможения их движения атмосферами атомов примесей и дислокациями леса, перемещение которых также затруднено вследствие взаимодействия с атмосферами примесных атомов. Рост плотности дислокаций в теле зёрен сплава и наличие полезных примесей в границах раздела, соответственно, способствуют дополнительному измельчению структуры сплава и, следовательно, повышению микротвёрдости. Это подтверждают и результаты исследований, полученные в данной работе.

Выводы

1. Рассмотрены особенности проявления эффекта ДДС после различных видов деформационной обработки низкоуглеродистых сталей – после прокатки (сталь 20Х) и равноканально углового прессования (сталь 10). Проведён анализ механизмов деформации при различных режимах деформационной обработки.
2. Показано, что деформирование низкоуглеродистых сталей в диапазоне температур ДДС (250–300°С) позволяет управлять структурой деформированного состояния с точки зрения диспергирования сплава и повышения его прочностных свойств.
3. становлено, что деформация равноканально угловым прессованием в диапазоне ДДС со степенью $\epsilon \approx 6,5$ (8 проходов РКУП) значительно уменьшает размер нанозерен в деформированных образцах – от 230 нм при комнатной температуре до 150 нм при 250°С.

Деформационная обработка была выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-01062), выделенного ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет». Рааб Г.И. выражает благодарность Министерству Образования и науки в рамках государственного задания № 11.729.2014К Минобрнауки России, выделенного ФГБОУ ВПО «Уфимский государственный авиационный технический университет».

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЗАГОТОВКИ ПРИ ПЕРЕДЕЛЕ КВАДРАТНОГО СЕЧЕНИЯ В КРУГЛОЕ МЕТОДОМ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

Р.Н. Асфандияров, Г.И. Рааб

Научный руководитель: д. т. н. Г.И. Рааб
Уфимский государственный авиационный технический университет
E-mail: a.r.n@list.ru

Как известно, метод Мульти-РКУП-Конформ приводит к значительному измельчению структуры, а соответственно повышению механических свойств обрабатываемых материалов [1]. Технологически после Мульти-РКУП-Конформ заготовка имеет поперечный квадратный профиль. И для дальнейшего использования таких заготовок необходима дополнительная деформация обеспечивающая формирование круглого сечения, как наиболее технологичного с точки зрения применения. Формирование такого профиля можно обеспечивать традиционными методами, такими как, волочение, прокатка, ротационная ковка. В данной работе были проанализированы особенности передела квадратного профиля методом ротационной ковки.

Учитывая характерные особенности геометрии бойков при ротационной ковке, были поставлены задачи исследования деформированного состояния заготовки от условий начального контакта и от геометрических параметров бойков. Данное исследование было выполнено с использованием конечно-элементного моделирования. Для реализации конечно-элементного моделирования использовали пакет прикладных программ «DEFORM-3D». В качестве материала исследования использовалась медь марки М2. В первой задаче рассматривались два положения контактных условий заготовка-инструмент (рис. 1), а для решения второй задачи были использованы два вида бойков (рис. 2) – классические и бойки с опытно-экспериментальной формой.

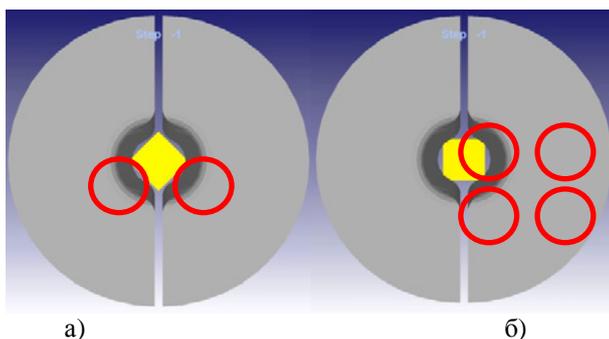


Рис. 1. Варианты начального контакта бойков с заготовкой: 2 точки (а) и 4 точки (б)

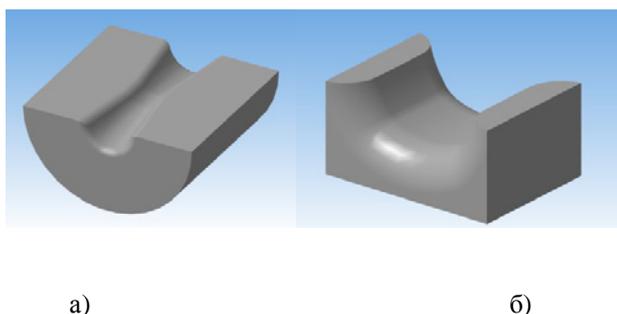


Рис. 2. 3D модели используемых при моделировании бойков: классическая форма бойка (а) и опытно-экспериментальная форма (б)

Было проведено моделирование 8 ударов бойками (до получения круглого сечения заготовки с 11х11мм до диаметра 12 мм) классической и опытно-экспериментальной конструкции. Формы заготовки оказались идентичными. Таким образом, выявлено, что при многоциклового обработке, с небольшим приращением деформации за цикл, исходные контактные условия не приводят к заметным различиям деформированного состояния периферийной области заготовки. Однако, при этом наблюдалась большая разница деформированного состояния в периферийных и центральных областях заготовки.

Ранее нами было установлено положительное влияние геометрических параметров бойков на управление однородностью деформированного состояния в заготовке [2]. В связи с этим была выбрана специальная форма бойков (рис. 2б) и проведена обработка заготовки до диаметра $\varnothing 6$ мм. В результате, мы получили более однородное деформированное состояние в сравнении с классическими бойками.

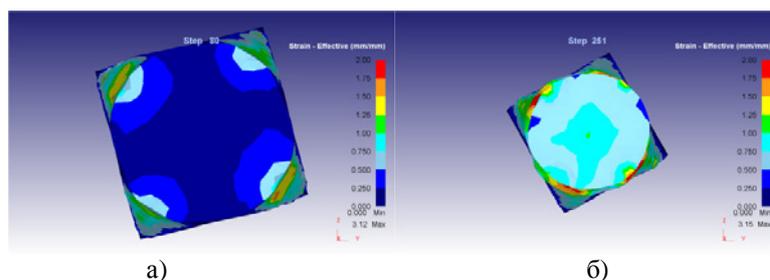


Рис. 3. Распределение уровня накопленной деформации в поперечном сечении: классическая форма бойка (а) и опытно-экспериментальная форма (б)

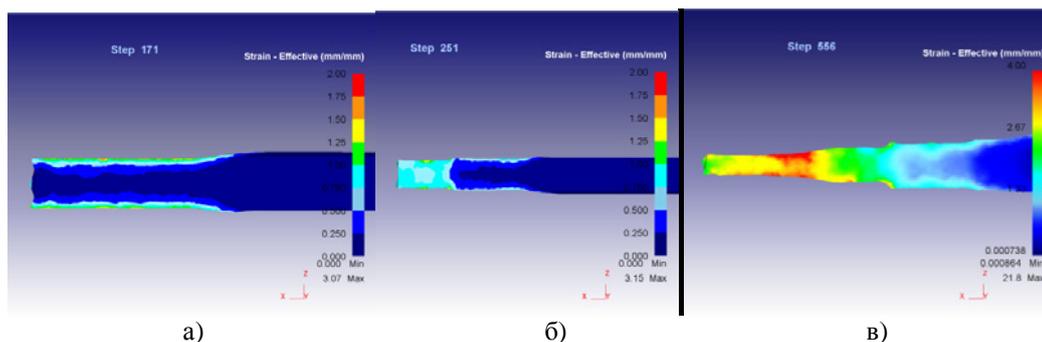


Рис. 4. Распределение уровня накопленной деформации по поверхности: классическая форма бойка (а) и опытно-экспериментальная форма (б), распределение накопленной деформации в конце обработки, $\varnothing 6$ мм (в)

Выявлено, что при многоцикловой обработке, с небольшим приращением деформации за цикл, исходные контактные условия не приводят к заметным различиям деформированного состояния периферийной области заготовки. Показано, что обработка для передела квадратного сечения в круглое позволяет получить однородное деформированное состояние при использовании специальных бойков. Уровень накопленной деформации при обработке заготовки до конечного диаметра $\varnothing 6$ мм $\epsilon=3\dots 4$ (рис. 4).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-01062) в ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет»

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
2. Асфандияров Р.Н., Рааб Г.И., Семенов В.И. Исследование потенциала ротационного обжатия как метода интенсивной пластической деформации // Нефтегазовые технологии и новые материалы проблемы и решения. – 2015. – Вып. 4(9). – С. 381–387.
3. Радюченко Ю.С. Ротационное обжатие. – М.: Машиностроение, 1972. – 176 с.
4. Ковка на радиально-обжимных машинах // В.А. Тюрин, В.А. Лазоркин, И.А. Пospelов и др. – М.: Машиностроение, 1990. – 256 с.

СИНТЕЗ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ЧАСТИЦ ТИПА ЯДРО-ОБОЛОЧКА Cu-SiO₂, Ag-SiO₂, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГАЗОФАЗНОГО СИНТЕЗА

Д.Ж. Базарова

Научный руководитель: доцент, д.ф.-м.н. А.В. Номоев
Бурятский государственный университет
E-mail: ars-d@mail.ru

Исследована структура композитных наночастиц ядро-оболочка Cu-SiO₂ и Ag-SiO₂, полученных методом газофазного синтеза под облучением релятивистским пучком электронов с последующей конденсацией паров в потоке инертного транспортного газа, поэтому за процессом образования таких наночастиц невозможно наблюдать. Принцип работы экспериментальной установки для производства композитных наночастиц Cu-Si приведен в [1, 2]. В работе использовалась следующая методика получения частиц ядро-оболочка Cu-SiO₂. Давление насыщенных паров меди выше, чем давление кремния, при всех температурах, поэтому в графитовом тигле сверху находилась медь, а снизу кремний. Первоначально медный слиток расплавлялся в тигле графита при малой мощности, далее мощность электронного пучка повышалась для испарения уже жидкой меди. Аргон использовался в качестве транспортного газа для передачи испаренной меди в холодную зону, где происходила его конденсация. Сбор медного нанопорошка происходил на специальном матерчатом фильтре.

Композитные порошки системы Ag-Si получались также с использованием электронного ускорителя прямого действия ЭЛВ-6. Первоначально кусочки серебра расплавлялись под действием электронного пучка малой мощности, далее после его остывания, сверху него помещались кусочки монокристаллического кремния и также расплавлялись электронным пучком малой мощности. Схема расположения веществ в тигле перед испарением электронным пучком большой мощности приведена в [2].

Описания полученных частиц представлены в [3].

По расчетам в [4], основными причинами образования многокомпонентных частиц типа ядро-оболочка являются: подбор веществ, имеющих разные значения поверхностного натяжения или различие в массовом соотношении компонентов материала.

В случае системы Cu-Si, разница в атомных радиусах между Cu ($r_{Cu}=132 \text{ \AA}$) и Si ($r_{Si}=111 \text{ \AA}$) является незначительной и, таким образом, для этой системы рассматривается разница в значениях поверхностного натяжения.

Во многих случаях, поверхностное натяжение жидкости имеет температурную зависимость: с повышением температуры поверхностное натяжение уменьшается и описывается приближенной зависимостью:

$$\sigma(T) = \sigma(T_m) - d\sigma/dT \cdot (T - T_m),$$

которая действительна для определенного диапазона температуры, выше температуры плавления T_m , где $\sigma(T_m)$ - поверхностное натяжение при температуре плавления вещества, $d\sigma/dT$ - скорость изменения поверхностного натяжения от температуры [5]. Эмпирическая зависимость поверхностного натяжения меди изменяющегося с температурой, $\text{mN}\cdot\text{m}^{-1}$:

$$\sigma_{Cu}(T) = 1290 - 0.234 \cdot (T - 1357).$$

[6]. Поверхностное натяжение кремния изменяется следующим образом:

$$\sigma_{Si}(T) = 820 - 0.3 \cdot (T - 1685).$$

[7]. Ниже точки плавления, когда материалы являются твердыми, поверхностная энергия эквивалентна поверхностному натяжению. Значения поверхностной энергии для Cu и Si 1830 и $1230 \text{ мН}\cdot\text{м}^{-1}$, соответственно [8]. Зависимость поверхностного натяжения и энергии Si, Cu, Ag от температуры показаны в [3]. При всех температурах, поверхностное натяжение Cu значительно выше, чем у Si. Таким образом, образование оболочки обусловлено отличием в поверхностном натяжении двух компонентов.

Механизм образования частиц Cu-Si предложен с учетом, того, что температура испарения Si гораздо выше температуры испарения Cu ($T_n(\text{Si})=3538 \text{ К}$, $T_n(\text{Cu})=2835 \text{ К}$), поэтому, образуются капельки кремния с растворенными в них парами меди. Попадая в более холодную зону, медь превращается в жидкость, оболочка окисляется до SiO₂. Это твердое вещество оболочки кристаллизуется вокруг жидкой меди Cu. Некоторые ядра меди обладают дефектной структурой, в части из них происходит создание двойниковых структур. Избыток кремния и меди может агломерироваться на поверхности оболочки.

Ключевую роль в образовании частиц ядро-оболочка сыграла разница в давлении насыщенных паров. Поскольку давление паров Ag (100 кПа при температуре 2433 К [9]) выше, чем у Si (100 кПа при температуре 3537 К), при более высоких токах пучка, соотношение Si:Ag уменьшается. Только при токе пучка 4 мА содержание Si в парах было достаточным для создания частиц ядро-оболочка.

Предлагается следующий механизм образования наночастиц ядро-оболочка Ag-Si. Под облучением электронным пучком испаряются два вещества Ag и Si. Происходит образование первичных гомогенных частиц серебра и кремния. Отталкивание частиц Ag и Si очевидно происходит вследствие высокой устойчивости серебра к образованию силицидов и малой растворимости. Максимальная растворимость Ag в Si – $4 \cdot 10^{-4} \text{ ат.}\%$

при температуре 1623 К [10]. Из-за Ван-дер-Ваальсового взаимодействия, частицы агломерируются. Так как размер частиц серебра вследствие его высокой концентрации в испарительной камере значительно больше частиц кремния, Si имеет тенденцию к агломерации на поверхности частиц Ag.

Структура частиц типа ядро-оболочка исследована с целью выяснения механизма их формирования и факторов, влияющих на синтез. Предложены механизмы формирования наночастиц типа ядро-оболочка. Предполагается, что формирование наночастиц Cu-SiO₂ обусловлено разницей в поверхностных натяжениях вещества ядра и оболочки, а формирование наночастиц Ag-SiO₂ обусловлено разницей давления насыщенных паров испаряемых веществ.

Список литературы

1. Temuujin J., Bardakhanov S., Nomoev A. et al. Preparation of tailored structure copper and silicon/copper powders by a gas evaporation-condensation method // *Bulletin of Materials Science*. – 2009. – Vol. 32. – P. 1–5.
2. Номоев А.В., Бардаханов С.П. Синтез, строение наночастиц металл/полупроводник Ag/Si, полученных методом испарения-конденсации // *Письма в ЖТФ*. – 2012. – Vol. 38. – P. 375–378.
3. Nomoev A., Bardakhanov S., Schreiber M., et al. Structure and mechanism of formation of core-shell nanoparticles obtained through one-step gas-phase synthesis by electron beam evaporation // *Beilstein Journal of Nanotechnology*. – 2015. – No. 6. – P. 874–880.
4. Иванов А.С., Борисов С.А. Поверхностная сегрегация и концентрационные неоднородности в мелких сферических частицах // *Поверхность*. – 1982. – No. 10. – С. 140–145.
5. Keene B.J. Review of data for the surface tension of pure metals // *International Materials Reviews*. – 1993. – No. 38. – P. 157–192.
6. Brillo J., Egly I. Surface tension of nickel, copper, iron and their binary alloys // *Journal of Materials Science*. – 2005. – Vol. 40. – P. 2213–2216.
7. Шишкин А.В., Басин А.С. Поверхностное натяжение жидкого кремния // *Теоретические основы химической технологии*. – 2004. – Vol. 38. – P. 660–668.
8. Kucharski M., Fima P. The surface tension and density of liquid Ag-Bi, Ag-Sn and Bi-Sn alloys // *Monatshefte für Chemie*. – 2005. – Vol. 136. – P. 1841–1846.
9. Stull D. // *American Institute of Physics Handbook* / D.E. Grey (ed). – New York : McGraw Hill, 1972.
10. Olesinski R.W., Gokhale A.B., Abbaschian G.J. The Ag-Si (silver-silicon) system // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. – 1989. – Vol. 10. – P. 635–640.

ОЦЕНКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ Ti-45Nb, ПОЛУЧЕННЫХ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

А.В. Беляков¹, М.А. Химич^{2,3}, Е.В. Бабакова¹

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Ж.Г. Ковалевская

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

³Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: magicinlyfar@mail.ru

Метод селективного лазерного сплавления (СЛС) находит применение в производстве медицинских имплантатов, так как значительно уменьшает затраты материала, необходимого для производства готового изделия, а также позволяет создавать изделия сложных форм [1]. Особо перспективны в данной технологии сплавы на основе титана, в том числе сплавы системы Ti-Nb благодаря своим физико-механическим и биоинертным свойствам. В силу своих особенностей сплав состава Ti-45Nb имеет модуль упругости, близкий к модулю упругости костной ткани [1]. При получении изделий методом СЛС, параметры процесса, такие как скорость сканирования и мощность лазерного луча, влияют на структуру и фазовый состав сплава, что, в свою очередь, может изменить модуль упругости и нанотвердость. Поэтому в данной работе оценивалось влияние параметров СЛС на данные физико-механические характеристики сплава Ti-45Nb.

Были проведены исследования серии СЛС-образцов, полученных на установке ВАРИСКАФ 100МВС на режимах, описанных в работе [3]. Неизменными были следующие параметры: предварительный прогрев порошка – 100°C; толщина единичного слоя порошка – 50 мкм; диаметр пятна – 150 мкм; стратегия сканирования лазерного луча – строчка через строчку; шаг сканирования – 400 мкм. Изменяемыми параметрами была мощность лазера – 60, 65, 70, 75, 80 Вт при скорости сканирования 60 мм/с и скорость сканирования лазера 40, 50, 60 и 70 мм/с при мощности 80 Вт. Для СЛС использовался композитный порошок сплава Ti-45Nb, полученный механической активацией [3].

В результате СЛС были получены модельные образцы в продольном сечении площадью 8x8 мм² и толщиной ~5 мм (рис. 1а). Поверхность образцов бугристая с полостями, образующими открытую пористость (рис. 1б).

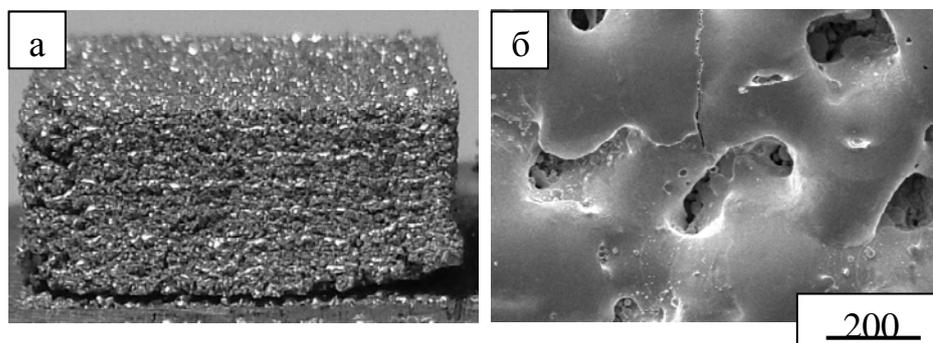


Рис. 1. Внешний вид (а) и РЭМ изображение поверхности (б) СЛС-образца из сплава Ti-45Nb

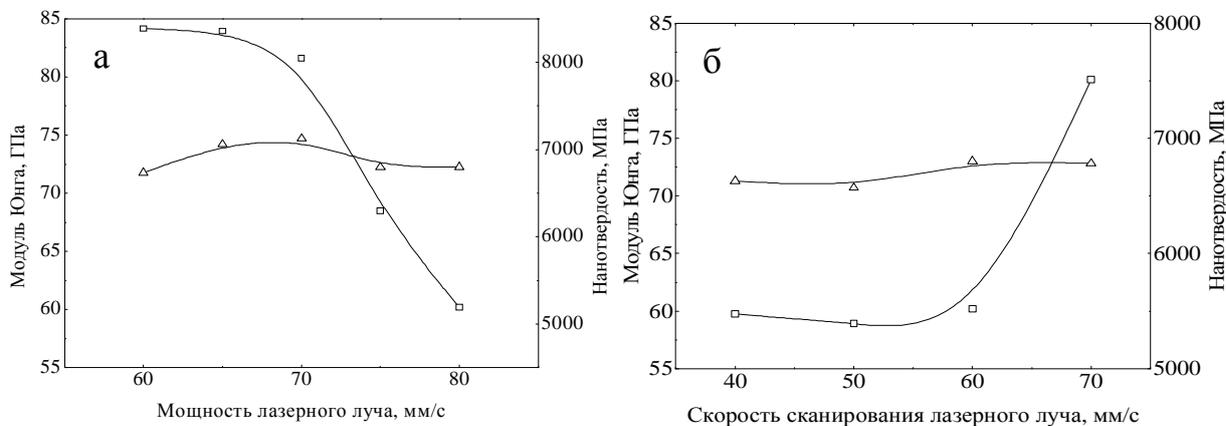


Рис. 2. Значения нанотвердости и модуля упругости СЛС-образцов в зависимости от мощности (а) и скорости сканирования лазерного луча (б)

При оценке состояния и внешнего вида образцов определено, что мощность не влияет на морфологию поверхности и открытую пористость. Со снижением скорости сканирования улучшается морфология поверхности и снижается открытая пористость. Во всех образцах, полученных при скорости 60 мм/с, объемная пористость составляет около 15%. При скорости сканирования 40 мм/с снижается до 10%.

Для измерения физико-механических свойств из всех модельных образцов были сделаны поперечные шлифы. Измерение проводилось на приборе “Nano Hardness Tester” NHT-S-AX-000X методом невосстановленного отпечатка. С помощью прибора можно определить значения нанотвердости и модуля Юнга.

Результаты оценки нанотвердости и модуля упругости модельных образцов представлены на рисунке 2.

При изменении мощности и скорости сканирования лазера значения нанотвердости практически не меняются. Во всем диапазоне применяемой мощности и скорости сканирования лазера средние значения нанотвердости составляют от 6600 до 7000 МПа при общем разбросе значений 4500–8100 МПа. На модуль упругости мощность и скорость сканирования лазера влияет в значительной степени. При мощности 60–70 Вт ее средние значения составляют 83 ГПа, а с увеличением мощности до 80 Вт модуль упругости снижается до 60 ГПа. Соответствующие значения модуля упругости характерны для образцов, полученных при скорости сканирования 40–60 мм/с. С увеличением скорости сканирования до 70 мм/с модуль упругости возрастает до 82 ГПа.

Таким образом, наименьший модуль упругости 60 ГПа характерен для модельных образцов, полученных при мощности лазера 80 Вт и скорости сканирования от 40 до 60 мм/с.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ, грант № 15-19-00191.

Список литературы

1. Li Y., Yang C., Zhao H. et al. New developments of Ti-based alloys for biomedical application // Materials. – 2014. – Vol. 7. – P. 1709–1800.
2. Химич М.А., Ковалевская Ж.Г., Шаркеев Ю.П. Влияние режимов селективного лазерного сплавления на структуру и фазовый состав сплава Ti-Nb // Фазовые превращения и прочность кристаллов : тезисы IX Международной конференции (7–11 ноября 2016, Черноголовка). – Черноголовка, 2016. – С. 83.
3. Шаркеев Ю.П., Ковалевская Ж.Г., Химич М.А. и др. Исследование строения и фазового состава порошков Ti и Nb после механической активации // Обработка металлов. – 2016. – № 1. – С. 42–51.

АНИЗОТРОПНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МАГНИТНЫХ МИКРОПРОВОДОВ В ОБЛАСТИ КРАЙНЕ ВЫСОКИХ ЧАСТОТ

А.И. Бердюгин, В.Ю. Выговский, А.В. Бадьин, Г.Е. Кулешов

Научный руководитель: доцент, к. ф-м. н. А.В. Бадьин
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: vigovskiyv1994@mail.ru

На сегодняшний день актуальным является вопрос всестороннего исследования новых типов магнитных материалов. Связано это с быстрым развитием современных областей электротехники, нано-электроники и вычислительной техники [1]. Особый интерес представляет исследование электрофизических свойств данных материалов в области крайне высоких частот. Это обосновывается как перспективностью работы в данном диапазоне, так и необходимостью создания элементов квазиоптического тракта для управления электромагнитным излучением. Среди широкого спектра исследуемых магнитных материалов особое место занимают ферромагнитные микропровода, которые обладают проводящими и магнитоэлектрическими свойствами, позволяющими управлять электромагнитным излучением в широкой области частот [2]. Важной характеристикой электромагнитного излучения при исследовании электрофизических свойств различных материалов является интенсивность. Одним из используемых способов изменения интенсивности и поляризации излучения является применение упорядоченных структур на основе микропроводов.

В данном исследовании были изготовлены упорядоченные структуры на основе FeCoBSi микропровода толщиной 20 мкм и периодом повторения 2 и 1 мм. Данные образцы были помещены в измерительный тракт спектрометра терагерцового диапазона СТД-21. Проведены измерения коэффициента прохождения в диапазоне 34–56 МГц при различных ориентациях образцов относительно падающей линейно-поляризованной электромагнитной волны [3]. На рисунке 1 представлены частотные зависимости коэффициента прохождения для образцов (образец № 1 – период повторения 2 мм, образец № 2 – период повторения 1 мм), при перпендикулярных и параллельных ориентациях относительно падающего линейно-поляризованного электромагнитного излучения. Исследуемый образец размещался в квазиоптическом тракте, в качестве перестраиваемого источника монохроматического электромагнитного излучения использовалась лампа обратной волны, модуляция осуществлялась прерывателем. Детектирование прошедшего через исследуемую структуру сигнала осуществлялось с помощью акустооптического преобразователя (ячейки Голея). Для исключения ортогональной составляющей перед детектором устанавливался анализатор. Измерения коэффициента прохождения производились в режиме свипирования по частоте с разрешением 73 МГц. На графике (рис. 1) приведены результаты измерения коэффициента прохождения двух образцов при различных ориентациях. Исходное положение на графике соответствует расположению микропроводов в исследуемых образцах ортогонально относительно вектора напряженности электрического поля падающей электромагнитной волны. Также приведены результаты измерения коэффициента прохождения при параллельной ориентации микропроводов относительно поляризации падающей волны. В этом случае наблюдается минимальное пропускание электромагнитной волны.

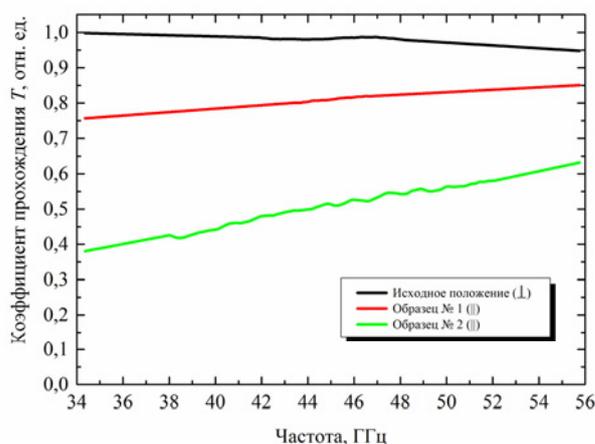


Рис. 1. Частотная зависимость коэффициента прохождения образцов при различной ориентации

Как видно из графика (рис. 1), коэффициент прохождения отличается в зависимости от ориентации относительно падающей электромагнитной волны. Материалы на основе ферромагнитного микропровода являются анизотропными, что в свою очередь позволяет осуществлять управление интенсивностью и поляризацией излучения. Коэффициент прохождения уменьшается с уменьшением периода повторения

образца. С ростом частоты происходит увеличения коэффициента прохождения образцов при параллельной ориентации относительно падающего электромагнитного излучения.

Исследуемые материалы могут быть использованы в качестве элементов квазиоптического тракта для управления электромагнитным излучением в области крайне высоких частот.

Список литературы

1. Лыньков Л.М., Богущ В.А., Борботько Т.В. и др. Новые материалы для экранов электромагнитного излучения // Доклады БГУИР. – 2004. – Т. 2, № 5. – С. 152–167.
2. Тиходеев С.Г., Гиппиус, Н.А., Шубина, Т.В. и др. Магнитные свойства микропроводов с аморфной нанокристаллической и гранулярной структурой // Успехи физических наук. – 2009. – Т. 179, № 9.
3. Ломоносова М.В. Особенности структурных и магнитных свойств «толстых» железо-обогащенных аморфных микропроводов, полученных методом Улитовского-Тейлора. – М. : Птица, 2013. – 43 с.

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕЗОУПОРЯДОЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

В.И. Богданович, М.Г. Гиорбелидзе

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.И. Богданович
Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва
E-mail: mikhailgiobelidze@mail.ru

Детали горячего тракта газотурбинных двигателей находятся в наиболее сложных температурных условиях эксплуатации по сравнению с другими деталями и фактически определяют ресурс двигателя. Потеря работоспособности охлаждаемых лопаток из жаропрочных конструкционных сплавов, камер сгорания и жаровых труб происходит из-за высокотемпературной газовой коррозии поверхности с последующим развитием межкристаллитной коррозии и усталостных трещин [1–7].

Торможение роста усталостных трещин можно обеспечить нанесением на поверхность деталей специальных покрытий, обладающих такой структурой, которая локализует усталостную трещину в микрообъеме, не давая ей прорасти до границы покрытия – основа, а свойства межзеренных границ таковы, что развитие трещины должно приводить к отделению только некоторого гарантированного по размерам микрообъема покрытия с накопленными микроповреждениями. Получение такого эффекта возможно, если структура покрытия, нанесенного на поверхность детали, обладает заданной степенью упорядоченности.

В работе приведены результаты исследований структуры мезоупорядоченных плазменных покрытий, напыленных из порошков узких фракций на оптимальных для данной фракции режимах. Для проведения исследований использовались металлические и керамические порошки. Показано, что за счёт управления режимами напыления удаётся реализовать мезоструктурную упорядоченность напыленных покрытий, исключающую образование сплошных столбчатых структур, пронизывающих всё толщину покрытия.

Экспериментально подтверждено, что при формировании мезоструктурно-упорядоченного покрытия внутри дискообразных кристаллитов формируется столбчатая наноструктура (рис. 1), а границы этих столбчатых образований замыкаются в слое покрытия на границе со следующим сформированным кластером, который образовался при отвердевании следующей оплавленной частицы. Ширина сформированных столбчатых образований составляет величину порядка 60-70 нм, а высота ограничена размерами дискообразного кластера. На не полностью проплавленных частицах они начинаются на верхней и нижней границах кластера, а заканчиваются на внутренней границе не оплавленного в кластере материала (рисунок 2).

Проведенные исследования структуры мезоупорядоченных плазменных покрытий, напыленных из порошков узких фракций на расчетных режимах показали, что в соответствии с расчетными оценками при формировании кластерной структуры покрытие формируется из частично оплавленных частиц. За счёт управления режимами напыления удаётся реализовать мезоструктурную упорядоченность, исключающую образование сплошных столбчатых структур, пронизывающих всю толщину покрытия и, следовательно, обеспечивающих повышение защитных способностей системы к высокотемпературной коррозии и диффузии. А для каждого отдельного дискообразного кластера структуры удаётся реализовать образование в приповерхностном слое кластера наностолбчатых структур, которые обеспечивают демпфирование связей между этими кластерами при знакопеременных силовых и тепловых нагрузках деталей с покрытиями.

Для оценки качества сформированной упорядоченной структуры предложено использовать количественный критерий – коэффициент мезоструктурной упорядоченности покрытия χ , основанный на программной обработке изображений с поперечного шлифа покрытий. Предложена методика количественной оценки упорядоченности структуры покрытий, позволяющая повысить информативность результатов исследования металлографических шлифов, исключить субъективность визуальной оценки и дать количественную оценку качества покрытия.

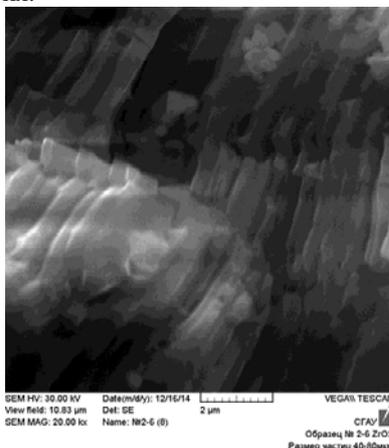


Рис.2. Столбчатая наноструктура внутри дискообразного кристаллита покрытия

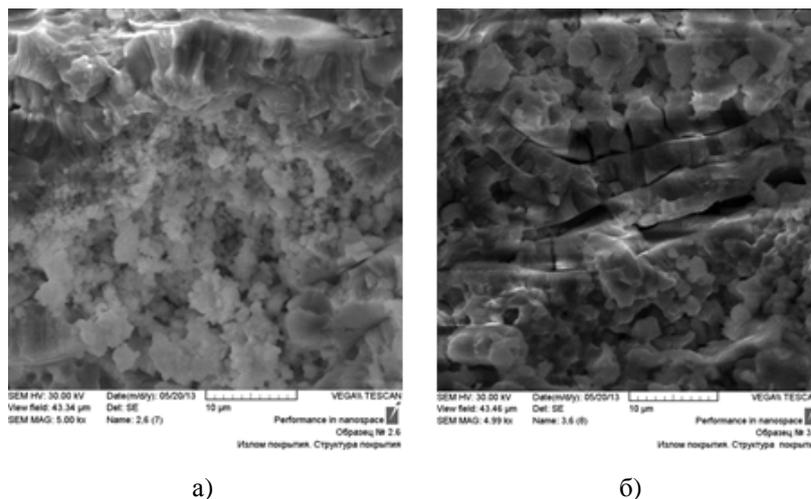


Рис. 2. Иллюстрация расположения кристаллитов:
а) на границе не полностью проплавленные частицы; б) на границе кластеров

Список литературы

1. Елисеев Ю.С., Бойцов А.Г., Крымов В.В. и др. Технология производства авиационных газотурбинных двигателей. – М. : Машиностроение, 2003. – 510 с.
2. Фролов В.А., Поклад В.А., Рябенко Б.В. и др. Технологические особенности нанесения теплозащитных покрытий при производстве лопаток газотурбинных установок // Сварочное производство. – 2004. – № 11. – С. 39–41.
3. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Гаямов А.М. и др. Получение керамических теплозащитных покрытий для рабочих лопаток турбин авиационных ГТД магнетронным методом // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 4. – С. 3–8.
4. Хокинг М., Васантасри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия: Получение, свойства и применение / пер. с англ. – М. : Мир, 2000. – 518 с.
5. Абраимов Н.В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин. – М. : Машиностроение, 1993. – 336 с.
6. Барвинок В.А., Богданович В.И. Физическое и математическое моделирование процесса формирования мезоструктурно-упорядоченных плазменных покрытий // Журнал технической физики. – 2012. – Т. 82. – С. 105–112.
7. Nesbitt J.A., Zhu D., Miller R.M. et al. Failure morphologies of cyclically oxidized ZrO_2 -based thermal barrier coatings // Materials at High Temperatures. – 2003. – Vol. 20(4). – P. 507–517.

ПОЛУЧЕНИЕ SiC/C-ВОЛОКОН ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ СПОСОБОМ

О.А. Болотникова

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.Я. Пак
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: bolotnikovaoa@gmail.com

В последние десятилетия намечился существенный прогресс как в технологии получения полупроводникового SiC [1–5], так и технологии приборов на его основе [6].

Карбид кремния в природе встречается в ничтожно малых количествах. Практический весь карбид кремния, который встречается в продаже в мире, изготовлен синтетическим путем. Данный материал характеризуется широким спектром физико-химических свойств. Помимо известных ранее показателей высокой прочности, коррозионной, радиационной стойкости, а также перспективных высокотемпературных полупроводниковых свойств, установлены интересные оптические и биологические характеристики карбида кремния [1]. Карбид кремния получают с применением ряда известных методов [2], основным из которых является метод Ачессона, названный в честь одного из основоположников рассматриваемого направления науки и являющийся сегодня основой промышленного производства SiC [3]. Основными недостатками данного метода является высокая длительность процесса, а также большое количество неконтролируемых примесей [3]. Также известны и другие методы, в том числе базирующиеся на испарении поликристаллического карбида кремния или исходных реагентов, на различных подходах реализации CVD техник, на так называемых «сэндвич» технологиях [4–5]. Особый интерес сегодня представляют SiC и SiC/C-волокна [7–8], которые могут применяться в качестве армирующего материала при производстве сверхтвердой керамики с улучшенными прочностными характеристиками.

В настоящей работе предлагается применение электродугового метода получения кубической модификации карбида кремния из порошкового кремния и углеродных волокон. Для реализации электродугового метода использовался источник постоянного тока, а также порошковый кремний и углеродные волокна в качестве прекурсоров. Под действием высоких температур, реализуемых в результате горения электрической дуги, Si и C взаимодействуют, образуя карбид кремния. В результате эксперимента был получен порошок темно-коричневого цвета, который был изучен методами растровой электронной микроскопии (SEM) и рентгеновской дифрактометрии (XRD).

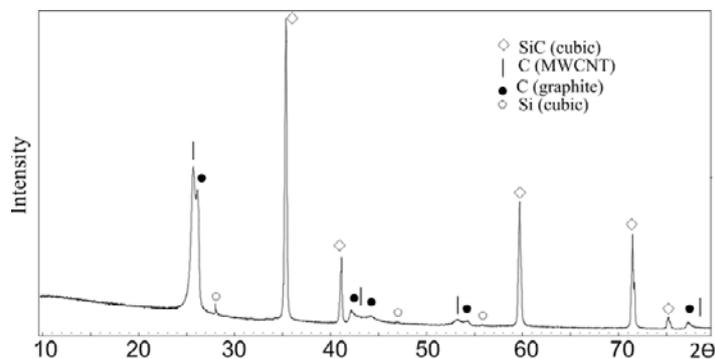


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма порошкового продукта на основе SiC

Анализ картины рентгеновской дифракции проводился при помощи программного комплекса PowderCell 2.4 и базы структурных данных PDF4+. Качественный рентгенофазовый анализ показал присутствие в продукте трех основных кристаллических фаз: кубической модификации карбида кремния SiC, двух графитоподобных углеродных фаз: графита C(graphite) и углеродных нанотрубок C(MWCNT), а также следов кубического кремния. Картина рентгеновской дифракции приведена на рисунке 1. Количественный рентгенофазовый анализ показал наличие в продукте до 20,5% (объемных) карбида кремния, до 55,5% (объемных) углеродных нанотрубок и до 24% графита.

По данным растровой электронной микроскопии в продукте идентифицируются углеродные (графитовые) волокна с поперечными размерами до 10–20 мкм и длиной до 100 мкм (являющиеся исходным реагентом для синтеза SiC), на поверхности которых образуются кристаллы карбида кремния. Кристаллы карбида кремния имеют типичную для кубической модификации данного материала форму. К сожалению, идентифицировать фазу углеродных нанотрубок на снимках не удалось ввиду недостаточной разрешающей способности.

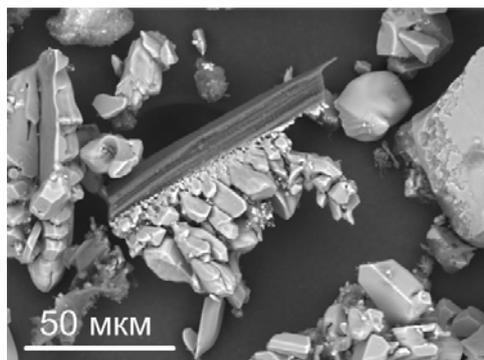


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение продукта

В настоящей работе получен материал на основе карбида кремния и углеродных (графитовых) волокон. Материал получен из электродуговым методом с использованием углеродных волокон и порошкового кремния в качестве прекурсоров.

Авторы благодарят ассистента каф. ОФ ФТИ ТПУ Сыртанова М. за съемку образца на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD 7000s (CuK α).

Список литературы

1. Andrievski R.A. Nano-sized silicon carbide: synthesis, structure, properties. – Moscow : Institute of Problems of Chemical Physics, RAS, 2009.
2. Advances in Silicon Carbide Processing and Applications / S.E. Saddow, A. Agarwal (eds.). – Boston : Arrech House, 2004.
3. British Patent № 17911, 1892; U.S.Pat.492767. Synthese von SiC während des Schmelzprozesses von Kohlenstoff und Aluminiumsilikaten / E.G Acheson. Feb.28, 1893.
4. Lebedev A.A., Tregubova A.S., Chelnokov V.E. et al. Growth and investigation of the big area Lelygrown substrates // Mat. Sci. Eng. – 1997. – В 46. – P. 291–295.
5. UK Patent, No 1458445. Сублимационный сэндвич-метод / Водаков Ю.М., Мохов Е.Н. 1974.
6. Ibrahim A., Ousten J.P., Lallemand R. et al. Power cycling issues and challenges of SiC-MOSFET power modules in high temperature conditions // Microelectronics Reliability. – 2016. – No. 58. – P. 204–210.
7. Hou X., Wang E., Fang Z. et al. Characterization and properties of silicon carbide fibers with self-standing membrane structure. // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – No. 567. – P. 135–141.
8. Raunija T.S.K. Effect of milling parameters on exfoliation-assisted dispersion of short carbon fibers in silicon carbide powder // Advanced Powder Technology. – 2016. – No. 27. – P. 145–153.

АТТЕСТАЦИЯ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РИМ-ИЗДЕЛИЙ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

А.Б. Большунова, Хан Лян, Чэнь Си, О.Ю. Ваулина

Научный руководитель: к. т. н. О.Ю. Ваулина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail:kolgay@tpu.ru

Методы получения порошков влияют на их физические, химические и технологические свойства, которые в свою очередь, оказывают существенное влияние на технологический процесс изготовления и свойства РИМ-изделий [1]. В работе представлены результаты аттестации порошковой композиции после разного времени механоактивации – 0, 1, 5 и 10 мин.

Из порошковых композиций с различным временем механической активации (1, 5 и 10 минут) были изготовлены образцы по технологии порошковой металлургии. Режимы изготовления всех образцов были одинаковы.

Результаты исследования. Морфологию поверхности частиц исследовали с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) (рис. 1). На рисунке 1,а представлена порошковая композиция в исходном состоянии: большинство частиц порошковой смеси имеет сферическую форму, средний размер частиц – менее 8 мкм.

На рисунке 1,б-г представлены порошковые композиции после механической активации. После активации порошковой смеси в течение 1 минуты (рис. 1,б-г), начинают формироваться конгломераты из частиц. После активации порошковой смеси в течение 10 минут, видно (рис. 1,г), что все поле зрения занимают конгломераты из спрессованных сплюснутых исходных частиц порошка.

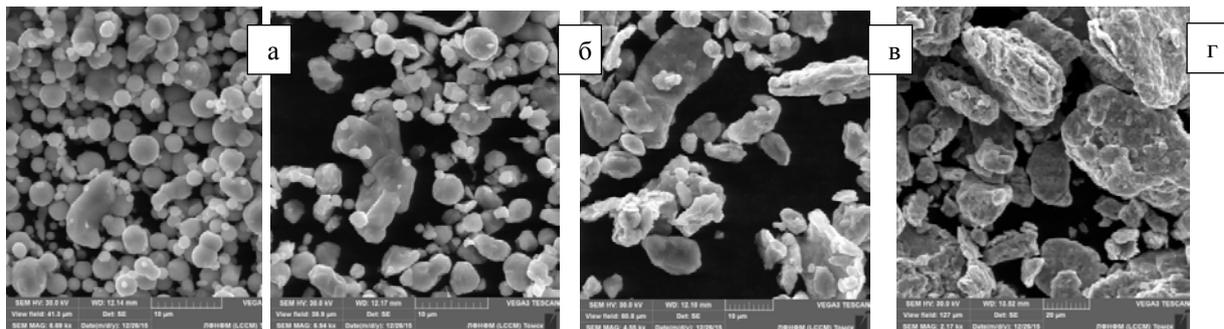


Рис. 1. Фотографии порошковой композиции (РЭМ): а) без активации; б – время активации 1 мин; в – 5 мин; г – 10 мин

С увеличением времени механической активации удельная поверхность частиц порошковой композиции уменьшается (рис. 2,а).

На рисунке 2,б видно, что с увеличением времени активации происходит увеличение насыпной плотности порошковой смеси. Увеличение насыпной плотности связано с изменением формы и перераспределением размеров частиц порошковой смеси.

Метод измерения плотности состоит во взвешивании образца в воздухе, а затем в жидкости и вычислении его плотности при известной плотности жидкости (этиловый спирт) (рис. 2,в). С увеличением времени активации исходной порошковой смеси, плотность спеченных образцов снижается. Образцы, где исходная порошковая шихта не подвергалась механической активации, имеют самую высокую плотность после спекания. Минимальное значение плотности имеют спеченные образцы, исходная порошковая шихта которых подвергалась механической обработке в течение 10 минут – 5,246 г/см³.

Измерение микротвердости производили по методу восстановленного отпечатка с использованием четырехгранной пирамиды с квадратным основанием (рис. 2,г). Механическая активация порошковой шихты мало влияет на микротвердость спеченных образцов.

Количественная оценка влияния механической активации на свойства порошков и спеченных из них изделий сведены в таблицу.

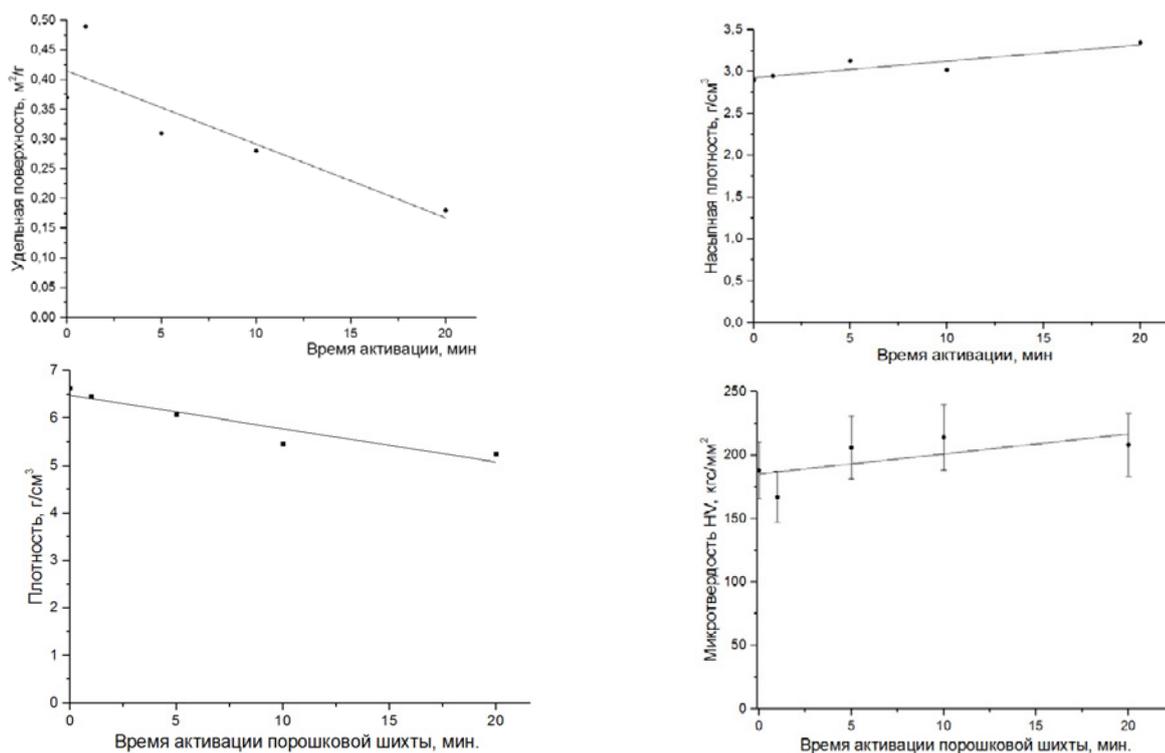


Рис. 2. Влияние времени активации на свойства порошка (а) удельная поверхность, б) насыпная плотность) и спеченных из них изделий (в) плотность, г) микротвердость)

Таблица 1. Влияние времени активации на свойства порошка и спеченных из них изделий

Время активации, мин	0	1	5	10
Удельная поверхность, м ² /г	0,37	0,49	0,31	0,28
Насыпная плотность, г/см ³	2,90	2,95	3,13	3,00
Плотность спеченных образцов, г/см ³	6,637	6,463	6,078	5,466
Микротвердость, кгс/мм ²	188±26	167±28	206±26	214±28

Заключение

С увеличением времени механической активации удельная поверхность частиц порошковой композиции уменьшается, из чего следует, что линейные размеры частиц увеличиваются

Механическая активация способствует повышению насыпной плотности. В исследованных интервалах с увеличением времени механической активации, насыпная плотность порошковой смеси увеличивается на 15–16%.

Механическая активация исходной порошковой смеси композиции оказывает негативное влияние на плотность спеченных образцов. В исследованных интервалах с увеличением времени механической активации порошковой шихты, плотность спеченных образцов снижается на 20–21%.

Установлено, что механическая активация исходной порошковой смеси оказывает незначительное влияние на микротвердость спеченных образцов. Вероятно, наличие относительно высокой остаточной пористости негативно влияет на механические свойства спеченных образцов.

Список литературы

1. Hueller M., Chernik G.G., Fokina E.L. et al. Mechanical alloying in planetary mills of high accelerations // Adv. Mater. Sci. – 2008. – Vol. 18. – P. 366–374.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В СИСТЕМЕ Si-B-C ПРИ ПОМОЩИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ

П.О. Братчикова

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.Я. Пак
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: bratchikova.polina96@gmail.com

В системе кремний – бор – углерод (Si-B-C) возможно образование ряда тугоплавких двойных соединений, таких как карбиды бора, карбиды кремния, бориды кремния и тройных кристаллических фаз $Si_xB_yC_z$ [1].

Значительный интерес представляют собой карбиды кремния, в частности, кубическая модификация, которая обладает свойствами сверхтвердого материала, коррозионной радиационной стойкостью, является полупроводником в широком диапазоне температур [2, 3]. Известные свойства карбида кремния определяют его перспективное применение в области создания устройств и приборов силовой электроники [4]. Кроме того, материалы на основе карбида кремния в виде волокон микро- и нано-размерного диапазона представляют интерес в качестве армирующих материалов.

Не менее важным материалом в науке и технике являются карбиды бора. Карбид бора (B_4C , $B_{13}C_2$) является одним из наиболее твердых веществ в мире после алмаза и кубического нитрида бора [5]. Карбид бора благодаря низкой плотности, высоким показателям твердости, упругих свойств, высокой температуре плавления, химической инертности, а также специфическим ядерным и электрическим характеристикам активно применяются для создания броневого радиационно-стойких материалов [6]. Объемы промышленного производства карбидов бора в несколько раз меньше производства карбида кремния ввиду отсутствия простого, дешевого, высокопроизводительного метода его получения [7].

Несколько кристаллических модификаций боридов кремния были получены более 100 лет назад [8]. Бориды кремния используются при производстве износостойкой керамики [9].

Интерес представляют и материалы на основе нескольких, обозначенных выше кристаллических фаз, таких, например, B_4C -SiC [10, 11].

В соответствии с приведенными выше данными литературного обзора, синтез порошковых материалов в системе Si-B-C представляется актуальной задачей.

В настоящей работе представлены сведения о попытке получения кристаллических фаз системы Si-B-C, образующихся при обработке порошковой смеси кремния и бора электродуговой плазмой, генерируемой дугой постоянного тока на графитовых электродах. Эксперимент проводился при силе тока 160 А и напряжении на дуговом разряде около 35 В. Обработка исходного порошка (смесь бора 59% масс, и кремния 41% масс) проводилась в течение 10 секунд. Полученный порошок анализировался методом рентгеновской дифрактометрии (XRD) на дифрактометре (Shimadzu XRD 7000s, $\lambda = 1,54060 \text{ \AA}$). Анализ рентгеновской дифрактограммы проводился при помощи программного комплекса PowderCell 2.4 и базы структурных данных PDF4+ (подбор эталонной картины дифракции).

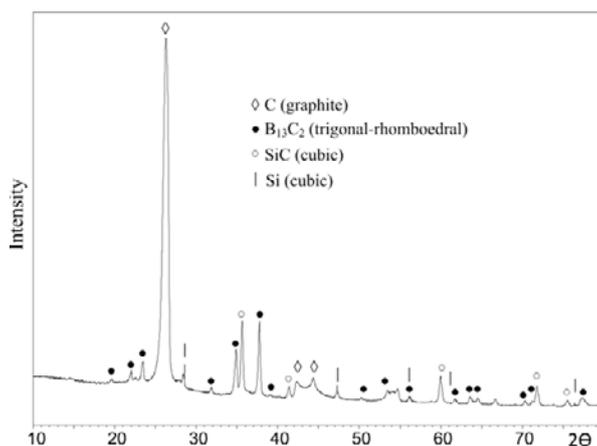


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма порошкового продукта

Картина рентгеновской дифракции приведена на рисунке 1. Ее характер позволяет судить о наличии в продукте нескольких кристаллических фаз. Качественный рентгенофазовый анализ позволил идентифицировать основные 4 кристаллические фазы: графит C (graphite), кубическая фаза кремния Si (cubic), кубический карбид кремния SiC (cubic) и тригонально-ромбоэдрический карбид бора $B_{13}C_2$ (trigonal-rhomboedral). Количественный рентгенофазовый анализ позволяет судить о том, что содержание фазы карбида

бора составляет около 30% (масс), содержание фазы карбида кремния до 10% масс. Основную часть продукта составляет фаза графита (до 59% масс), вероятно, являющаяся продуктом электрической эрозии графитовых электродов электродуговой системы. Содержание кубической фазы кремния, являющейся исходным реагентом, составляет не более 1% масс.

В настоящей работе была успешно синтезирована порошковая смесь карбида кремния и карбида бора, потенциально, имеющая перспективы применения для создания сверхтвердой керамики. Дальнейшие исследования будут проводиться с целью минимизации содержания графита и повышения выхода карбида бора и карбида кремния.

Авторы благодарят ассистента каф. ОФ ФТИ ТПУ за съемку образца на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD 7000s (CuK α).

Список литературы

2. Niemyski T., Appenheimer S., Panczyk J. et al.. Vapor phase crystallization of B-Si-C phase // Journal of Crystal Growth. – 1969. – № 5. – P. 401–404.
3. Andrievski R.A. Nano-sized silicon carbide: synthesis, structure, properties // Institute of Problems of Chemical Physics, RAS. – Moscow, 2009.
4. Advances in silicon carbide processing and applications / S.E. Saddow, A. Agarwal (eds.). – Boston : Arrech House, 2004.
5. Ibrahim A., Ousten J.P., Lallemand R. et al. Power cycling issues and challenges of SiC-MOSFET power modules in high temperature conditions // Microelectronics Reliability. – 2016. – №58. – P. 204–210.
6. Foroughi P., Cheng Z. Understanding the morphological variation in the formation of B₄C via carbothermal reduction reaction // Ceramics International. – 2016. – No. 42. – P. 15189–15198.
7. Андриевский Р.А. Микро- и наноразмерный карбид бора: синтез, структура и свойства // Успехи химии. – 2012. – Т. 81, № 6. – С. 549–559.
8. Thevenot F.. Boron carbide – a comprehensive review // Journal of the European Ceramic Society. – 1990. – No. 6. – P. 205–225.
9. Vlasse M., Slack G.A., Garbaskas M. et al. The crystal structure of SiB₆ // Journal of Solid State Chemistry. – 1986. – No. 63. – P. 31–45.
10. Murakami T., Inui H. Friction and wear properties of α -AlB₁₂- and SiB₆-based ceramics in water // Tribology International. – 2014. – No. 74. – P. 38–45.
11. Zhang Z., Du X., Wang J. et al. Synthesis and structural evolution of B₄C–SiC nanocomposite powders by mechanochemical processing and subsequent heat treatment // Powder Technology. – 2014. – No. 6. – P. 131–136.
12. Sahani P., Karak S.K., Mishra B. et al. Effect of Al addition on SiC–B₄C cermet prepared by pressureless sintering and spark plasma sintering methods // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2016. – No. 57. – P. 31–41.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗМКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ZrO_2 И Al_2O_3

Ван Ифань, Ван Дакунь

Научный руководитель: доцент, к.т.н. С.В. Матренин
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: ifan1@tpu.ru

Введение

Керамика на основе диоксида циркония является весьма перспективным конструкционным и функциональным материалом. Известно, что перспективны в качестве добавок к керамике на основе ZrO_2 оксиды алюминия и иттрия [1, 2]. Наиболее распространенными методами получения прочной керамики являются методы порошковой технологии [3].

Тем не менее, широкому практическому распространению порошковой технологии в производстве керамики препятствует, как правило, не высокий уровень механических свойств полученных изделий [4]. Поэтому проблема активирования процессов консолидирования керамики имеет важное практическое значение.

Эксперимент

Использовали промышленный нанокристаллический оксидный порошок (НП) $Al_2O_3 - ZrO_2 - Y_2O_3$, полученный методом плазмохимического синтеза. ПХС имеют характерную форму полых сфер, состоящих из нанокристаллитов и аморфизированной межкристаллитной фазы. Содержание компонентов в системе $Al_2O_3 - ZrO_2 - Y_2O_3$ варьировали так, чтобы получить доэвтектический, эвтектический и заэвтектический составы. Отжиг смесей при $1450\text{ }^\circ\text{C}$ проводили при в электрической печи сопротивления в воздушной атмосфере для получения $\alpha-Al_2O_3$.

Механическая обработка исходных порошков была проведена в энергонапряжённой планетарной шаровой мельнице «Активатор 2SL». Обработанные порошки просеивали через сито на виброприводе для получения фракции $< 40\text{ }\mu\text{m}$ и пластифицировали водным раствором (КМЦ12)Прессование.

Спекание прессовок проводили в высокотемпературной печи сопротивления при температуре $1700\text{ }^\circ\text{C}$, время выдержки составило 1 ч. Плотность спеченных образцов ρ определяли методом гидростатического взвешивания в 96%-ом этиловом спирте. Также рассчитывали относительную плотность образцов Θ . Образцы полировали алмазными пастами, полученные микрошлифы исследовали с помощью микроскопического комплекса «Лабомет-М».

Индентирование осуществляли с помощью прибора Nano Indenter G200. Прочность спеченной керамики определяли по методике «Scratch Testing».

В таблице 1 приведены физико-механические характеристики спеченных образцов, определенных по методике наноиндентирования.

На рисунке 1 показана микроструктура поверхности спеченных образцов после травления.

Видно, что наименьшую пористость имели спеченные образцы № 3 и 4. Эти данные коррелируют результатами определения плотности, твердости и прочности спеченных образцов (табл. 1).

Таблица 1. Физико-механические свойства спеченной керамики

№	Содержание, мас. %	E_T , МПа	H_T , МПа	H_{MS} , МПа	σ , МПа
1	99,6% $Al_2O_3 - 0,4\%$ MgO	422217	19870	12204	18
2	98,6% $Al_2O_3 - 0,4\%$ MgO – 1% TiO_2	400126	23286	12916	272
3	97,6% $Al_2O_3 - 0,4\%$ MgO – 2% TiO_2	440494	22658	14021	78
4	95,6% $Al_2O_3 - 0,4\%$ MgO – 4% TiO_2	178267	9913	6437	38
5	94,6% $Al_2O_3 - 0,4\%$ MgO – 5% SiO_2	427240	17495	13505	480
6	89,6% $Al_2O_3 - 0,4\%$ MgO – 10% SiO_2	292791	19992	9933	48
7	76,1% $Al_2O_3 - 21,8\%$ $ZrO_2 - 2,1\%$ Y_2O_3	356027	18519	11288	71
8	31,7% $Al_2O_3 - 62,2\%$ $ZrO_2 - 6,1\%$ Y_2O_3	329258	22095	12550	193
9	16,6% $Al_2O_3 - 76\%$ $ZrO_2 - 7,4\%$ Y_2O_3	439240	24351	13779	274
10	92,9% $ZrO_2 - 7,1\%$ Y_2O_3	230826	14908	8314	93

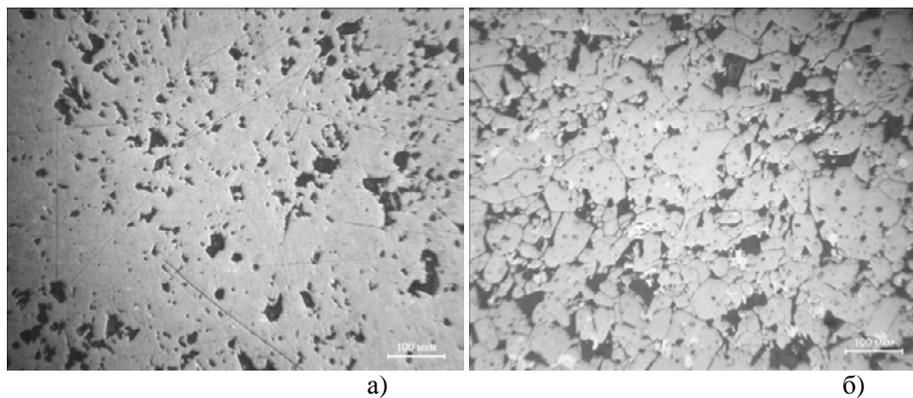


Рис. 1. Структура спеченных образцов после травления: а) №3; б) №4

Выводы

1. Установлено положительное влияние добавление MgO и TiO₂ в количестве не более 1 мас.% на спекаемость и физико-механические характеристики корундовой керамики.
2. Добавление 5% по массе SiO₂ к Al₂O₃ реализует механизм жидкофазного спекания керамики, что приводит к повышению ее плотности и прочности до 480 МПа (табличное значение прочности при изгибе высокоплотной корундовой керамики не превышает 400 МПа).
3. Введение в порошки корунда добавок субмикронного порошка TiO₂ приводит при последующем спекании к образованию твёрдого раствора вычитания TiO₂ в α-Al₂O₃, решётка которого имеет повышенную диффузионную способность и активирует процесс спекания.

Список литературы

1. Калинович Д.Ф., Кузнецова Л.И., Денисенко Э.Т. Диоксид циркония: свойства и применение // Порошковая металлургия. – 1987. – №. 1. – С. 98–102.
2. Балкевич В.Л. Техническая керамика : учеб. пособие для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Стройиздат, 1984. – 256 с.
3. Анциферов В.Н., Бобров Г.В. и др. Порошковая металлургия и напылённые покрытия : учеб. пособие для вузов / под ред. Б.С. Митина. – М. : Металлургия, 1987. – 792 с.
4. Матренин С.В., Слосман А.И. Техническая керамика : учебное пособие – Томск : Изд-во ТПУ, 2004.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА $ZrO_2(MgO)-MgO$ С БИМОДАЛЬНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ

Е.О. Васильева, А.С. Буяков, И.П. Мартышина

Научный руководитель: профессор, д.ф.-м.н. С.Н. Кульков
Национальный исследовательский Томский государственный университет
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: akchuch@gmail.com

Керамика на основе диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом магния ($ZrO_2(MgO)$) является перспективным конструкционным материалом и материалом функционального назначения. Благодаря сочетанию физико-механических свойств и высокой биологической совместимости ZrO_2 и участие MgO в биологических процессах по синтезу и стабилизации молекул белка, становится возможным применение данного материала в травматологии и ортопедии для создания трехмерных структур для остеозамещения. Однако в таком случае важную роль играют механические параметры, определяемые микро- и тонкой кристаллической структурой.

Целью работы является исследование фазового состава, тонкой кристаллической структуры в пористых композиционных материалах $ZrO_2(MgO)-MgO$.

Керамические материалы получены путем механического смешивания исходных порошков $ZrO_2(MgO)$ и MgO с содержанием оксида магния 0; 25; 50; 75; 100 мас.% с добавлением 50 об.% частиц сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) для достижения высокого уровня пористости, с последующим холодным одноосным прессованием под нагрузкой 280 МПа и многоступенчатым спеканием при 1600 °С с выдержкой 1 ч при 300 °С, для удаления частиц СВМПЭ. Проведены рентгеноструктурные исследования, изучена микроструктура керамики с помощью растровой электронной микроскопии. Исследованы зависимости областей когерентного рассеяния (ОКР) и микроискажений кристаллической решетки от состава.

На рисунке 1 представлены ОКР и микроискажения решетки, рассчитанные с помощью метода Вильямсона–Холла.

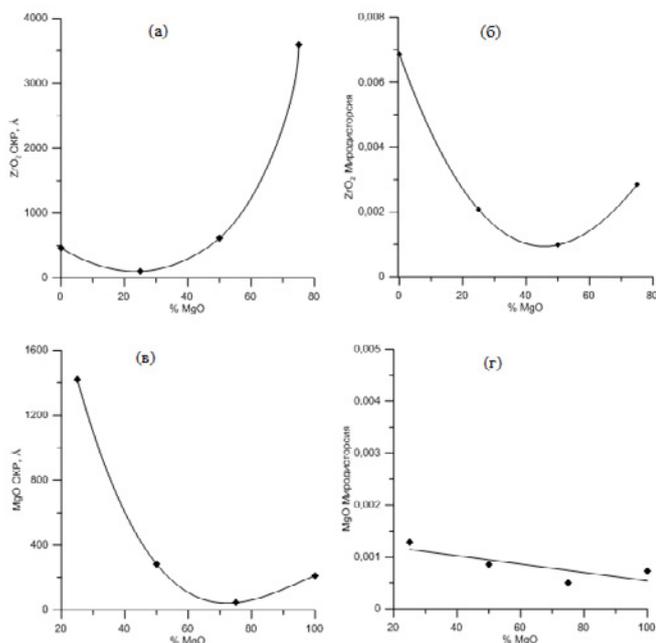


Рис. 1. Области когерентного рассеяния (а – ZrO_2 ; в – MgO) и микроискажения кристаллической решетки (б – ZrO_2 ; г – MgO)

ОКР кубической фазы кристаллической решетки ZrO_2 , с концентрациями MgO выше 50 мас.%, увеличиваются, что может говорить о достижении предела растворимости MgO в ZrO_2 . ОКР MgO уменьшаются от 1400 до 200 Å. Микроискажения кристаллической решетки ZrO_2 и MgO уменьшаются с увеличением концентрации MgO в составе, что может говорить о том, что с насыщением MgO кубическая кристаллическая решетка ZrO_2 стабилизируется и становится менее дефектной.

На рисунке 2 представлена микроструктура спеченного материала. Видно, что имеются изолированные и сообщающиеся крупные поры. Распределение пор по размерам бимодально, рисунок 3, обусловленное добавлением СВМПЭ, что позволяет получить бимодальное распределение со средними размерами пор 103 и 28 мкм.

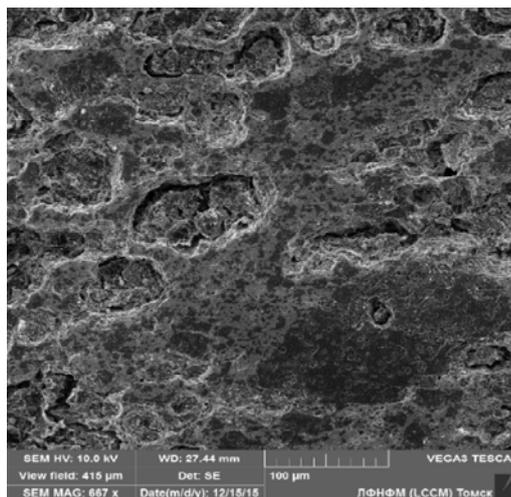


Рис. 2. Снимки с РЭМ полированной поверхности материала разных составов:
50% ZrO₂- 50% MgO

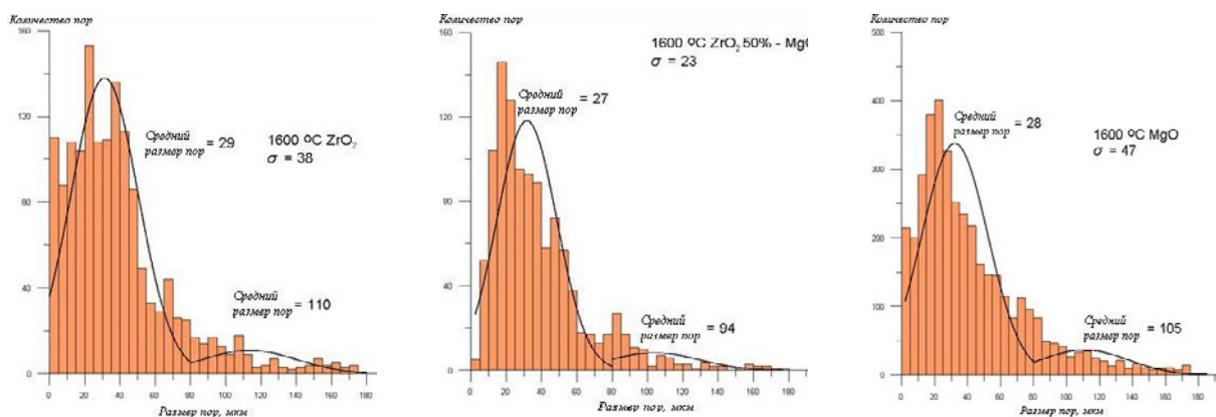


Рис. 3. Распределение пор по размерам в зависимости от состава:
(а) – ZrO₂; (б) – 50% ZrO₂- 50% MgO; (в) – MgO

Средний размер кристаллитов кубической фазы ZrO₂, с ростом концентрации MgO увеличивается, что может говорить о достижении предела растворимости, тогда как средний размер кристаллитов кристаллической решетки MgO уменьшаются. Микрораскажения кристаллической решетки ZrO₂ и MgO уменьшаются с увеличением концентрации MgO в составе.

Добавление частиц СВМПЭ в состав исследуемых керамик позволяет получить бимодальную пористость вне зависимости от состава, со средним размером 28 и 103 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № RFMEFI60714X0069).

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК Fe₃Si НА Si (111)

М.Н. Волочаев^{1,2}, И.А. Тарасов^{1,2}, И.А. Яковлев^{1,2}, А.К. Дроздова³

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Ю.Ю. Логинов

¹Институт физики имени Л.В. Киренского СО РАН

²Сибирский государственный аэрокосмический университет имени академика М. Ф. Решетнева

³Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: volochaev91@mail.ru

В последнее время идет активный поиск новых материалов для устройств спиновой электроники. Ферромагнитный силицид железа (Fe₃Si) является весьма перспективным материалом для применения его в устройствах спиновой электроники [1, 2] благодаря высокой температуре Кюри (840 К), относительно высокой магнитной проницаемости, высокому электрическому сопротивлению и высокой спиновой поляризации (порядка 40%) [3]. Особый интерес вызывает исследование закономерностей роста (ориентация роста пленки относительно подложки, дислокации несоответствия, наличие промежуточных фаз на интерфейсе и пр.) тонких пленок Fe₃Si, потому как структурные особенности сильно влияют на другие физические свойства материала (наличие магнитной анизотропии, электронный транспорт и пр.) и определяют области его применения.

В предыдущих работах [4] методами просвечивающей электронной микроскопии исследовали эпитаксиальные пленки ферромагнитного Fe₃Si, полученные методом молекулярно-лучевой эпитаксии при одновременном осаждении из двух источников железа и кремния на атомарно чистую поверхность Si(1 1 1) 7×7. Образцы для исследований готовили методом поперечного сечения, описанном в [4], вдоль направления $\langle 0 \bar{1} 1 \rangle$. Было показано, что решетка силицида железа повернута относительно кремниевой подложки на 70,5° относительно оси $\langle 0 \bar{1} 0 \rangle$. В настоящей работе проведены дальнейшие исследования особенностей роста тонких пленок Fe₃Si на Si(1 1 1). Методом поперечного сечения вдоль направления $\langle \bar{1} \bar{1} 2 \rangle$ изготовили образцы пленки силицида на кремнии. Электронно-микроскопические исследования показали, что пленка в данном направлении имеет большую шероховатость, по сравнению с направлением $\langle 0 \bar{1} 0 \rangle$, кристаллическая решетка Fe₃Si совпадает с решеткой кремниевой подложки. При этом рефлексы $\{\bar{1} \bar{1} 1\}$ Si и $\{1 1 \bar{1}\}$ Si хорошо накладываются на $\{1 \bar{1} 1\}$ Fe₃Si и $\{\bar{1} 1 \bar{1}\}$ Fe₃Si соответственно. На основании полученных данных построена трехмерная модель кристаллической решетки Fe₃Si/Si(111), представленная на рисунке 1.

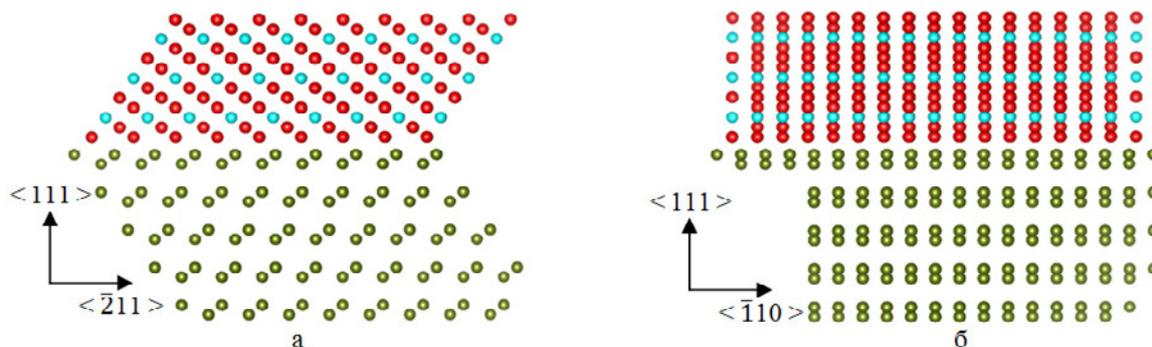


Рис. 1. Модель роста Fe₃Si на Si(1 1 1): а – в направлении $\langle 0 \bar{1} 1 \rangle$; б – в направлении $\langle \bar{1} \bar{1} 1 \rangle$

В данной модели атомы кремния в подложке обозначены зелеными, красные атомы – железо, синие – атомы кремния в силициде. Результаты моделирования показали появление дислокаций несоответствия в направлениях $\langle 2 1 1 \rangle$ и $\langle 1 1 0 \rangle$ на каждые 25 межплоскостных расстояний. Кроме того, в работе [2] сообщалось о наблюдении одноосной магнитной анизотропии в плоскости пленки вдоль оси $[1 1 0]$. Полученные нами данные позволяют предположить, что появление магнитной анизотропии связано с именно с особенностями роста пленок силицида железа. Поворот кристаллической решетки относительно подложки приводит к возникновению дополнительных напряжений на интерфейсе, что в свою очередь вызывает появление одноосной магнитной анизотропии, как анизотропии магнитострикции [5].

Список литературы

1. Mantovan R., Georgieva M., Fanciulli M. et al. Synthesis and characterization of Fe₃Si/SiO₂ structures for spintronics // Physica Status Solidi (a). – 2008. – Vol. 205, No. 8. – P. 1753–1757.
2. Яковлев И.А., Варнаков С.Н., Беляев Б.А. Исследование структурных и магнитных характеристик эпитаксиальных пленок Fe₃Si/Si(111) // Письма в ЖЭТФ. – 2014. – Т. 99, вып. 9. – С. 610–613.

3. Odkhuu D., Yun W.S., Hong S.C. Magnetocrystalline anisotropy energy and spin polarization of Fe₃Si in bulk and on Si(001) and Si(111) substrates // Thin Solid Films. – 2011. – No. 519 – P. 8218–8222.
4. Волочаев М.Н., Логинов Ю.Ю. Исследование особенностей ростаэпитаксиальных пленок Fe₃Si, выращенных на Si(111) // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета имени академика М.Ф. Решетнева.– 2016. – Т. 17, № 3. – С. 792–796.
5. Бозорт Р. Ферромагнетизм / под ред. Е.И. Кондорского и Б.Г. Лившица. – М. : Изд-во иностранной литературы, 1956. – С. 500–540.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОМПОЗИТОВ ТИПА УГЛЕГРАФИТ-СПЛАВ АЛЮМИНИЯ

П.С. Головинов, В.А. Гулевский, Н.А. Кидалов

Научный руководитель: доцент, к. т. н. В.А. Гулевский
Волгоградский государственный технический университет
E-mail: pashabanshik@mail.ru

Одним из чрезвычайно перспективных направлений в области создания высокоэффективных композитов функционального назначения является разработка композиционных материалов (КМ) на основе пористого углеграфитового каркаса, пропитанного сплавами металлов, обладающих повышенной химической стойкостью и хорошими антифрикционными свойствами. В таких КМ благоприятно сочетаются свойства каркаса, из углеграфита (повышенные антифрикционные характеристики, устойчивость при высоких температурах, химическая стойкость и т.д.) со свойствами металла (высокая прочность, хорошая электро- и теплопроводность) [1].

Данное исследование посвящено пропитке углеграфитовых каркасов расплавом на основе алюминия. Емкость для пропитки (рис. 1) была выполнена в виде толстостенного стакана из стали 30Х, для пропитки устанавливали пористую заготовку из углеграфита, накрывали его противосплавным приспособлением и нагревали емкость до 600 °С. Одновременно в тигле расплавляли матричный сплав на основе алюминия, нагревая его до температуры 950 °С. Затем расплав матричного сплава алюминия заливали в камеру для пропитки, закрывали крышкой и вакуумировали до давления разряжения 0,01 МПа с одновременным воздействием вибрацией (на вибростоле) с выдержкой 15–20 мин при 800 °С. Затем доливали расплав матричного сплава с температурой 950 °С до верхнего края стояка с появлением на этом обрезе выпуклого мениска матричного расплава на основе алюминия, герметично притирали предварительно нагретую до 950 °С пробку. Заполнение камеры с алюминиевым расплавом позволяет создавать оптимальное давление для пропитки за счёт разницы коэффициентов термического расширения камеры для создания давления и расплава алюминия [2].

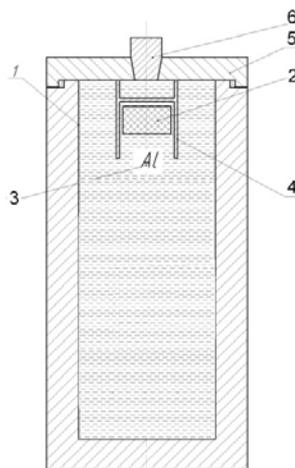


Рис. 1. Емкость для изготовления композиционного материала с пробкой для герметизации: 1 – камера для пропитки, 2 – углеродная заготовка, 3 – сплав алюминия, 4 – противосплавное приспособление, 5 – крышка, 6 – пробка

По предложенному способу был получен КМ углеграфит АГ-1500 – сплав алюминия. Образец углеграфита был выполнен в виде куба со стороной 30 мм, имеющего открытую пористость 15%. Объем углеграфитового каркаса составлял 900 мм³, объем пор в каркасе составлял 135 мм³.

Преимущество пропитки сплавами на основе алюминия: наилучшая возможность повысить прочность, твердость, улучшить износостойкость материала. Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью во многих агрессивных средах, хорошими антифрикционными свойствами [3]. Полученный КМ испытывался на прочность при сжатии, степень заполнения открытых пор, структура КМ оценивалась по результатам металлографических исследований.

С технологической точки зрения, выбирая сплав алюминия в качестве пропитывающего, мы отдаем предпочтение модифицированным силуминам (сплав алюминия с кремнием, легированный никелем и хромом (Патент 2555737 РФ, МПК С22С21/02, С22С49/06, С22С101/10. Литейный сплав на основе алюминия для получения пропиткой композиционных материалов с углеграфитовым каркасом). Сплавы данной группы обладают отличными литейными свойствами, такими как высокой жидкотекучестью, хорошей заполняемостью, и минимальной линейной усадкой. При этом технология модифицирования сплава путем легирования его

различными элементами доступна и была получена именно в процессе пропитки, и кроме того, ее можно совершенствовать, для получения наилучшей комбинации свойств сплава.

Согласно экспертным оценкам композиционные материалы системы «пористый углярафит – сплавы алюминия» весьма перспективны при использовании их в качестве вкладышей радиальных и упорных подшипников, направляющих втулок, пластин, поршневых колец, щеток токосъемных элементов, элементов торцевых уплотнений в изделиях машиностроения, приборостроения, а также в технологическом оборудовании для химической и нефтеперерабатывающей промышленности [4].

Также данные материалы широко применяются в машиностроении для изготовления токосъемников, вставок пантографов, уплотнителей, область использования которых очень разнообразна и включает не только выше перечисленные изделия, но и детали аэрокосмического назначения [5].

В токосъемниках троллейбусов используются контактные вставки, отличающиеся по конструкции: форме профиля торца, конфигурации поперечного сечения, по длине и форме в плане, а также по материалу: угольно-графитовые, металлические и металлокерамические. Применяемость (спрос) того или иного типа контактных вставок определяется как их техническими характеристиками: износостойкостью, механической прочностью, электропроводностью, интенсивностью искрения при обеспечении долговечности контактных проводов троллейбусных линий, так и их стоимостью, являющейся часто определяющей для потребителя. Вместе с тем, несмотря на перечисленные конструктивные отличия, а также различия в использовании материалов (композиций) при изготовлении контактных вставок, можно выделить общий конструктивный признак вставок: их однослойность [3]. Целесообразно также для увеличения прочностных, электропроводных и антифрикционных свойств, контактный слой щетки выполнить пропитанным алюминиевым сплавом.

Кроме того, применение метода безгазостатной пропитки позволяет значительно снизить себестоимость композиционных материалов за счет использования оборудования из обычных конструкционных материалов. По причине невысокой стоимости оснастки, можно изготовить большое количество емкостей для пропитки с целью организации серийного или массового производства композитов.

Список литературы

1. Костиков В.И., Варенков А.Н. Взаимодействие металлических расплавов с углеродными материалами. М.: Металлургия, 1981. 184 с.
2. 2 Получение композитов типа углярафит-сплав алюминия / Гулевский В.А., Головинов П.С., Черничкин Е.Е., Кидалов Н.А., Антипов В.И., Колмаков А.Г., Виноградов Л.В. // Наука и мир. – 2014. – № 8 (18). – С. 69-74.
3. Исследование характера взаимодействия компонентов в композиционном материале из пористого углярафитового каркаса, пропитанного силумином / В. А. Гулевский и др. // Перспективные материалы. – 2016. – №2
4. Designed of Copper-Based Alloys for the impregnation of carbon-graphite materials / V.A. Gulevskii et al. // Russian Metallurgy. – Vol. 2012. – No.3
5. Пат. 2571295 РФ, МПК В22F3/26. Способ изготовления композиционных материалов / В.А. Гулевский, П.С. Головинов, Н.А. Кидалов, В.И. Антипов, А.Г. Колмаков, Л.В. Виноградов; ВолгГТУ. – 2015.

ОКСИДНЫЕ СПЕКАЮЩИЕ ДОБАВКИ ДЛЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ И ДИСИЛИЦИДА МОЛИБДЕНА ИЗ КОМПОНЕНТОВ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ ОКСИД РЗМ – ОКСИД АЛЮМИНИЯ – ОКСИД ИТТРИЯ (ОКСИД РЗМ)

А.С. Григорьев, Е.С. Мотайло

Научный руководитель: доцент, к. т. н. С.В. Вихман
Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)
E-mail: ceramic-department@yandex.ru

Моделирование поверхности ликвидус трёхкомпонентных систем проводили на основании модели регулярных растворов. Модель регулярных растворов позволяет описать все типы бинарных и тройных систем, включая области с ограниченными и неограниченными твёрдыми растворами и ликвиацию. Расчёт по формуле (1) вели в программе DIATRIS 1.2.

$$R \cdot T = \frac{X^2 V_1 - Y^2 V_2 + R \cdot S_f \cdot T_f}{S_f - \ln\left(\frac{1-X}{1-Y}\right)} \quad (1)$$

где X – концентрация компонента в расплаве, Y – в сосуществующем твёрдом растворе при температуре T , V_1 – энергия взаимодействия компонента в расплаве, V_2 – энергия взаимодействия компонента в твёрдом растворе, $S_i = \Delta H_{пл}/S_{пл}$ – скачок энтропии при фазовом переходе жидкость-твёрдое, $\Delta H_{пл}$ – энтальпия плавления, $T_{пл}$ – температура плавления.

За основу принимались следующие допущения: 1) энергию в поле кристаллизации соединений тройной системы вычислялись по правилу аддитивности; 2) в качестве условной температуры плавления инконгруэнтно плавящихся соединений принималась температура на линии ликвидуса в соответствующей бинарной системе, отвечающей составу соединения; 3) если состав находится одновременно на пересечении линий, соединяющих две пары сосуществующих в тройной системе соединений, то за температуру ликвидуса принимается наибольшее расчетное значение; 4) точка пересечения изотерм на поверхности ликвидуса двух соседних полей первичной кристаллизации принадлежит соответствующей эвтектической линии; 5) точка пересечения эвтектических линий, разделяющих три соседних поля первичной кристаллизации, определяет положение тройной эвтектики. Для проверки выбраны следующие тройные системы, для которых были рассчитаны точки предполагаемых эвтектик, указанные в таблице 1.

Для проверки расчетов были выбраны составы, наиболее подходящие в качестве спекающих добавок для карбида кремния (GYA E1 и LYA E1) и смеси карбида кремния и дисилицида молибдена 50/50 об.% (NGA E1, GYA E5, NYA E2, E4 и E5, LYA E2 и E4). Спекающая добавка вводилась в количестве 10% масс. Такой выбор добавок обусловлен тем, что карбид кремния тугоплавкий и для плотного спекания необходима температура выше 1800 °С. Для смеси карбида кремния и дисилицида молибдена были выбраны составы с пониженной температурой плавления эвтектики для того, чтобы проводить спекание при температурах ниже заметного взаимодействия $MoSi_2$ с оксидами и при температурах на 300 и более °С ниже $T_{эвт}$ в системе SiC-MoSi₂ [2].

Таблица 1. Температуры и концентрации эвтектик в системах. * – температура полученная с помощью ДТА

Тройная система	Компоненты тройной эвтектики	Концентрации образующих веществ, мол%					Температура тройной эвтектики, °С
		Y ₂ O ₃	La ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Gd ₂ O ₃	Nd ₂ O ₃	
Y ₂ O ₃ -La ₂ O ₃ -Al ₂ O ₃ -(LYA)[1]	E1 Y ₂ O ₃ -La ₂ O ₃ -Y ₄ Al ₂ O ₉	41,7	46,3	11,8	–	–	1862, 1868*
	E2 LaAlO ₃ -La ₂ O ₃ -Y ₄ Al ₂ O ₉	7,8	65,6	26,4	–	–	1743
	E3 LaAlO ₃ -YAlO ₃ -Y ₄ Al ₂ O ₉	29,9	21,3	48,6	–	–	1725
	E4 LaAlO ₃ -YAlO ₃ -Y ₃ Al ₅ O ₁₂	27,7	20,3	51,8	–	–	1703
	E5 LaAlO ₃ -Al ₂ O ₃ -Y ₃ Al ₅ O ₁₂	5,7	23,2	70,9	–	–	1700
Y ₂ O ₃ -Gd ₂ O ₃ -Al ₂ O ₃ (GYA)	E1 Y ₂ O ₃ -Gd ₂ O ₃ -GdAlO ₃	15,2	–	28,4	56,3	–	1856, 1857*
	E2 Y ₂ O ₃ -Y ₄ Al ₂ O ₉ -GdAlO ₃	37,2	–	34,4	28,2	–	1770
	E3 YAlO ₃ -Y ₄ Al ₂ O ₉ -GdAlO ₃	28,4	–	48,8	22,7	–	1720
	E4 YAlO ₃ -Y ₃ Al ₅ O ₁₂ -GdAlO ₃	26,5	–	51,6	21,7	–	1699
	E5 Al ₂ O ₃ -Y ₃ Al ₅ O ₁₂ -GdAlO ₃	4,6	–	75,8	19,4	–	1685
Y ₂ O ₃ -Nd ₂ O ₃ -Al ₂ O ₃ (NYA)	E1 Y ₂ O ₃ -NdAlO ₃ -Nd ₂ O ₃	20,5	–	17,3	–	62,0	1681
	E2 Y ₂ O ₃ -NdAlO ₃ -Y ₄ Al ₂ O ₉	40,3	–	33,4	–	26,2	1782, 1775*
	E3 YAlO ₃ -NdAlO ₃ -Y ₄ Al ₂ O ₉	30,8	–	48,5	–	20,5	1729
	E4 YAlO ₃ -NdAlO ₃ -Y ₃ Al ₅ O ₁₂	28,5	–	51,9	–	19,5	1706
	E5 Al ₂ O ₃ -NdAlO ₃ -Y ₃ Al ₅ O ₁₂	3,5	–	73,7	–	22,7	1662
Nd ₂ O ₃ -Gd ₂ O ₃ -Al ₂ O ₃ (NGA)	E1 Nd ₂ O ₃ -Gd ₂ O ₃ -NdAlO ₃	–	–	25,8	26,5	47,5	1754
	E2 GdAlO ₃ -Gd ₂ O ₃ -NdAlO ₃	–	–	36,3	43,8	19,8	1612
	E3 GdAlO ₃ -Al ₂ O ₃ -NdAlO ₃	–	–	67,7	14,9	17,2	1557

Первоначально оксиды отжигались при температуре 700 °С в течение часа для удаления адсорбированной и химически связанной влаги (оксиды РЗЭ склонны к гидротации), после оксиды смешивались в соотношениях указанных в таблице 1. Выбранные смеси оксидов были исследованы с помощью ДТА при помощи дериватографа Q-1500В фирмы MOM. Нагревание образцов, помещенных в платиновый контейнер, происходило со скоростью 15 °/мин. Результаты ДТА показывают, что взаимодействие исходных продуктов начинается при температуре 1300±50 °С. После термической обработки составы образцов были исследованы на высокотемпературном анализаторе ВТА-908. Скорость нагрева составляла 40 °/мин, образцы были помещены в молибденовый контейнер в атмосферу гелия. Опытная проверка показала, что составы тройных эвтектик совпадают с расчетными, а ее температура плавления в пределах 10 °С совпадает с расчетной.

Составы спекались при $T = 1600\text{--}1800$ °С и выдержкой 1 час для смеси дисилицида молибдена и карбида кремния (50/50) и при $T = 1800\text{--}1900$ °С с выдержкой 1 час для карбида кремния. На полученных образцах керамики исследовали структуру (фазово-химический состав и размер зерен фазовых составляющих), плотность и механические свойства (модуль упругости, предел прочности при изгибе). Наилучший результат показали следующие сложно оксидные связи: для керамики на основе SiC связи оксидов LYA E1 и GYA E1, для смеси MoSi₂-SiC (50/50) – NYA E4, E5 и GYA E5. Плотность для оптимизированных материалов составила плотность >97% от теоретической. Размер зерна в среднем составил 2 мкм для керамики на основе SiC и 3,5 мкм на основе MoSi₂-SiC. Модуль упругости составил более 350 ГПа. Предел прочности 300–400 МПа.

Работа проведена в рамках выполнения ГЗ Минобрнауки России № 10.2525.2014/К

Список литературы

1. Fabrichnaya O., Savinykh G., Schreiber G. To melting relations in the La₂O₃-Y₂O₃-Al₂O₃ system // Calphad. – 2014. – Vol. 44. – P. 133–137.
2. Орданьян С.С., Вихман С.В. и др. Строение разреза SiC-MoSi₂ в системе Mo-Si-C // Огнеупоры и техническая керамика. – 2006. – №. 11. – С. 2–4.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ДОБАВКАМИ ДИБОРИДА И ОКСИДА ЦИРКОНИЯ

А.А. Грикова

Научный руководитель: к. т. н. М.В. Григорьев
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: qwwwap@mail.ru

Керамические композиты $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ известны давно [1], и широко используются в различных отраслях промышленности. Однако, композиты $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ уже не удовлетворяют современным требованиям машиностроения. Существует ряд работ, показывающих улучшение свойств керамических композитов на основе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ за счет добавления в них более тугоплавких и высокомодульных соединений типа WC, TiC, TiB_2 , ZrB_2 , ZrO_2 , и SiC волокон [2,3]. Наибольший интерес вызывает ZrB_2 , который является членом семейства материалов, известных как ультра-высокотемпературная керамика. В дополнение к своей высокой температуре плавления около 3000 градусов, ZrB_2 имеет уникальное сочетание высокой твердости, химической стабильности, высокой электропроводности и теплопроводности, а также устойчив к эрозии/коррозии. На сегодняшний день в мире существуют единичные работы по созданию керамических композитов на основе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-ZrB}_2$, и они свидетельствуют о больших перспективах для данной системы. Так в работе [4] показано, что такого рода композиты можно получить методом горячего прессования, из субмикронных порошков, максимальные механические свойства достигаются при соотношении компонентов $80\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}20(92\text{ZrB}_2\text{-}8\text{ZrO}_2)$, твердость и трещиностойкость составили 23 ГПа и $6,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ соответственно, при этом в композитах присутствует пористость порядка 5–7%, что не позволяет получать материалы с максимальной вязкостью разрушения. В связи с этим, интерес представляют результаты, позволяющие создать трехкомпонентный композит $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-ZrB}_2$ и выявить физические механизмы, обеспечивающих повышение прочности и трещиностойкости керамических материалов.

Цель исследования – получить трехкомпонентный композит на основе оксида алюминия и добавок в него диоксида циркония и диборида циркония, и исследовать его структуру и физико-механические свойства.

В работе использованы nano порошки оксида алюминия со средним размером частиц 4,7 мкм, гранулированный нанопорошок диоксида циркония с размером гранул 50 мкм, и размером частиц 30 нм, и порошок диборида циркония со средним размером частиц 2,5 мкм.

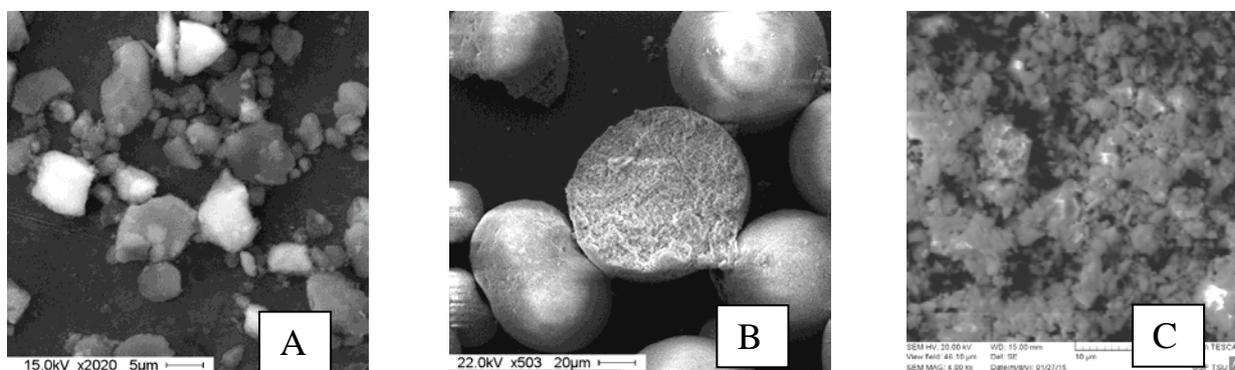


Рис. 1. Растровые снимки исходных порошков Al_2O_3 (A), ZrO_2 (B), ZrB_2 (C)

Получение однородной порошковой композиции достигалось следующим образом: создавали водные суспензии отдельных компонентов, смешивали их друг с другом с помощью магнитной мешалки, с последующей обработкой суспензии ультразвуком. Осаждение полученной композиции производили путем флокуляции частиц из раствора за счет повышения уровня pH, с последующей вакуумной сушкой. В результате были получены композиционные смеси оксида алюминия с добавлением диборида циркония до 30%, а так же трех компонентные смеси, в которые добавили 10% диоксида циркония.

Керамические композиты были получены методом горячего прессования в среде аргона. Прессование проходило при температурах спекания 1400, 1500, 1600 °С, давление прессования 50 МПа. Скорость нагрева варьировалась от 300 до 150 °/с, время выдержки изменялось от 5 до 20 минут.

В результате проделанной работы были получены композиты с пористостью от 9 до 15%.

Рентгеноструктурный анализ показал наличие фаз корунда, моноклинного диоксида циркония и гексагонального диборида циркония, а так же, из полученных дифрактограмм всех составов видно присутствие еще одной фазы установить фазовый состав которой пока не удалось, по видимому между диборидом циркония и оксидом алюминия происходит химическое взаимодействие с образованием сложных оксидоборидов. Это под-

тверждает растровая электронная микроскопия (рис. 2). Видно, что на шлифованной поверхности композита $70\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}30\text{ZrB}_2$ присутствуют две явные фазы это основные компоненты, а так же есть некие переходные области темно серого цвета, свидетельствующие о взаимодействии исходных компонентов.

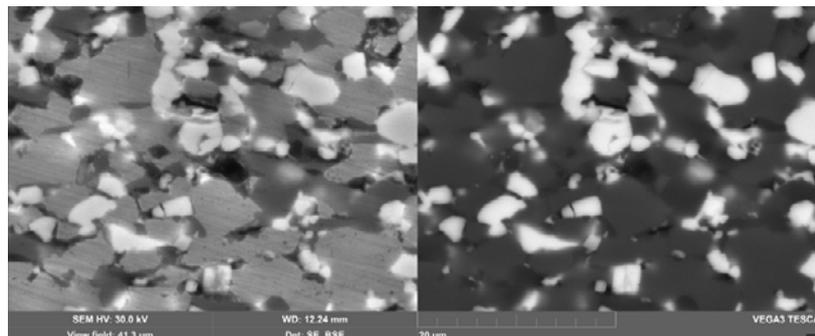


Рис. 2. Растровое изображение шлифованной поверхности композита $70\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}30\text{ZrB}_2$ полученное в двух режимах съемки в первичных (слева) и вторичных (справа) электронах

Исходя из полученных данных, можно сделать заключение о том, что при получении композиционных материалов $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-ZrB}_2$ необходимо большее внимание уделить рабочей атмосфере и способам ограничения активного взаимодействия диборида циркония с кислородом находящемся в оксиде алюминия, одним из способов может быть добавление карбида кремния который используется для придания устойчивости к окислению кислородом так как SiC образует защитный слой на поверхности материала [5].

Список литературы

1. Sato T., Shiratori A., Shimada M. Sintering and fracture behavior of composites based on alumina–zirconia(yttria)–nonoxides // J. de Physique. – 1986. – Vol. 47. – P. 733–737.
2. Chakravarty D., Sundararajan G. Microstructure, mechanical properties and machining performance of spark plasma sintered $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-TiCN}$ nanocomposites // Journal of the European Ceramic Society. – 2013. – Vol. 33. – P. 2597–2607.
3. Dong Q., Tang Q., Li W. $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC-ZrO}_2$ nanocomposite fabricated by combustion synthesis followed by hot pressing // Mater Sci Eng. – 2008;A475:68–75.
4. B. Li, J. Deng, Y. Li. Oxidation behavior and mechanical properties degradation of hot-pressed $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrB}_2/\text{ZrO}_2$ ceramic composites // Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials. – 2009. – Vol. 27. – P. 747–753.
5. Fahrenholtz W.G. Thermodynamic analysis of $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ oxidation: formation of a SiC-depleted region // J. Am. Ceram. Soc. – 2007. – Vol. 90[1]. – P. 143–148.

РАСПЫЛЕНИЕ НИКЕЛЯ В ПАРАМАГНИТНОМ СОСТОЯНИИ

В.А. Грудинин, Д.В. Сиделёв

Научный руководитель: инженер, Д.В. Сиделёв
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: vladergru@mail.ru

Тонкие плёнки никеля используются в качестве коррозионностойких покрытий для металлургии, ферромагнитных, адгезионных и барьерных слоёв в микроэлектронике. Для этих областей применения осаждение тонкоплёночных покрытий преимущественно производят с помощью техники магнетронного распыления, обладающего высокой воспроизводимостью, стабильностью, хорошей адгезией и чистотой покрытий. Однако при распылении ферромагнитных материалов, к которым относится никель, происходит шунтирование магнитного поля магнетрона, что приводит к снижению скорости осаждения покрытий ввиду меньшей плотности ионизованных частиц в междиодном промежутке. В настоящее время для обеспечения высокой производительности процесса осаждения покрытий из никеля используют следующие технологические приёмы:

- 1) распыление при повышенных давлениях рабочего газа в вакуумной камере;
- 2) уменьшение толщины мишени или существенная переработка конструкции магнитного поля магнетрона, в том числе использование внешнего источника магнитного поля;
- 3) распыление никеля при температуре выше точки Кюри (для никеля – 358,6 °С).

Наиболее интересным представляется третий подход, так как он позволяет полностью устранить проблему шунтирования магнитного поля. Ранее для распыления никеля из парамагнитного состояния использовали дополнительные внешние источники нагрева (ИК лампы, резистивный нагрев и пр.) [1], в нашей работе рассмотрен иной подход – разогрев ферромагнитного катода с помощью энергии распылительного процесса. Для этого применяют специальные конструкции катода, обеспечивающие его частичную теплоизоляцию от охлаждаемого корпуса магнетрона [2]. Целью данной работы является исследование влияния магнитного состояния материала мишени на электрофизические параметры разряда и скорость осаждения плёнок никеля.

Осаждение Ni плёнок производилось на установке магнетронного распыления в атмосфере Ar (99,99%) при давлении 0,2 Па. Остаточное давление в рабочей камере составляло $2 \cdot 10^{-2}$ Па. Была использована классическая конструкция магнетрона с косвенным охлаждением мишени. В качестве катода был использован Ni (99,95%) диск, диаметром 90 мм и толщиной 4 мм. Для обеспечения теплоизоляции мишени, она закреплялась через специальную вставку из молибдена диаметром 10 мм. Перед осаждением производилась очистка подложек с помощью ионного источника в течение 15 минут. В работе был использован среднечастотный источник питания АРЕL-М (100 кГц).

На рисунке 1,а показана зависимость мощности и тока магнетронного разряда от времени распыления и типа мишени при стабилизации напряжения (–550 В). В случае распыления полностью охлаждаемой мишени наблюдается 10% рост значений тока и мощности разряда за один цикл распыления. Основной причиной изменений такого рода является: (а) эрозия ферромагнитного катода и последующее частичное восстановление магнитного поля МРС; (б) изменение профиля поверхности мишени, также приводящее к увеличению величины магнитной индукции. Для системы с частично теплоизолированным катодом в начальный промежуток времени происходит почти двукратное увеличение тока и мощности разряда, в дальнейшем происходит лишь 2% рост тока и мощности разряда. Первоначальное изменение параметров разряда обусловлено переходом никеля из ферромагнитного в парамагнитное состояние, что приводит к полноценному восстановлению магнитного поля магнетрона, в дальнейшем играет роль только фактор эволюции профиля поверхности мишени.

На рисунке 1,б показаны изменения напряжения и тока магнетронного разряда при поддержании постоянной мощности. Видно, что эти изменения имеют временную зависимость и определяются мощностью разряда, определяют время выхода материала катода в парамагнитное состояние. Увеличение мощности магнетронного разряда приводит к сокращению длительности процесса перехода никеля из ферро- в парамагнитное состояние. Также следует отметить, что для данной конструкции частичной теплоизоляции катода при всех выбранных мощностях (200...1000 Вт) достижим режим распыления никеля в парамагнитном состоянии.

На рисунке 2 показано, что осаждение плёнок никеля с помощью магнетрона с частичной теплоизоляцией катода более эффективно. Наблюдается 20% увеличение скорости осаждения покрытий ввиду повышения коэффициента распыления никеля в парамагнитном состоянии [3].

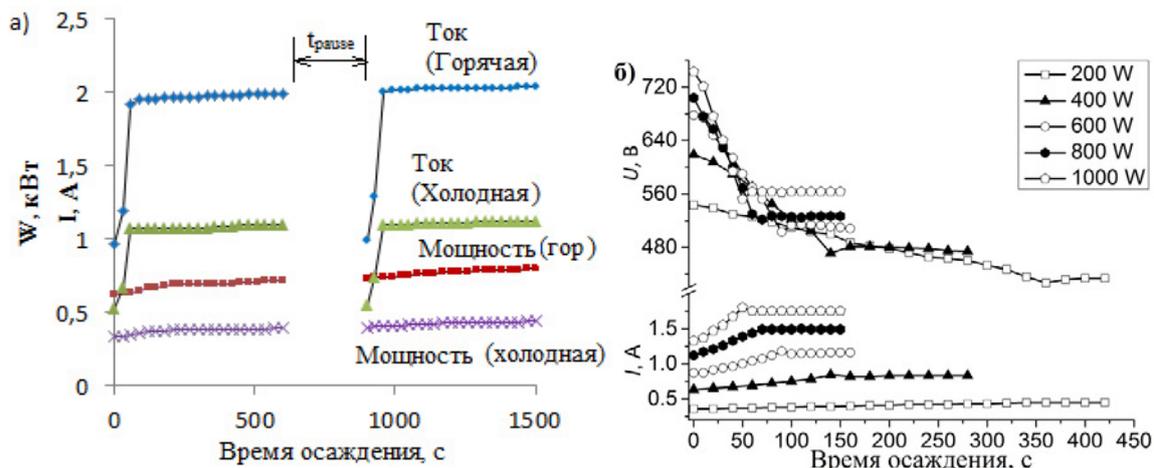


Рис. 1. а) характеристики мощности и тока разряда в зависимости от времени и типа мишени; б) эволюция тока и напряжения при различной мощности магнетронного разряда

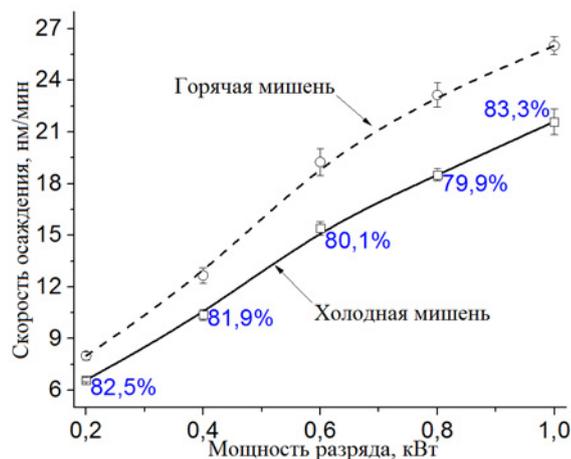


Рис. 2. Зависимость скорости осаждения плёнок никеля от мощности разряда и типа мишени

Таким образом, в нашей работе показано, что:

- частичная теплоизоляция мишени обеспечивает переход ферромагнитных материалов в парамагнитное состояние (показано на примере никеля) за счёт энергии процесса распыления катода;
- становится возможным производить осаждение ферромагнитных материалов с помощью классических конструкций МРС и при низких рабочих давлениях;
- наблюдается 20% повышение скорости осаждения покрытий при распылении никеля в парамагнитном состоянии.

Список литературы

1. Pat. 4299678 (USA), Int. Cl. C23C 15/00. Magnetic target plane for use in magnetron sputtering of magnetic films / B.B. Meckel. – Issue date 10.11.1981.
2. Bleykher G.A., Borduleva A.O., Krivobokov V.P. et al. // Vacuum. – 2016. – Vol. 132. – P. 62.
3. Yurasova V.E., Chernysh V.S., Kuvakin M.V. et al. // J. Experimental Theoretical Phys. Lett. – 1975. – Vol. 21. – P. 88.

ИЗМЕНЕНИЕ ОБЪЕМОВ ПУСТОТ ШЕРОХОВАТОГО СЛОЯ ЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ВАЛКОМ С ШЕРОХОВАТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

Е.В. Губарев, Д.О. Беглецов, О.В. Кривко

Научный руководитель: профессор, к. ф-м. н. В.К. Белов
Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
E-mail: john_g@mail.ru

До настоящего времени для описания процессов формирования шероховатой поверхности валком с шероховатой поверхностью использовались профильные точечные и функциональные характеристики. Использование 3D характеристик шероховатой поверхности (ISO 25178-2-2012, ANSI/ASME B46.1-2009) позволяет по новому и более адекватно описать процесс формирования шероховатой поверхности. В данной статье впервые рассмотрен вопрос об изменении объемов пустот шероховатого слоя (см. рис.1) на разных сечениях шероховатого слоя при деформации валком с разной шероховатостью поверхности.

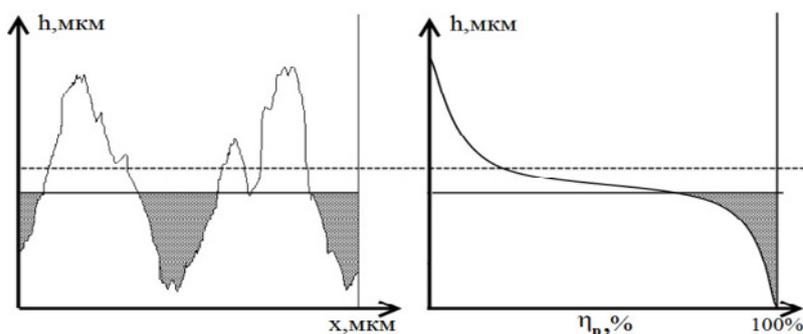


Рис. 1. К методике определения пустот шероховатого слоя поверхности. Здесь η_p – отношение площади сечения шероховатой поверхности к номинальной площади в %

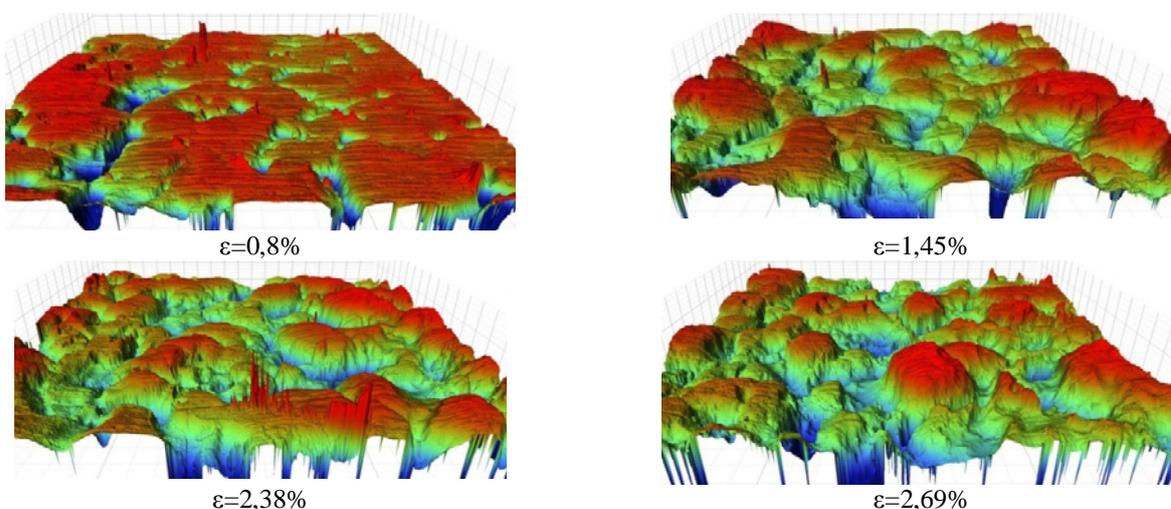


Рис. 2. Изменение микропогографии поверхности при различных степенях деформации ϵ

Для исследований использовалось оборудование и исследовательская аппаратура НИЦ «Микропогография» МГТУ (оптический интерференционный 3D профилометр Contour GT K1 (фирма Bruker, США), контактный 3D профилометр MarSurf XR20 with XT20 (Mahr, Германия)). Программное обеспечение профилометров позволяет исключить область макро внедрения вала и выделить только шероховатую поверхность (рис. 2). Деформация образцов осуществлялась на установке «прокатно-разрывной стан» при использовании рабочих валков диаметра 40 мм с разной шероховатостью поверхности. В эксперименте использовались образцы автолиста стали DC01 толщиной 0,8 мм при ширине 7 мм. Давление в очаге деформации определялось по нагрузке на рабочие валки и по отпечатку рабочего вала на поверхности листа.

На левых графиках рисунке 3 на вертикальной оси откладываются послойные изменения объема пустот шероховатого слоя. На правых графиках рисунке 3 приведены изменения объема пустот шероховатого слоя по отношению к изменению объема пустот шероховатого слоя при наименьшем давлении в очаге деформации. По горизонтальным осям рисунке 3 откладываются расположение слоя шероховатого слоя в процентах от St – толщины шероховатого слоя. Данная информация позволяет выделить зону отсутствия микродеформаций на нижних слоях шероховатого слоя и характер изменения объема пустот на сечениях выше этой зоны.

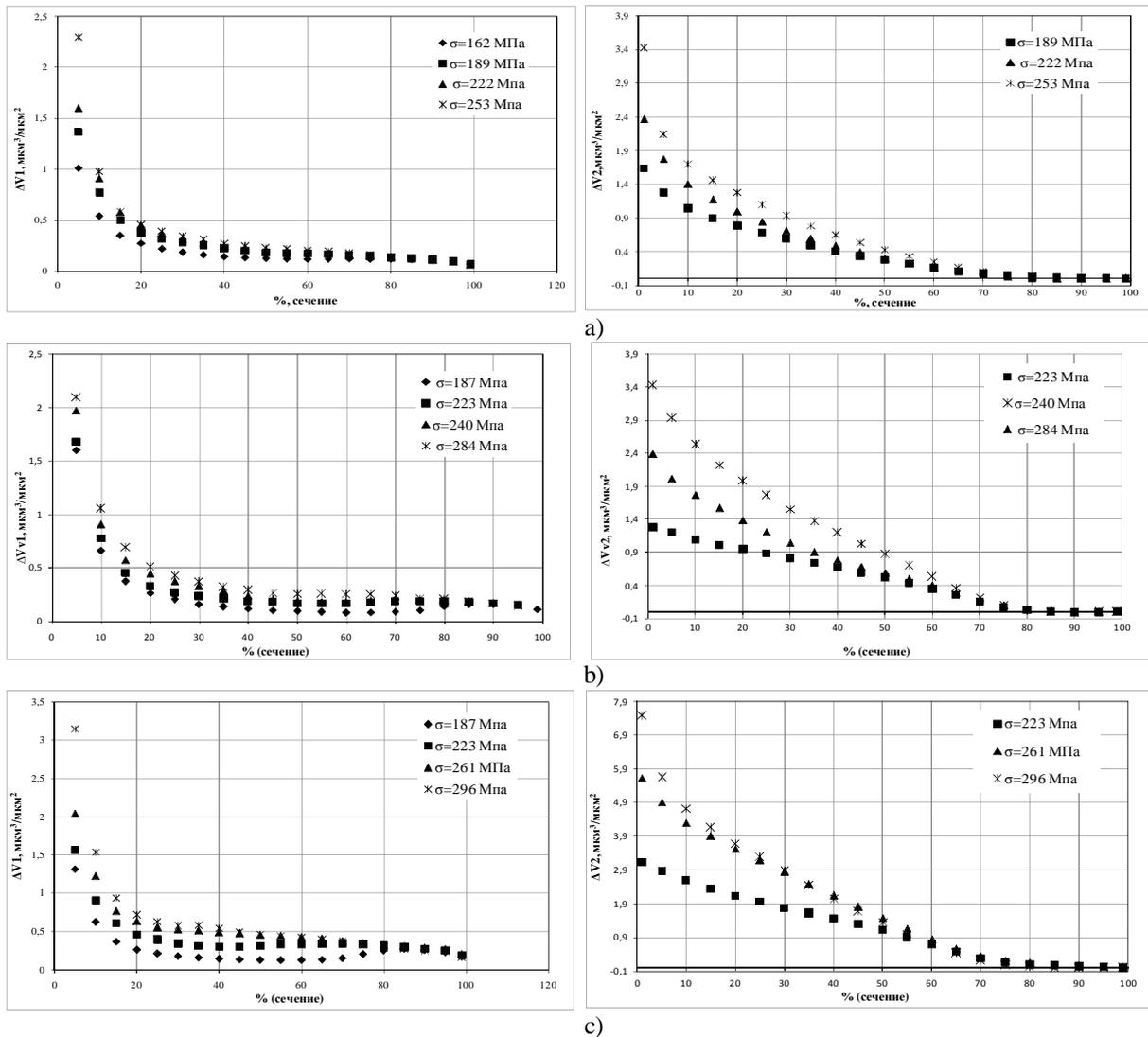


Рис. 3. Изменение объемов пустот по сечениям шероховатой поверхности при разных давлениях в очаге деформации при различной микротопографии поверхности валка
 а) $Ra=4,2$ мкм; $Rpс=58,1$ /см; б) $Ra=5,03$ мкм; $Rpс=54,1$ /см; в) $Ra=8,3$ мкм; $Rpс=37,1$ /см

Авторы признательны руководству ОАО ММК (Магнитогорск), представивших образцы автोलита для исследований.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ И ТЕПЛОВЫХ СВОЙСТВ НАНОТРУБОК ДИФЕНИЛАЛАНИНА МЕТОДОМ СПЕКТРОСКОПИИ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА

А.О. Давыдов, П.С. Зеленовский, С.Г. Васильев, В.Я. Шур

Научный руководитель: к. ф.-м. н. П.С. Зеленовский
 Уральский федеральный университет
 E-mail: blackhole.ck@gmail.com

Пьезоэлектрические и пирозэлектрические микро- и нанотрубки дифенилаланина ($C_{18}H_{20}N_2O_3$, FF) рассматриваются как перспективный материал для создания новых биосовместимых сенсоров, трехмерных тканей, генераторов и т.п. [1, 2]. Применение пептидных наноструктур может включать в себя такие области как тканевая инженерия и наноэлектроника. Исследование упругих и тепловых свойств имеет важное значение для любых прикладных применений. До сих пор детального исследования этих свойств не было выполнено. В этой работе мы демонстрируем применение конфокальной микроскопии комбинационного рассеяния для анализа упругих констант, модуля Юнга, модуля упругости и теплоемкости нанотрубок FF. Эти физические свойства определяются колебаниями решетки и могут быть проанализированы в контексте простой механической модели нанотрубки.

Микро- и нанотрубки выращивались из раствора порошка FF (Bachem AG, Германия) в 1,1,1,3,3,3-гексафторо-2-пропанол с добавлением деионизованной воды [3]. Спектры КРС измерялись с помощью конфокального микроскопа комбинационного рассеяния Alpha 300AR, экспериментальное измерение модуля Юнга производилось сканирующим нанотвердомером NanoScan 4D (FSBI TISNCM, Россия).

Низкочастотная область спектра комбинационного рассеяния (от 10 до 375 см^{-1}) взятая при комнатной температуре была использована для определения эффективной частоты колебаний решетки нанотрубок FF, а также была использована в расчете силовых постоянных и эффективных упругих констант. Эффективные силовые константы, рассчитанные из эффективной частоты колебаний решетки, были использованы для расчета теплоемкости нанотрубок FF. Схема взаимодействия в нанотрубке FF показана на рисунке 1. Написав уравнения движения для такой системы можно получить дисперсионное соотношение

$$\omega^2 = \frac{\alpha}{2} \lambda(\kappa) \left[1 \pm \sqrt{1 - 4\lambda(\kappa)^{-2} \frac{f(\kappa)g(\kappa) - 1}{\mu M}} \right] \quad (1)$$

где $\kappa = ka$, k – волновой вектор, a – параметр элементарной ячейки, $\mu^{-1} = m_1^{-1} + m_2^{-1}$ – приведенная масса, $M = m_1 + m_2$ – полная масса рассматриваемой элементарной ячейки,

$$\lambda(ka) = \frac{f(ka)m_2 + g(ka)m_1}{m_1m_2}, \quad f(ka) = 1 + 2\frac{\beta}{\alpha}(1 - \cos(ka)), \quad g(ka) = 1 + 2\frac{\gamma}{\alpha}(1 - \cos(ka)). \quad \text{Для}$$

определения силовых констант α, β, γ использовалась эффективная частота решеточных колебаний. В центре зоны Бриллюэна ($k = 0$) дисперсионное соотношение переписывается как $\omega_{opt} = \sqrt{\frac{\alpha}{\mu}}$. Поскольку измерения

КР проводятся при $k = 0$, то используя такое соотношение можно рассчитать силовую константу α . Для

расчета силовой константы β использовался первопринципный расчет компонент тензора упругости.[4] Расчет теплоемкости по определению,

$$C_v = \left(\frac{\partial E}{\partial T} \right)_v = \int D(\omega) \hbar \omega \frac{\partial \langle n \rangle}{\partial T} d\omega \quad (2)$$

где $D(\omega)$ – число колебаний, частоты которых лежат в интервале между ω и $\omega + d\omega$, $D(\omega)d\omega = \frac{L}{\pi} \frac{dk}{d\omega} d\omega$;

$\langle n \rangle$ – средние значения квантовых чисел при тепловом равновесии, определяющиеся из формулы Планка

$\langle n \rangle = 1 / (e^{\frac{\hbar\omega}{k_b T}} - 1)$. Полученное значение составляет около $1617\text{ кг Дж}^{-1}\text{ К}^{-1}$ и близко к значению $1871\text{ кг Дж}^{-1}\text{ К}^{-1}$, определенное с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии.

Полученные упругие константы также использовались для оценки поперечного модуля Юнга. Модуль Юнга может быть записан в терминах упругих постоянных C_{ij} :

$$E_T = \frac{C_{11}^2 C_{33} + 2C_{13}^2 C_{12} - 2C_{11} C_{13}^2 - C_{33} C_{12}^2}{C_{11} C_{33} - C_{13}^2} \quad (3)$$

здесь C_{ij} имеет связь с силовыми постоянными χ_{ij} , определяемая уравнением:

$$C_{ij} = \frac{1}{2} \frac{\chi_{ij} a_i a_j}{V} \quad (4)$$

где a_i и a_j соответствуют параметрам решетки, V – объем элементарной ячейки. Полученное значение $E_T = 16 \text{ ГПа}$ согласуется с экспериментальными данными и первопринципными расчетами [4]. Анализ экспериментальных и расчетных данных позволил сделать вывод о важной роли воды внутри нанотрубок.

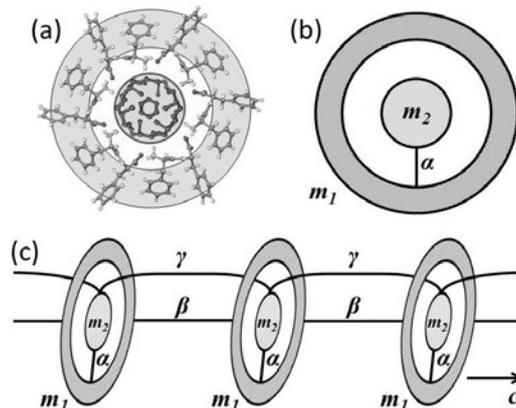


Рис. 1. Схема взаимодействия в нанотрубке FF. (а) Элементарная ячейка нанотрубки FF; (б) представление эффективных масс, введенных для элементарной ячейки; (в) формирование нанотрубки FF в модели эффективных масс

Исследование выполнено с использованием оборудования УЦКП «Современные нанотехнологии» УрФУ за счет гранта Президента РФ для молодых ученых-кандидатов наук (14.Y30.15.6554-МК)

Список литературы

1. Tayi A.S., Matsumoto M. Supramolecular ferroelectrics // Nature Chem. – 2015. – Vol. 7. – P. 281.
2. Horiuchi S., Tokura Y. Organic ferroelectrics // Nature Mater. – 2008. – Vol. 7. – P. 357.
3. Nuraeva A.S., Vasilev S.G. Vasileva D. et al. evaporation-driven crystallization of diphenylalanine microtubes for microelectronic applications // Cryst. Growth Des. – 2016. – Vol. 16. – P. 1472.
4. Azuri I., Gazit E., Adler-Abramovich L. et al. Why are diphenylalanine-based peptide nanostructures so rigid? // J. Am. Chem. Soc. – 2014. – Vol. 136. – P. 963.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ

Е.В. Дегтярева, А. Шпаркович, Ло Цзянкунь, О.Ю. Ваулина

Научный руководитель: к. т. н. О.Ю. Ваулина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail:kolgay@tpu.ru

Механическая активация является способом ускорения физико-химических процессов и находит все более широкое применение. Известно, что материал изменяет свой состав и строение под действием механических нагрузок. Механическая активация исходных порошков способствует повышению качества спеченных материалов, облегчая их получение [1, 2].

Материал и методы исследования

Образцы 03X17H12B готовили по технологии порошковой металлургии. Были изготовлены образцы из порошковой смеси без механической активации и с механической активацией в течение 1, 5 и 10 минут.

Определение пористости образцов проводили с помощью «Анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел SIAMS 700тм». Анализ фазового состава проводили рентгенографическим методом. Металлографический анализ проводили с использованием металлографического микроскопа «ЛабoМет-И» с системой визуализации изображения.

Результаты исследования

Определение пористости. Все образцы имеют остаточную пористость после спекания. Распределение пор в спеченных образцах довольно неравномерное. На полированной поверхности шлифа можно выделить области с высокой концентрацией пор и области, где поры совсем отсутствуют. Большинство (50–90%) пор для всех образцов имеют размер до 10 мкм. В образцах с механоактивацией 5 и 10 минут встречаются большие поры до 70 мкм. Средняя пористость по образцам и средний размер пор приведены в таблице 1.

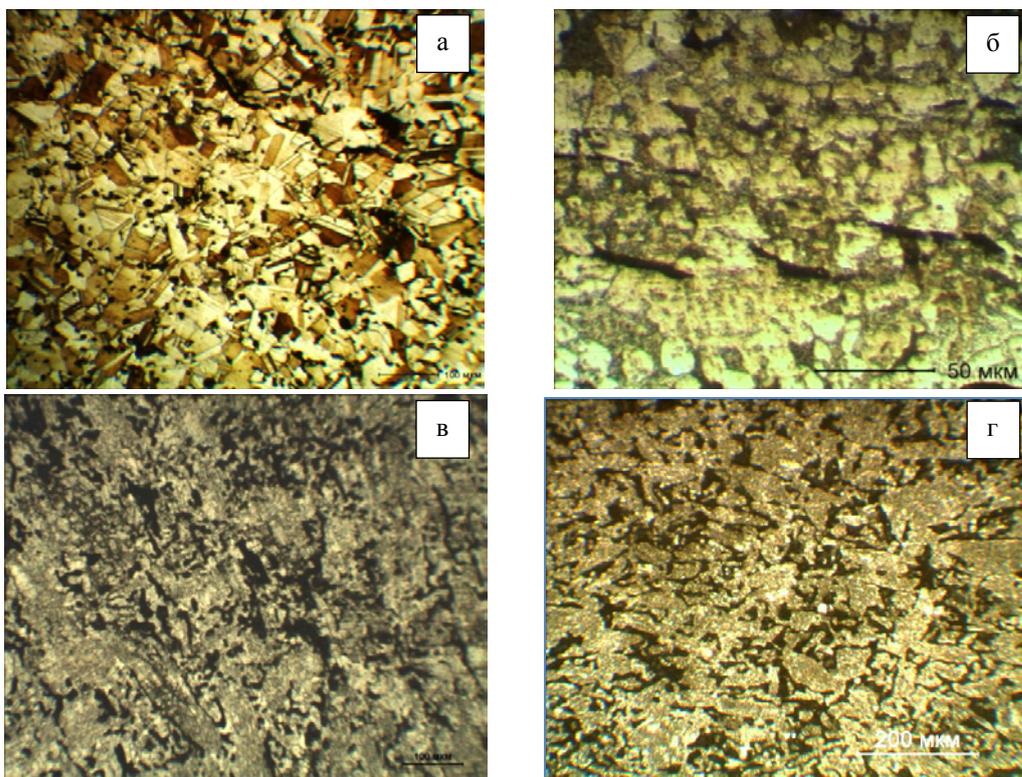


Рис. 1. Микроструктура образцов, травленая поверхность:
а) без механической активации; б-г) с механоактивации в течение 1 (б), 5 (в) и 10 минут (г)

Таблица 1. Пористость образцов

Параметр	Время механической активации, мин.			
	0	1	5	10
Пористость, %	10	4	17	16
Средний размер пор	7,63	6,31	9,62	10,69

Микроструктура и фазовый состав. Для металлографического исследования образцы подверглись травлению (рис. 1). Структура образца без механической активации – аустенит с большим количеством двойников (рис. 1,а). После механоактивации порошковой композиции в структуре спеченных образцов появился феррит (рис. 1,б-г). Данное предположение также подтверждается рентгеноструктурным анализом (рис. 2).

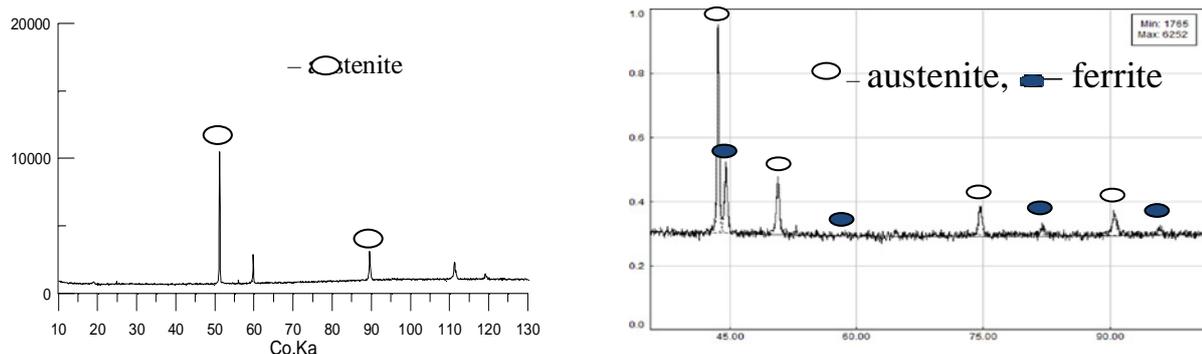


Рис. 2. Дифрактограммы с поверхности образцов 03X17H12B:
 а) без механической активации; б) механоактивация 10 минут

Анализ дифрактограмм показал, что образец без механической активации (рис. 2а) имеет ГЦК – решетку с параметром 0,359561 нм. При анализе дифрактограмм для образцов с механической активацией 1, 5 и 10 минут обнаружили две фазы ГЦК-решетку (параметры 0,36055, 0,3598, 0,35632нм соответственно) и ОЦК-решетку (0,28844, 0,28961, 0,28983 нм). Если сравнивать параметры чистого γ -Fe (0,356 нм) и α -Fe (0,286 нм) с полученными данными, можно говорить о легированности фаз.

Заключение

После одномоментной механической активации пористость спеченной стали не превышает 5%, что меньше пористости спеченной стали из порошка без механической активации.

Определена структура для образцов: аустенит – для образца без активации; аустенит и феррит – для образцов после активации. С увеличением времени активации произошло измельчение структуры. Рентгеноструктурный анализ подтвердил, что механическая активацию приводит к изменению фазового состояния образцов: в образцах без активации структура ГЦК (γ -Fe), после активации – ГЦК (γ -Fe) и ОЦК (α -Fe).

Список литературы

- Hueller M., Chernik G.G., Fokina E.L. et al. Mechanical alloying in planetary mills of high accelerations // *Reviews on Advanced Materials Science.* – 2008. – Vol. 18. – P. 366–374.
- Mucs G. Mechanical activation of power station fly ash by grinding // *Journal of Silicate Based and Composite Materials.* – 2016/2. – Vol. 68. – P. 56–61.

ВЛИЯНИЕ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФТОРПОЛИМЕРОВ

А.Н. Денежско, Т.М. Матери

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.П. Леонов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: MateriTM@yandex.ru

В настоящее время особое внимание уделяется кабельным изделиям, работающим в сложнейших экстремальных природно-климатических условиях, поскольку ведутся многочисленные работы по добыче полезных ископаемых в Арктических условиях. Исходя из того, что средние минусовые температуры Арктики колеблются: от -4 до -25 °С, а минимальные температуры иногда снижаются до -55 , -60 °С, возникает необходимость испытаний наиболее распространенных изоляционных материалов на температуры, позволяющие работать в данных условиях. В связи с этим, исследуемые кабели с изоляцией из фторопласта и ПВХ-пластиката с заявленной минимальной температурой эксплуатации -40 °С, подвергаются более низкой температуре для определения их возможного применения. Данный фактор и определяет выбор диапазона, при котором производится старение: 20 , -30 , -40 , -50 , -60 °С.

В качестве объекта исследования был выбран кабель марки OLFLEX HEAT 205 SC 1X2,5 BK. Выбор данного кабеля был связан с тем, что одним из элементов его конструкции является оболочка, которая изготовлена из фторполимера.

Данное кабельное изделие имеет отличную стойкость к солям, синтетическим жидкостям, бензину, лакам, щелочам и другим химическим жидкостям. Трудновоспламеняем, имеет высокую пробивную прочность и износостойкость. Так же имеет способность сохранять все свои физические свойства в большом диапазоне температур и обладает высокими диэлектрическими свойствами.

Так же для сравнения был использован кабель марки ПГВА 1Х6. Выбор данного кабельного изделия был связан с тем, что его изоляция изготовлена из ПВХ-пластиката, с заявленной отрицательной температурой -40 °С.

ПГВА – это автотракторный провод, который предназначен для гибкого соединения автотракторного электрооборудования и приборов с номинальным напряжением до 48В, что относит его к классу низковольтных кабелей. Изготавливается для автотехники, эксплуатируемой в условиях умеренного и тропического климата при температуре окружающей среды от -40 до $+60$ °С и относительной влажности воздуха до 90% при температуре $+27$ °С, а также для автомобилей, эксплуатируемых в условиях холодного климата.

Для исследования физико-механических характеристик оболочки и изоляции, выполненной как из фторопласта, так и их ПВХ-пластиката, образцы выполнены в виде трубочек, согласно ГОСТ ИЕС 60811-1-1-2011. После воздействия пониженной температуры были получены следующие результаты:

- изменение предела прочности для кабеля с изоляцией из фторопласта составило 0,7%. Для провода с изоляцией из ПВХ-пластиката изменение предела прочности составило 2,1%.
- изменение относительного удлинения составило 10,5%. А для провода с изоляцией из ПВХ-пластиката график зависимости имеет возрастающий характер, причем изменение относительного удлинения составило 12,5%.

В ходе проведения эксперимента на монтажный изгиб (ГОСТ 17491-80 «Кабели, провода и шнуры с резиновой и пластмассовой изоляцией и оболочкой. Методы испытания на холодостойкость»), образцы представляли собой отрезки, длиной не менее 2 метров, намотанных на металлический стержень (рис. 1).



Рис. 1. Образец для испытаний на монтажный изгиб

После испытаний, при различных температурах (-30 , -40 , -50 , -60 °С), образец с изоляцией из ПВХ-пластиката не выдержал испытаний при температуре -50 °С. А образец с изоляцией из фторопласта показал устойчивость к воздействию пониженных температур, вплоть до -60 °С.

Холодостойкостью называется предел отрицательной температуры, при которой полимер в условиях данного вида деформации не разрушается. Характерные эластические свойства полимеров объясняются гибкостью их молекулярных цепей при приложениях растягивающих сил. Упругие свойства полимеров создаются стремлением молекул под воздействием теплового движения возвращаться к их первоначальному состоянию. Поэтому степень эластичности находится в прямой зависимости от интенсивности теплового движения, то есть от температуры окружающей среды. Полимеры по мере снижения температуры постепенно переходят из эластического состояния в твердое и начинают разрушаться в механически наиболее напряженных местах с образованием характерных трещин [1–3].

Устойчивость фторопластовой изоляции главным образом связана с химическим строением, а именно с наличием многоуровневых связей. А поливинилхлорид имеет линейное строение.

На основании полученных данных были сделаны выводы по устойчивости полимерных материалов к воздействию холода.

Было установлено:

1. Изменение физико-механических свойств практически не зависит от температуры.
2. Изоляция, выполненная из фторопласта, показала устойчивость к воздействию пониженных температур до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$.

В связи с этим, можно полагать, что кабельные изделия, имеющие фторполимерную изоляцию, пригодны для использования в условиях экстремально низких температур.

Список литературы

1. Кулезнёв В.Н., Шершнёв В.А. Химия и физика полимеров. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : КолосС, 2007. – 367 с.
2. Баргенов Г.М., Френкель С.Я. Физика полимеров / под ред. А.М. Ельяшевича. – Л. : Химия, 1990. – 432 с.
3. Бухина М.Ф., Курлянд С.К. Морозостойкость эластомеров. – М. : Химия, 1989. – 176 с.

СИНТЕЗ НОВЫХ ВЫСОКОГИДРОФОБНЫХ НЕФТЕСОРБЕНТОВ С МАГНИТНЫМИ СВОЙСТВАМИ

А.Н. Драньков, Е.К. Папынов, И.А. Ткаченко, В.А. Авраменко

Научный руководитель: к. х. н. Е.К. Папынов
Дальневосточный федеральный университет
E-mail: artur.drancov@gmail.com

В настоящей работе представлен комплексный подход для синтеза магнитного композита, с импрегнированной добавкой ферромагнитных наночастиц оксида железа (магнетита) на основе высокогидрофобного темплата (силан-силоксановой микроэмульсии), который заключается в комбинировании двух способов «мокрого» синтеза неорганических материалов [1]. В этом случае золь-гель технология обеспечивает формирование неорганической основы материала, каркаса в виде аморфного силиката кальция (ксонотлит), а темплатный синтез позволяет ввести в его объем магнитный порошок (магнетит) и гидрофобизирующую добавку в виде микроэмульсии (темплат) представляющую собой коллоидный раствор – дисперсия из мицелл типа «ядро-оболочка» четкого размера и сферической формы.

В работе проведена оценка физико-химических свойств полученного магнитного композита, в том числе определение величины его намагниченности в условиях воздействия магнитного поля (рис. 1). Данный материал относится к магнитомягким материалам с маленькой остаточной намагниченностью и имеет намагниченность насыщения около 4 э.м.е./г.

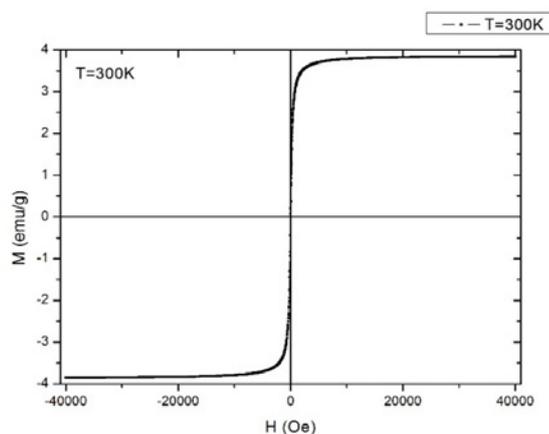


Рис. 1. Полевая зависимость намагниченности полученного магнитного композита при $T=300\text{K}$

Уникальность такого сорбента заключается в его практичности, так как нефтяное пятно любого размера, содержащее магнитный сорбент, собирается с поверхности воды путем использования магнитного поля, создаваемого электромагнитом, либо транспортируется данным магнитом к месту механического сбора.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта «Фонд содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере» (Фонд содействия инновациям)

Список литературы

1. Папынов Е.К., Майоров В.Ю., Модин Е.Б. и др. // *Фундаментальные исследования*. – 2015. – № 12. – С. 505–510.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИРОДЫ ПОЯВЛЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ $Ni_{51}Ti_{49}$

А.К. Дроздова, А.В. Нявро, М.Н. Волочаев, Л.И. Квезлис

Научный руководитель: доцент, д. ф.-м. н. В.Н. Черепанов
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: anna_drozдова709@mail.ru

Сплавы Ni-Ti являются уникальным материалом, обладающим эффектом памяти формы [1]. Изделия, изготовленные из данных сплавов, активно используются как в качестве конструкционного материала в области авиастроения, приборостроения, так и в медицине [2, 3], поскольку имеют хорошую биосовместимость с тканями организма человека. В предыдущих наших исследованиях [4] впервые был обнаружен ферромагнетизм в пластически деформированных образцах сплава $Ni_{51}Ti_{49}$, а также после циклических мартенситных превращений. Поэтому актуальной задачей является исследование причины возникновения ферромагнитной фазы и объяснение природы появления намагниченности в пластически деформированных образцах сплава $Ni_{51}Ti_{49}$. Было обнаружено [5], что мартенситные превращения и пластическая деформация сплава $Ni_{51}Ti_{49}$ приводят к формированию в нем икосаэдрических кластеров со структурой Франка-Каспера (ФК-12, ФК-16), которые представлены на рисунке 1.

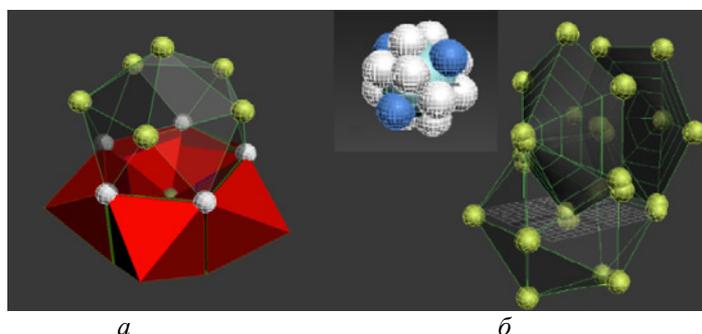


Рис. 1. Икосаэдрические кластеры со структурой Франка-Каспера: ФК-12 (а) и ФК-16 (б)

С целью объяснения возможности появления намагниченности в образцах сплава Ni-Ti был проведен расчет спин-поляризованной плотности электронных состояний и магнитных моментов кластеров $Ni_{10}Ti_6$ (ФК-16), Ni_7Ti_5 (ФК-12) сплава $Ni_{51}Ti_{49}$ для электронов с разной проекцией спинов: «вверх» и «вниз». Расчет проводили методом рассеянных волн (РВ) [6, 7]. Результаты расчетов для кластера Ni_7Ti_5 со структурой ФК-12 представлены на рисунке 2 и в таблице 1. Расчетные данные показали высокую плотность электронных состояний на уровне Ферми, что характерно для ферромагнитных сплавов.

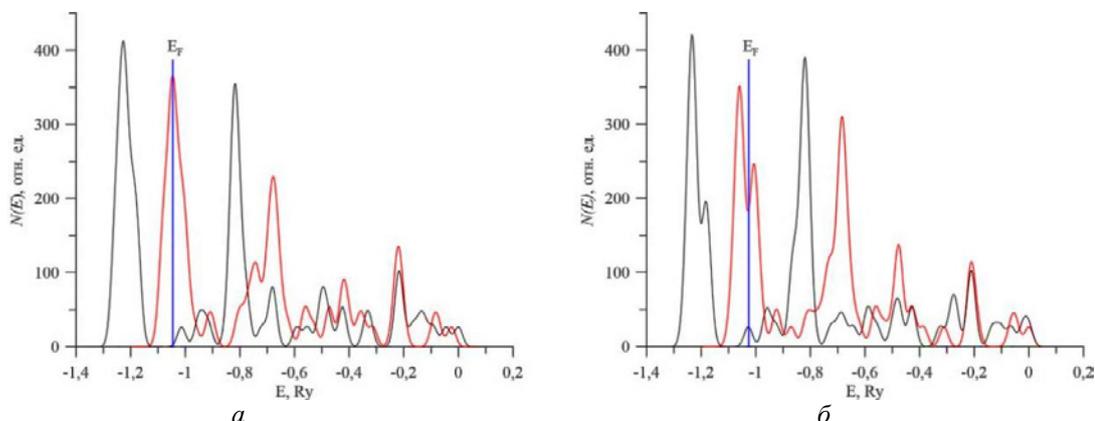


Рис. 2. Распределение плотности электронных состояний $N(E)$ для деформированного (а) и недеформированного (б) кластера Ni_7Ti_5 . Черная линия соответствует плотности электронов со спином «вверх» (\uparrow), красная линия со спином «вниз» (\downarrow); E_F – положение уровня Ферми

Таблица 1. Магнитные моменты атомов для кластера Ni₇Ti₅ со структурой ФК-12

Атом	Недеформированный кластер	Деформированный кластер
	Магнитный момент, μ_B	Магнитный момент, μ_B
Ti	-0,16	0,00
Ni	2,10	3,20
Ti	-0,06	0,02
Ni	1,93	2,96
Ti	-0,20	-0,05
Ni	1,86	2,28
Ti	-0,14	-0,06
Ni	1,78	2,48
Ti	-0,08	0,05
Ni	1,93	3,29
Ti	1,62	3,17
Ni	1,94	2,33

Данные таблицы 1 свидетельствуют об увеличении намагниченности сплава при деформации. Причем, исследуемые кластеры, неподверженные деформации, также обладают магнитным моментом (средний магнитный момент, приходящийся на атом кластера ФК-12, составляет порядка 1,0 μ_B , а для ФК-16 – порядка 0,3 μ_B). Однако в целом для сплава средний магнитный момент равен нулю, ввиду отсутствия выделенного направления.

Таким образом, проведенное экспериментальное и теоретическое исследование сплава Ni₅₁Ti₄₉ показало появление намагниченности при его деформации. Причиной возникновения намагниченности являются смещения атомов, вызванные пластической деформацией, которая приводит к понижению симметрии кристаллической решетки. Понижение симметрии кристаллической решетки приводит к появлению нескомпенсированного магнитного момента в соседних кластерах и, в результате, к появлению ферромагнетизма.

Список литературы

1. Физико-механические свойства и структура сверхэластичных пористых сплавов на основе никелида титана / В.Э. Гюнтер, Ю.Ф. Ясенчук, А.А. Клопотов и др. // Письма в ЖТФ. – 2000. – Т. 26, вып. 1. – С. 71–76.
2. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы / В.Э. Гюнтер, Г.Ц. Домбаев, П.Г. Сысолятин и др. – Томск : ТГУ, 1998. – 486 с.
3. Функциональные композиционные материалы "биокерамика–никелид титана" для медицины / В.И. Итин, Н.А. Шевченко, Е.Н. Коростелева и др. // Письма в ЖТФ. – 1997. – Т. 23, № 8. – С. 1–6.
4. Дроздова А.К., Волочаев М.Н., Квеглис Л.И. и др. О возможности появления магнитных состояний в сплаве Ni₅₁Ti₄₉ // Решетневские чтения : материалы XX Юбилейной междунар. науч.-практ. конф., посвящ. памяти генерального конструктора ракетно-космических систем академика М.Ф. Решетнева (09–12 нояб. 2016, г. Красноярск): в 2 ч. / под общ. Ред. Ю.Ю. Логинова ; Сиб. Гос. Аэрокосмич. Ун-т. – Красноярск, 2016. – Ч. 1. – 676 с.
5. Мартенситные превращения в никелиде титана через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой / Л.И. Квеглис, Ф.М. Носков, М.Н. Волочаев и др. // Физ. мезомех. – 2016. – Т. 19, № 2. – С. 100–107.
6. Nyavro A. V. Evolution of electronic states: atom-molecule-cluster-crystal. – Tomsk : Publishing House of Tomsk State University, 2013. – 268 p.
7. Slater J. C., Johnson K. H. / Self-consistent field $X\alpha$ cluster method for polyatomic molecules and solids // Phys. Rev. B. – 1972. – Vol. 5, – №3. – P. 844-853.

ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Г.Е. Дубиненко

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Б.С. Зенин
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: ged1@tpu.ru

Аддитивное производство является процессом создания объемных изделий любой геометрической формы на основании цифровой трехмерной модели. Производство методом аддитивных технологий основано на построении объекта путем последовательного нанесения слоев материала, образующих контуры заданной модели. К числу широко используемых в настоящее время аддитивных технологий относятся моделирование методом послойного наплавления (FDM), выборочное лазерное плавление (SLM), электронно-лучевое плавление (EBM) [1–4].

Изделия, получаемые методами аддитивных технологий, находят свое применение в создании медицинских имплантов из биосовместимых сплавов и композитов, получении полимерных архитектурных макетов и моделей, печати металлических и композиционных изделий сложных конфигураций в аэрокосмической, автомобильной и машиностроительной отраслях. Качество получаемых изделий (прочность, плотность) во многом определяется образованием адгезионных связей при послойном формировании получаемого изделия.

Одной из особенностей аддитивных технологий является возможность получения изделий, состоящих из двух и более компонентов, представляющих различные по своей природе материалы. В таких изделиях возможны следующие варианты сочетания компонентов:

- сочетание двух и более различных металлов (Fe–Al) [5];
- сочетание керамики и металла (Y-стабилизированный Zr и хромистая сталь) [6];
- композиты на основе полимеров (термопластик и углеродное волокно) [7].

Важной характеристикой таких структур является адгезия на границе раздела слоев из различных материалов. Механизм формирования адгезионных связей может рассматриваться с нескольких позиций, в зависимости от состава и соотношения компонентов и параметров процесса изготовления изделия:

- физический контакт и последующая химическая реакция [8];
- диффузионное растворение компонентов друг в друге [9];
- топохимические реакции на поверхности контакта двух материалов [10];
- взаимодействие на электронном уровне [11].

Как правило, на первом, обязательном, этапе образования адгезионного соединения устанавливается контакт поверхностей, на следующем этапе возникает межфазное взаимодействие, которое может иметь различную природу. Адгезионные связи на этом этапе формируются по четырем основным механизмам [12]:

- механический – соединение двух контактирующих поверхностей за счет сил взаимного сцепления;
- диффузионный – взаимное проникновение молекул и атомов через границу фаз;
- электронный – возникновение двойного электрического слоя на межфазной границе;
- адсорбционный – соединение под действием межмолекулярных сил.

В общем случае все эти механизмы могут работать одновременно и механизм адгезии является смешанным. Однако, в отдельных условиях один из механизмов может преобладать. Так, например, для металлов чаще основную роль играют диффузионный и электронный механизмы, для керамик – механический (при прессовании), диффузионный (при спекании). В результате соединения металла с керамикой возможно сочетание механического и адсорбционного механизмов.

В последние годы активно изучается возможность внедрения технологии аддитивного производства в условиях космоса. Использование данных технологий позволит космонавтам, предварительно получив модель детали и программу для ее печати с Земли, изготавливать необходимые детали прямо на МКС [13]. Однако, отсутствие гравитации вносит изменение в технологию формирования детали и требует модификации оборудования. Отдельный интерес представляют особенности механизма образования адгезионных связей при применении технологии трехмерной печати в условиях невесомости и низкой гравитации.

Список литературы

1. Зленко М.А., Нагайцев М.В., Довбыш В.М. Аддитивные технологии в машиностроении. – М. : НАМИ, 2015. – 18–23 с.
2. Thomas D.J., Tehrani Z., Redfearn B. 3-D printed composite microfluidic pump for wearable biomedical applications // Additive Manufacturing. – 2016. – No. 9. – P. 30–38.
3. Galarraga H., Ladosa D.A., Dehoff R.R. et al. Effects of the microstructure and porosity on properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM) // Additive Manufacturing. – 2016. – No. 10. – P. 47–57.
4. Lia X.P., O'Donnell K.M., Sercombe T.B. Selective laser melting of Al-12Si alloy: Enhanced densification via powder drying // Additive Manufacturing. – 2016. – No. 10. – P. 10–14.
5. Shen C., Pan Z., Ma Y. et al. Fabrication of iron-rich Fe-Al intermetallics using the wire-arc additive manufacturing process // Additive Manufacturing. – 2015. – No. 7. – P. 20–26.

6. Scheithauer U., Slawik T., Schwarzer E. et al. Additive manufacturing of metal-ceramic-composites by thermoplastic 3D-printing (3DTP) // *Journal of Ceramic Science and Technology*. – 2015. – Vol. 6, No. 2. – P. 125–132.
7. Ning F., Cong W., Qiu J. et al. Additive manufacturing of carbon fiber reinforced thermoplastic composites using fused deposition modeling // *Composites Part B: Engineering*. – 2015. – Vol. 80. – P. 369–378.
8. Дальский А.М. Технология конструкционных материалов. – М. : Машиностроение, 2004. – P. 222–240.
9. Князева А.Г. Перекрестные эффекты в твердых средах с диффузией // *Прикладная механика и техническая физика*. – 2003. – Т. 44, № 3. – С. 85–90.
10. Кудинов В.В. Плазменные покрытия. – М. : Наука, 1977. – 184 с.
11. Мельников В.В., Кулькова С.Е. Адгезия на границах раздела между ОЦК-металлами и α - Al_2O_3 // *Журнал Экспериментальной и Теоретической Физики*. – 2012. – Т. 141, № 2. – С. 345.
12. Кинлок Э. Адгезия и адгезивы / под ред. Л.М. Притыкина. – М. : Мир, 1991. – С. 70–113.
13. Космическое материаловедение // *За кадры*. – Томск : ТПУ, 2016. – № 12. – С. 7.

СТРУКТУРА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВА Zr-1Nb В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ

А.С. Дубровская¹, Г.П. Грабовецкая²

¹Томский политехнический университет
²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: anndubrov@yandex.ru

STRUCTURE AND THERMAL STABILITY OF ULTRAFINE Zr-1Nb ALLOY

A.S. Dubrovskaya¹, G.P. Grabovetskaya²

¹Tomsk Polytechnic University
²Institute of Strength Physics and Materials Science
E-mail: anndubrov@yandex.ru

The effect of annealing in the temperature range 573–873 K on the thermal stability of the structure and mechanical properties of ultrafine Zr-1Nb alloy were studied by transmission electron microscopy.

Введение

Формирование ультрамелкозернистой структуры в металлических материалах позволяет существенно повысить их прочностные и служебные характеристики [1, 2]. К настоящему времени разработан ряд методов формирования ультрамелкозернистого состояния в металлических материалах с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД) [1].

Однако сформированное методами ИПД ультрамелкозернистое состояние в металлических материалах характеризуются наличием высоких плотностей решеточных и зернограницных дислокаций, упругих искажений решетки и дальнедействующих полей напряжений и вследствие этого является неравновесным. Это обуславливает большой интерес к исследованиям, направленным на разработку способов стабилизации ультрамелкозернистого состояния. Одним из перспективных способов повышения стабильности ультрамелкозернистого состояния и механических свойств металлических материалов является формирование в них внутренней структуры, сочетающей несколько структурных элементов (или фаз) разной дисперсности (композиата [3]). Такая ультрамелкозернистая структура, как показано в [4] может быть сформирована методами ИПД в гетерофазных сплавах. В этой связи актуальными являются исследования закономерностей развития в сплавах с ультрамелкозернистой гетерофазной структурой процесса рекристаллизации.

Целью данной работы является экспериментальное исследование термостабильности ультрамелкозернистой структуры сплава Zr-1Nb.

Материал и методы исследования

В качестве материалов для исследования в работе был выбран промышленный гетерофазный сплав циркония Zr-1мас.%Nb (далее Zr-1Nb). Данный сплав является незаменимым конструкционным материалом для активной зоны атомных реакторов. В связи с этим эксплуатационные температуры изделий из данного материала достигают 593–673 К. Такие температуры могут вызвать в УМЗ сплавах циркония деградацию структуры и, как следствие, изменение структурно чувствительных свойств.

Ультрамелкозернистая структура в сплаве была сформирована одним из методов ИПД – прессованием со сменой оси деформации и с постепенным понижением температуры в интервале 973–623 К [5].

Исследование термостабильности ультрамелкозернистой структуры сплава Zr-1Nb было проведено путем отжига в интервале температур 573–873 К. Структуру сплава исследовали с помощью просвечивающего электронного (марка JEM-2100) микроскопа. Размеры структурных элементов сплава в ультрамелкозернистом состоянии измеряли на фотографиях темнопольного изображения микроструктуры методом секущей. Выборка составляла не менее 200 элементов.

Микротвёрдость образцов измеряли на приборе ПМТ-3 с нагрузкой на пирамидку Виккерса 50 г. Время нагружения составляло 15 с.

Результаты и их обсуждение

Типичное электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Zr-1Nb в ультрамелкозернистом состоянии представлено на рис. 1а. На электроннограммах такой структуры (рис. 1а), снятых с площади 1,4 мкм², наблюдаются дифракционные кольца, образованные рефлексами от отдельных кристаллитов. При этом почти все рефлексы имеют азимутальное размытие. Такой вид электронограмм является типичным для ультрамелкозернистых металлических материалов, полученных методом ИПД, и свидетельствует о значительном количестве элементов в единице объема, наличии большеугловых разориентировок между ними и присутствии упругих напряжений в отдельных элементах [1, 2]. Средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры исследуемого сплава Zr-1Nb, определенный по темнопольному изображению

составляет $0,3 \pm 0,1$ мкм. Объемная доля частиц вторичных фаз в ультрамелкозернистой структуре не превышает ~0,5 об.%.

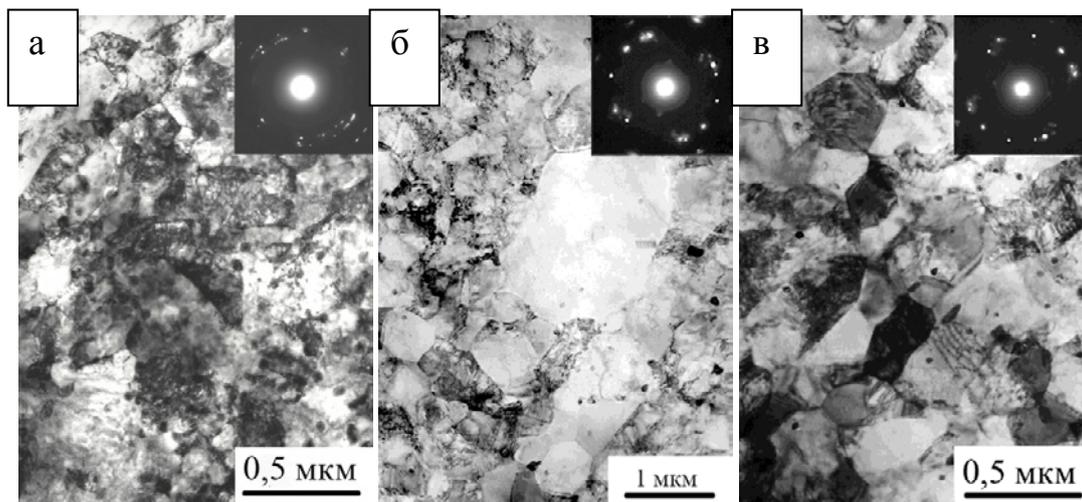


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение и картины микродифракции структуры ультрамелкозернистого сплава Zr-1Nb а) состоянии после ИПД; б) после отжига при температуре 723 К, 1 час; в) после отжига при температуре 673 К, 12 часов

Электронно-микроскопические исследования микроструктуры сплава Zr-1Nb после часовых отжигов интервале температур 573–873 К проведенные в работе показали, что ультрамелкозернистая структура сплава стабильна до температуры 723 К (рис. 2, кривая 1). Однако в процессе часового отжига при температурах 573 и 673 К наблюдается отпуск дефектной ультрамелкозернистой структуры: в объеме зерен уменьшается плотность дислокаций, а у границ зерен появляется полосчатый контраст. Более длительные (до 12 часов) отжики при температуре 673 К также не приводят к росту элементов ультрамелкозернистой структуры (рис. 1б). Отпуск дефектной ультрамелкозернистой структуры незначительно влияет на микротвердость (рис. 2, кривая 2), что свидетельствует о стабильности механических свойств сплава после указанных отжигов.

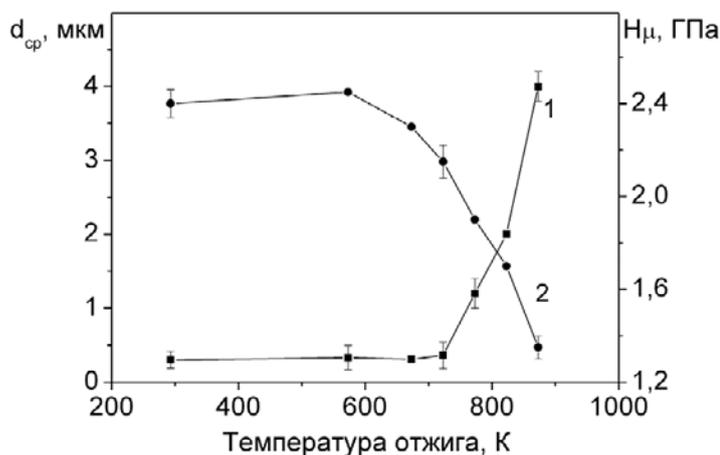


Рис. 2. Зависимость среднего размера элементов структуры сплава Zr-1Nb (кривая 1) и величины микротвердости (кривая 2) от температуры отжига

После часового отжига при температуре 723 К в структуре сплава появляются отдельные рекристаллизованные зерна с размерами 1–2 мкм (рис. 1в). Плотность таких зерен мала, поэтому средний размер зерен в сплаве, определенный по темнопольному изображению, увеличивается незначительно. Однако величина микротвердости заметно уменьшается, а разброс ее значений возрастает. После отжига при температуре 773 К, 1 час рост зерен наблюдается во всем объеме сплава. При этом средний размер зерен не превышает 1,2 мкм. Отжиг при температуре 873 К, 1 час приводит к полной рекристаллизации структуры и росту зерен до 3–4 мкм. рекристаллизация и рост зерен во всем объеме приводит к снижению величины микротвердости до уровня, соответствующего исходному, до ИПД, состоянию сплава (рис. 2, кривая 2).

Таким образом, проведенные исследования показали, что ультрамелкозернистая структура исследуемого сплава Zr-1Nb и ее микротвердость стабильны при температурах ниже 723 К. Однако для точного установления температурного интервала стабильности механических свойств исследуемого ультрамелкозернистого сплава необходимо провести исследования влияния температуры отжига на его прочностные и пластические характеристики при растяжении.

Список литературы

1. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. – Новосибирск : Наука, 2001. – 232 с.
2. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург : УрО РАН, 2003. – 278 с.
3. Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Колобов Ю.Р. Влияние дисперсного упрочнения на закономерности и механизмы ползучести меди с субмикронным размером зерен // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2009. – № 2. – С. 38–43.
4. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М. : Логос, 2000. – 272 с.
5. Stepanova E.N., Grabovetskaya G.P., Mishin I.P., Bulinko D.Yu. Structure and mechanical properties of a Zr-1Nb alloy, obtained by the method of severe plastic deformation // Materials Today Proceedings. – 2015. – No. 2. – P. 365–369.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ПОКРЫТИЯ TiAlN

Е.М. Дымнич

Научный руководитель: д. ф.-м. н. О.Б. Перевалова
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: dymnich_95@mail.ru

Введение. Являясь износостойким покрытием для режущих инструментов, покрытие TiAlN сохраняет высокую твердость при повышении температуры эксплуатации до 900 °С; является более стойким к окислению, к примеру, по сравнению с покрытиями на основе TiN. Указанные преимущества определяют актуальность исследования данного покрытия. Целью настоящей работы является исследование влияния ионной обработки стальной подложки на микроструктуру и свойства покрытия TiAlN.

Материалы и методы. В качестве материала подложки для напыления покрытия использовалась аустенитная сталь 12Х18Н10Т в закаленном состоянии. Ионная обработка производилась на установке «Квант» в атмосфере аргона при давлении 0,065 Па подложки в течение 1 мин. (образец 1) и 12 мин. (образец 2). Покрытие наносилось магнетронным методом распыления. Микроструктура покрытия исследовалась также методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе Philips CM-12. Для идентификации фаз в покрытии применялась темнопольная методика. Термоциклирование проводилось путем нагрева до 900 °С на воздухе, выдержке в течение 1 мин и охлаждении до комнатной температуры.

Результаты. Исследования, проведенные методом ПЭМ (рис. 1), показали, что независимо от длительности предварительной обработки ионным пучком в микроструктуре покрытия имеются как равноосные микрокристаллические зерна фазы TiN, так и нанокристаллические столбчатые зерна. Средний размер микрокристаллических зерен не зависит от длительности обработки, тогда как средний поперечный размер столбчатых зерен и их фазовый состав зависит от длительности предварительной ионной обработки. Поперечный размер столбчатых зерен при увеличении длительности ионной обработки уменьшился вдвое. При увеличении длительности обработки ионным пучком до 12 мин. на микродифракционной картине присутствуют участки колец, принадлежащие фазе, с несколько различающимся параметром кристаллической решетки (рис. 1). Под слоем равноосных микрокристаллических зерен фазы TiN в образце 1 подложка имеет структуру α -Fe. Увеличение длительности предварительной ионной обработки в образце 2 приводит к тому, что между слоем равноосных микрокристаллических зерен фазы TiN покрытия и аустенитной фазой подложки находится слой зерен феррита размером до 600 нм. Увеличение длительности предварительной обработки поверхности подложки ионным пучком должно приводить к увеличению плотности возбужденных атомов и, соответственно, к увеличению плотности центров кристаллизации. Методом ПЭМ установлено, что после термоциклирования на покрытии образуются оксидный слой. В образце без обработки толщина оксидного слоя составляет 800 нм, что на 200 нм больше, чем в образце с обработкой. Оксидный слой состоит из зерен оксидов титана и алюминия с формой, близкой к равноосной, и размером до 300 нм (рис. 2, 3). Оксид Ti_3O_5 является преобладающей оксидной фазой. Выводы. Влияние ионной обработки подложки на микроструктуру покрытия можно представить в следующей последовательности: ионная обработка поверхности аустенитной стали – увеличение центров кристаллизации – уменьшение поперечных размеров нанокристаллических зерен. При термоциклировании при 900 °С (50 циклов) на поверхности покрытия TiAlN образуется пористая структура смеси оксидов, толщина которого зависит от предварительной ионной обработки подложки.

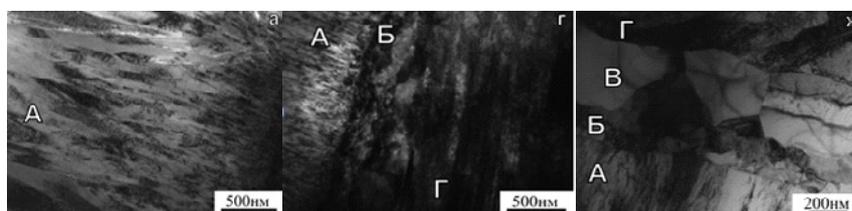


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры покрытия с предварительной обработкой ионным пучком титана подложки в течение 1 мин (1, 2) и 12 мин (3). Области А – нанокристаллическая столбчатая структура фазы, Б – микрокристаллическая структура TiN, В – ферритные зерна в подложке, Г – структура аустенита в подложке

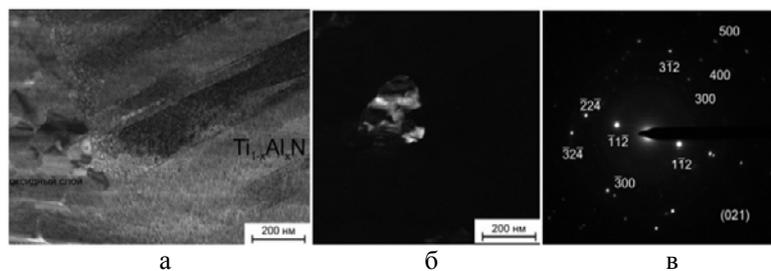


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение границы между оксидным слоем и кolumnарной структурой фазы покрытия: а – светлое поле, б – темное поле в рефлексе [12 1] в образце без ионной обработки подложки, в – микродифракционная картина

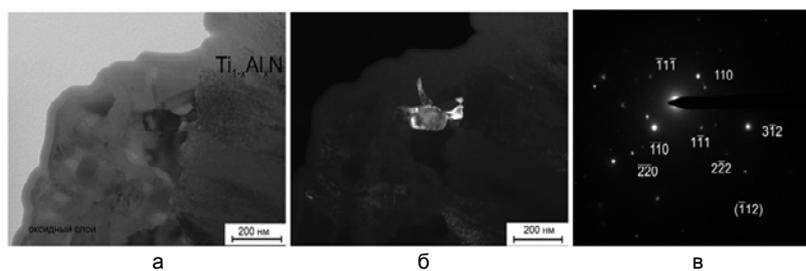


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение границы между оксидным слоем и кolumnарной структурой фазы покрытия: а – светлое поле, б – темное поле в рефлексе [110], принадлежащем плоскости (112) фазы в образце с ионной обработкой подложки, в – микродифракционная картина

Список литературы

1. Perevalova O., Panin A., Kalashnikov M. et al. The effect of pretreatment by titanium ion beam on the internal stresses and microstructure of the TiAlN coating obtained by magnetron sputtering // AIP Conference Proceedings. – 2015. – Vol. 1683. – P. 020180.
2. Перевалова О.Б., Панин А.В., Калашников М.П. и др. Упругие напряжения и микроструктура покрытия TiAlN. – Физ-Хом, 2015.
3. Береснев В.М., Погребняк А.Д., Азаренков Н.А. и др. Нанокристаллические и нанокomпозитные покрытия, свойства // Физическая инженерия поверхности. – 2007. – Т. 5, № 1–2. – С. 4–27.
4. Horling A., Hultman L., Oden M. et al. Mechanical properties and machining performance of Ti_{1-x}Al_xN – coated cutting tools // Surface. Coatings Technology. – 2005. – Vol. 191. – P. 384–392.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИПРОПИЛЕНОВЫХ ТРЕКОВЫХ МЕМБРАН С ОСАЖДЕННЫМ СЛОЕМ ПОЛИМЕРА, ПОЛУЧЕННЫМ В ПРОЦЕССЕ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОЙ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ ГЕКСАМЕТИЛДИСИЛОЗАНА

А.А. Дюсембекова¹, В.В. Сохорева¹, Л.И. Кравец²

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. И.В. Шаманин

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Объединенный институт ядерных исследований

E-mail: aad38@tpu.ru

Одним из современных методов модификации поверхности полимеров является воздействие низкотемпературной плазмы, которое позволяет изменять свойства поверхностей материалов в широких пределах, что позволяет значительно расширить области их использования. Наиболее важной особенностью процесса плазмохимической модификации полимерных материалов, является то, что изменениям подвергается очень тонкий приповерхностный слой, материала толщина которого, по разным оценкам, составляет от 100 Å до нескольких микрон [1]. Основная же масса полимера не изменяется, сохраняя механические, физико-химические и электрофизические свойства модифицируемого материала. В данной работе исследованы свойства двухслойных композитных мембран, полученных нанесением слоя полимера, образующегося в плазме гексаметилдисилозана (ГМДСЗ), на пористую подложку, в качестве которой использована полипропиленовая трековая мембрана (ПП ТМ).

В экспериментах использовали полипропиленовую трековую мембрану с эффективным диаметром пор 300 нм, изготовленную в Объединенном институте ядерных исследований (Дубна) на основе ПП-пленки Torayfan T2372 производства фирмы “Toray” (Япония) с номинальной толщиной 10,0 мкм. Для получения мембраны ПП-пленку облучали ускоренными на циклотроне ионами ксенона (с энергией ~1 МэВ/нуклон). Флюенс ионов составлял 10^8 см⁻². Химическое травление облученной пленки для получения сквозных пор проводили при температуре 80 °С в водном растворе хромового ангидрида с концентрацией 1000 г/л, методика травления подробно описана в [2]. До начала химического травления для увеличения его избирательности облученную ионами пленку дополнительно отжигали при температуре 95°С в течение 10 мин. В качестве исходного вещества для модификации мембран методом полимеризации в плазме использовали 1,1,1,3,3,3-гексаметилдисилазан – $[(CH_3)_3Si]_2NH$.

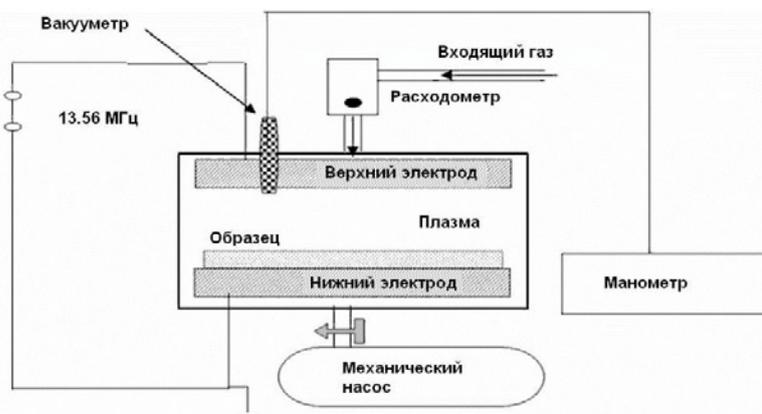


Рис. 1. Принципиальная схема плазмохимической установки

Обработку образцов мембран в плазме ГМДСЗ проводили на плазмохимической установке, осуществляющей ВЧ-разряд с частотой 13,56 МГц, при давлении паров мономера 0,7 Па и мощности разряда 100 Вт. Реакционная камера плазмохимической установки, принципиальная схема которой приведена на рисунке 1, имела два горизонтальных плоскопараллельных электрода диаметром 100 мм. Образец мембраны диаметром 85 мм помещали на нижний электрод и прижимали рамкой. Камеру предварительно вакуумировали с помощью механического насоса до остаточного давления 0,23 Па, которое измеряли вакуумметром. В качестве газа носителя использовали аргон. Затем в реакционную камеру через натекаТЕЛЬ напускали пары мономера, расход которого регистрировали с помощью расходомера и включали разряд. Воздействию плазмы подвергали одну сторону мембран. Время воздействия плазмы варьировали (10–30 мин).

Измерение вольт-амперных характеристик мембран проводили на постоянном токе в диапазоне от –1 до +1 В по методике [3] при помощи потенциостата “Elins P-8S” (ООО “Элинс”, Россия), управляемого компьютером. Скорость сканирования составляла 50 мВ/с. Для измерений была использована двухкамерная ячейка с Ag/AgCl электродами, содержащая водный раствор хлористого калия одинаковой концентрации справа и слева от мембраны. Объем каждой камеры составлял 2,5 мл, рабочая площадь мембраны – 0,5 см². Электроды были погружены в раствор электролита каждой из камер на расстоянии 7 мм от поверхности мембраны.

Результаты измерения вольт-амперных характеристик мембран показывают, что электрическая проводимость исходной ПП ТМ не зависит от направления тока (рис. 2, а). Напротив, анализ вольт-амперных характеристик модифицированных мембран, показывает, что их проводимость зависит от направления тока (рис. 2, б). Это означает, что осаждение слоя плазмополимеризованного ГМДСЗ на поверхности исходной ПП ТМ приводит к появлению у композитных мембран асимметрии проводимости – выпрямляющего эффекта, сходного с *p-n* переходом в полупроводниках.

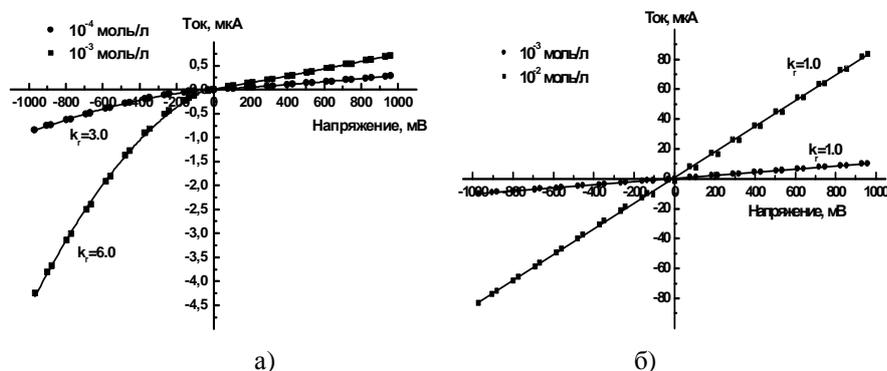


Рис. 2. Вольт-амперные характеристики исходной и модифицированной ПП ТМ в растворе КСl с концентрацией: а) 10^{-2} и 10^{-3} моль/л; б) 10^{-3} и 10^{-4} моль/л

Таким образом, исследование свойств ПП ТМ, модифицированной методом плазмохимической полимеризации ГМДСЗ, показывает, что осаждение слоя полимера на ее поверхности приводит к созданию композитных мембран, обладающих в растворах электролитов асимметрией проводимости – выпрямляющим эффектом. Причиной появления асимметрии проводимости у модифицированных ПП ТМ является существенное уменьшение диаметра пор в слое полимера, приводящем к изменению геометрии пор. Возникающий эффект асимметрии проводимости обусловлен также наличием межфазной границы раздела между исходной мембраной и слоем осажденного полимера.

Список литературы

1. Полимеризация в плазме / под ред. Х. Ясуда. – М. : Мир, 1988. – 374 с.
2. Кравец Л.И., Дмитриев С.Н., Апель П.Ю. Получение и свойства полипропиленовых трековых мембран // Химия высоких энергий. – 1997. – Т. 31, № 2. – С. 108–113.
3. Физико-химические основы электрохимии / под ред. Ю.Я. Лукомского, Ю.Д. Гамбурга. – Долгопрудный : Интеллект, 2008. – 424 с.

МЕХАНИЗМ ПРОТОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ В ПОЛИМЕРНОЙ МЕМБРАНЕ

А.А. Дюсембекова, В.В. Сохорева

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. И.В. Шаманин
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: aad38@tpu.ru

Полимерные протон-проводящие мембраны (ППМ) являются основным компонентом низкотемпературных топливных элементов (ТЭ), которые обеспечивают высокую эффективность в преобразовании энергии химических связей в электрическую за счет разделения происходящих электрохимических реакций в анодной и катодной областях и низкого омического сопротивления. Протонная проводимость в таких материалах определяется наличием гидрофильных каналов, по которым происходит транспорт подвижных протонов. Источником последних являются кислотные группы полимерной матрицы.

В низкотемпературных протонных проводниках протонный транспорт происходит не по основной («постоянной») части кристаллической структуры, а по так или иначе связанной воде, в том числе часто по межкристаллитной воде и по воде в микро- и мезопорах полимера. В результате структура проводящей подсистемы низкотемпературных протонных проводников по самой её природе является макроскопически неоднородной. Такими материалами могут быть гидратированные кристаллические кислоты и их кислые соли, содержащие структурную и/или межкристаллитную воду и полимеры, содержащие гидрофильные кислотные группы. Особенностью низкотемпературных суперпротонных проводников является то, что проводимость осуществляется обычно по гроттгусовскому механизму [1], т.е. вдоль системы водородных связей структурной воды (кристаллизационная вода, вода в микропорах, вода на поверхности наночастиц). С другой стороны, для этих проводников практически всегда наблюдается сильнейшая (сильнее экспоненциальной) зависимость их протонной проводимости от содержания связанной воды и, в конечном счёте, от влажности окружающей среды. Существует предположение о случайной структуре водных кластеров, разделённых «сухими» областями в сетке каналов, образованных связанной водой, т.е. вода собирается в кластеры в гидрофильных областях структуры, где находится в сильном электростатическом поле ионизованного кислотного остатка (обычно сульфогруппы $-\text{SO}_3\text{H}$) [2, 3]. Случайные вариации количества молекул воды в таких кластерах (рис. 1. [4]) приводят к возникновению сетки водных каналов. Имеется система водных кластеров (высокопроводящая фаза), транспорт протонов между которыми происходит в виде миграции ионов оксония (H_3O^+), т.е. по плохо проводящим связям. При этом предполагается, что существует более или менее регулярная система протонгенирующих центров с небольшими расстояниями между ними. Тогда все кислотные группы содержат хотя бы одну молекулу воды и ионизованы (минимальная конфигурация $\text{SO}_3^- + \text{H}_3\text{O}^+$), что и обеспечивает подвижность ионов оксония. Такая ситуация характерна для кристаллогидратов, а с учётом концепции структурированной воды, предложенной в [3] – для протон-проводящих полимеров. Как указано в [5] в присутствии водяных паров действительнее работают именно сульфированные полимеры, тогда как фосфилированные полимеры более термостойки и их проводимость незначительно зависит от влажности. Исходным веществом при сульфировании выступают ароматические соединения и их производные. В качестве сульфорирующих агентов применяют хлорсульфоновую кислоту, концентрированную серную кислоту, олеум, и другие вещества.

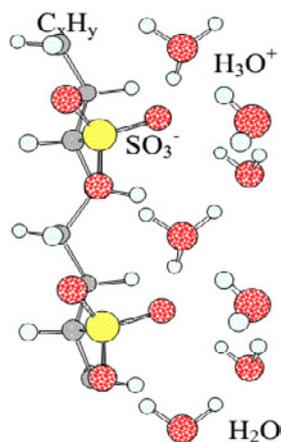


Рис. 1. Расположение молекул воды вокруг связанных с органической цепью сульфогрупп

В экспериментах, по разработанной методике [6], использовали полимерную пленку ПВДФ ФТОРОПЛАСТ-2М (Санкт-Петербург) с номинальной толщиной 20 мкм. Для получения мембраны ПВДФ-пленку облучали ускоренными на циклотроне Р-7М ионами гелия-4 (с энергией ~ 1 МэВ/нуклон). Флюенс ионов составлял 10^{13} – 10^{16} см $^{-2}$. В процессе облучения полимер находится в контакте с органическим раствором

мономера. Процесс облучения и модификации образцов протекало одновременно. Образцы облучали током $0,1 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$ при разных временах облучения для набора разных доз вплоть до 5 МГр. После проведения процесса прививочной полимеризации пленки извлекали из контейнера, промывали от остатков стирола на поверхности и помещали в термостойкие колбы, заполненные концентрированной H_2SO_4 (78%) для сульфирования. Колбы погружали в водяную баню на 13 часов при температуре 90°C для проведения процесса сульфирования. В результате радиационно-привитые мембраны должны содержать полистиролсульфоновую кислоту в боковых цепях. Сульфирование привитого полистирола придает поверхности пленок ПВДФ способность набухать в воде и гидрофильность.

Таблица 1. Характеристика образцов

№	Привес стирола, %	Степень сульфирования, %	Краевой угол смачивания, град	Время облучения, с	Доза облучения, МГр
1	12	19	92	30	0,583
2	14,7	28	92	60	1,164
3	19	50,5	87	180	3,492
4	20,6	48,4	85	300	5,82

Тот факт [7], что в принятых условиях происходит сульфирование только фенильных групп ПС с образованием сульфокислотных групп и в незначительном количестве сульфоновых мостиков между фенильными группами, а сульфирования ПВДФ практически не наблюдается. Исходная пленка обладает ярко выраженными гидрофобными свойствами – величина θ составляет 120°C . Поверхностный слой содержит углеводородные сегменты, которые и обуславливают низкую смачиваемость. Молекулы воды в этом случае образуют кластеры друг с другом, а не смачивают поверхность мембраны. Полученные данные показывают, что сульфированные мембраны становятся водопроницаемыми (табл. 1). Понимание структурной механизма транспорта заряда необходимо для оптимизации работы существующих ТЭ, а также для разработки новых типов мембран с улучшенными функциональными характеристиками. Это позволяет рассматривать ППМ в качестве материалов будущего.

Список литературы

1. Galperin D., Khalatur P.G., Khokhlov A.R. Device and Materials Modeling in PEM Fuel Cells // Topics in Applied Physics. – 2009. – Vol. 113. – P. 453–483.
2. St.J. Paddison, Paul R., Kreuer K.D. Theoretically computed proton diffusion coefficients in hydrated PEEKK membranes // Physical Chemistry Chemical Physics. – 2013. – Vol. 4. – P. 1151–1157.
3. Paddison S.J. Proton conduction mechanisms at low degrees of hydration in sulfonic acid-based polymer electrolyte membranes // Annu. Rev. Mater. Res. – 2003. – Vol. 33. – P. 289–319.
4. Зюбина Т.С., Шмыглёва Л.В., Писарев Р.В. и др. Квантово-химическое моделирование формирования структуры и протонного переноса в 2-гидроксibenзолсульфо-кислоте, 4-гидрокси-1,3-бензолсульфокилоте и 1,3-бензолсульфокилоте // Изв.АН. Сер. хим. – 2012. – № 8. – С. 1505–1513.
5. Добровольский Ю.А., Волков Е.В., Писарева А.В. и др. Протонообменные мембраны для водородно-воздушных топливных элементов // Российский химический журнал. – 2006. – Т. 50, № 6. – С. 95–104.
6. Sokhoreva V.V., Dubrova N.A. Dyussebekova A.A. Radiation-chemical modification of PVDF films as a method of creating proton-conducting membranes // Key Engineering Materials: Scientific Journal. – 2016. – Vol. 683: Multifunctional Materials: Development and Application. – P. 193–198
7. Dyussebekova A.A. Radio-chemical of fluorine-containing polymer “TEFLON-2M” for giving proton conducting properties // Ресурсоэффективным технологиям – энергию и энтузиазм молодых : сборник научных трудов VI Всероссийской конференции. – Томск, 2008. – С. 540.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, СМАЧИВАЕМОСТИ И ЦИТОТОКСИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ 3-Д МАТРИКСОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРА ПКЛ С ЧАСТИЦАМИ ГА, Si-ГА, Sr-ГА

А.С. Звягин, С.Н. Городжа, Д.С. Сыромотина

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Р. А. Сурменев
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: asz31@tpu.ru

Введение

В последнее время в медицине остро стоит вопрос о создании искусственных органов и тканей, способных к биорезорбции. Поэтому основной акцент новейших биомедицинских направлений все более смещается в сторону поиска технологий, ориентированных на конструирование биоискусственных органов на основе биоразрушающихся полимерных материалов. Конструирование трехмерных (3-Д) структур методом электроформирования позволяет получать 3-Д матриксы из микроволокон, которые способствуют клеточной адгезии, пролиферации и обеспечивают формирование соответствующих условий для регенерации тканей. Как правило, материал, используемый для формирования 3-Д матрикса, должен обладать хорошей биосовместимостью, способностью к биологическому разложению, необходимыми механическими свойствами и легкостью в изготовлении. Поликапролактон (ПКЛ) является биodeградируемым полимером с хорошими механическими характеристиками, но с не достаточной биосовместимостью. Улучшить биосовместимость можно путем приближения химического состава материала к составу костной ткани. Одним из способов является добавление наночастиц гидроксиапатита (ГА) или кремний и стронций замещенного ГА (Si-ГА и Sr-ГА) в структуру 3-Д матриксов путем добавления наночастиц в полимерный раствор на стадии формирования матриксов.

Цель данной работы заключалась в исследовании структуры, смачиваемости и цитотоксического воздействия полимерных 3-Д матриксов из поликапролактона (ПКЛ) с добавлением частиц гидроксиапатита (ГА) кремний-замещенного гидроксиапатита (Si-ГА) и гидроксиапатита со стронцием (Sr-ГА) сформированных методом электроформования.

Материалы и методы

Для изготовления скэффолдов использовался как чистый полимер ПКЛ массой 80 000 а.е.м. марки ALDRICH, так и с добавлением наночастиц ГА, Si-ГА и Sr-ГА. В качестве растворителя был использован хлороформ плотностью 1,48 г/мл. Концентрация раствора составляла 9%. Концентрация наночастиц составляла 10 и 15%. В работе были получены 3-Д матриксы двух различных структур: перекрестной (random-oriented, r/o) и параллельной (well-aligned, w/a) структуры.

В целях изучения структуры и размеров волокон, полученных образцов, была проведена сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) на микроскопе JEOL JSM-7500F (США).

Определение смачиваемости поверхности полимеров происходило путем измерения контактного угла на приборе DataPhysics OCA – Series (Германия). Расчет проводился по модели лежащей капли (Water (Strom)), которая наносилась на поверхность образца с помощью микрошприца объемом 2 мкл. Для измерения поверхностной энергии использовалось две жидкости: вода и глицерин, расчет проводился по модели OWRK.

Цитотоксическое воздействие образцов проводилось путем оценки жизнеспособности клеток с помощью колориметрического МТТ-теста. Культивирование клеток NCTC L929 проводилось в течении 24 часов. Количество восстановленного формазана измерялось на фотометре модели 680 (BIO-RAD, США) при длине волны 540 нм.

Результаты и обсуждения

Результаты СЭМ показали, что волокна матриксов, сформированные из чистого полимера ПКЛ, имеют однородную структуру с диаметром волокон до 10 мкм. Волокна с добавлением частиц имеют неоднородную структуру с диаметром от 1 до 5 мкм и с агломерациями частиц 20-40 мкм.

Результаты измерения контактного угла смачивания и поверхностной энергии для перекрестных 3-Д матриксов приведены на рисунках 1–2.

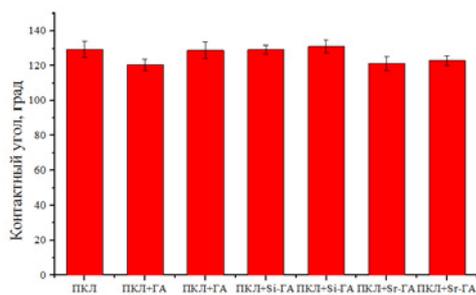


Рис. 1. Контактный угол перекрестных 3-Д матриц

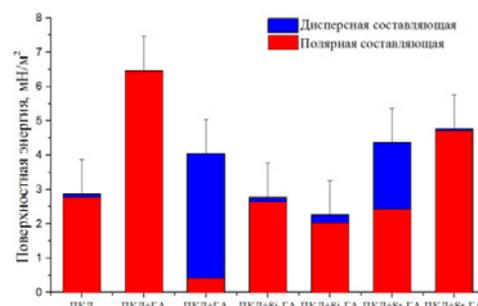


Рис. 2. Поверхностная энергия перекрестных 3-Д матриц

3-Д матрицы всех составов имеют гидрофобную природу. Для всех образцов характерна низкая поверхностная энергия, что объясняет очень плохую смачиваемость материала. Добавление частиц приводит к увеличению поверхностной энергии, что наблюдается авторами в работе [1]. Практически для всех образцов характерна очень малая дисперсная составляющая, скорее всего это проявление наличия пор и воздуха. Пористость у матриц с параллельной структурой волокон меньше чем у перекрестных, поэтому у таких образцов иногда проявляется дисперсная составляющая материала. Наибольшая поверхностная энергия наблюдается у образцов с добавлением наночастиц ГА. При этом для матриц с концентрацией ГА – 10% характерна самая высокая полярная составляющая поверхностной энергии из всех представленных составов. Это объясняют данные МТТ-теста (рис. 3), где наилучшие результаты по приживаемости клеток показал именно образец с составом PCL+ГА-10%.

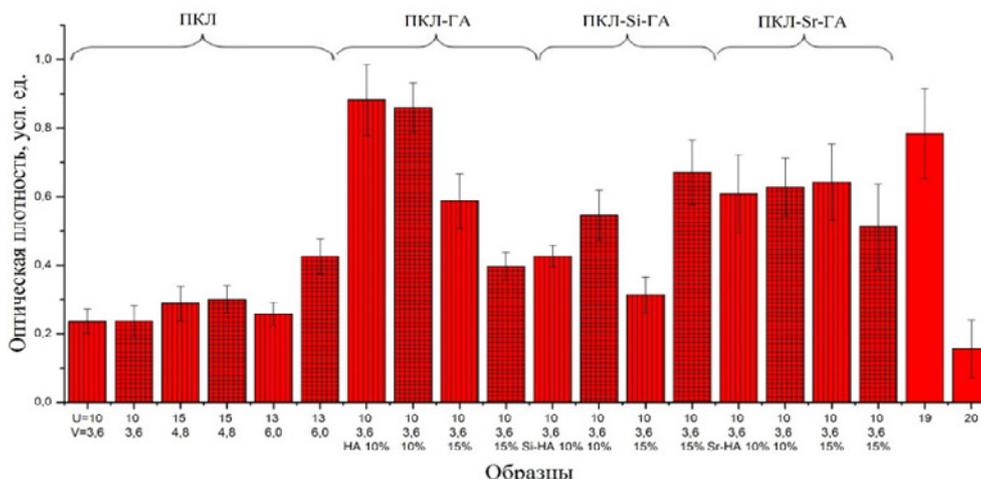


Рис. 3. Метаболическая активность клеток NCTC L929 по результатам МТТ-теста при инкубации 24 ч с 3-суточными вытяжками из материалов, 19 – контроль, 20 – 10% ДМСО

Образцы из чистого ПКЛ показали высокую цитотоксичность, на что указывают и другие авторы [2]. Также из рисунка видно, что концентрация частиц влияет на выживаемость клеток, причем различные типы частиц имеют различную оптимальную концентрацию.

Заключение

Все 3-Д матрицы обладают гидрофобной поверхностью и низкой поверхностной энергией. Наличие частиц ГА и Sr-ГА незначительно улучшает смачиваемость матриц, за счет увеличения полярной составляющей поверхностной энергии. Так же наблюдается прямая зависимость между поверхностной энергией матриц и метаболической активностью клеток на них.

Список литературы

1. Luong N.D., Moon I.S., Doo D.S. et al. Surface modification of poly (L-lactide) electrospun fibers with nanocrystal hydroxyapatite for engineered scaffold applications // Materials Science and Engineering C. – 2008. – Vol. 28. – P. 1242–1249.
2. Pankajakshan D., Krishnan K., Krishnan L.K. Vascular tissue generation in response to signaling molecules integrated with a novel poly (ϵ -caprolactone) – fibrin hybrid scaffold // Tissue Engineering and Regenerative Medicine. – 2007. – Vol. 1. – P. 389–397.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛН-ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-Cr-V-C В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ОБЪЕМА ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА

А.И. Зиганшин

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.Е. Панин
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: ZiganshinArtem@gmail.com

В последнее время интенсивно развивается технология наплавки с использованием концентрированных потоков энергии, среди которых наиболее перспективной является электронно-лучевая наплавка. Неоспоримыми преимуществами данной технологии являются возможность достаточно точного контроля толщины наплавленного слоя, незначительное перемешивание с основным металлом, малая зона термического влияния. Известно, что свойства наплавленного материала напрямую зависят от условий кристаллизации. Наплавка ЭЛН-покрытий сопровождается экстремально высокими скоростями нагрева и охлаждения наплавленных слоев. При этом контроль над формированием структуры материала композиции играет ключевую роль. Для оценки влияния степени прогрева и скорости охлаждения подложек на структуру сформированных покрытий выбраны подложки с толщинами соответственно 10, 20, 30 и 40 мм при длине 200 мм и ширине 20 мм. График степень нагрева – скорость охлаждения подложек при разных толщинах представлен на рисунке 1.

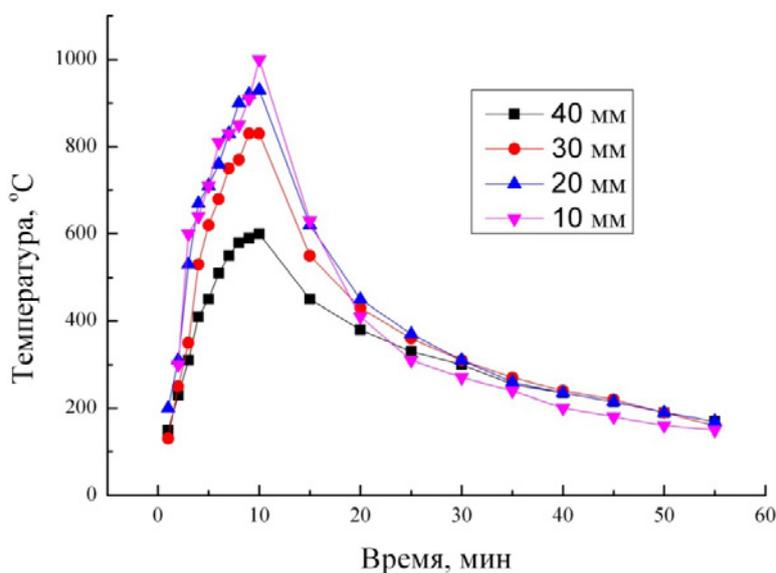


Рис. 1. График зависимости температуры нагрева и скорости охлаждения заготовок от их толщин

Покрyтия системы Fe-C-Cr-V, полученные методом электронно-лучевой наплавки в вакууме, представляют собой механическую смесь аустенитно-мартенситной основы и комплексных карбидов хрома и ванадия. Объемная доля аустенита и мартенсита внешних наплавленных слоев изменяется не линейно, а по кривой с максимумом, где наибольшему количеству мартенсита соответствует подложка с толщиной 30 мм. Данный феномен уже встречался в подобных работах [1]. Также прослеживается закономерность увеличения общего содержания твердого раствора от поверхности наплавки к глубине. Объемное распределение эвтектической карбидной системы по глубине наплавки имеет нисходящий синусоидальный характер, отражающий влияние последующих наплавленных слоев на предыдущие, частичное перемешивание которых перераспределяет легирующие элементы. Вероятно, также имеют место локальные повышения объемной доли мартенсита в местах повышенного выделения карбидов. Соответственно, график распределения микротвердости идентичен графику распределения карбидов и ее значения лежат в диапазоне 600-850 HV. Различия в микротвердости между наплавками в пределах 100 HV. Комплексные карбиды представляют собой гексагональный карбид хрома Cr₇C₃ (рис. 2).

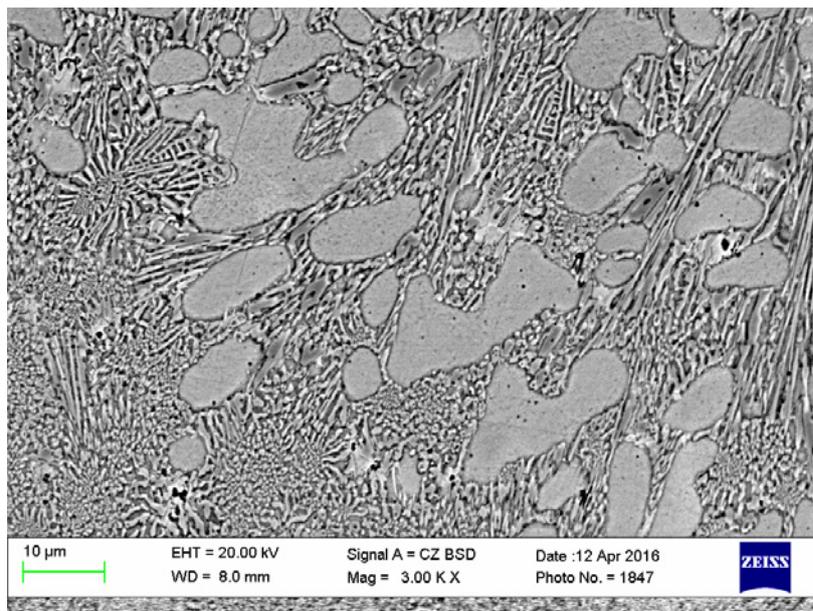


Рис. 2. Комплексные карбиды хрома. Растровая электронная микроскопия

Сферические карбиды субмикронной размерности представляют собой легированный карбид ванадия. Их повышенная концентрация также наблюдалась на наплавке с подложкой в 30 мм. Легированного цементита на рентгенограммах не обнаружено, вероятно, вследствие термодинамического преимущества карбидов хрома, а распад аустенита по бейнитному механизму из-за высокого содержания хрома, по-видимому, исключен [2].

В общем, следует сделать вывод об отклонении от пропорциональной зависимости количества мартенсита от степени прогрева и скорости охлаждения основного металла. Вероятно, имеет место влияние разных легирующих элементов на термодинамическую активность друг друга как в растворе, так и в карбидах. Повышенное содержание мартенсита в наплавке на 30 мм подложку может быть связано с интенсивным выделением карбида ванадия, как элемента, значительно снижающего мартенситную точку. Однако неясно, является ли данный карбид вторичным или образовал при кристаллизации тройную эвтектику с аустенитом и карбидами хрома. Снижение объемной доли карбидов в вертикальном сечении наплавки и их распределение по синусоидальному закону говорит о термоциклировании в процессе наплавки, заключающемся во влиянии последующих наплавленных слоев на предыдущие.

Список литературы

1. Игнатов А.А. Формирование структуры и триботехнические свойства покрытий на основе стали 10P6M5, полученной многопроходной электронно-лучевой наплавкой : дис. ... канд. техн. наук. – Томск, 2015. – 127 с.
2. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах титана // Справочник термиста. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1991. – 503 с.

СИНТЕЗ Ta₂N СЖИГАНИЕМ В ВОЗДУХЕ НАНОПОРОШКА АЛЮМИНИЯ С ПЕНТАОКСИДОМ ТАНТАЛА

С.В. Ивахнюк

Научный руководитель: проф. А.П. Ильин
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: sofyu_viktorovna_1993@mail.ru

В настоящее время активно развивается технологическое производство нитридов и нитридной керамики. Нитрид тантала (Ta₂N) представляет интерес для обрабатывающей промышленности, в частности, как компонент в режущем инструменте, для обработки металлов и сплавов. Актуальность связана с поиском удобной и менее энергозатратной технологии получения нитрида тантала.

Цель данной работы заключается в экспериментальном обосновании условий получения нитрида тантала с максимальным выходом при сгорании нанопорошка алюминия с пентаоксидом тантала в воздухе.

Ключевые слова: нанопорошок алюминия, нитрид тантала, продукты сгорания, рентгенофазовый анализ, параметры химической активности, синтез сжиганием, дифференциально-термический анализ

Введение

В настоящее время предъявляются высокие требования к материалам: они должны выдерживать эксплуатацию при высоких температурах и давлениях, быть устойчивыми в химически агрессивных средах. Керамика на основе нитрида тантала представляет интерес в различных областях науки и техники: для радиофизики, микроэлектроники, для металлообработки в машиностроении и т. д. Получение нитрида тантала осуществляется различными способами: электролитический, плазмохимический, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) и др., которые имеют ряд недостатков связанных с необходимостью использования сложного оборудования и высокого давления в процессе синтеза покрытий. При этом также необходим азот высокой чистоты. Продукты синтеза представляют собой плотно спечённые материалы, поэтому их обычно измельчают в шаровых мельницах. Все это приводит к высоким энергозатратам. Разрабатываемый в Томском политехническом университете синтез нитридосодержащих керамических порошков сжиганием в воздухе порошкообразных металлов [3, 4] имеет ряд преимуществ, в сравнении с промышленными способами и СВС.

Методика эксперимента и характеристики исследований

В качестве объектов исследования использовали грубодисперсные порошки оксида тантала (Ta₂O₅) марки «чда», а также нанопорошок алюминия (НПА), полученный с помощью электрического взрыва проводников в аргоне. НП были получены в опытно-промышленной установке УДП-4Г, Томского политехнического университета [9].

Для выполнения качественного и количественного фазового анализа использовали дифрактометр ДРОН-3,0 [10]. Диапазон сканирования углов составлял 20–90 град. В работе применяли излучение медной трубки Cu_{Kα}. Для идентификации кристаллических фаз использовали картотеку JCPDS-ICDD.

Дифференциальный термический анализ [10] (ДТА) проводили с использованием термоанализатора SDT Q600 Научно-аналитического центра ТПУ. Исходные смеси нанопорошка алюминия с оксидом тантала проверяли на пирофорность путем расчета по ДТА четырех параметров активности [10]: температура начала окисления ($t_{н.о.}$), максимальная скорость окисления (V_{max}), степень окисленности (α), приведенный тепловой эффект (ΔH). Все приготовленные смеси имеют температуру начала окисления выше 400 °С, поэтому не пирофорны [8-9].

Всего приготовлено 4 образца соотношение Ta₂O₅:Al=2:1;3:1;4:1;5:1. Нанопорошок без добавок использовали в качестве образца сравнения.

Результаты экспериментов

Для проверки нанопорошка алюминия и его смесей с оксидом кальция на пирофорность была исследована их термическая устойчивость. Параметры активности смесей НП Al и оксида тантала представлены в таблице 1.

Таблица 1. Параметры активности смесей НП Al и оксида тантала

№ образца	$t_{н.о.}$, °С	α , %	V_{max} , мг/мин
1	450	88,79	0,037
2	420	88,88	0,029
3	420	89,06	0,040
4	510	88,89	0,038

Все приготовленные смеси имели температуру начала окисления выше 400 °С, поэтому не пирофорны. α практически не менялось, V_{max} для образца № 3 скорость максимальна, она мало отличается от образца № 4, но в 1,5 раза выше чем для образца № 2.

Согласно рентгенофазовому анализу в состав промежуточных продуктов горения исследуемых смесей входят Ta_2N , $AlTaO_4$, Al_2O_3 . На рисунке 1 представлена рентгенограмма образца № 3. Согласно рентгенофазовому анализу в состав промежуточных продуктов горения смеси № 3 входят Ta_2N , Ta_2O_5 , Al_2O_3 . Из рентгенограммы видно, что Ta_2N соответствует 100% рефлекс. Выход нитрида тантала Ta_2N максимален в образце, исходный состав которого $Ta_2O_5:Al$ равен 4,0:1,0. Рентгенограмма образца с максимальным выходом нитрида тантала представлена на рисунке 1.

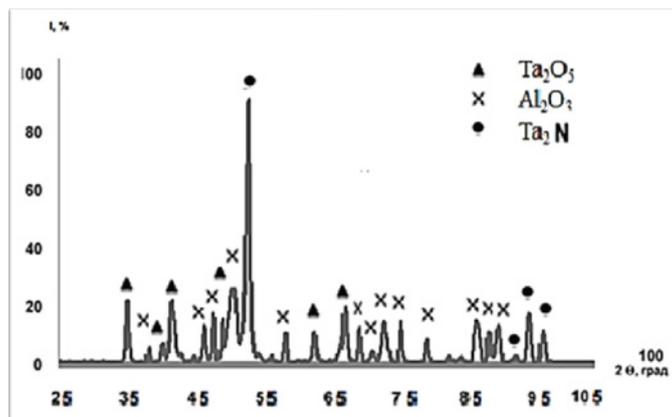


Рис. 1. Рентгенограмма продукта сгорания смеси № 3

Выводы

1. По результатам определения параметров активности установлено, что смеси нанопорошка алюминия с оксидом тантала не пирофорны и не взрывоопасны: температура начала окисления выше $400^{\circ}C$
2. Впервые синтезирован нитрид тантала (Ta_2N) при горении в воздухе смесей НПА1 с оксидом тантала Ta_2O_5 .
3. Выход нитрида тантала Ta_2N максимален в продуктах сгорания третьего образца, исходное соотношение $Ta_2O_5:Al = 4,0:1,0$

Список литературы

1. Григорович В.К, Шефтель Е.Н.. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов. – М. : Наука, 1980. – 305 с.
2. Ильин А.П., Проскуровская Л.Т. Двухстадийное горение ультрадисперсного порошка алюминия на воздухе // Физика горения и взрыва. – 1990. – Т. 26, № 2. – С. 71–74.
3. Химия синтеза сжиганием / пер. с яп. ; под ред. М. Коидзуми. – М. : Мир, 1998. – 247 с.
4. Ильин А.П., Громов А.А., Толбанова Л.О. Явление химического связывания азота воздуха с образованием кристаллических фаз нитридов при горении порошкообразных металлов, бора и кремния // Фундаментальные исследования. – 2008. – № 4. – С. 13–18.
5. Громов А.А., Хабас Т.А., Ильин А.П. Горение нанопорошков металлов. – Томск : Дельтаплан, 2008. – 382 с.

ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНОГО МОДИФИКАТОРА НА ДЕФЕКТНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЛЕГКОГО БЕТОНА

А.С. Иноземцев

Научный руководитель: профессор, д.т.н. Е.В. Королев
Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет
E-mail: InozemcevAS@mgsu.ru

Ранее в работах [1, 2] была предложена технология получения высокопрочных легких бетонов, основанная на подборе цементно-минерального состава, использовании полых микросфер в качестве функционального наполнителя и применения специальной комплексной наноразмерной добавки на основе золя гидроксида железа и кремниевой кислоты в качестве компонента для повышения прочности на границе раздела фаз. При этом эффективность предлагаемых решений достаточно обоснована исследованиями процессов структурообразования [3] и оценкой влияния на изменение величины контролируемых свойств [4].

Важнейшее значение для сохранения целостности структуры в процессе эксплуатации и свойств композиционных материалов имеет понимание механизмов его разрушения [5, 6]. Представление о деструктивных процессах при воздействии эксплуатационных нагрузок позволяет не только определять область применения материала, но и прогнозировать его долговечность. Одним из распространенных методов для анализа особенностей внутреннего напряженного состояния и формирования дефектов при воздействии внешних нагрузок является метод акустической эмиссии (АЭ) [7, 8].

Авторами выполнены исследования дефектности образцов наномодифицированных высокопрочного легкого бетона при испытании на сжатие с помощью уникальной комплексной установки «Унисон» на базе сервогидравлической испытательной системы Advantest 9. Анализа осуществлялся по параметрам акустической эмиссии: количество ультразвуковых импульсов акустической эмиссии N и амплитуде A , которые характеризуют процессы формирования дефектов в структуре материала и особенности его разрушения при воздействии прикладываемых нагрузок. Комплексным критерием, учитывающим эти параметры является суммарная энергия акустической эмиссии $E_{АЭ}$ [9].

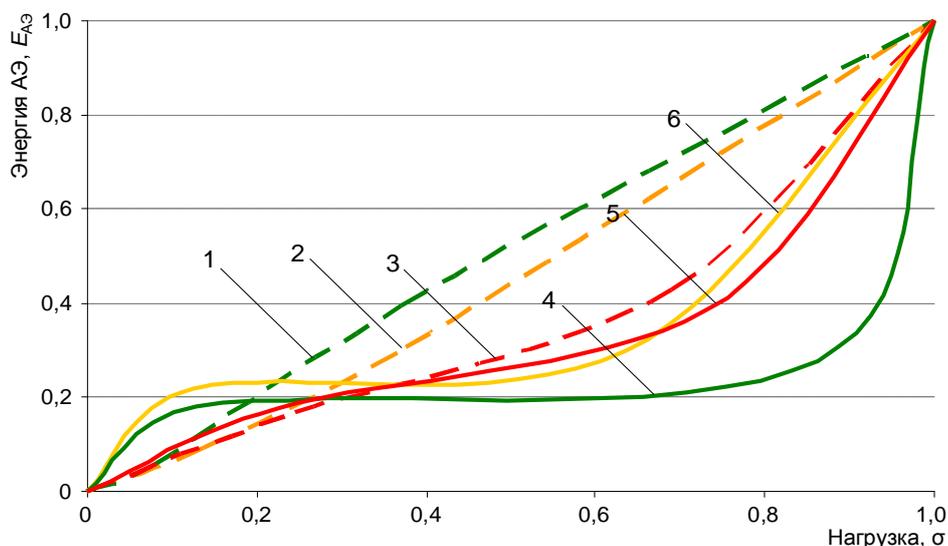


Рис. 1. Влияние наномодификатора на характер изменения энергии акустической эмиссии для составов высокопрочного легкого бетона средней плотностью 1300, 1400 и 1500 кг/м³ без наномодификатора (1), (2), (3) и с наномодификатором (4), (5) и (6) соответственно

Установлено, что на графике изменения энергии акустической эмиссии для составов высокопрочного легкого бетона можно выделить явные отличия от составов с наномодификатором (рис. 1). Так изменение этого параметра для составов с наномодификатором в отличие от контрольных составов характеризуется наличием трех выраженных этапов: на I стадии наблюдается интенсивное приращение значений при небольшой продолжительности; II стадия описывается медленным (близкому к статическому) изменением значений в течение 80-85% всего времени испытания; на конечной III стадии испытания увеличение значений контролируемых параметров имеет лавинный характер. Очевидно, что подобный вид кривой отражает процессы формирования дефектов в структуре материала и характеризует особенности его разрушения при воздействии прикладываемых нагрузок. Видно, что кинетика энергии АЭ контрольных составов высокопрочного легкого бетона отличается монотонным течением: процесс возникновения дефектов, регистрируемых по АЭ, протекает пропорционально скорости нагружения. Однако противоположная

динамика складывается при анализе полученных данных о составах наномодифицированного высокопрочного легкого бетона. Так, стадия I, когда интенсивному, но короткому по продолжительности разрушению подвергаются наиболее слабые элементы структуры, составляет 10-13% от общей продолжительности и 20% от общей энергии АЭ, что свидетельствует с одной стороны о незначительном количестве слабых элементов структуры, а с другой стороны – об однородности структуры, изменения в которой на 80% протекает по общему принципу. Стадия II, продолжительность которой составляет 50–70% от общей времени нагружения, сопровождается асимптотическим характером выделения АЭ; суммарная энергия, выделяющаяся на этой стадии, составляет не более 10–15%. То есть деструкция наномодифицированных высокопрочных легких бетонов на этой стадии протекает с наименьшей энергией АЭ. Можно сделать заключение о том, что основные накопления дефектов и разрушение материала, сопровождающееся выделением 65–70% энергии АЭ, протекает на конечной стадии III при высоких значениях нагрузки. Это характеризует структуру материала как высокопрочную, способную сопротивляться как статическому, так и динамическому нагружению.

Таким образом, применение комплексного наноразмерного модификатора, обеспечивающего функцию переходного слоя, оказывает влияние не только на количественные значения прочностных свойств, но и изменяет характер деструкции при воздействии внешней нагрузки. Это обуславливает повышение надежности наномодифицированного высокопрочного легкого бетона по сравнению с составами без комплексного наноразмерного модификатора и обеспечивает возможность потенциального использования такого материала для ответственных изделий и конструкций.

Список литературы

1. Inozemtcev A.S., Korolev E.V. A method for the reduction of deformation of high-strength lightweight cement concrete // *Advances in Cement Research*. – 2016. – Vol. 28, No. 2. – P. 92–98.
2. Иноземцев А.С., Королев Е.В. Деформации высокопрочных легких бетонов на полых микросферах и способ их снижения // *Строительные материалы*. – 2015. – № 9. – С. 23–30.
3. Inozemtcev A.S., Korolev E.V., Smirnov V.A. Nanoscale modifier as an adhesive for hollow microspheres to increase the strength of high-strength lightweight concrete // *Structural Concrete*. – 2016. – Doi: 10.1002/suco.201500048
4. Иноземцев А.С. Средняя плотность и пористость высокопрочных легких бетонов // *Инженерно-строительный журнал*. – 2014. – № 7 (51). – С. 31–37.
5. Максимова И.Н., Макридин Н.И., Суров И.А. Методологические аспекты прогнозирования механического поведения цементных композитов // *Региональная архитектура и строительство*. – 2014. – № 3. – С. 37–41.
6. Carpinteria A., Lacidogna G., Accornero F. et al. Influence of damage in the acoustic emission parameters // *Cement and Concrete Composites*. – 2013. – Vol. 44. – P. 9–16.
7. Селяев В.П., Данилов А.М., Круглова А.Н. Оценка свойств модифицированных эпоксидных композитов по параметрам акустической эмиссии // *Региональная архитектура и строительство*. – 2013. – № 1. – С. 67–74.
8. Guzman C., Torres D., Huaciluka C. et al. Analysis of the acoustic emission in a reinforced concrete beam using a four points bending test // *Procedia Materials Science*. – 2015. – Vol. 8. – P. 148–154.
9. Ziehl P., Pollock A. Acoustic emission for civil structures, acoustic emission // *Tech*. – 2012. – 396 p.

ИЗУЧЕНИЕ МОРФОЛОГИИ И СВОЙСТВ КФ-ПОКРЫТИЙ С ДОБАВЛЕНИЕМ ЦИНКА ИЛИ МЕДИ НА НИЗКОМОДУЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-40MAS.%Nb

А.А.Казакбаева¹, Е.Г. Комарова²

Научный руководитель: аспирант Е.Г. Комарова

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: aigerim_@bk.ru

Несмотря на постоянное появление новых разработок, существуют материалы, которые давно и успешно используются в медицине. Примером такого металлического материала является титан и его сплавы. В последнее время наиболее перспективным стало использование класса псевдоупругих титановых сплавов, в частности сплав системы Ti-Nb, так как он характеризуется схожим с живой костью гистерезисным деформационным поведением, что существенно улучшает его биомеханическую совместимость. Механическая совместимость требует соответствия механических свойств имплантата свойствам костной ткани, в первую очередь ее невысокому модулю упругости (10–60 ГПа). Такому требованию удовлетворяет низко модульный сплав Ti-40мас.%Nb (Ti-40Nb) [1]. Однако существует проблема адаптации металлических имплантатов в организме человека. Решением этой проблемы является нанесение кальцийфосфатных (КФ) покрытий, которые положительно влияют на живой организм и стимулируют процессы регенерации костной ткани. В последние годы развивается метод микродугового оксидирования (МДО) для нанесения КФ покрытий. Данный метод представляет интерес из-за свойств получаемых покрытий, таких как коррозионная стойкость, механическая прочность, развитая поверхность и пористость [2]. Известно, что цинк (Zn^{2+}) и медь (Cu^{2+}), в частности, в виде свободных ионов, обладают сильной замедляющей активностью и противомикробным действием на различные бактерии [3]. Добавление в состав биопокрытий Zn и Cu в контролируемых дозах позволит в течение продолжительного времени создавать направленное антимикробное действие и минимизировать опасность развития патогенных микроорганизмов.

Целью работы было изучение морфологии и свойств КФ покрытий с добавлением цинка или меди, полученных методом МДО на низко модульном сплаве Ti-40Nb.

В работе в качестве материала основы был выбран сплав Ti-40Nb. МДО образцов проводилось на установке MicroArc-3.0 с импульсным источником питания в электролите на основе 30% раствора ортофосфорной кислоты, карбоната кальция и гидроксиапатита (ГА) различного состава. Zn- или Cu-замещенный ГА с концентрацией заместителей 0,1 моль ($Ca_{0,9}Zn_{0,1}(PO_4)_6(OH)_2$ и $Ca_{0,9}Cu_{0,1}(PO_4)_6(OH)_2$) был получен механохимическим синтезом в планетарной мельнице АГО-3 [4]. Нанесение КФ покрытий проводили в анодном режиме при варьировании напряжения процесса в диапазоне 200–300 В. Остальные параметры процесса были следующие [2]: длительность импульсов – 100 мкс, частота импульсов – 50 Гц, время нанесения – 10 мин. Исследования методом растровой электронной микроскопии (РЭМ, LEO EVO 50, Zeiss) показали, что Zn- (Zn-КФ) и Cu-содержащие (Cu-КФ) покрытия имеют схожую морфологию поверхности, представленную сфероидальными образованиями (сферы) со сквозными порами (рис. 1 а, б). Измерение размеров структурных элементов методом «секущей» [2] с последующей статистической обработкой показало, что гистограммы имеют одинаковое нормальное унимодалное распределение элементов по размерам. При повышении напряжения процесса от 200 до 300 В происходит увеличение размеров структурных элементов: средний размер сфер увеличивается в интервале 15–30 мкм, а пор – 4–10 мкм. При максимальном напряжении 300 В происходит частичное разрушение структурных элементов, и на поверхности разрушенных полусфер и осколков образуются кристаллы пластинчатой формы, свидетельствующие о формировании в покрытиях кристаллической фазы. РЭМ-изображения покрытий в поперечном сечении указывают на то, что структурные элементы (сферы) формируются только на поверхности покрытий, в структуре покрытий содержится большое количество пор, которые распределены однородно по толщине покрытий (рис. 1 в, г). Увеличение интенсивности микроплазменных разрядов при повышении напряжения процесса приводит к росту толщины покрытий и их шероховатости по параметру Ra (ГОСТ 2789-73). Исследования показали, что с повышением напряжения процесса происходит линейный рост данных характеристик от 50 до 110 мкм и от 3 до 8 мкм, соответственно (рис. 2 а, б). Также увеличение размеров сфер и пор с повышением напряжения процесса приводит к увеличению пористости покрытий от 12 до 18% (рис. 2 в).

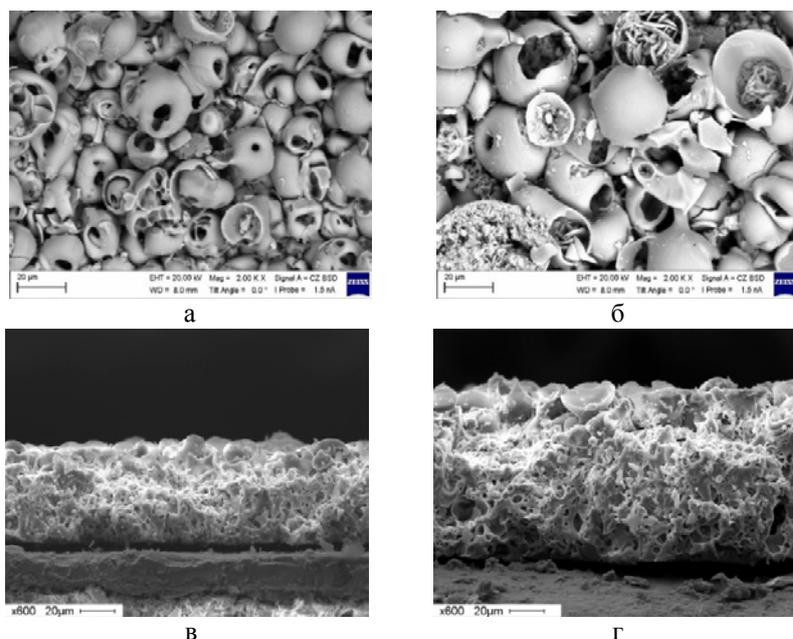


Рис. 1. РЭМ- изображения поверхности (а, б) и поперечного сечения (в, г) Zn/Cu-КФ покрытий, нанесенных при напряжениях процесса 200 В (а, в) и 300 В (б, г)

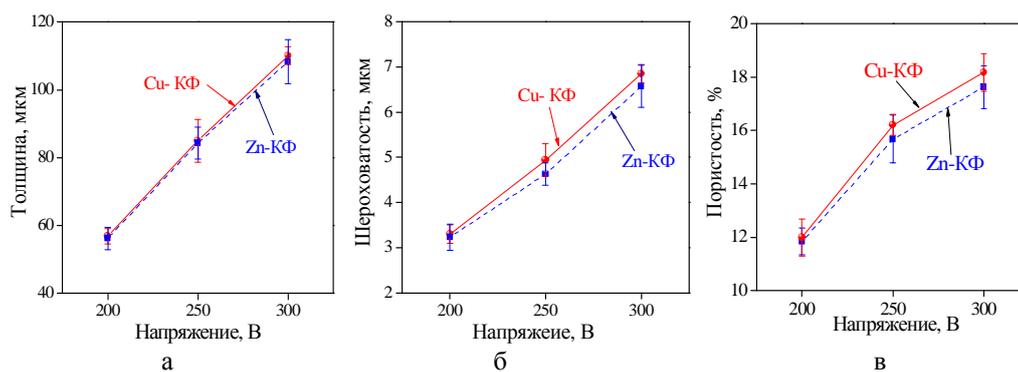


Рис. 2. Зависимости толщины (а), шероховатости (б) и пористости (в) Zn-КФ и Cu-КФ покрытий от напряжения процесса

Таким образом, установлено, что закономерности формирования Zn-КФ и Cu-КФ покрытий на поверхности сплава Ti-40Nb во многом подобны. Это проявляется в подобных линейных зависимостях толщины, шероховатости и пористости покрытий от напряжения процесса. Также показано, что покрытия имеют схожую структуру и морфологию, которые определяются только величиной прикладного напряжения.

Список литературы

1. Lee C.M., Ju C.P., Chen Lin J.H. Structure-property relationship of cast Ti-Nb alloys // Journal of Oral Rehabilitation. – 2002. – Vol. 29. – P. 314–322.
2. Шаркеев Ю.П., Псахье С.Г., Легостаева Е.В. и др. Биоконпозиты на основе кальций-фосфатных покрытий, наноструктурных и ультрамелкозернистых биоинертных металлов, их биосовместимость и биодеградация. – Томск : Издательский дом Томского государственного университета, 2014. – 596 с.
3. Lowe N.M., Fraser W.D., Jackson M.J. Is there a potential therapeutic value of copper and zinc for osteoporosis? // Proceedings of the Nutrition Society. – 2002. – No. 61. – P. 181–485.
4. Chaikina M.V., Bulina N.V., Ishchenko A.V. et al. Mechanochemical synthesis of SiO_4^{4-} -substituted hydroxyapatite, part I – kinetics of interaction between the components // European Journal of Inorganic Chemistry. – 2014. – Vol. 2014. – P. 4803–4809.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ ДЛЯ ЭНДОПРОТЕЗИРОВАНИЯ

Ю.В. Кан

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. С. Н. Кульков
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: yvk15@tpu.ru

С развитием технологий возросли возможности медицины в частности в области эндопротезирования. В настоящее время оксидная керамика на основе ZrO_2 и Al_2O_3 активно используется в медицине для изготовления различных видов протезов. Данный вид керамики относится к биоинертным материалам благодаря своим высокой стойкостью к внешним воздействиям.

Современные материалы обладают высокой износоустойчивостью и становятся все более безопасными для человека. Самый нетоксичный материал предназначен для пациентов со склонностью к аллергическим реакциям – это алюмооксидная керамика. Данный материал обладает такими необходимыми для имплантата свойствами как: высокая прочность, устойчивость к химическому воздействию среды. Важная характеристика материала для производства остео имплантатов – пористость. Пористая поверхность позволяет бесцементную фиксацию эндопротеза внутри здоровой кости. Проведенные исследования с формированием стеклокерамических покрытий на биоинертных подложках, проведенных в Дальневосточном федеральном университете [1], показали перспективность применения стеклосодержащих покрытий в медицине. Данные исследования в области новых композиционных и слоистых материалов направлены на повышение качества поверхности биоинертных материалов, биосовместимое покрытие обеспечивает остеоинтеграцию поверхности имплантата. Высокие прочностные характеристики керамической подложки в сочетании с покрытием, обеспечивающим низкий коэффициент трения, позволяют создавать шарнир и чашу, образующих пару трения эндопротеза.

На основе проведенного литературного обзора показано, что для изготовления эндопротезов из керамики наибольшее предпочтение отдается керамике на основе оксида алюминия. Исходя из экологичности материала, эндопротезы с парой трения «керамика–керамика» рекомендуются как самые безопасные для организма, в отличие от пары трения «металл–полиэтилен», где продукты трения сверхмолекулярного полиэтилена образуют скопления в организме человека. Так как продукты трения не всасываются в кровь и не перерабатываются организмом, это может послужить причиной для расшатывания ножки эндопротеза внутри кости. Исследования показали насколько высок процент трения сверхмолекулярного полиэтилена в взаимодействии нержавеющей сталью, нитридом титана (TiN) [2, 3]. Шероховатость поверхности снижается в процессе длительных нагрузок на искусственный сустав ввиду недостаточной твердости материала. Скопление частиц полиэтилена вызывает поверхностные дефекты пары трения, а также негативно влияет на фиксацию эндопротеза внутри здоровой кости.

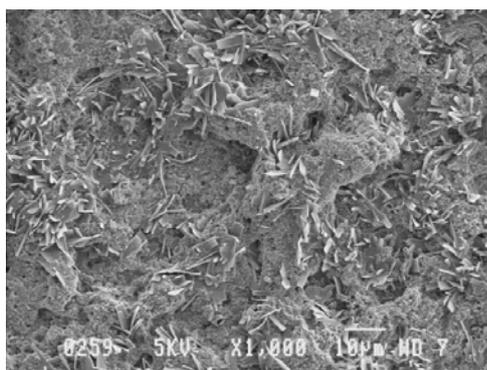


Рис. 1. Продукты износа пары трения (СВМПЭ–нитрид титана) [2]

Продукты износа СВМПЭ, а также керамики попадают поры, тем самым являются причиной появления царапин, обуславливая увеличение шероховатости поверхности. Вследствие износа и повреждений поверхности абразивными частицами увеличивается число поверхностных дефектов в виде борозд, неровностей. На рисунке 1 представлено изображение микроструктуры, полученной при исследовании на износ покрытия искусственных суставов.

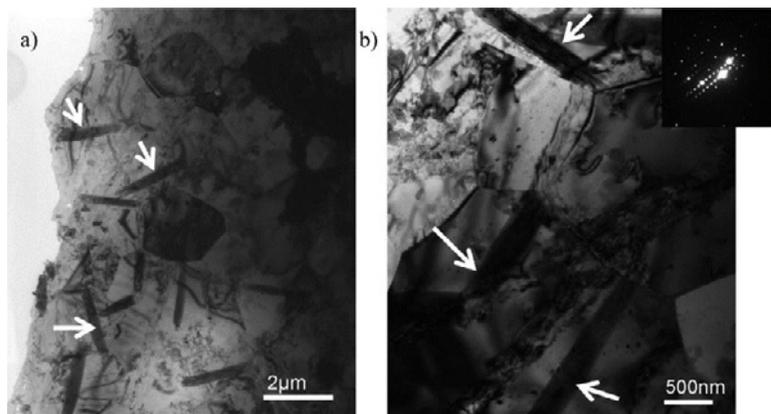


Рис. 2. Продукты износа пары трения «керамика–керамика» Bioloх® forte: а) иглообразные продукты износа (указаны на поверхности образцов в области значительного скопления дислокаций); б) детализированное изображение микроскопических канавок, которые меняют направление на границах зерна, образованных скоплением дислокаций [3]

Слоистые материалы – это один из видов композиционных материалов, представляющие собой чередование слоев из тонких пластин и пленок металлической и керамической фаз [4].

На сегодня повышение износостойкости материалов, применяемых в медицине, является одной из приоритетных задач. Технология создания слоистого материала может решить проблемы заполнения пор продуктами износа оксидных керамик. Наличие нескольких фаз в составе керамики также повышает прочностные характеристики. Кроме того, необходимо получить высокую адгезионную прочность покрытия с подложкой. Поэтому создание слоистых материалов на основе оксидной керамики и стекла – это одно из перспективных направлений. В силу устойчивости состава к химическому воздействию данный материал предполагается как более безопасная альтернатива паре трения «керамика–полиэтилен».

Список литературы

1. Медков М.А., Грищенко Д.Н., Руднев И.С. и др. Формирование стеклокерамических покрытий на биоинертных подложках // Стекло и керамика. – 2013. – № 11. – С. 38–42.
2. Hoseini M., Jedemalmb A., Boldizar A. Tribological investigation of coatings for artificial joints // Wear. – Vol. 264 – P. 958–966.
3. Rainforth W.M., Peng Zeng, Le Ma et al. Dynamic surface microstructural changes during tribological contact that determine the wear behavior of hip prostheses: metals and ceramics // The Royal Society of Chemistry. – 2012. – No. 156. – P. 41–57.
4. Балкевич В.Л. Техническая керамика. – М.: Стройиздат, 1984. – 256 с.
5. Kuntz M. Validation of a new high performance alumina matrix composite for use in total joint replacement // Semin. Arthroplasty. – 2006. – P. 141–145.
6. Саввова О.В., Брагина Л.Л., Шадрин Г.Н. Свойства биоактивных стеклокристаллических покрытий на сплавах титана, полученных по шликерной технологии // Стекло и керамика. – 2015. – № 4. – С. 37–41.
7. Шаркеев Ю.П., Куляшова К.С., Глушко Ю.А. и др. Биоактивные вч-магнетронные покрытия на поверхности керамики // Новые технологии создания и применения биокерамики в восстановительной медицине: материалы III Международной научно-практической конференции / Томский политехнический университет. – Томск, 2013. – С. 204–208.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВА Ti-Al-Nb МЕТОДОМ ИСКРОПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Б.К. Каракозов¹, Е.А. Кожзахметов¹, А.А. Ситников²

Научный руководитель: докт. филос. PhD Ш.Р. Курбанбеков

¹Институт атомной энергии НЯЦ РК

²Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

E-mail: Kozhahmetov_e@nnc.kz

Как известно, титановые сплавы на основе упорядоченных интерметаллидных соединений TiAl и Ti₃Al являются важным классом конструкционных сплавов с уникальным набором физических и механических свойств. Поэтому они являются перспективными материалами для широкого применения в разных отраслях промышленности. Рациональное легирование позволяет, варьируя состав и структуру сплавов, влиять на их физико-механические свойства [1–3]. В последние годы Nb стал одним из основных легирующих элементов двухфазных $\alpha_2 + \gamma$ -титан-алюминидных сплавов [4]. Введение Nb в оптимальных количествах приводит к увеличению энергии активации диффузии, которая способствует измельчению структуры материала. Также известно, что дополнительное введение ниобия в систему Ti-Al приводит к повышению свойств адсорбции-десорбции водорода за счет образования наноразмерных фаз, имеющие менее плотную упаковку по сравнению с ГПУ-решеткой Ti₃Al. Одним из наиболее эффективных методов консолидации порошков и формирования качественных материалов на основе интерметаллидов в последние десятилетия является метод искроплазменного спекания (SPS – Spark Plasma Sintering) [5]. Принцип SPS заключается в совместном воздействии на порошковый материал импульсного постоянного тока и механического давления.

Метод позволяет эффективно контролировать пористость спекаемых материалов и получать компактные образцы соединений, обычное прессование которых практически неосуществимо. При проведении процесса SPS не требуется проводить предварительную обработку материала давлением и нет необходимости в использовании специальных связующих компонентов. Во время спекания в зонах контакта частиц порошка происходит разрушение оксидных плёнок, что способствует более эффективному компактированию порошковой смеси. Использование импульсного тока позволяет снизить продолжительность спекания до нескольких минут. Уменьшение времени выдержки способствует снижению микроструктурных эволюций в результате диффузионного контроля фазовых превращений. В условиях кратковременного пребывания материала в высокотемпературном состоянии процесс укрупнения зеренной структуры происходит не успеваает.

Целью настоящей работы является отработка технологии и выбор оптимальных режимов получения интерметаллидного соединения на основе Ti-Al-Nb с использованием метода искроплазменного спекания.

В качестве исходных сырьевых материалов для получения Ti-Al-Nb-композиата использовали порошки Ti (99,9%), Nb (99,96%) и Al (99,98). Соотношение порошков в формируемой композиции составляло Ti-23,5ат.%Al-21ат.%Nb. Смешивание порошков проводили в вибрационной микромельнице PULVERISETTE 0 (фирмы FRITSCH). Для создания компактных образцов на основе интерметаллидов системы Ti-Al-Nb в работе использовали технологию искроплазменного спекания порошковых смесей (SPS-технология). Спекание порошковых смесей проводили на специальной установке Labox-1575. Процесс искроплазменного спекания осуществлялся при следующих условиях: скорость нагрева – 100 °C/мин, давление – 12 МПа, изотермическая выдержка 5 мин при температуре 1100–1550 °C в вакууме 10⁻⁵ Па).

Металлографический анализ поверхности полученных образцов, спеченных при относительно низких температурах 1100, 1200 °C, показал неоднородную микроструктуру, состоящую из мелких и крупных зерен с нерегулярной пластинчатой структурой, предположительно интерметаллидных фаз – α_2 , Nb₂Al и дисперсных выделений Ti₂AlNb – фазы. Также наблюдались достаточно крупные участки, на непрореагировавшего ниобия и титана. Исследование морфологии поверхности образцов, спеченных при температурах 1300, 1550 °C, показало образование однородной lamellarной структуры, состоящей из крупных и мелких пластин (рис. 1).

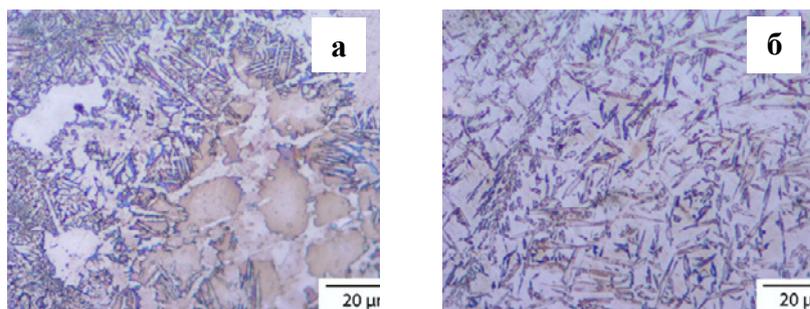


Рис. 1. Микроструктура образцов Ti-23,5ат.%Al-21ат.%Nb после спекания при температурах 1100 °C (а), 1550 °C (б)

При анализе полученных данных электронной микроскопии и локального элементного анализа, выявлена объемная неоднородность формирования идентифицированных фаз (α_2 , Nb₂Al, и «O» – фазы) в исследуемых образцах. Анализ распределения элементного состава области серого цвета, идентифицированная как α_2 фаза, в которой наблюдается повышенное содержание титана и алюминия в соотношении 3:1. Темно серые участки с пластинчатым строением представляют собой предполагаемую Ti₂AlNb фазу.

На основании анализа полученных результатов исследований образцов на основе системы Ti-Al-Nb полученных искроплазменным спеканием можно сделать следующие выводы.

Отработаны режимы получения интерметаллидного соединения на основе Ti-Al-Nb с использованием метода искроплазменного спекания. Таким образом, интенсификация процесса консолидации частиц порошка за счёт воздействия импульсного тока позволяет снизить продолжительность спекания до нескольких минут. Высокие скорости нагрева приводят к сокращению общего времени нахождения материала при повышенных температурах. Относительно низкие температуры нагрева и малая длительность процесса обработки материала позволяют надежно контролировать структурные изменения в материале. С увеличением температуры искроплазменного спекания наблюдаются активные процессы диффузии в системе Ti-Al-Nb, которые приводят к образованию более однородной микроструктуры по всему объему образца

Установлено, что микроструктура образцов, полученных методом искроплазменного спекания, состоит из мелких и крупных зерен α_2 – фазы, Nb₂Al и дисперсных выделений фазы Ti₂AlNb.

Список литературы

1. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1990. – 399 с.
2. Shuleshova T.G., Woodcock H.-G. et al. Metastable phase formation in Ti-Al-Nb undercooled melts // Acta Materialia. – 2007. – Vol. 55, No. 2. – P. 681–689.
3. Имаев Р.М., Хисматуллин Т.Г., Оеринг М. и др. Новые подходы к разработке сплавов на основе фаз γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al // Физика металлов и металловедение. – 2006. – № 1. – С. 114–122.
4. Huang A., Hu D., Xinhua WuLoretto M.H. The influence of interrupted cooling on the massive transformation in Ti46Al8Nb // Intermetallics. – 2007. – Vol. 23, No. 5. – P. 1147–1155.
5. Bystrzanowski S., Bartels A., Stark A. et al. Evolution of microstructure and texture in Ti-46Al-9Nb sheet material during tensile flow at elevated temperatures // Intermetallics. – 2010. – Vol. 18. – P. 1046–1055.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ПОГЛОЩАЮЩИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МНОГОСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК В МИКРОВОЛНОВОМ ДИАПАЗОНЕ ЧАСТОТ

А.О. Качусова

Научный руководитель: доцент, к. ф.- м. н. О.А. Доценко
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: anastasia_kachusova@mail.ru

Многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ) вот уже более двадцати лет вызывают повышенное внимание ученых в связи с перспективами их применения в различных областях науки и техники, включая микроволновые устройства [1–3]. Применение нанотрубок как самостоятельных материалов затруднительно из-за их летучести и малой объемной плотности. По этой причине нанотрубки применяют как наполнитель при изготовлении композиционных материалов. При этом они выступают не только как армирующий материал, но и материал, активно взаимодействующий с СВЧ излучением [3]. Цель данной работы – измерение коэффициента отражения композитов на основе уретано-алкидного лака с концентрацией многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ–2 ($d = 9,4$ нм) и МУНТ–3 ($d = 18,6$ нм)) в 0,5% и 1,0% масс., обработанных ультразвуком до полимеризации.

Композиты для измерений приготавливали следующим образом. В навеску лака добавляли необходимое количество наполнителя (0,5% масс.), после чего полученную смесь тщательно перемешивали. После этого смесь подвергали ультразвуковой обработке (УЗО) (0–5 мин.) путем погружения ультразвукового зонда внутрь стеклянной емкости со смесью. Полученную смесь разливали в плоские прямоугольные формы. Затвердевание образцов происходило в течение 48 часов при комнатной температуре. Диэлектрические свойства образцов измеряли в диапазоне частот от 3 ГГц до 13,7 ГГц на установке E8363B фирмы Agilent Technologies по резонаторной методике [4].

По результатам полученных из измерений данных были рассчитаны частотные зависимости коэффициента отражения (рис.1, 2) по формуле [5] $R = 20 \lg[(Z_{in} - Z_0) / (Z_{in} + Z_0)]$ для оптимальной толщины поглощающего слоя, находящегося на идеально проводящей поверхности. Здесь $Z_0 = \sqrt{\mu_0 / \epsilon_0}$ – волновое число свободного пространства, Z_{in} – импеданс на границе раздела свободного пространства и поглощающего материала, определяемый формулой $Z_{in} = \sqrt{\mu_0 \mu^* / \epsilon_0 \epsilon^*} \operatorname{th}(i2\pi df \sqrt{\mu_0 \mu^* \epsilon_0 \epsilon^*})$, где f – частота электромагнитного поля, d – толщина материала, μ^* , ϵ^* – комплексные магнитная и диэлектрическая проницаемости материала.

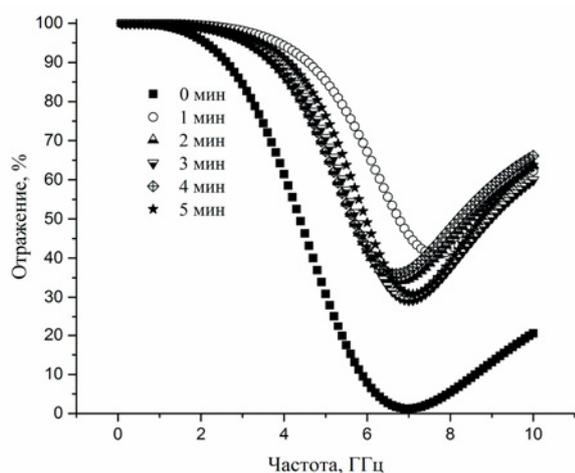


Рис. 1. Коэффициент отражения композитов на основе МУНТ–2 (0,5% масс.) с разным временем УЗО

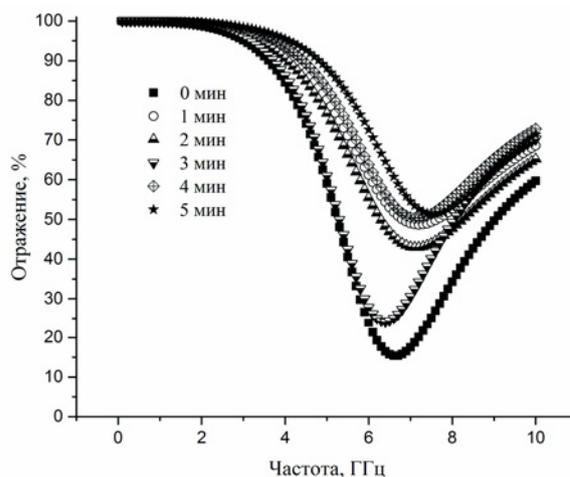


Рис. 2. Коэффициент отражения композитов на основе МУНТ–3 (0,5% масс.) с разным временем УЗО

Из рисунков видно, что лучшие поглощающие свойства имеет композит на основе МУНТ–2 (рис. 1), если смесь не была обработана ультразвуком (0 минут). Причем полоса поглощения на уровне 50% у него начинается с 4,5 ГГц, а у композита на основе МУНТ–3 (рис. 2) полоса поглощения находится от 5,5 ГГц до 9 ГГц. С увеличением времени УЗО коэффициент отражения изменяется нелинейно. При УЗО, равной 1 минуте, почти вся падающая мощность отражается от композита на основе МУНТ–3, в то время как у композита на основе МУНТ–2 имеется область поглощения на частотах от 6,75 ГГц до 9 ГГц. Дальнейшее

увеличение времени УЗО до 3 минут уменьшает низкочастотную границу полосы поглощения композита на основе МУНТ–2 до 6 ГГц. При тех же условиях у композита на основе МУНТ–3 область поглощения сдвигается на частоты от 6,0–8,5 ГГц до 5,0–8,25 ГГц. Дальнейшее увеличение времени обработки (4 и 5 минут) приводит к тому, что полное отражение электромагнитной волны у композита на основе МУНТ–3 происходит во всем рассматриваемом диапазоне, а область поглощения композита на основе МУНТ–2 сдвигается вверх по частоте.

Таким образом, в работе показано, что при изготовлении композиционных материалов использование МУНТ разной морфологии, а также разного времени ультразвуковой обработки исходной смеси приводят к изменению, как ширины области поглощения, так и глубины пика поглощения. На основе полученных результатов можно рассчитать характеристики поглощающего материала, изменяя либо тип наполнителя, либо время УЗО.

Список литературы

1. Мурадян В.Е., Соколов Е.А., Бабенко С.Д. Диэлектрические свойства композитов, модифицированных углеродными наноструктурами, в микроволновом диапазоне // Журнал технической физики. – 2010. – № 2. – С. 83–87.
2. Wang Z., Zhao G.L. Microwave absorption properties of carbon nanotubes-epoxy composites in a frequency range of 2–20 GHz. // Open Journal of Composite Materials. – 2013. – No. 3. – P. 17–23.
3. Sedelnikova O.V., Kanygin M.A., Korovin E.Y. et al. Effect of fabrication method on the structure and electromagnetic response of carbon nanotube/polystyrene composites in low-frequency and Ka bands // Composites Science and Technology. – 2014. – Vol. 102, No. 6. – P. 59–64.
4. Доценко О.А, Качусова А.О. Исследование спектров диэлектрической проницаемости композитов на основе углеродных нанотрубок // Евразийское научное объединение. Физико-математические науки. – 2015. – № 2. – С. 22–24.
5. Li Z.W., Yang Z.H. Microwave absorption properties and mechanism for hollow Fe₃O₄ nanosphere composites // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2015. – No. 387. – P. 131–138.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КУМУЛЯТИВНОГО СИНТЕЗА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НИТРИДСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫХ ПОДЛОЖКАХ

А.А. Козулин, Е.В. Далингер, С.А. Кинеловский

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. С.Н. Кульков
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: kozulyln@ftf.tsu.ru

Использование экстремальных состояний взрывного синтеза является актуальным и перспективным направлением с точки зрения создания новых композиционных покрытий на поверхностях конструкционных сплавов с повышенными теплофизическими и физико-механическими свойствами. Целью настоящей работы являлось исследование возможности формирования покрытий на основе нитридов из смесей наноструктурных порошков и специальных солей, содержащих легкие элементы, на титановых подложках с использованием высокоэнергетического кумулятивного синтеза.

Для достижения поставленной цели проведены эксперименты по получению и исследованию сверхтвердых композиционных покрытий на основе специально приготовленных смесей из комплексных солей и наноструктурных порошков с использованием кумулятивного синтеза. Материал подложек – титановый сплав ВТ1-0. В состав исходных смесей для синтеза входили следующие компоненты, содержащие атомы азота, углерода, бора:

– опыт 1 (красная кровяная соль $K_3(Fe(CN)_6)$ (ККС)) + (желтая кровяная соль $K_4(Fe(CN)_6)$ (ЖКС)) + порошок карбида бора B_4C ;

– опыт 2 (оксалат аммония – $(NH_4)_2C_2O_4$) + (МУНТ – многослойные углеродные нанотрубки) + порошки бора.

На основе результатов рентгеновских методов анализа химического и структурнофазового составов во всех опытах, выявлено, что покрытия являются многофазными. В опыте 1 основными зафиксированными кристаллическими фазами в покрытиях являются: нестехиометрический оксид титана с кубической кристаллической решеткой (TiO_x ; альфа-титан в ГПУ-фазе ($\alpha-Ti$); альфа-железо ($\alpha-Fe$). При этом существенное присутствие железа на поверхности титановой подложки объясняется разложением ККС и ЖКС. Определено присутствие значительного количества диборида титана (TiB_2) ГПУ – фазы. Ожидаемого присутствия азота, углерода и их соединений не зафиксировано.

Покрытия, полученные на образцах в опыте 2, характеризуются большим количеством карбонитридной (Ti_2CN) и нитридной (TiN) кубической фазы титана, нестехиометрического состава. Титан в покрытии представлен альфа-титаном исходной ГПУ-фазы. Кроме этого зафиксировано присутствие небольшого количества диборида титана ГПУ – фазы. Все фазы имеют малый размер структурных составляющих – не более 80 нм. Присутствие боридов фиксируется в малом количестве на рентгенограммах всех исследуемых образцов. Разделение карбонитридной и нитридной фазы титана в разных образцах основано на степени содержания азота и углерода в материале покрытия. В покрытиях с преобладанием нитридной фазы содержание углерода минимально – доли процента.

Обобщая результаты исследований можно сделать основные выводы, что отсутствие исходных соединений в поверхностях подложек говорит о том, что все они в условиях кумулятивного взрыва (высокие давления и температуры) разложились на составляющие элементы. В экстремальных условиях продукты разложения солей вступили в реакцию с химическими элементами материала подложек и образовали новые высокопрочные соединения на их поверхностях. Исходя из целей работы, наилучший эффект кумулятивного синтеза достигнут в опыте 2, когда были образованы нитриды, карбонитриды титана, ставшие основой композиционного покрытия. Преобладание в материале покрытия с титановой матрицей высокопрочных включений карбонитридов (~71%) и диборидов (~6%) титана является причиной увеличения микротвердости H_v в приповерхностных слоях более чем в 10 раз до 21 ГПа. В опыте 1 доля включений в матрице покрытия диборида титана составляет ~22% и оксида титана ~64%, что ведет к увеличению микротвердости в 6 раз до 11 ГПа.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ
в рамках научного проекта № 16-33-50229 мол_нр.*

ПОЛУЧЕНИЕ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ СОСТАВА Cu-Cr-O МЕТОДОМ РАСТВОРНОГО СВС

А.В. Комзолов

Научный руководитель: ассистент В.А. Новиков
 Самарский государственный технический университет
 E-mail: komzolov.aleksandr@mail.ru

Низкотемпературное окисление СО на катализаторах, является одним из путей решения проблемы очистки воздуха и снижения выбросов в атмосферу от автомобилей [1]. Современные исследования каталитической активности в реакциях окисления монооксида углерода (СО) соединений состава Cu-Cr-O выявили, что наличие шпинелей CuCr_2O_4 и CuCrO_2 в составе медно – хромового катализатора, увеличивает его теплостойкость и каталитическую активность [2].

Бурно развивающимся альтернативным способом синтеза наноматериалов является «горение растворов» (самораспространяющийся высокотемпературный синтез в растворах), который основан на самоподдерживающейся экзотермической реакции взаимодействия компонентов на основе систем, содержащих окислитель (нитрат металла) и восстановитель (растворимые в воде линейные и циклические органические амины, кислоты и аминокислоты). [3]. Получение соединений состава Cu-Cr-O данным методом является перспективным направлением, как способ синтеза шпинелей CuCr_2O_4 и CuCrO_2 , т.к. в этом случае не требуется дополнительный температурный отжиг.

Целью данной работы было исследование возможности синтеза методом растворного СВС (СВС в растворах) катализаторов на основе соединений Cu-Cr-O, в том числе содержащих в своем составе шпинели CuCr_2O_4 и CuCrO_2 . В качестве исходных компонентов были выбраны нитрат меди $\text{Cu}(\text{NO}_3)_2$, нитрат хрома $\text{Cr}(\text{NO}_3)_3$, мочевины $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ в качестве горючего.

Уравнения химического взаимодействия между нитратом меди – $\text{Cu}(\text{NO}_3)_2$, нитратом хрома – $\text{Cr}(\text{NO}_3)_3$ и мочевиной (горючим) – $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ в процессе растворного СВС:

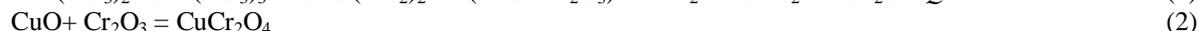
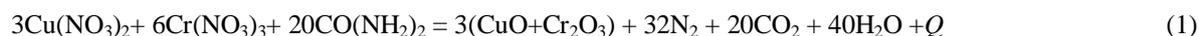


Таблица 1. Массы исходных компонентов

№ катализатора	Массы начальных компонентов в граммах		
	$\text{Cu}(\text{NO}_3)_2$	$\text{Cr}(\text{NO}_3)_3$	$\text{CO}(\text{NH}_2)_2$
Катализатор 1	2,41599	0	0,60056
Катализатор 2	2,41599	1,600572	0,960896
Катализатор 3	2,41599	3,201144	1,321232
Катализатор 4	2,41599	4,801716	1,681568
Катализатор 5	2,41599	6,402288	2,041904
Катализатор 6	2,41599	8,00286	2,40224
Катализатор 7	1,932792	8,00286	2,282128
Катализатор 8	1,449594	8,00286	2,162016
Катализатор 9	0,966396	8,00286	2,041904
Катализатор 10	0,483198	8,00286	1,921792
Катализатор 11	0	8,00286	1,80168

Таблица 2. Характеристики синтезированных порошков

№ катализатора	Фазовый состав	Средний размер частиц
Катализатор 1	CuO	200–310 нм
Катализатор 2	CuO , Cr_2O_3 , Cu_2O , CuCrO_2 , CuCr_2O_4 , Cu	280–360 нм
Катализатор 3	CuO , Cr_2O_3 , Cu_2O , CuCrO_2 , CuCr_2O_4	310–400 нм
Катализатор 4	CuO , Cr_2O_3 , CuCrO_2 , CuCr_2O_4	300–420 нм
Катализатор 5	CuO , Cr_2O_3 , CuCrO_2 , CuCr_2O_4	400–470 нм
Катализатор 6	CuO , Cr_2O_3 , CuCrO_2 , CuCr_2O_4	380–450 нм
Катализатор 7	CuO , Cr_2O_3 , CuCrO_2	400–600 нм
Катализатор 8	CuO , Cr_2O_3	400–600 нм
Катализатор 9	Cr_2O_3 , CuO	500–680 нм
Катализатор 10	Cr_2O_3 , CuO	700–860 нм
Катализатор 11	Cr_2O_3	0,6–1,2 мкм

Для проведения синтеза на первом этапе в соответствии с реакциями (1–4) были рассчитаны требуемые массы реагирующих веществ – нитратов металлов (окислителя) и горючего (восстановителя) данные приведены в таблице 1.

Полученные методом растворного СВС порошки каталитически активных соединений были исследованы на фазовый состав, микроструктуру и каталитическую активность. Результаты исследований приведены в таблице 2 и на рисунке 1.

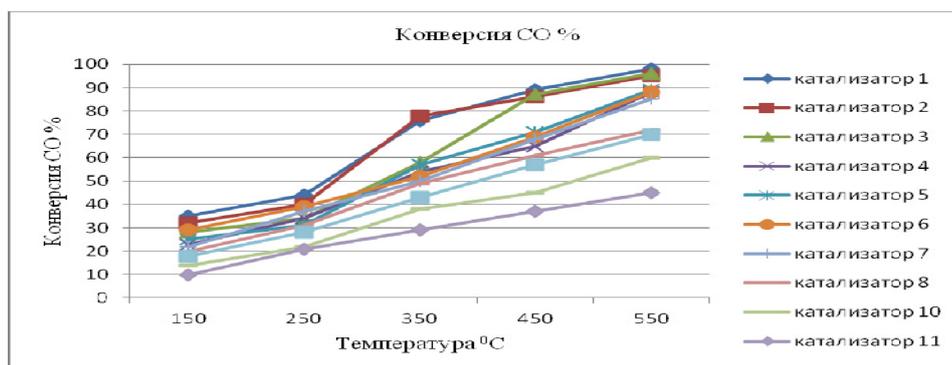


Рис. 1. Зависимость степени превращения монооксида углерода в диоксид углерода, от температуры нагрева для катализаторов СВС-Р системы $x\text{Cu}(\text{NO}_3)_2 + y\text{Cr}(\text{NO}_3)_3 + \text{CO}(\text{NH}_2)_2$

Как видно из рисунка 1, материалы, полученные методом растворного СВС, обладают достаточной площадью удельной поверхности и достаточным количеством активных каталитических центров, что позволяет их использовать в качестве катализаторов для реакции каталитического окисления СО.

Метод СВС в растворах позволяет синтезировать каталитически активные порошки на основе соединений Cu-Cr-O, в том числе содержащие в своем составе шпинели CuCr_2O_4 и CuCrO_2 . Синтезированные порошки обладают высокой каталитической активностью, что обусловлено наличием активных каталитических центров, и высокой площадью удельной поверхности продуктов синтеза.

Список литературы

1. Shelef M., McCabe R.W. // Catal. Today. – 2000. – Vol. 62. – P. 35
2. Plyasova L.M., Molina I.Y., Kriger T.A. et al. // Kinet. Catal. – 2001. – Vol. 42. – P. 126–131.
3. Mokkelbost T., Kaus I., Grande T. et al. Combustion synthesis and characterization of nanocrystalline CeO_2 -based powders // Chem. Mater. – 2004. – Vol. 16. – P. 5489–5494.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ СВОЙСТВ ИНВАРНОЙ КЕРАМИКИ ($ZrO_2 - Al_2O_3$) – ZrW_2O_8

А.И. Кондратенко¹, В.Р. Ше², Е.С. Дедова^{1,2,3}

Научный руководитель: к. т. н., ассистент Е.С. Дедова

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Национальный исследовательский Томский государственный университет

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: aik@tpu.ru

Керамические композиты ($ZrO_2 - 20$ об% Al_2O_3) – ZrW_2O_8 , получены методом горячего прессования и свободного спекания. Определено влияние вольфрамата циркония на тепловые свойства керамических композиционных материалов. Показано, что введение ZrW_2O_8 приводит к понижению значений коэффициента термического расширения композитов.

Введение

Керамика может эксплуатироваться в агрессивных условиях, в том числе, при высоких температурах, что сопровождается изменением линейных размеров, приводящих к уменьшению срока эксплуатации керамических изделий. Контролировать и задавать необходимые значения теплового расширения можно путем комбинации керамической матрицы с материалами, обладающими меньшим значением коэффициента термического расширения (КТР). В качестве наполнителя для керамической матрицы перспективным является вольфрагат циркония, обладающий отрицательным значением коэффициента термического расширения ($\alpha = -9 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) в широком диапазоне температур -273 до 770 $^\circ\text{C}$. Разные подходы в синтезе материалов являются немаловажным фактором в формировании их структуры и, как следствие, свойств. Целью данной работы является исследование тепловых свойств керамических композиционных материалов, полученных различными способами.

Материалы и методики

Для получения керамических композиционных материалов ($ZrO_2 - Al_2O_3$) – ZrW_2O_8 в качестве исходных компонентов использовались смесь диоксида циркония с 20 об.% оксида алюминия и наноразмерный порошок вольфрамата циркония, полученный гидротермальным способом. Исходные порошковые материалы перемешивались в планетарной мельнице АГО – 2 в течение 1 минуты для равномерного распределения частиц вольфрамата циркония в порошковой смеси. Доля вольфрамата циркония в исходной смеси составляла 10, 25, 55 вес%.

Исследуемые материалы были получены горячим прессованием и холодным изостатическим прессованием с последующим спеканием. Горячее прессование порошковых смесей осуществлялось в среде аргона при температуре 1200 $^\circ\text{C}$, выдержке 10 минут и давлении 35 МПа. Одноосное холодное прессование проводилось при давлении 10 МПа с последующим спеканием при температуре 1200 $^\circ\text{C}$ в течение 1 часа. Исследование тепловых свойств осуществлялось с помощью dilatометра DIL 402 C в среде азота в температурном интервале -150 до 500 $^\circ\text{C}$ и на кварцевом механическом dilatометре в температурном диапазоне от 20 до 800 $^\circ\text{C}$. Значения КТР композитов определялись из зависимостей « $\Delta L/L_0 - T$ », которые аппроксимировались линейными функциями. Тангенс угла наклона аппроксимирующей линии к оси абсцисс соответствовал коэффициенту А в уравнении прямой $y = Ax + B$, определяющий величину КТР. Аналитический расчёт КТР производился по правилу смеси: $\alpha_c = \sum \alpha_i V_i$, где α_i – тепловое расширение компонентов, V_i – объемная доля компонентов.

Обсуждение результатов

Порошок $ZrO_2(Y_2O_3) - 20$ об% Al_2O_3 был представлен плотными сферическими частицами. Средний размер частиц был равен 80 мкм. Распределение по размерам носило бимодальный характер. Вольфрагат циркония был представлен одиночными и сросшимися вытянутыми частицами. Средний поперечный размер частиц был равен 0.2 мкм, продольный достигал 5 мкм. После перемешивания наблюдалось разбиение гранул до $d = 30$ мкм и вытянутых частиц вольфрамата до 1 мкм.

На рисунке 1 представлены зависимости относительного удлинения керамики с различным содержанием вольфрамата циркония, полученной методом горячего прессования и свободного спекания, от температуры. Согласно рисунку 1, керамике, полученной свободным спеканием, характерно монотонное изменение линейных размеров за исключением перегиба при комнатной температуре. Напротив, горячепрессованной керамике свойственно скачкообразное изменение зависимости « $\Delta L/L_0 - T$ ». Вероятно, отклонение от линейной зависимости свидетельствует о фазовых превращениях, протекающих в материале при нагреве.

Расчеты показали, что введение вольфрамата циркония привело к понижению теплового расширения системы ($ZrO_2 - Al_2O_3$). Следует отметить, что керамика, полученная свободным спеканием, обладала большим тепловым расширением по сравнению с горячепрессованными композитами. Наибольшее значение коэффициента термического расширения, $\alpha \sim 10 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, соответствует «чистой» керамике $ZrO_2 - Al_2O_3$. Наименьшее тепловое расширение свойственно композиционным материалам с содержанием 10 вес% ZrW_2O_8 .

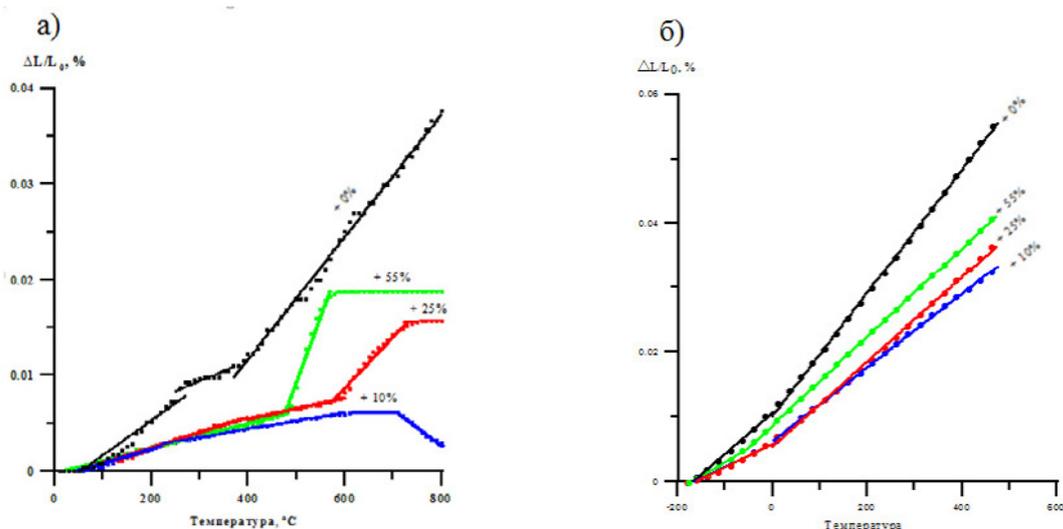


Рис. 1. Зависимость относительного удлинения керамики, полученной, а) горячим прессованием; б) свободным спеканием, от температуры

В таблице 1 приведены значения коэффициенты термического расширения керамических композиционных материалов, полученных различными методами. Видно, что для керамики ($ZrO_2 - Al_2O_3$) расчётные и экспериментальные значения КТР совпадают. Однако для композитов ($ZrO_2 - Al_2O_3$) – ZrW_2O_8 наблюдается разница между вычисленными и экспериментально полученными величинами КТР. Вероятно, это обусловлено тем, что правило смеси не учитывает фазовые превращения, происходящих в процессе нагрева, пористость, внутренние напряжения, возникающие вследствие различных значений коэффициентов термического расширения исходных компонентов, и т.д.

Таблица 1. Коэффициент теплового расширения керамики в зависимости от содержания ZrW_2O_8 и метода получения

Метод получения	Горячее прессование				Свободное спекание			
	0	10	25	55	0	10	25	55
Содержание ZrW_2O_8 , вес%	0	10	25	55	0	10	25	55
КТЛР, $10^{-6} K^{-1}$ (эксперимент)	9,8	1,8	2,6	6,4	10,3	5,4	5,9	6,6
КТЛР, $10^{-6} K^{-1}$ (правило смеси)	10,1	8,3	5,3	-0,45	10,1	8,3	5,3	-0,45

Закключение

В ходе выполнения работы керамические композиционные материалы ($ZrO_2 - 20 \text{ об\%} Al_2O_3$) – ZrW_2O_8 получены горячим прессованием и свободным спеканием. Определено влияние вольфрамата циркония на свойства керамических композиционных материалов. Показано, что введение ZrW_2O_8 приводит к понижению значений коэффициента термического расширения композитов. Установлено, что керамика, полученная свободным спеканием, обладала большим тепловым расширением по сравнению с горячепрессованными композитами. С повышением содержания вольфрамата циркония значения КТР, рассчитанные по правилу смеси, не совпадают с экспериментальными. Вероятно, данное расхождение обусловлено тем, что при расчете не учитывались фазовые превращения, пористость, внутренние напряжения и т.д.

Работа выполнена в рамках соглашения с Минобрнауки
 14.575.21.0040 (RFMEFI57514X0040).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СПЛАВА 36НХТЮ И СТАЛИ 12Х18Н10Т

Е.В. Короткова, Т.В. Фадеев, Г.С. Бектасова

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Л.И. Квевлис
Сибирский федеральный университет, Политехнический институт
Восточно-казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова
E-mail: Lena1992-11@mail.ru

Соединение разнородных металлов связано с определенными трудностями, которые возникают вследствие различия кристаллохимических и физических свойств соединяемых металлов: тип и параметр кристаллической решетки, температуры плавления, коэффициенты теплопроводности и линейного расширения, удельное электросопротивление. Образующиеся в зоне соединения фазы существенно влияют на прочность и работоспособность соединения. [1, 2]

Несмотря на значительное число исследований, до сих пор не ясны особенности влияния структурной неоднородности сварных соединений на их физико-механические свойства [3, 4].

Целью работы является исследование влияния сварочного процесса на фазовый состав и магнитные свойства в зоне сварных соединений 36НХТЮ и 12Х18Н10Т.

В качестве объекта исследования использовались образцы сплава 36НХТЮ и сталь 12Х18Н10Т с размерами стороны квадрата 100 мм, сваренные контактной сваркой.

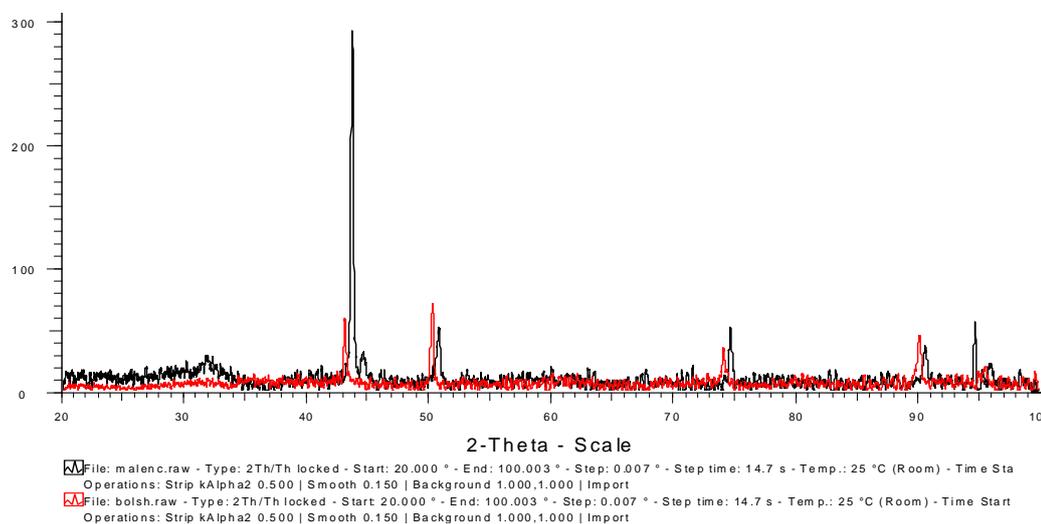


Рис. 1. Дифрактограммы сварного соединения, подвергнутого различной термической обработке: черный цвет – закалка, красный цвет – закалка+отпуск

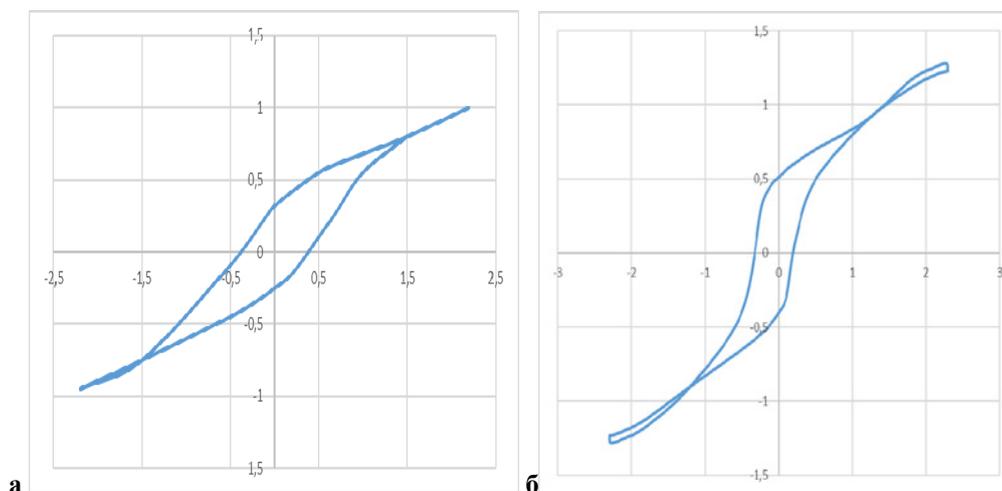


Рис. 2. Петля гистерезиса для различных видов термообработки: а – образец, подвергнутый закалке; б – образец, подвергнутый закалке и отпуску

Из рисунка 1 видно, что после термообработки закалка+отпуск параметры решетки изменились в сторону увеличения на 1,37%. Этот эффект соответствует либо повышению растворимости в никеле других компонент сплавов, либо сильной пластической деформации.

36НХТЮ – ферромагнитный материал с неоднородной кристаллической структурой [3]. Намагниченность насыщения и коэрцитивная сила сильно зависят от неоднородностей структуры [5].

На основе модели однородного вращения намагниченности можно сравнивать материалы различного состава, полученные при разных условиях эксперимента.

Из анализа рисунка 2 видно, что материал после закалки и отпуска является магнито-неоднородным. На рисунке 2,б видим, что материал содержит 3 магнитные фазы: 1-я фаза перемагничивается как на рисунке 2,а; 2-я фаза – имеет прямоугольную петлю гистерезиса, о чем свидетельствуют вертикальность петли в малых полях; 3-я фаза перемагничивается при больших значениях магнитного полями, может быть антиферромагнитным включением.

При отклонении содержания никеля от 30% в обе стороны константа магнитострикции резко подрастает от 0 до $2 \cdot 10^{-5}$ [6]. Это влияет на форму петли гистерезиса. Поле перемагничивания может возрастать до нескольких сотен эрстед, что должно сказаться на форме кривой [6].

Основные результаты и выводы

Проведены сравнительные экспериментальные исследования влияния различных видов термообработки на формирование структуры магнитных свойств сварных соединений сплава 36НХТЮ и 12Х18Н10Т:

1. После термической обработки закалка+отпуск параметры ГЦК решетки изменились в сторону увеличения.
2. Намагниченность материала и коэрцитивная сила меняются в зависимости от термообработки, при закалке материал магнито-однороден, при закалке и отпуске достигнута магнитная неоднородность.

Список литературы

1. Мартыненко В.Т. Разработка технологического процесса конденсаторной рельефной сварки по контуру деталей различной толщины применительно к производству приборов теплотехнического контроля : дисс. ... кан. техн. наук. – М., 1984.
2. Свяжина Н.В., Хайдарова А.А., Хамматов А.Н. Формирование биметаллического неразъемного соединения из сплава 36нхтю и стали 12х18н10т. Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций 2016 г. – Томск.
3. Прецизионные сплавы : справочник / под ред. Б.В. Молотилова. – М. : Металлургия, 1983. – С. 258–284.
4. Елагин В.П., Снисарь В.В., Савицкий М.М. и др. Химическая и структурная неоднородности в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом при сварке в защитных газах // Автоматическая сварка. – 2001. – № 4. – С. 8–13.
5. Жигалов В.С., Варнаков С.Н., Полякова К.П. и др. Методы получения магнитных слоев и исследования их физических свойств. – Красноярск : Сиб.ГАУ, 2008. – 164 с.
6. Бозорт Р. Ферромагнетизм. – М. : Изд-во иностранной литературы, 1956.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА 1560

В.А. Красновейкин, А.А. Козулин, Е.Н. Москвичев

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.А. Скрипняк
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: volodia74ms@yandex.ru

В настоящее время активно ведутся исследования по повышению свойств конструкционных металлов и сплавов за счет обработки данных материалов методами интенсивной пластической деформаций (ИПД). При ИПД происходит измельчение внутренней структуры многих конструкционных материалов до ультрамелкозернистого (УМЗ) и наноструктурного состояний, вследствие чего изменяются их физико-механические свойства, что заключается в эффекте упрочнения [1–3]. Так, благодаря этому эффекту повышаются микротвердость, предел текучести и временная сопротивляемость, изменяется предельная степень деформации до разрушения, повышается долговечность и усталостная прочность [4]. Реализация ИПД возможна разными методами: в локальных зонах на поверхностях образцов и во всем объеме материала [2, 4, 5]. Наибольшее распространение из них получил метод равноканального углового прессования (РКУП), который позволяет получать объемные образцы материала с ультрамелкозернистой структурой.

В работе представлены результаты исследования влияния ИПД на физико-механические свойства легкого конструкционного алюминий-магниевого сплава марки 1560 (Al – 7,0% Mg – 0,7% Mn – прочее.). Этот сплав широко применяется в авиационной, автомобильной и космической промышленности. Изменение его физико-механических свойств в результате модификации внутренней структуры до нано- и ультрамелкозернистого состояний дает возможности для повышения эффективности работы деталей ответственных механизмов в различных условиях эксплуатации как за счет оптимально подобранных прочностных характеристик, так и за счет снижения удельного веса.

Обработку призматических образцов размерами 8x8x40 мм осуществляли по маршруту Bc за 4 прохода при температуре 200 °С и скорости прессования 15 мм/мин. Угол сопряжения каналов составлял 90°. После обработки проводили комплекс исследований физико-механических свойств, который включал в себя: элементный анализ; рентгеновскую томографию; микроструктурный анализ; рентгеноструктурный анализ; осевое растяжение плоских образцов при скорости деформации 10^{-3} 1/с; определение скорости звука для нахождения модуля упругости.

Химический элементный и рентгеноструктурный анализ показали, что, несмотря на высокую температуру прессования и большие степени пластических деформаций, в процессе РКУП в исследуемом сплаве не происходит побочных химических реакций и фазовых преобразований. Определено появление внутренних упругих напряжений, что может внести вклад в общее напряжено-деформированное состояние при последующих этапах исследований. С использованием метода рентгеновской томографии на томографе YXLON Y.Cheetah. проводилась оценка дефектности внутренней структуры, определения пористости, наличия микротрещин, пустот в объеме обработанных материалов. Соблюдение технологии реализации интенсивной пластической деформации, описанной в [6], позволило получить свободную от макро- и микродефектов структуру сплава с измененным средним размером зерна.

Исследования структуры и текстуры материала до и после обработки проводили методом анализа картин дифракции отраженных электронов с использованием электронного микроскопа Tescan Vega II LMU. Анализ полученных данных проводился на программном обеспечении HKL-Channel 5. Структура исходного крупнокристаллического сплава 1560 представлена бимодальным распределением размеров зерен в диапазоне от 2 до 400 мкм, при среднем размере зерна 50 мкм. После четырех проходов РКУП при оптимальном режиме, в объеме образца формируется более однородная УМЗ-структура со средним размером зерна 3 мкм. При обработке прямых полюсных фигур видно, что в состоянии поставки наблюдается симметричная кубическая текстура с рассеянием вдоль Y, которая в результате РКУП сменяется текстурой {110} <001>, симметричной относительно X. Перпендикулярное им направление в исходном состоянии имеет отчетливую кубическую составляющую, которая после обработки размывается.

Для определения микротвердости использовали автоматический микротвердомер HNV G21ST SHIMADZU с нагрузкой 50 г. и выдержкой при индентировании 5 с. Экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что после РКУП происходит увеличение микротвердости во всем объеме образцов, однако присутствует неоднородность в ее распределении в осевом и ортогональных оси направлениях. После 4 проходов увеличение микротвердости от её исходного значения составляет в среднем 50–60%, а максимальная величина микротвердости достигает 1550 МПа, при исходной микротвердости не превышающей 1000 МПа. Отклонение микротвердости от средних значений в центральной части образца, как вдоль оси, так и в поперечном направлении, находится в пределах 10%. Этот факт является следствием неравномерного накопления пластических деформаций и достижения их максимальных значений в средней части образцов.

Для измерения скорости продольной упругой волны применялся ультразвуковой дефектоскоп HARFANG VEO 128:16 с датчиком частотой 5 МГц. Скорость волны рассчитывалась по времени прохождения волны от поверхности, на которой установлен датчик до противоположной стороны образца. Средняя скорость звука в

образцах в состоянии поставки и после обработки колеблется в пределах погрешности прибора 0,04% и составляет 5440 м/с. Величина полученной скорости звука соответствует модулю упругости исследуемого сплава 78 ГПа. Известно, что наличие дефектов значительно снижает скорость звуковых волн. Ввиду того что скорость звука не изменилась после обработки, данные ультразвуковые исследования также служат подтверждением бездефектности структуры полученного материала.

Результаты экспериментов по одноосному растяжению образцов на универсальной сервогидравлической испытательной машине INSTRON 40/50-20 показывают, что после обработки происходит увеличение условного предела текучести материала с 150 до 270 МПа и предела прочности с 320 до 460 МПа, соответственно. Максимальное значение предельной деформации до разрушения при одноосном растяжении уменьшается с 24 до 17%. Эффект увеличения предела текучести и кратковременной прочности при уменьшении предельной степени деформации в результате обработки является характерной особенностью для алюминий-магниевых сплавов. Результаты исследования согласуются с результатами работ [4, 5], где реализация ИПД в сплаве 1560 при обработке осуществлялась по другим схемам.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ
МК-5914.2016.1.*

Список литературы

1. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials // Progress in materials Sciences. – 2006. – Vol. 51. – P. 427–556.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М. : Академкнига, – 2007. – 397 с.
3. Meyer L.W., Hockauf M., Kruger L. et al. Compressive behaviour of ultrafine-grained AA6063T6 over a wide range of strains and strain rates // International journal of materials research. – 2007. – Vol. 98, No. 3. – P. 191–199.
4. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Козулин А.А. и др. Влияние структурированного поверхностного слоя на циклическую долговечность легких сплавов // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2012. – Т. 55, № 9–3. – С. 109–113.
5. Москвичев Е.Н., Скрипняк В.А., Лычагин Д.В. и др. Влияние структуры на сопротивление пластической деформации алюминиевого сплава 1560 после обработки методом прессования рифлением // Письма о материалах. – 2016. – Т. 6, № 2(22). – С. 141–145.
6. Козулин А.А., Красновейкин В.А., Скрипняк В.В. и др. Механические свойства алюминий магниевых сплавов после интенсивной пластической деформации // Современные проблемы науки и образования. – 2013. – № 6. – С. 888.

ТЕРМОУДАРНЫЕ НАГРУЖЕНИЯ КЕРАМИКИ MgO-Al₂O₃

Ю.Л. Кретов^{1,3}, Е.А. Деркач^{1,2}, С.П. Буякова^{1,2,3}, С.Н. Кульков^{1,2,3}

Научный руководитель: профессор, д. т. н. С.П. Буякова

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

³Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: kretov2005@yandex.ru

Керамики и керамические композиты в последнее время все чаще рассматриваются с позиций термостойкости в качестве материалов для изготовления тепловой защиты промышленных термических установок, энергетических систем авиационной и ракетно-космической техники. По сравнению с металлами они имеют более высокую температуру плавления и существенно меньшую теплопроводность. Большинство исследований термостойкости керамических материалов выполняется в режиме стационарного теплового потока. Однако при эксплуатации термонагруженных конструкций довольно часто в результате быстрого нагрева или быстрого охлаждения реализуется термоудар. Устойчивость к термическому удару не является фундаментальной характеристикой материалов и в значительной мере зависит от их структуры и фазового состава [1–3].

Целью данной работы явилось изучение влияния состава керамики MgO-Al₂O₃ на устойчивость к термоудару. Отсутствие легкоплавких эвтектик в системе MgO-Al₂O₃ обуславливает её исключительное положение с позиций термической стойкости. В ходе эксперимента и анализа результатов исследований определен состав керамики, наиболее устойчивой к циклическим термоударным воздействиям.

Исследования проводились на образцах цилиндрической формы h=20 мм, d=12 мм. Образцы получены спеканием порошковых смесей при температуре 1600 °С с изотермической выдержкой в течение часа. Содержание компонентов MgO и Al₂O₃ в керамике варьировалось от 0 до 100%. Термоударные нагрузки проводились охлаждением образцов керамики в воду от температуры 200–1000 °С. Анализ структуры керамики до и после термонагрузений осуществлялся на полированной поверхности образцов. Фазовый состав исследовался по рентгеновским дифрактограммам в интервале углов дифракции 10–90°, полученным при фильтрованном CuKα излучении.

В системе MgO-Al₂O₃ существует ряд твердых растворов и только одно стехиометрическое соединение – алюмомагниева шпинель MgAl₂O₄ [4]. Идентификация рентгенограмм показала, что по мере увеличения объемной доли оксида магния в керамике MgO-Al₂O₃ возрастала объемная доля алюмомагниева шпинели. На рентгенограммах образцов керамики с содержанием MgO 50 и 70% присутствовали только рефлексы MgAl₂O₄. При меньшем содержании оксида магния хорошо различимы рентгеновские рефлексы твердых растворов на основе Al₂O₃ алюминия, при большом его содержании рефлексы твердых растворов на основе MgO. Установлено, что с увеличением MgO в системе происходило увеличение областей когерентного рассеяния для всех фаз. На основе полученных рентгенограмм исследуемой системы в исходном состоянии и после термоударных нагрузений, определили, что последнее не приводит к изменению фазового состава керамики MgO-Al₂O₃.

В ходе исследований на термостойкость обнаружено изменение структуры поверхностного слоя образцов керамики, так при термонагрузениях от 600–800 °С, на образцах керамики с малым содержанием MgO до 10% появились трещины вследствие термических напряжений внутри образца, полное их разрушение зафиксировано после двукратного термического нагружения от 1000 °С. Образцы с 20–30% MgO – обладали большей термостойкостью, первые трещины на поверхности образцов обнаружены после термонагружения от 900 °С, полное разрушение после 6 циклов термоударных нагружений от 1000 °С. При 90–100% MgO, первые трещины на поверхности образцов зафиксированы при термонагружении от 1000 °С, полное их разрушение – после пятикратного термонагружения от 1000 °С. На образцах с 70% MgO появление первых трещин обнаружено после двукратного термонагружения от 1000 °С, но разрушение так и не произошло после 75 циклов. При 50% MgO в системе MgO-Al₂O₃, ни появления трещин ни разрушения так и не обнаружено после 75 термоударных нагружений (рис. 1). Состав керамики MgO-Al₂O₃ с 50% MgO показал наилучшую стойкость к циклическим термоударным воздействиям. Устойчивость данного состава керамики к термоударным нагрузениям объясняется тем, что он имеет определенный объем порового пространства (30%) и характерную геометрию пор, в результате чего происходит диссипация напряжений, образовавшихся во время агрессивного термического удара.

При испытании на термостойкость образцов, синтезированных из порошка алюмо-магниева шпинели методом горячего прессования (пористость 1%), установлено, что керамика разрушается после 3 циклов термоударных нагружений от 1000 °С. При испытании на термостойкость образцов системы MgO-Al₂O₃, полученных методом горячего прессования (пористость 3–5%), разрушение наблюдалось после 2 циклов термонагружений от 1000 °С. Можно сделать вывод о том, что пористость в данном случае является одним из основополагающих факторов термостойкости данного материала. При увеличении пористости системы MgO-Al₂O₃ до 50%, улучшения термостойкости обнаружено не было.

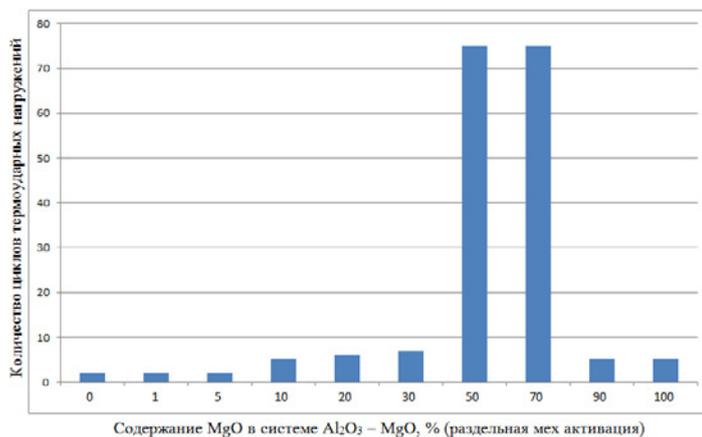


Рис. 1. Количество циклов термоударных нагружений до разрушения системы, в зависимости от содержания MgO

В ходе проведенных исследований определили, что в исходном состоянии керамика MgO-Al₂O₃ имеет три фазы: оксид алюминия, оксид магния и алюмо-магниевою шпинель (MgAl₂O₄). Циклические термоударные нагружения не приводят к изменению фазового состава MgO-Al₂O₃. Керамика, с содержанием 50 и 70% MgO является наиболее устойчивой к циклическим термоударным воздействиям.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № RFMEFI60714X0069).

Список литературы

1. Buyakova S.P., Promakhov V.V., Kulkov S.N. Thermal tests and their effect on micro- and macrostructure of nanocrystalline ZrO₂ // Powder Metall. Met. Ceram., – 2012. – Vol. 51, No. 5–6. – P. 267–272.
2. Buyakova S.P., Kalatur E.S., Buyakov A.S. et al. Structure and properties of ZrO₂-MgO powders // Journal of Silicate Based and Composite Materials. – 2014. – Vol. – P. 8–12.
3. Myhre B., Sandberg B., Hundere A. Castables with MgO-SiO₂-Al₂O₃ as bond phase / Presented at the XXVI ALAFAR. Congress, San Juan, Puerto Rico, Oct. 30-Nov.1, 1997.
4. Черепанов А.М., Тресвятский С.Г. Высокоогнеупорные материалы и изделия из окислов. – М. : Металлургия. 1967. – 215 с.

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОРОШКАМИ "ТИТАН – СИЛИЦИД ТИТАНА"

М.Г. Криницын^{1,2}, Г.О. Данковцев¹

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Е.Н. Коростелева

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: mr.dankovtseff@yandex.ru

На сегодняшний день композиционные порошковые материалы всё чаще используются в промышленности, приходя на замену дорогим сплавам, поскольку, при значительно более низкой цене, материалы на основе композиционных порошков обладают уникальным сочетанием твердости, прочности, пластичности и износостойкости при абразивном износе и в контактных парах. Одной из областей применения композиционных порошков является порошковая наплавка покрытий на поверхность изделий. Такой метод нанесения покрытий позволяет получать толстые (порядка миллиметров) покрытия, не имеющих проблем с адгезией и обладающих композиционной структурой, различной для разного состава порошка. Варьируя содержание связки в композиционном порошке варьировать свойства получаемых из такого порошка покрытий, причем в широком интервале, что недоступно для сплавов. В данной работе исследована наплавка композиционными порошками состава $Ti_5Si_3 + Ti$, с варьированием содержания титановой связки.

Наплавленные покрытия исследовали на оборудовании Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН на металлографическом микроскопе (AXIOVERT-200MAT) и микротвердомере (DURAMIN 500).

На полученных наплавках был приготовлен поперечный шлиф, микрофотографии наблюдаемой структуры приведены на рисунке 1.

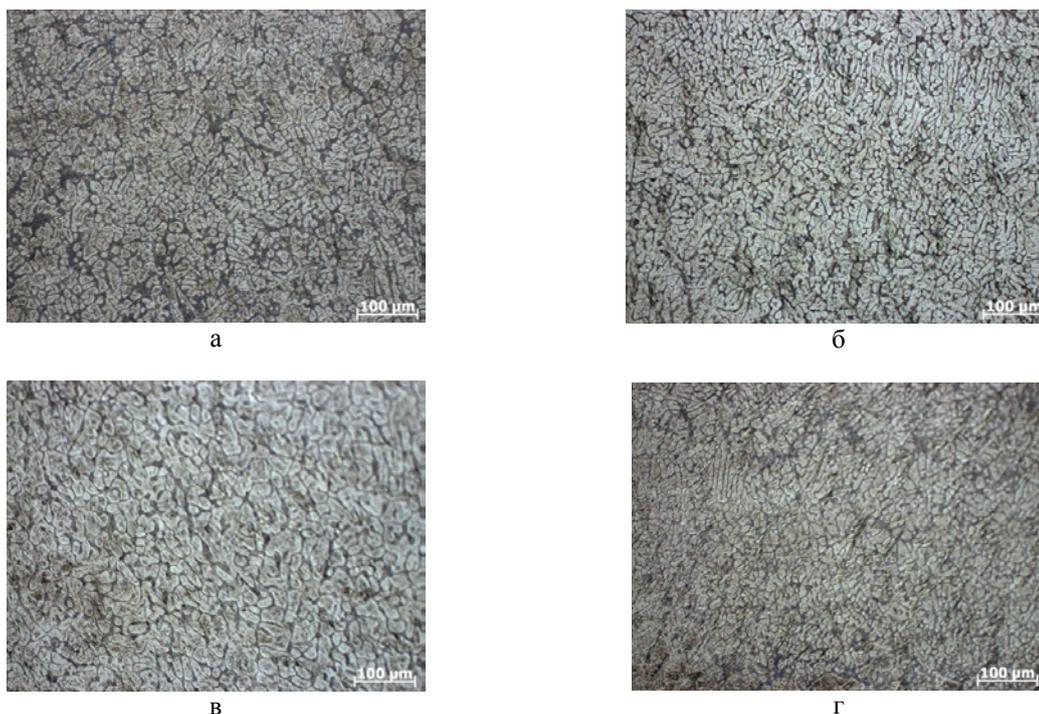


Рис. 1. Микрофотографии поперечного шлифа полученных наплавов $Ti_5Si_3 + x$ об.% Ti, где x: а – 10, б – 20, в – 30, г – 40

Как видно, наплавка не обладает ярко выраженной композиционной структурой, и с увеличением связки пространство между силицидными частицами в среднем остается неизменным, однако изменяется размер самих частиц. Средний размер частиц во всех полученных наплавках приведен на рисунке 2.

Исходя из полученных данных можно сказать, что в среднем размер частиц монотонно уменьшается с увеличением содержания связки (от 11 мкм в наплавках с 10 об.% Ti до 8 мкм в наплавках с 40 об.% Ti), однако разброс в значениях размера частиц с увеличением содержания связки увеличивается. Так, в наплавках с 40 об.% титановой связки присутствуют силицидные частицы размера как 14 мкм, так и 3 мкм.

Все полученные наплавки были испытаны на износостойкость, также на всех наплавках была измерена микротвердость (рис. 3).

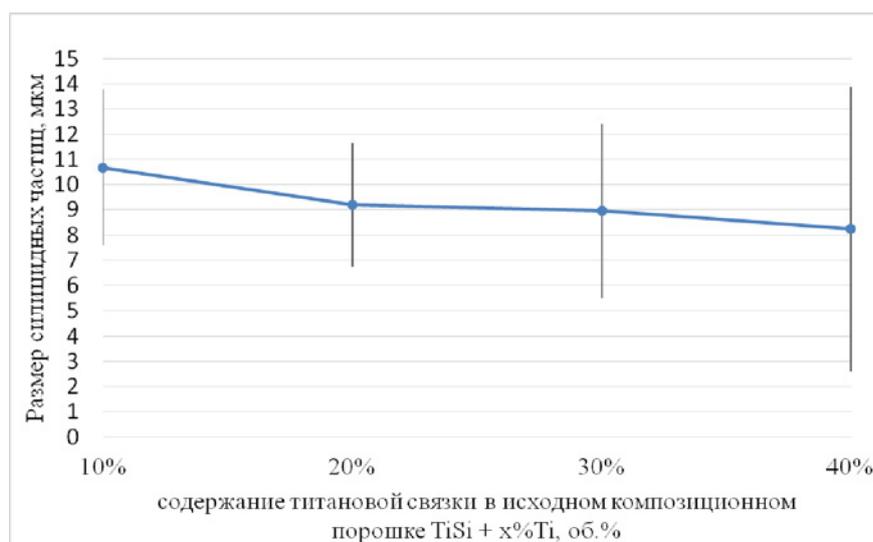


Рис. 2. Средний размер силицидных частиц в наплавке $Ti_5Si_3 + x$ об.% Ti

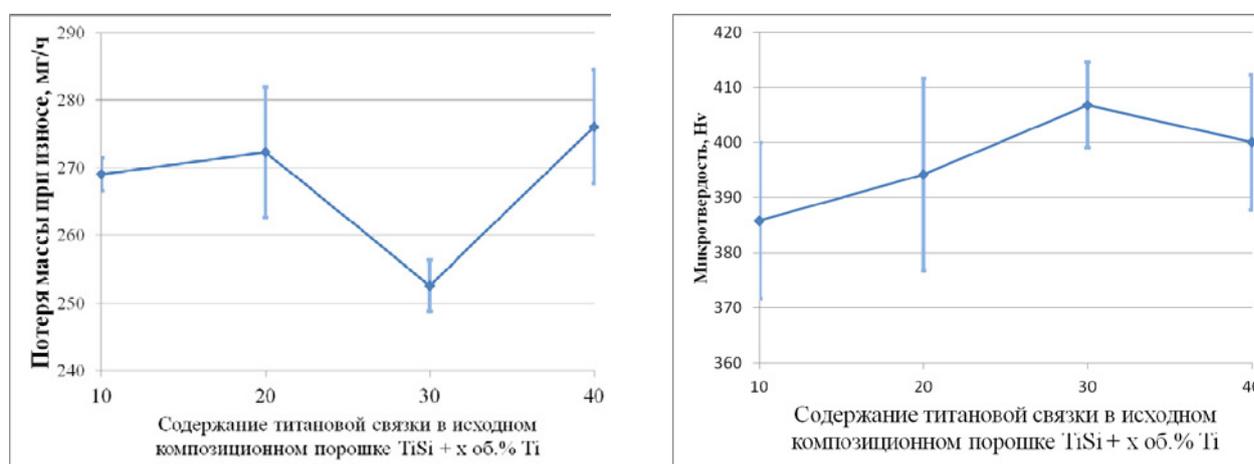


Рис. 3. Скорость износа (слева) и микротвердость (справа) наплавов $Ti_5Si_3 + x$ об.% Ti

Наплавки обладают большей твердостью и износостойкостью, чем титан ВТ1-0, микротвердость которого составляет 190 Нv, а скорость износа 452 мг/ч.

Минимальной скоростью износа (соответственно наибольшей износостойкостью), а также наибольшей твердостью обладают наплавки с содержанием 30 об.% титановой связки. Наименьшей износостойкостью (в связи с наибольшей скоростью износа) обладают образцы с содержанием связки 40 об.%. Это связано с тем, что в этих образцах наряду с мелкими частицами (около 3 мкм) присутствуют достаточно крупные (около 14 мкм), которые при изнашивании уносятся целиком, значительно увеличивая скорость износа.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ СВС-ПОРОШКИ "СИЛИЦИД ТИТАНА – ТИТАН"

М.Г. Криницын^{1,2}, Г.О. Данковцев¹

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Е.Н. Коростелева

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: mr.dankovtseff@yandex.ru

На сегодняшний день композиционные порошковые материалы всё чаще используются в промышленности, приходя на замену дорогим сплавам, поскольку, при значительно более низкой цене, материалы на основе композиционных порошков обладают уникальным сочетанием твердости, прочности, пластичности и износостойкости при абразивном износе и в контактных парах.

Одно из применений порошковых материалов, актуальное на сегодняшний день – аддитивные технологии. Основу существующих на сегодняшний день порошков для аддитивных технологий составляют порошки чистых металлов и простых сплавов, а порошков, позволяющих «печатать» композиционные изделия катастрофически мало.

Целью данной работы было получить и исследовать композиционный порошок системы Ti-Si. Объемные материалы данной системы характеризуются более высокими значениями механических и теплофизических свойств по сравнению с чистым титаном, обладают стойкостью к окислению при высоких температурах, благодаря чему применяются в качестве защитных покрытий нагревательных элементов и теплоотводов. В данной работе получены и исследованы композиционные порошки состава $Ti_5Si_3 + Ti$, с варьированием содержания титановой связки.

Порошки были исследованы на оборудовании Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН на металлографическом микроскопе (AXIOVERT-200MAT) и микротвердомере (DURAMIN 500).

Порошки были получены путем поджога смеси порошков Ti и Si. Расчет шихты рассчитывался с учетом получения после протекания реакции силицида титана Ti_5Si_3 и избыточного титана. Порошки предварительно смешивали в смесителе типа "пьяная бочка" в течение 4 часов, после чего прессовали в цилиндрический штаб высотой 100 мм и диаметром 40 мм. Поджог производился путем пропускания большого тока в течение двух секунд через молибденовую спираль.

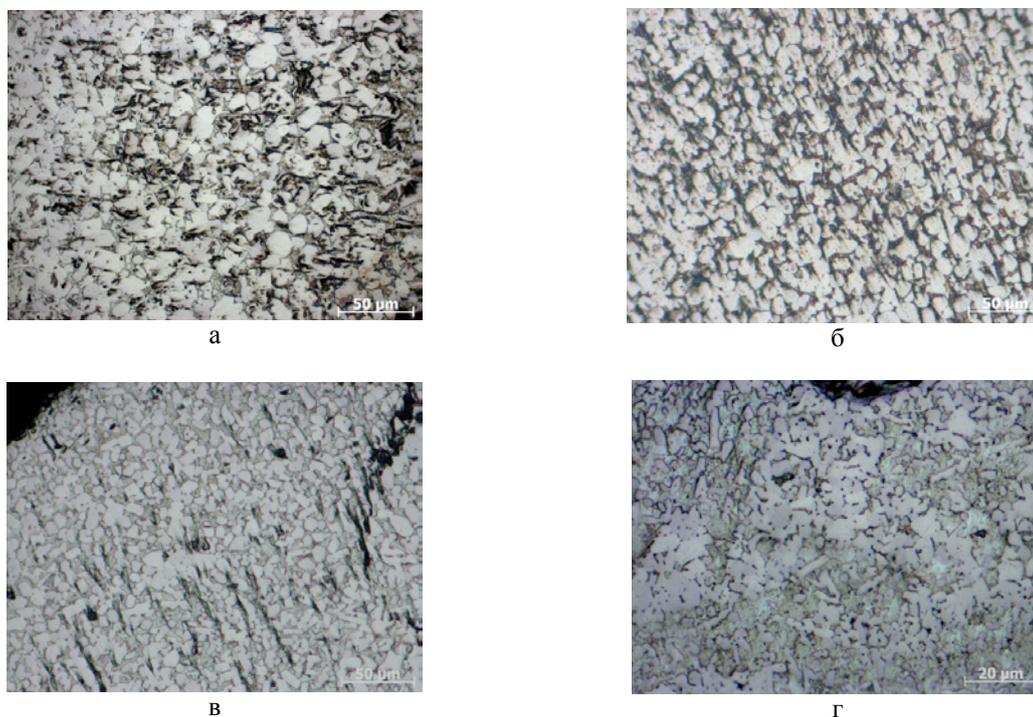


Рис. 1. Микрофотографии шлифов полученных порошков $Ti_5Si_3 + x$ об.% Ti, где x: а – 10, б – 20, в – 30, г – 40

При сгорании порошка волна горения распространялась тем медленнее, чем больше инертной связки было в порошке. Это объясняется тем, что избыточное содержание титана уменьшает количество областей протекания экзотермической реакции соединения титана и кремния, что приводит к снижению максимальной температуры фронта горения и снижает тем самым скорость сгорания.

Полученные спеки были раздроблены на порошок различной фракции. В среднем размер полученных после размолта частиц композиционного порошка составил от 50 до 350 мкм. При размолте наблюдается следующая тенденция: с увеличением содержания связки размалывать порошок становится труднее, что приводит к формированию по большому формированию более крупной фракции. Для уравнивания фракционного состава, при размолте спеков из порошка с большим содержанием связки, время размолта выбиралось значительно больше, чем при размолте порошков с меньшим содержанием связки.

Для металлографического анализа были выбраны порошки фракционного состава от 65 до 125 мкм, поскольку порошки именно такой фракции наиболее применимы в практике при изготовлении изделий либо нанесении покрытий. Порошки нужной фракции были отсеяны с помощью системы сит и залиты эпоксидной смолой. Микрофотографии наблюдаемой структуры приведены на рисунке 1.

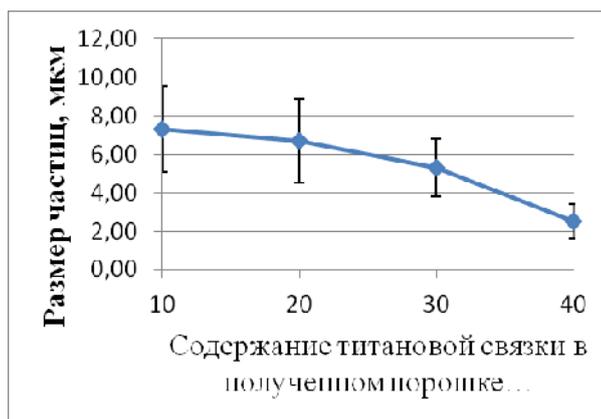


Рис. 2. Средний размер силицидных частиц в порошке $Ti_5Si_3 + x$ об.% Ti

По данным микрофотографиям был измерен средний размер силицидных частиц в порошке. График изменения среднего размера частиц с увеличением содержания титановой связки приведен на рисунке 2.

Исходя из полученных данных можно сказать, что в среднем размер частиц монотонно уменьшается с увеличением содержания связки (от 7 мкм в наплавках с 10 об.% Ti до 3 мкм в наплавках с 40 об.% Ti), также уменьшается и разброс в значениях размера частиц.

По полученным данным о синтезированных композиционных порошках можно сделать вывод о том, что изменяя содержание инертной связки можно в широком интервале изменять морфологию и структуру получаемых порошков, а значит и свойства получаемых из этих порошков изделий.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ НА СТРОЕНИЕ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ НА УСТАНОВКЕ «ЛУЧ»

М.Г. Крилицын^{1,2}, В.А. Рубанов¹, М.А. Химич^{2,3}

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Ж.Г. Ковалевская

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

³Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: rubanov1994@mail.ru

В настоящее время в промышленном производстве стремительно развивается такое направление как аддитивное производство. Машины аддитивного синтеза выступают в качестве инструмента для создания конечного продукта с требуемыми характеристиками. Данная тенденция развития вызвана постепенным снижением стоимости и увеличением скорости производства в совокупности с усовершенствованием технологий аддитивного синтеза. К аддитивному производству относится селективное лазерное сплавление (СЛС). Принцип работы установок СЛС описан в множестве источников [1]. Благодаря возможности использовать различные порошковые материалы, такие как никелевые жаропрочные сплавы, сплавы на основе кобальта, титана, высоколегированные стали, медные или оловянные сплавы, полученные изделия можно применять в самых разных областях промышленности от авиационно-космической до пищевой [1].

Экспериментальная установка «Луч» разработана и изготовлена в научно-образовательном центре «Современные производственные технологии» ИФВТ ТПУ и предназначена для селективного лазерного сплавления металлических порошков [2]. Основные характеристики установки «Луч»: волоконный непрерывный лазер ЛК-5000М мощностью 500 Вт; сканаторная головка LscanH-14-1064 с программным обеспечением LDesigner, размером пятна в фокусе лазерного излучения 205 мкм и фокусным расстоянием 330 мм.

Образцы получали в герметично закрытой камере при давлении аргона ~1,6 атм. В качестве исходных материалов в работе использовался порошок сплава Ti-45Nb, полученный механоактивацией в шаровой мельнице АГО-2 [3]. Частицы порошка имели форму окатышей со средним размером 20 мкм. Каждый слой образцов получали в два прохода лазером с одинаковой разверткой, но разной скоростью. Развертка представляла собой параллельные друг другу линии с шагом между ними 200 мкм. Каждый последующий слой развертка поворачивалась на угол 90 градусов для обеспечения высокой плотности получаемого образца. Основными изменяемыми параметрами были мощность излучения, скорость сканирования и толщина слоя (табл. 1).

Таблица 1. Режимы СЛС

Изменяемые параметры	Образец № 1	Образец № 2	Образец № 3	Образец № 4
Мощность лазерного излучения, Вт	125	125	250	250
Скорость первого сканирования, мм/с	160	160	320	320
Скорость второго сканирования, мм/с	140	140	320	320
Толщина слоя насыпки, мкм	100	40	40	40 с коррекцией
Количество слоев	10	10	15	10

При получении образца №1 наблюдалось сильное скатывание расплавленного порошка в шарики. С каждым слоем диаметр шариков становился все больше и больше, и при нанесении 10-го слоя порошка разравнивающий нож срезал большую половину образца. Внешний вид полученного образца и отделившегося материала приведен на рисунке 1а.

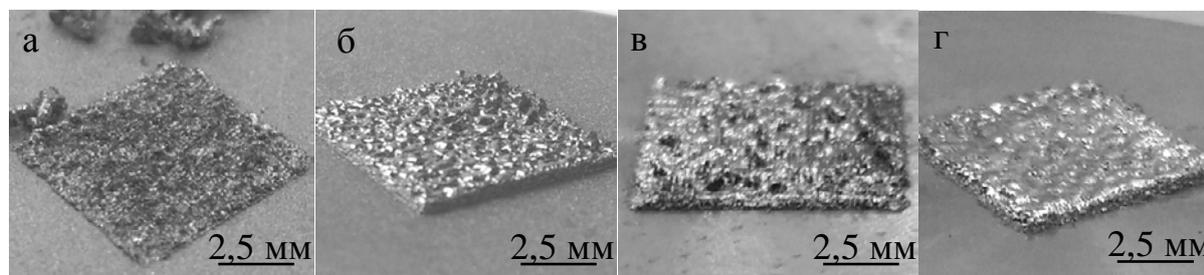


Рис. 1. Фотографии образцов, полученных СЛС на установке «Луч»: а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3; г – образец № 4

При получении образца № 2 для увеличения плотности образцов и улучшения получаемой поверхности толщина наносимого слоя порошка была снижена до 40 мкм. Образец сохранил свои целостность, что говорит влиянии на качество изделия уменьшения толщины насыпаемого порошка (рис. 1б). В образце сохранилась

высокая открытая пористость вследствие скатывания материала в шарики. В данном случае это говорит о том, что скорость сканирования поверхности порошка слишком низкая.

При получении образца № 3 была увеличена скорость сканирования, а для сохранения энерговклада на прежнем уровне увеличена мощность лазерного излучения. Как видно на рис. 1в, качество поверхности образца изменилось. Стало значительно меньше шариков, скатывающихся из расплавленного материала, значительно снизилась открытая пористость. На поверхности видны отдельные дорожки сканирования, что говорит о кристаллизации материала локально в отдельных треках. При оценке толщины образца № 3 было обнаружено, что она меньше совокупной толщине насыпок на 25%. Это означает, что при сплавлении слоя порошка толщиной 40 мкм получается слой наплавленного материала толщиной 30 мкм. Значит, с каждой насыпкой реальная толщина слоя насыпанного порошка увеличивалась, что с увеличением количества слоев приводило к увеличению толщины очередной насыпки и формированию в процессе лазерного воздействия сложной морфологии поверхности образца с образованием шариков.

При получении образца № 4 усадка порошка при плавлении была учтена, и шаг опускания платформы для каждого последующего слоя составлял от 40 мкм для первых слоев до 30 мкм для последних слоев образца. Таким образом, сохранилась толщина насыпки порошка на уровне 40 мкм. Внешний вид образца № 4 приведен на рисунке 1г. Как видно, на поверхности образца менее заметны следы треков, нет открытых пор, шероховатость значительно ниже, чем у предыдущих образцов. Режим получения образца № 4 в данном диапазоне изменения режимов СЛС можно считать оптимальным.

Результаты металлографического анализа поперечных шлифов трех последних образцов показали, что оптимизация параметров СЛС обеспечила формирование монолитного материала с небольшим количеством мелких пор. Главным недостатком полученных образцов является наличие трещин, свидетельствующих о высоких внутренних напряжениях, формирующихся в образце в процессе СЛС. Решение данной проблемы является дальнейшей задачей исследований.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФ, грант № 15-19-00191.

Список литературы

1. Шишковский И.В. Лазерный синтез функциональных мезоструктур и объемных изделий. – М. : Физматлит, 2009. – 417 с.
2. Razin A.V, Ovchinnikov V.V, Akhmetdin R.G. et al. Impact of ispersiveness on selective laser melting of the mixture of titanium and niobium fine powders // AIP Conf. Proc. – 2016. – 1783, 020190.
3. Шаркеев Ю.П., Ковалевская Ж.Г., Химич М.А. и др. Исследование строения и фазового состава порошков Ti и Nb после механической активации // Обработка металлов. – 2016. – № 1 – С. 42–51.

КОНТАКТНОЕ ПЛАВЛЕНИЯ В СИСТЕМЕ Cu-Ti

В.П. Кулевич, О.В. Слаутин, Д.А. Евстропов

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.Г. Шморгун
Волгоградский государственный технический университет
E-mail: mv@vstu.ru

Система Ti-Cu относится к системам с сильно вырожденными эвтектиками, где эвтектическая точка на диаграмме состояния смещена в сторону легкоплавкого компонента, поэтому в образовании жидкой фазы в контакте Ti-Cu определяющую роль должен играть размерный эффект плавления [1].

Анализ диаграммы состояния Ti-Cu и массива экспериментальных данных [2], полученных при исследовании структуры и фазового состава зоны взаимодействия (ЗВ), сформированной как в твердой, так и в жидкой фазе между титаном ВТ1-0 + медью М1, позволил предложить следующую последовательность ее формирования: 1 – диффузионное взаимодействие в твердой фазе с формированием пересыщенных твердых растворов и сплошных интерметаллидных прослоек; 2 – образование в твердом растворе на основе меди зародышей жидкой фазы; 3 – роста слоя расплава.

На первой стадии в результате взаимной диффузии, на границе раздела сваренных взрывом металлов происходит образование пересыщенных твердых растворов на основе меди Cu(Ti), титана Ti(Cu) и сплошных интерметаллидных соединений Ti_2Cu , TiCu, Ti_3Cu_4 , Ti_2Cu_3 , $\beta TiCu_4$ (рис. 1).

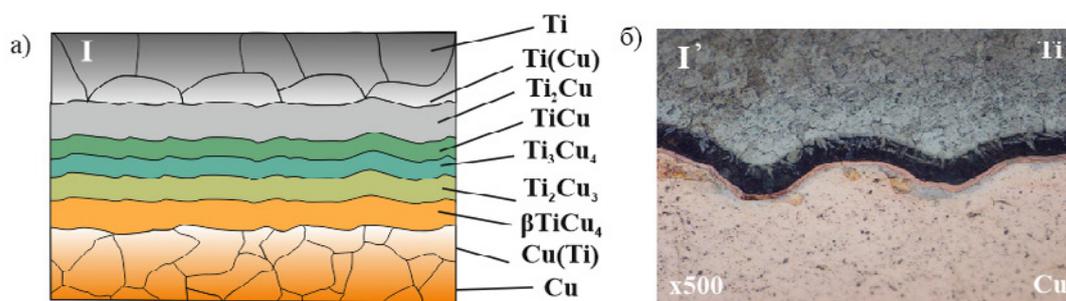


Рис. 1. Структура ЗВ в процессе нагрева (а) и после охлаждения (б) на участке I-I' термического цикла при 880 °С

Формирование зародышей жидкой фазы происходит при достижении некоторой критической концентрации Ti в Cu(Ti), в результате образования наноразмерных кластеров меди, на которых проявляется размерный эффект плавления [3] (рис. 2, а). Со временем островки жидкой фазы при соприкосновении друг с другом сливаются, и вся область твердого раствора превращается в тонкую пленку жидкости (рис. 2, б).

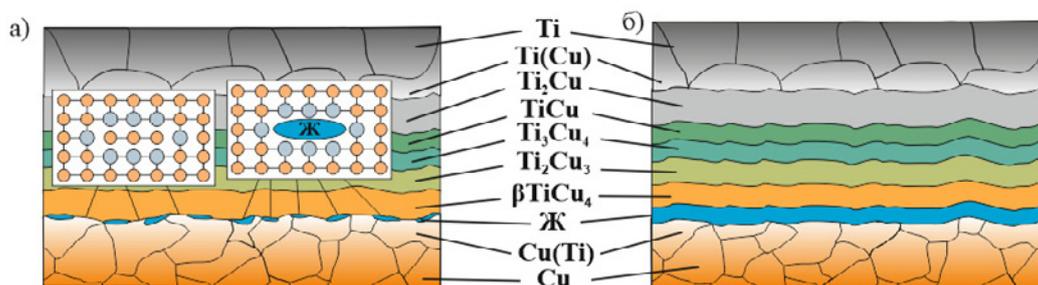


Рис. 2. Процесс зарождения и формирования жидкой прослойки на границе соединения при ≈ 900 °С

Жидкая прослойка переходит в гетерофазное состояние. Дальнейшее повышение времени выдержки способствует растворению в жидкости интерметаллидных прослоек Ti_3Cu_4 , Ti_2Cu_3 , $\beta TiCu_4$, сформировавшихся в процессе твердофазной диффузии (рис. 3).

Рост толщины слоя расплава зависит от температуры и скорости гетерогенных реакций на межфазных границах расплав-интерметаллид (со стороны титана) и расплав-твердый раствор (со стороны меди) (рис. 4).

После продолжительного отжига и полного растворения титанового слоя, система приходит в равновесие в соответствии с установившейся концентрацией при заданной температуре в соответствии с диаграммой

состояния системы Cu-Ti, а ликвация по фазовому составу нивелируется по толщине ЗВ до βTiCu_4 или $\beta\text{TiCu}_4 + \text{Cu}(\text{Ti})$ (рис. 5).

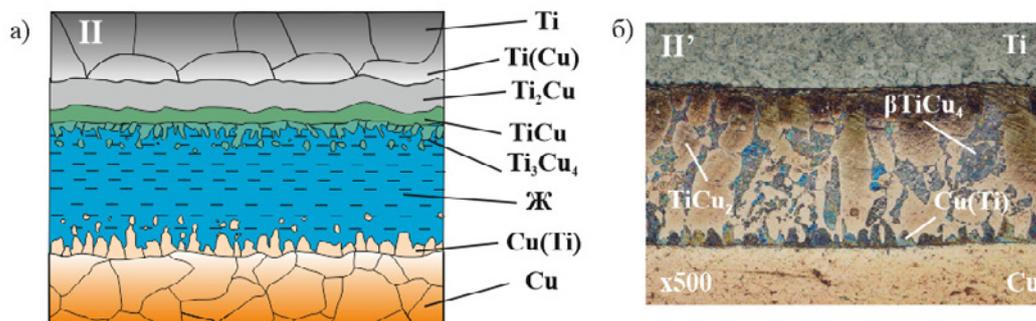


Рис. 3. Растворение в жидкости сплошных интерметаллидных прослоек (а) и структура ЗВ после кристаллизации (б)

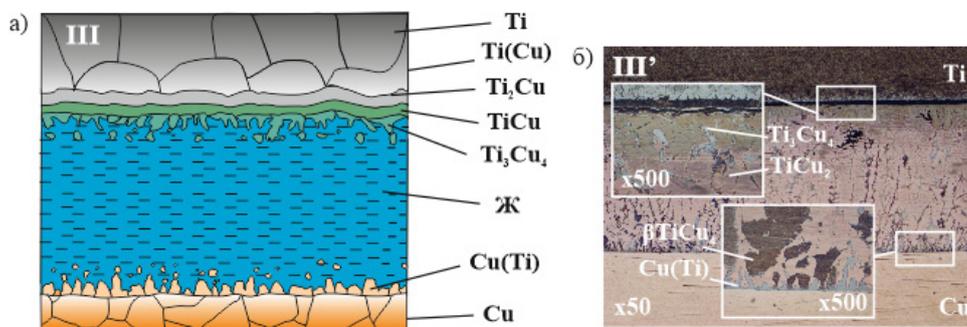


Рис. 4. Изменения структуры на границе расплав-интерметаллид со стороны титана (а) и структура ЗВ после кристаллизации с 900 °С



Рис. 5. Структура ЗВ, сформированная после продолжительного отжига и полного растворения титанового слоя при 900 °С

Список литературы

1. Ахкубеков А.А., Вайсултанов М.М., Ахкубекова С.И. Начальная стадия контактного плавления, как низкоразмерный эффект // Известия вузов. Северокавказский регион. Серия: Естественные науки. – 2005. – № 9. – С. 56–64.
2. Формирование покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактом плавлении / В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин и др. // Металлург. – 2015. – № 10. – С. 88–92.
3. Процесс плавления диспергирования тонкой пленки меди в слоистых структурах в зависимости от ее толщины / Е.Н. Редичев, Д.Г. Громов, С.А. Гаврилов и др. // Опто-наноэлектроника, нанотехнологии и микросистемы : сб. трудов 6-й международной конф. – Ульяновск, 2004. – С. 129.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда
 (проект №14-19-00418)

ПРОВЕРКА МОДИФИКАЦИЙ ВЫРАЖЕНИЙ ЭФФЕКТИВНЫХ МОДУЛЕЙ НА ПРИМЕРЕ РАСЧЕТА ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ УПРУГОЙ ПЛАСТИНЫ

Н.А. Куприянов, К.К. Манабаев, В.Г. Зверев, А.А. Вакуров

Научный руководитель: К.К. Манабаев
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: mkk@tpu.ru

Рассмотрена задача об изгибе квадратной пластины из композиционного материала под действием погонной нагрузки, распределённой по поверхности пластины. Расчёт напряжённо-деформированного состояния пластины проводился в рамках теории упругости изотропного тела с использованием классических и модифицированных эффективных модулей. Полученные результаты подтверждают применимость модели среднегеометрического усреднения эффективных модулей для расчёта напряжённо-деформированного состояния двухкомпонентных композиционных конструкций.

Введение

В настоящее время является актуальным вопрос усовершенствования как численных, так и приближенных методов расчета композиционных материалов [1–6]. К последним можно отнести и метод эффективных модулей, представленный в работах [6–8]. В статье [6] были получены модификации эффективных характеристик Фойгта–Рейсса и Хашина–Штрикмана для двухкомпонентного изотропного композита. Представленные модели среднегеометрического усреднения эффективных модулей показали наименьшие отклонения от точного решения для ряда тестовых задач, тем не менее, данные выражения нуждаются в дополнительной верификации.

Постановка задачи

Для численного сравнения точного решения с решениями на основе новых эффективных характеристик была рассмотрена задача изгиба квадратной пластины давлением P , приложенным перпендикулярно к плоскости пластины ABCD (рис. 1). Толщина пластины принята единичной, а величина стороны a равна 0,2 м. Граничные условия для задачи: на линиях AB, BC, CD и DA – сторонах пластины выполняется условие жесткого закрепления: перемещения по осям Ox и Oy отсутствуют ($u_\alpha = 0, \alpha = 1, 2$).

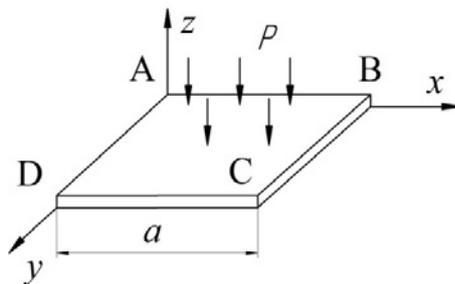


Рис. 1. Схема изгиба пластины

Задача проверки возможности применения эффективных усредненных модулей сводится к вычислению параметров напряженно-деформированного состояния однослойной пластины на основе решений с известными эффективными характеристиками и сравнением этих решений с результатом расчета с помощью новых усредненных характеристик.

В дальнейшем, условимся использовать индекс k в соответствии с таблицей 1.

Таблица 1 – Соответствие численного решения и эффективных модулей значению индекса k

k	1	2	3	4	5	6
	Численное решение	G_V, K_V	G_R, K_R	G'_V, K'_V	G''_V, K''_V	G_{SR}, K_{SR}

На рисунках 1, 2 представлены кривые перемещений u_3^k в зависимости от координаты x . Значение координаты ($x=0; y=0,1$) соответствует точке на ребре пластины, а при ($x=0,1; y=0,1$) рассматривается точка в центре пластины.

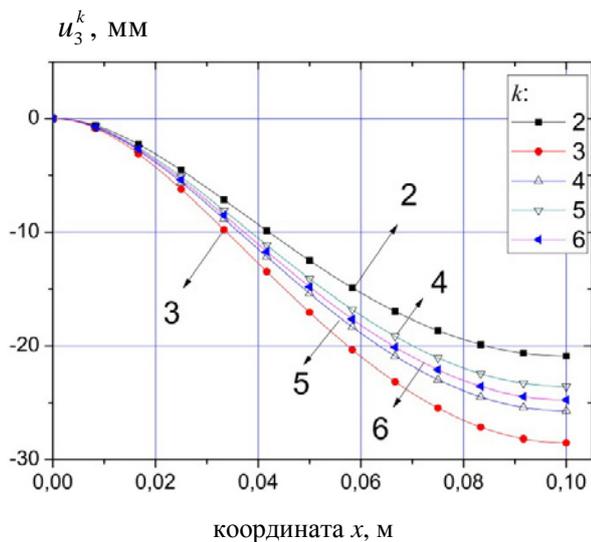


Рис. 3. Кривые зависимости перемещения u_3^k от координаты x

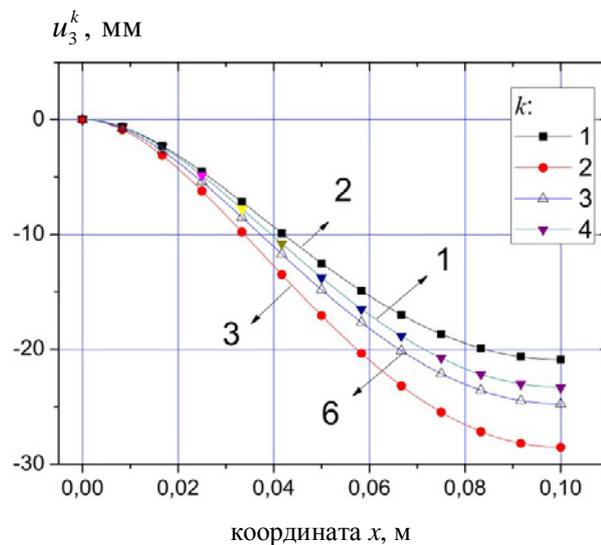


Рис. 4. Кривые зависимости перемещения u_3^k от координаты x

Выводы

На основе проведенных числовых расчетов с геометрически усредненными модулями на основе характеристик Хашина-Штрикмана можно сделать следующие выводы:

- численным анализом установлено, что для тестовой задачи о нагружении двухкомпонентной пластины минимальные расхождения в значениях потенциальных энергий и прогибах, соответствующих точному и приближенному решениям, дают расчеты с геометрически усредненными эффективными модулями и эффективными характеристиками по типу Н-С фойгтовского типа;
- проведенные числовые расчеты подтверждают применимость математической модели геометрически усредненных эффективных модулей к расчету напряженно-деформированного состояния двухкомпонентных композитов.

Список литературы

- Rasool A., Bohm H.J. Effects of particle shape on the macroscopic and microscopic linear behaviors of particle reinforced composites // *Int. J. Engng. Sci.* – 2012. – Vol. 58. – P. 21–34.
- Klusemann B., Bohm H.J., Svendsen B. Homogenization methods for multi-phase elastic composites of non-ellipsoidal shape: Comparisons and benchmarks // *Eur. J. Mech. A. Solids.* – 2012. – Vol. 38. – P.21–37.
- Шермергор Т.Д. Теория упругости микroneоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 400 с.
- Сендецки Д. Упругие свойства композитов. – М.: Мир, 1978. – Т.2: Механика композитных материалов. – 654 с.
- Hashin Z. The elastic moduli of heterogeneous materials // *J. Appl.* – 1962. – Vol. 29. – P. 143–150.
- Светашков А.А. Модификации эффективных модулей типа Хашина–Штрикмана для двухкомпонентного изотропного композита [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.ispms.ru/ru/journals/430/2243>.
- Svetashkov A.A. New effective moduli of isotropic viscoelastic composites. Part I. Theoretical justification [Electronic resource]. – URL: <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/124/1/012099> (дата 15.12.15).
- Kupriyanov A.A. New effective moduli of isotropic viscoelastic composites. Part II. Comparison of approximate calculation with the analytical solution [Electronic resource]. – URL: <http://earchive.tpu.ru/handle/11683/33867>.

РАЗРАБОТКА И ПОЛУЧЕНИЕ ТРЕХМЕРНЫХ СШИТЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИ-ДИЦИКЛОПЕНТАДИЕНА И ПОВЕРХНОСТНО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

В.В. Куртуков, П.А. Хахулин

Научный руководитель: доцент, к. х. н. П.С. Постников
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: kurtukov@tpu.ru

Трехмерные полимерные композиты с различными углеродными наполнителями могут применяться в самых разных областях благодаря высоким механическим свойствам, тепло- и электропроводности, а также самовосстанавливающим свойствам [1]. Синтез сшитых полимерных композиций – относительно недавняя тенденция в разработке новых материалов [2]. Углеродные нанотрубки с высокими тепло- и электропроводящими свойствами являются отличными наполнителями для композиционных материалов с улучшенными характеристиками. Кроме того, поверхность углеродных нанотрубок может быть модифицирована органическими функциональными группами с использованием солей диазония [3].

В настоящее время дициклопентадиен (ДЦПД) является одной из наиболее перспективных конструкционных пластмасс [4]. Синтез и оценка характеристик композиционных материалов на основе ДЦПД, наполненных наноразмерными материалами, является главной задачей данного исследования [5].

В ходе исследовательской работы был разработан новый способ приготовления сшитого нанокомпозитного материала на основе поли-ДЦПД и поверхностно-модифицированных однослойных углеродных нанотрубок (ОСУНТ) с помощью реакции метатезисной полимеризации олефинов с раскрытием цикла (ROMP).

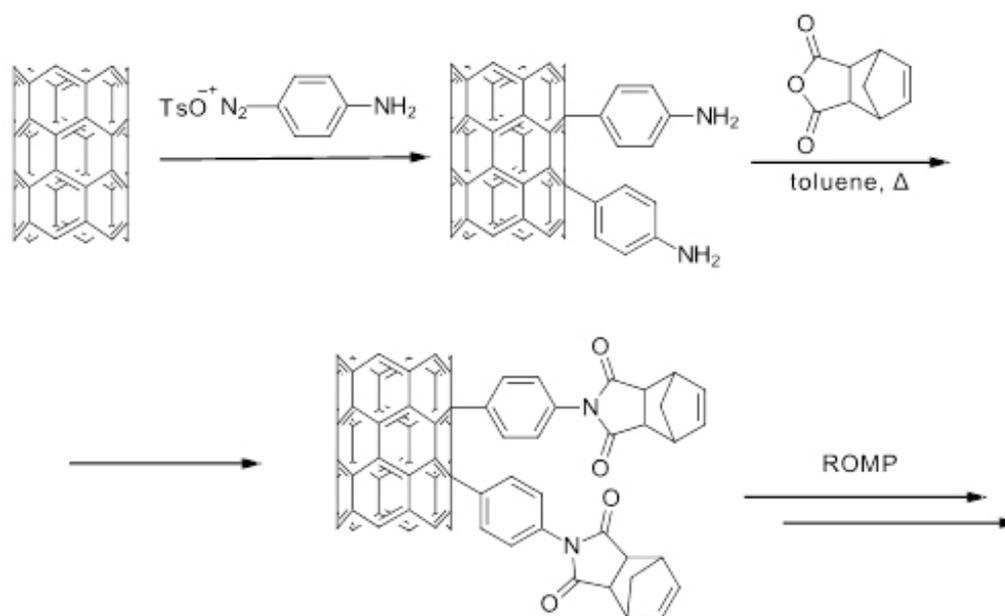


Рис. 1. Схема получения трехмерного сшитого композитного материала

Для ROMP-полимеризации были использованы чистые ОСУНТ и с модифицированной поверхностью. Стабильная дисперсия с 0,1% масс. ОСУНТ в ДЦПД была получена распылением с последующей ультразвуковой дегазацией.

Были оценены механические свойства готового композиционного материала. Показано, что формирование сильной ковалентной связи между полимером и ОСУНТ приводит к достаточному повышению прочностных свойств. Модуль упругости при растяжении и модуль упругости при изгибе композита, заполненного ОСУНТ с модифицированной поверхностью увеличивается на 13 и 30%, соответственно, по сравнению с немодифицированным наполнителем.

Список литературы

1. Gibson R.F. // Composite Struct. – 2010. – Vol. 92. – P. 2793–2810; Fina A., Han Z. // Prog. Polym. Sci. – 2011. – Vol. 36. – P. 914–944; Zhang L.W. et al. // Composite Struct. – 2015. – Vol. 120. – P. 90–97.
2. Hsu C.-S. et al. // J. Am. Chem. Soc. – 2010. – Vol. 132. – P. 4887–4893; Garsia E., Tiwari R. // Smart Materials and Structures. – 2011. – Vol. 20. – 083001; Chehimi M. et al. // Colloids and Surfaces A. – 2013. – Vol. 439. – P. 43–68.

3. Karousis N. // Chem. Rev. – 2010. – Vol. 110. – P. 5366–5397; Huang X.-J. et al. // Nanoscale. – 2012. – Vol. 4. – P. 1948–1963.
4. Slugovc C. (2014) Industrial Applications of Olefin Metathesis Polymerization, in Olefin Metathesis: Theory and Practice (ed K. Grela). – Hoboken, NJ : John Wiley & Sons, 2014.
5. Peng S. et al. // J. Appl. Polym. Sci. – 2012. – Vol. 129. – P. 1045–1052; Wang X. et al. // Polymer-Plastics Techn. & Engin. – 2013. – P. 52. – P. 586–591; Vallons K.A.M. et al. // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2015. – Vol. 78. – P. 191–200.

АЛЮМООКСИДНАЯ КЕРАМИКА, СПЕЧЕННОЙ ПРИ РАЗЛОЖЕНИИ СМЕСИ ОКСИД-ГИДРОКСИД, ИССЛЕДОВАНИЕ ЕЕ СВОЙСТВ

Р.В. Левков, М.В. Коробенков

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. С.Н. Кульков
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Томский государственный университет
E-mail: levkov.r.v@mail.ru

Разработка материала на основе оксидов с многоуровневой поровой структурой и сохраняющей высокую прочность является фундаментальной задачей современного материаловедения. Традиционным способом создания высокопористых материалов является метод, основанный на выгорании порообразующей добавки [1]. Это эффективно с точки зрения управления объемом порового пространства но, данный способ имеет недостаток, в виде образования углерода на поверхности материала при выгорании порообразователя [2]. Это является недопустимым при изготовлении некоторых носителей катализаторов, биоимплантатов, мембран различных фильтров. В литературе известны и другие методы порообразования. Например метод основанный на разложении порошковой шихты до более простых соединений, с выделением газа. Наиболее распространенный из таких методов порообразования, это метод, основанный на разложении компонентов порошковой шихты до более простых соединений [3]. Метод позволяет избежать присутствия посторонних соединений в пористом керамическом материале. Целью работы являлось исследование формирования пористости в керамических образцах, синтезированных из оксида алюминия, посредством метода разложения гидроксида алюминия.

Гидроксид алюминия модификации $Al_2O_3 \cdot 4H_2O$ был получен разложением алюминатного раствора. Порошок состоял из изолированных поликристаллических частиц с хорошей огранкой. Основное количество частиц имели размер от 0,5 до 4 мкм, а так же присутствовали частицы размером до 8 мкм. Средний размер частиц порошка составил 2,6 мкм. На рентгеновской дифрактограмме порошка рефлексы были сильно размыты. Причинами размытия рентгеновских максимумов являются несколько факторов: высокая дисперсность областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей, низкая кристалличность гидроксида и концентрационная неоднородность порошка.

Для всех образцов, независимо от температуры спекания, характерно присутствие пористости. Образование пористости происходит за счет испарения ОН группы при разложении гидроксида алюминия [4]. Так же наблюдалось, что при увеличении температуры спекания уменьшается общая доля пор. Механические свойства полученных образцов показали, что с ростом температуры спекания происходит значительное увеличение прочности на сжатие (табл. 1).

Таблица 1. Механические свойства керамических образцов

Температура спекания	Усадка, %	Прочность на сжатие, МПа	Пористость, %
1300 °С, выдержка 1 час	7	6±0,5	63±2
1400 °С, выдержка 1 час	18	110±5	50±3
1500 °С, выдержка 1 час	30	800±15	20±5

Таким образом, выявлено, что пористая структура в керамическом материале на основе Al_2O_3 формируется за счет разложения ОН группы в процессе спекания. Объем порового пространства полученный методом разложения гидроксида до оксида алюминия сопоставим с объемом порового пространства полученным методом введения органического порообразователя ~60%. Выявлено, что керамические образцы спеченный при температуре спекания 1500 °С имеют более высокую прочность на сжатие по сравнению с образцами, спеченными при температуре спекания 1300, 1400 °С. Предел прочности при сжатии этих керамик составил 800 МПа при пористости 20%.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-31-60059 мол_а_дк.

Список литературы

1. Буйкова С.П., Хлусов И.А., Кульков С.Н. Пористая циркониевая керамика для эндопротезирования костной ткани // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, №. S2.
2. Буйкова С.П., И.А. Жуков, А.В. Козлова. Структура и свойства пористой керамики $ZrO_2-Al_2O_3$ // Изв. вузов. Физика. – 2011. – Т. 54, № 9/2. – С. 120–124.
3. Deng Z. Y., et al. High surface area alumina ceramics fabricated by the decomposition of $Al(OH)_3$ // Journal of the American Ceramic Society. – 2001. – Vol. 84(3). – P. 485–491.
4. Shujing Li, Nan Li. Effects of composition and temperature on porosity and pore size distribution of porous ceramics prepared from $Al(OH)_3$ and kaolinite gangue // Ceramics international. – 2007. – Vol. 33(4). – P. 551–556.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА МОРФОЛОГИЮ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Ли Чан¹

Научный руководитель: ассистент, к. т. н. Е.С. Дедова^{1,2}
¹Томский политехнический университет,
²Институт физики прочисти и материаловедения СОРАН
E-mail: lee106377@gmail.com

Существует класс материалов, сжимающихся при нагревании, то есть обладающих отрицательным коэффициентом термического расширения. Среди представителей данного класса материалов выделяется сложная оксидная система – вольфрамат циркония, ZrW_2O_8 . В то время как такие материалы обладают анизотропным расширением, проявляющееся в достаточно узком диапазоне температур, вольфрамат циркония сохраняет уникальные свойства от низких до высоких температур (-273 до 770 °C). На сегодняшний день недостаточно данных касательно влияния механической активации на структуру и свойства керамических порошков, содержащих вольфрамат циркония. Целью работы являлось изучить влияние механической активации порошков $ZrO_2 - Al_2O_3 - 5$ вес% ZrW_2O_8 на морфологию и свойства, выявить оптимальное время перемешивания данных порошков в планетарной мельнице.

В качестве исходных компонентов использовались: смесь порошков оксида циркония, стабилизированный оксидом иттрия, и оксида алюминия ($ZrO_2(3 \text{ мол\% } Y_2O_3) - Al_2O_3$) (Tosoh, Япония); вольфрамат циркония, полученный гидротермальным синтезом;

Порошки перемешивались в планетарной мельнице АГО 2. Порошки засыпались в стальные барабаны с керамическими вкладышами. В качестве мелющих тел использовались сферические корундовые шары с диаметром 8 мм с соотношением к порошку 5:1. Время перемешивания варьировалось и составило 1, 5, 10 минут.

Исходный порошок $ZrO_2(3 \text{ мол\% } Y_2O_3) - Al_2O_3$ представляет собой гранулы, средний размер которых составлял 80 мкм. Порошок вольфрамата циркония представляет собой сросшиеся и вытянутые продолговатые частицы с собственной блочной структурой. Средний поперечный размер составляет 0,2 мкм, средний продольный варьируется от 0,5 до 8 мкм.

Согласно данным электронной микроскопии, перемешивание в планетарной мельнице привело к изменению морфологии порошков. После смешивания размер гранул порошка $ZrO_2(3 \text{ мол\% } Y_2O_3) - Al_2O_3$ уменьшился до 10 мкм. Наименьший размер агломератов достигался после 1 минуты перемешивания порошка в планетарной мельнице и составил 7.3 мкм. Наименьший размер продолговатых частиц составил 4 мкм после перемешивания в течение 5 минут. Дальнейшее перемешивание привело к агломерации порошков.

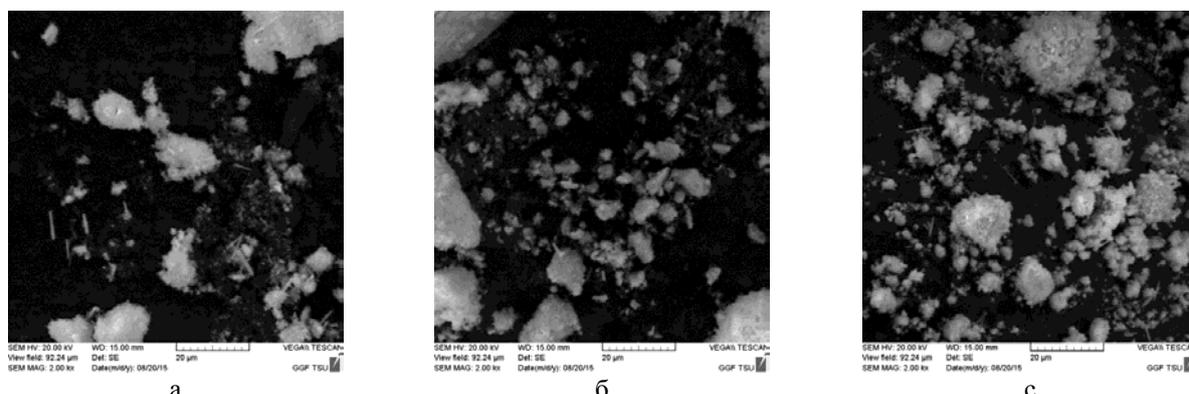


Рис. 1. РЭМ изображения порошков после смешивания в течение а) 1 мин; б) 5 мин; в) 10 мин

Зависимости изменения размеров частиц от времени спешивания представлены на рисунке 2. Как видно из рисунка 2а, при времени 0 до 1 мин наблюдается линейное уменьшение размеров агломератов, при активации от 1 до 10 мин изменение размеров изменяется согласно параболическому закону. Согласно рисунку 2 (а), изменение размеров продолговатых частиц подчинялось линейному закону с минимумом, соответствующему 5 минутам смешивания порошков.

На рисунке 2б представлено изменение удельной поверхности порошков, характеризующей суммарную площадь поверхности частиц порошка к единице массы, в зависимости от времени смешивания. Видно, что наибольшее значение удельной поверхности достигается при перемешивании в течение 5 мин. Увеличение времени активации привело к уменьшению $S_{уд}$.

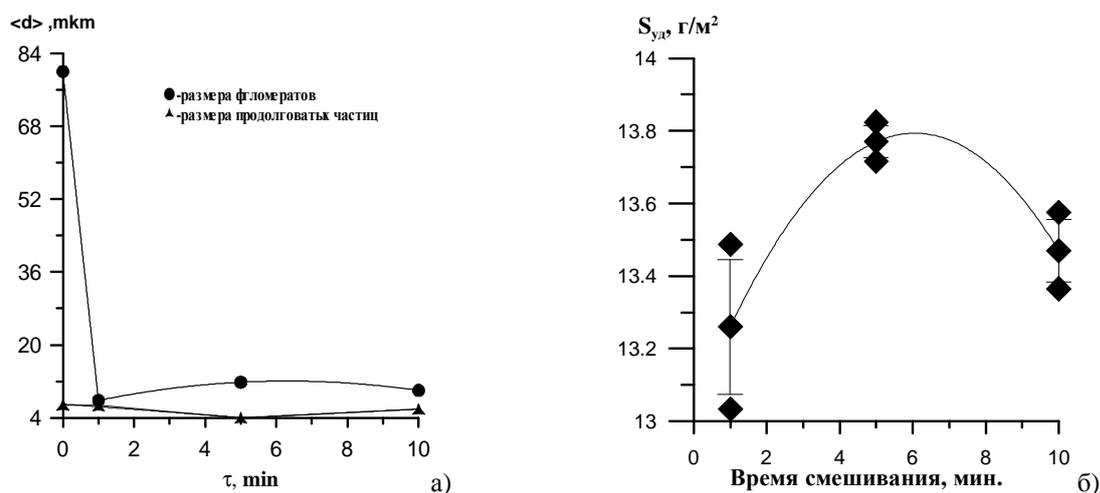


Рис. 2. Зависимость изменения а) размера частиц; б) удельной поверхности порошков от времени перемешивания

В ходе выполнения работы установлено, что морфология порошка $\text{ZrO}_2(3 \text{ мол}\% \text{Y}_2\text{O}_3) - \text{Al}_2\text{O}_3$ представлена гранулами с средним размером 80 μm . Порошок вольфрамата циркония состоит из сросшихся и вытянутых продолговатые частицы с собственной блочной структурой. Средний поперечный размер составляет 0.2 μm , средний продольный варьируется от 0,5 до 8 μm .

После перемешивания в планетарной мельнице в течение 1, 5 и 10 мин привело к изменению морфологии порошков. После смешивания размер гранул порошка $\text{ZrO}_2(3 \text{ мол}\% \text{Y}_2\text{O}_3) - \text{Al}_2\text{O}_3$ уменьшился до 10 μm . Наименьший размер агломератов достигался после 1 мин перемешивания порошка в планетарной мельнице и составил 7,3 μm . Наименьший размер продолговатых частиц составил 4 μm после перемешивания в течение 5 мин. Дальнейшее перемешивание привело к росту размеров частиц, вызванных агломерацией порошков.

Наибольшее значение удельной поверхности перемешанных порошков достигалось после активации в течение 5 мин.

Согласно проведенным исследованиям, оптимальным временем перемешивания смеси порошков $\text{ZrO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrW}_2\text{O}_8$ не должно превышать 5 мин.

Работа выполнена в рамках соглашения с Минобрнауки
14.575.21.0040 (RFMEFI57514X0040)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНЫХ ОЧАГОВ ЗАКАЛКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОЛОСЫ ЧЕРНОВА – ЛЮДЕРСА В ОБРАЗЦАХ СТАЛИ У12

О.В. Лобанкова, И.С. Макогон, С.А. Боёк

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. И. Ю. Зыков
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: svetlana.boek@tpu.ru

Известно, что пластическая деформация металлических образцов сопровождается эволюционирующими в соответствии со стадийностью кривой нагружения картинами макроскопической локализации деформации. Наиболее заметными примерами этого являются полоса Чернова–Людерса, возникающая на стадии легкого скольжения и шейка, образующаяся на стадии предразрушения образца.

В рамках данного исследования проведена экспериментальная попытка повлиять на формирование полосы Чернова-Людерса путем создания на поверхности образца стали (У12) системы неоднородностей в виде эквидистантных закаленных очагов, путем точечной поверхностной лазерной закалки на установке BlackLight. Длительность импульса 12 мс, плотность мощности $23,4 \text{ кВт/см}^2$ и диаметр пятна равен $0,35 \text{ мм}$.

Для экспериментов были подготовлены три образца с размером рабочей части $60 \times 8 \times 3$. Создание очагов упрочнения производилось в виде матрицы точек с шагом $0,12 \text{ мм}$ с обеих сторон заготовок. В серии присутствовал образец с обработкой на всей поверхности рабочей зоны, обработкой на половине длины и необработанный образец-свидетель. Вид образца представлен на рисунке 1.



Рис. 1. Образцы после лазерной обработки

На рисунке 2 можно увидеть очаг упрочнения. Хорошо заметны зоны воздействия термического влияния. В зоне лазерного воздействия произошло оплавление материала образца, о чем свидетельствует отсутствие рисок, оставленных шлифовальным инструментом до лазерной обработки.

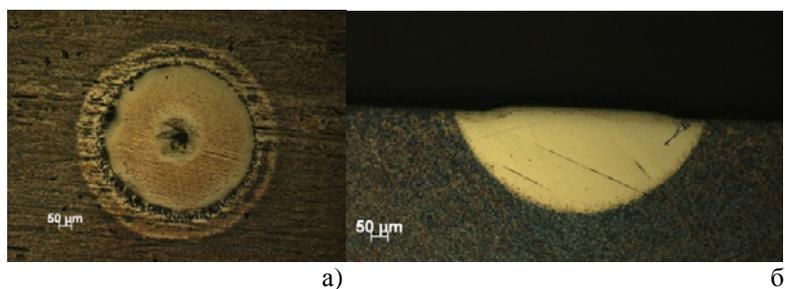


Рис. 2. Очаг упрочнения: а) вид сверху; б) вид в сечении

На рисунке 3 представлены результаты измерения микротвердости в области лазерного воздействия, а также близ неё. Измерение производилось от центра очага упрочнения к краю образца. Из него видно, что у обработанной стали микротвердость повысилась с 280 до 1050 МПа .

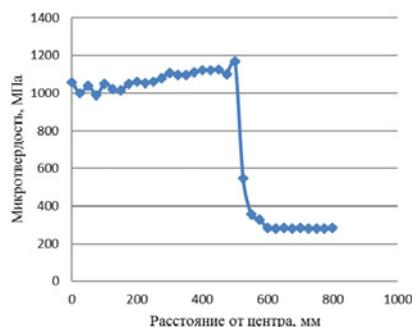


Рис. 3. Изменение микротвердости стали в области, подвергнутой лазерной обработке

Для проведения экспериментов была использована универсальная испытательная машина серии LFM-125 кН. Для исследования пластического формоизменения был использован метод двухэкспозиционной спекл-фотографии.

Обработка образцов на 100 и 50% длины привела к уменьшению их пластичности и исчезновению с кривой нагружения полностью обработанного образца площадки текучести. В обработанной зоне образцов полоса Чернова – Людерса отсутствовала, в отличие от образца-свидетеля и необработанной зоны второго образца, где она формировалась обычным образом. В обработанном образце образовывается только одна полоса локализации в узкой переходной зоне между обработанной областью и неподвижным захватом. При дальнейшем повышении нагрузки в обработанных образцах, в зонах упрочнения начинали поочередно возникать трещины, впоследствии приводящие к разрыву образцов. Необработанный образец разрушился с образованием ярко выраженной шейки.

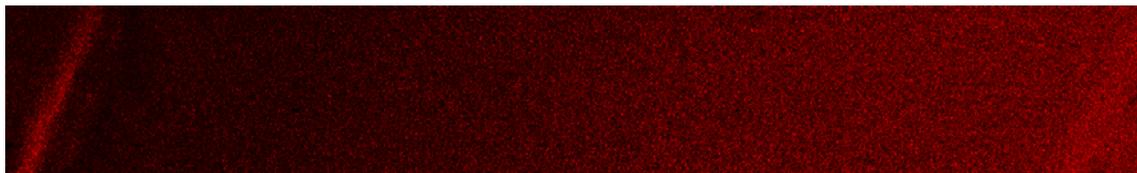


Рис. 4. Движение полос Людерса в образце

Данный вид обработки стали является поверхностным, очаги упрочнения по общему объему гораздо меньше самого образца. В сечении площадь очагов составляют не более 5% от площади сечения образца. При растяжении образцов, полоса Людерса не может пройти через область очагов упрочнения, что приводит к её подавлению. За счет подавления локализации, достаточно сильно изменилась диаграмма нагружения, в целиком обработанном образце почти полностью удалось избавиться от стадии легкого скольжения, что косвенно указывает на то, что стадийность может являться следствием локализации деформации.

Список литературы

1. Гуляев А.П., Гуляев А.А. *Металловедение : учебник для вузов. 7-е изд., перераб. и доп.* – М. : Альянс, 2011. – 644 с.
2. *Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов : справочник / под ред. Н.Н. Рыкалина.* – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.
3. Зуев Л.Б. *Макроскопическая физика пластической деформации металлов // Успехи физики металлов.* – 2015.

ОСОБЕННОСТИ ВАКУУМНОГО СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ TiC-МЕ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС

А.Д. Макан¹, А.М. Мырзахан¹

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Е.Н. Коростелева^{1,2}; к. т. н. В.В. Коржова²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет
²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки ИФПМ СО РАН
E-mail: sema9454@gmail.com

В последнее время все больший практический интерес вызывает целый ряд технологических процессов, при реализации которых требуются многокомпонентные дисперсные расходные материалы. Такими материалами могут быть как традиционные наплавочные порошковые смеси для электронно-лучевой и лазерной наплавки, так и формирования объемных изделий с использованием МИМ-технологий и 3D-печати. Ряд исследований [1–3] показал, что поведение порошковой системы при термическом воздействии существенно зависит от того, в каком виде введены в порошковую композицию ее составные компоненты: в виде простых элементарных порошков или в виде их соединений. С практической точки зрения особый интерес представляют порошковые композиции на основе карбида титана и металлической матрицы. Исследования наплавочных материалов из простой смеси порошков промышленного карбида титана и металлической связки типа быстрорежущей стали Р6М5 и т.п., широко известны [4], но глубокого анализа поведения при нагреве синтезированных порошков с участием тех же компонентов, только в связанном состоянии, пока еще недостаточно. В связи с этим исследования особенностей вакуумного спекания порошковых смесей на основе карбида титана с металлической связкой, полученных с помощью СВС, является актуальными. Для исследований использовали СВС-порошки, которые по соотношению компонентов соответствовали следующим составам, об.%: TiC-60% Ti, где в качестве металлической связки выступает избыточный титан; TiC-50% ПГ-С27 (высокохромистый чугун); TiC-50% Р6М5 (быстрорежущая сталь) и TiC-40% ПРН77 (сплав на основе никеля ПР-Н77Х15СЗР2). Содержание металлической связки определялось максимально возможной объемной долей инертного в тепловом отношении металлического компонента, позволяющего инициировать и реализовать СВС-процесс в шихте из исходных элементарных порошков титана, углерода (сажи) и выбранного металлического связующего. Полученные после синтеза брикеты дробились и рассеивались по фракциям. Для анализа вакуумного спекания полученных композиционных порошков отбирали наиболее мелкую фракцию, не превышающую 50 мкм. Спрессованные с использованием пластификатора (раствор каучука в бензине) с остаточной пористостью не более 45% цилиндрические образцы диаметром и высотой 10 мм спекали в вакуумной печи типа СНВ при температуре 1350 °С с выдержкой 3 часа.



Рис. 1. Изменение пористости после вакуумного спекания при $T = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ прессовок из синтезированных порошков: 1 – TiC-40% ПРН77; 2 – TiC-50% Р6М5; 3 – TiC-50% ПГ-С27 и 4 – TiC-60% Ti; а – пористость до и б – после спекания

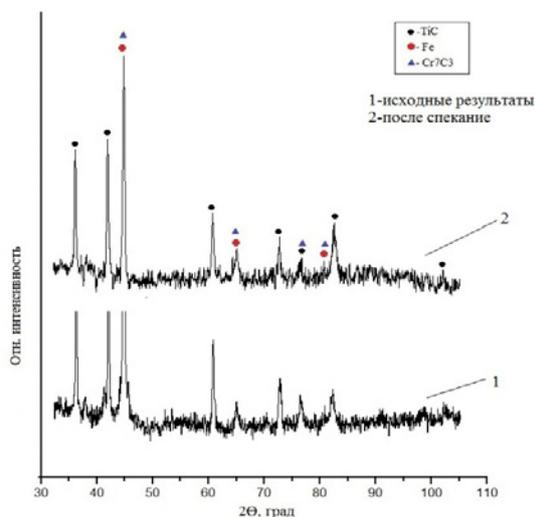


Рис. 2. Рентгенограммы исходных и спеченных синтезированных порошков TiC-50% Р6М5 (1 – исходные синтезированные порошки; 2 – спеченные прессовки из этих порошков)

На рисунке 1 показано, что разный тип металлической связки по-разному влияет на процессы уплотнения при спекании синтезированных порошков. Видно, что избыточное содержание титана в качестве металлической связки в синтезированном порошке TiC-60% Ti при спекании приводит к значительной усадке прессовок. Их

исходная пористость снижается с 28 до 4% (рис. 1, 4). Синтезированные композиционные порошки с чугуновой связкой также демонстрируют снижение пористости до 11% (рис. 1, 3). Обратную картину имеют результаты спекания порошковых композиций с никелевой и стальной матрицей. В отличие от предыдущих составов, в данном случае отсутствует не только уплотнение прессовок при спекании, но и наблюдается их заметный объемный рост (рис. 1, 1 и 2). В данном случае можно было бы предположить, что причиной такого поведения прессовок TiC-50% P6M5 и TiC-40% ПРН77 являются сопутствующие спеканию диффузионные процессы с возможным изменением фазового состава спеченных прессовок. Но проведенный предварительный рентгеновский анализ (рис.2) не выявил заметных отклонений от фазового состава исходных синтезированных порошков (рис. 2, 1).



Рис. 3. Микроструктура спеченных при $T = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ прессовок из синтезированных порошков:
а – TiC-50% ПГ-С27; б – TiC-50% P6M5

Аналогичное поведение следовало бы ожидать от прессовок на основе TiC-50% ПГ-С27, где также в металлической связке содержится существенный объем твердых фаз на основе хрома, тем не менее, эти прессовки демонстрируют хорошую спекаемость (рис. 3, а). Вероятнее всего, в составах с высокохромистой чугуновой связкой при выбранных температурах спекания ($1350\text{ }^{\circ}\text{C}$) образуется заметное количество исчезающей жидкой фазы, которая помогает усаживаться прессовкам. Для других составов (TiC-40% ПРН77 и TiC-50% P6M5) если и существует вероятность ее появления, то объем и время существования незначительны и могут быть достаточны лишь для усиления процесса гомогенизации синтезированных порошков. Чтобы ответить на эти вопросы, необходимы дополнительные исследования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-48-700381)

Список литературы

1. Прибытков Г.А., Андреева И.А., Коржова В.В. Объемные изменения и формирование структуры при твердофазном спекании порошковых смесей Ti-TiAl₃// Порошковая металлургия. – 2008. – № 11/12. – С. 79–86.
2. Коростелева Е.Н., Прибытков Г.А., Стрельницкий В.Е. и др. Объемные изменения и эволюция структуры при нагреве порошковых прессовок «титан – карбид титана»// Известия вузов. Физика. – 2014. – Т. 57, № 9/3. – С. 102–107.
3. Pribytkov G.A., Vagner M.I., Korjova V.V. et al. Sintering of powder compositions titanium – silicon and titanium – titanium silicide // Powder metallurgy. – 2013. – Vol. 11–12. – P. 3–12.
4. Кульков С.Н., Гнюсов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. – Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2006. – 240 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ВЛИЯНИЯ ДРЕССИРОВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ ТРАВЛЕННОЙ ЛЕНТЫ

Е.М. Медведева, Э.М. Голубчик

Научный руководитель: д. т. н. Э.М. Голубчик
Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
e-mail: fekla_med@mail.ru

В настоящее время горячекатаный рулонный прокат объединяет в себе все многообразие металлопродукции, включающей прокат, предназначенный для последующего холодного передела, продольного и/или поперечного роспуска, производства гнутых профилей и труб, товаров народного потребления.

Одним из наиболее массово производимых видов стального проката является горячекатаная лента, в т.ч. травленая, отожженная, дрессированная, предназначенная для изготовления сварных строительных конструкций, труб, деталей автомобилей (дисков колес, соединителей рычагов задней подвески, кожухов полуосей), гнутых профилей и т.д.

При этом для обеспечения высокого качества металлопродукции горячекатаную полосу подвергают дополнительной отделке в виде операций финишной термообработки, а также дрессировке [1, 2].

Учеными ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» совместно со специалистами ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ОАО ММК) был спроектирован технологический процесс (рис. 1) для производства горячекатаной отожженной травленной ленты из стали марки 50ХГФА.

Данная лента предназначена для изготовления детали машин «диск сцепления», требующей значительной износостойкости, а также стойкости к истиранию. Для обеспечения максимальной степени соответствия обозначенным требованиям, изделия, после придания им окончательной формы, подвергаются закалке с последующим отпуском.

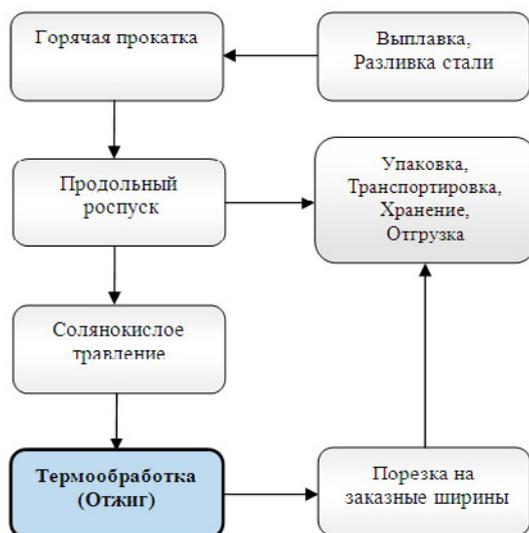
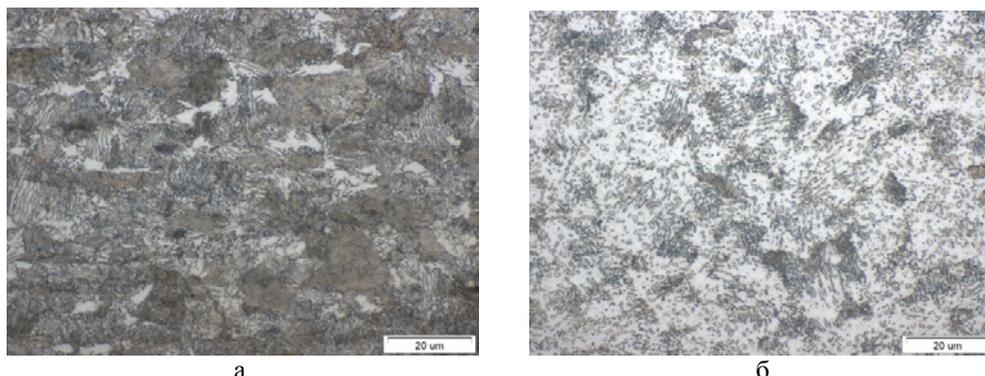


Рис. 1. Технологическая схема производства горячекатаной ленты с применением операции отжига

Для оценки микроструктуры стали были проведены исследования отобранных шлифов после травления. Установлено, что микроструктура пробы горячекатаного металла состоит из пластинчатого перлита и небольшого количества феррита. Дисперсность пластинчатого перлита соответствует 2–5 баллам по шкале 1 ГОСТ 8233-56 (рис. 2,а). Микроструктура пробы горячекатаного отожженного металла состоит из зернистого, пластинчатого перлита составляет 65/35% по шкале 9 ГОСТ 8233-56 (рис. 2,б).

Таким образом, докритический отжиг стали со структурой метастабильного тонкопластинчатого перлита способствовал как трансформации карбидной фазы – уменьшению дефектности, сфероидизации и коалесценции цементита, так и к изменениям в ферритной составляющей перлита: снижению твердорастворного упрочнения, полигонизации и рекристаллизации. Такие структурные изменения сопровождаются сильным разупрочнением стали, тем самым повышая способность к дальнейшей переработке стали.

Кроме того, в ходе исследований были определены направления, способствующие повышению стойкости ленты к циклическим нагрузкам, реализация которых имела место при проектировании технологического процесса изготовления горячекатаной травленной ленты из стали марки 07ГБЮ размерами 3,5x410 мм по ТУ 14-1-5262-2008, предназначенной для конструирования дисков колес автомобилей.



а
б
Рис. 2. Микроструктура проката стали марки 50ХГФА $\times 1000$:
а – горячекатаная; б – горячекатаная отожжённая

При анализе влияния применяемого в условиях НПДС 630 редуцирования на механические характеристики ленты был сделан вывод об отсутствии кардинального изменения уровня как прочностных, так и пластических характеристик ленты при использовании дополнительной операции дрессировки горячекатаной ленты. При этом после процедуры ее дрессировки, при испытаниях образцов на растяжение, отмечено отсутствие площадки текучести, что благоприятно отражается на штампуемости металлопроката.

Что касается поверхности ленты, то дрессированная лента имеет более высокую однородность шероховатости, что является благоприятным для эргономичности внешнего вида и процесса нанесения лакокрасочных покрытий.

Список литературы

1. Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Телегин В.Е. Исследование технологии производства стальной горячекатаной ленты с расширенным комплексом потребительских свойств : Труды XIX Международной научно-практической конференции *Металлургия: технологии, инновации, качество* : труды XIX Международной научно-практической конференции. Ч.2. – Новокузнецк : СибГИУ, 2015. – С. 155–159.
2. Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Телегин В.Е. и др. XVII International scientific conference “New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering”. Monograph № 56. – Poland, Czestochowa, 2016. – P. 260–266.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1560

Е.Н. Москвичев, В.В. Скрипняк, Д.В. Лычагин

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.А. Скрипняк
 Национальный исследовательский Томский государственный университет
 E-mail: em_tsu@mail.ru

Одним из перспективных и наиболее востребованных в науке о материалах направлением является создание новых и развитие существующих технологий обработки металлов [1]. В последние два десятилетия интенсивные исследования проводятся в области конструкционных сплавов с микронной, субмикронной и нано структурами. Данный интерес обусловлен повышенными механическими свойствами таких материалов. Для создания таких структур широко используются различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД).

Для обработки объемных образцов наиболее часто применяются технологии равноканального углового прессования (РКУП), всестороннейковки и кручения под высоким давлением. Для обработки плоских образцов применяются технологии прокатки, ударной ультразвуковой обработки поверхностных слоев.

Методика прессования рифлением (ПР), рассмотренная в данной работе, является сравнительно недавно разработанной технологией реализации ИПД в плоских сплавах [2]. Прессование рифлением позволяет получать плоские образцы в виде пластин и лент с повышенными прочностными свойствами. Данная методика повышения прочностных характеристик листового проката уже показала свою эффективность для различных материалов, таких как: коммерчески чистый алюминий, медь, низкоуглеродистая сталь, никель. В данной работе объектом исследования был выбран, широко используемый в аэрокосмической области, алюминиево-магниевый сплав 1560 в состоянии поставки.

Целью представленной работы было получение данных о деформационном поведении сплава 1560 с микроструктурной зеренной структурой, полученной методом прессования рифлением, в квазистатических условиях нагружения.

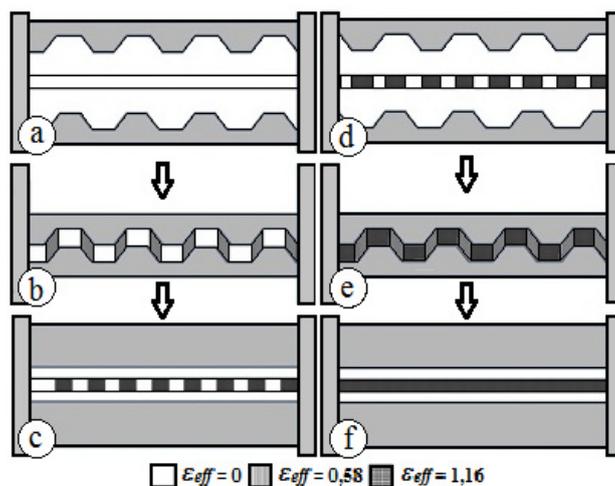


Рис. 1. Схема прессования рифлением

Суть метода заключается в последовательном обжатии плоского образца между рифлеными пресс-формами с дальнейшим выпрямлением путем обжатия между двумя плоскими пресс-формами (рис. 1).

Один цикл прессования состоит из нескольких этапов: (a-b) – деформация сдвига – изгиба в зонах образца зажатого между двумя рифлеными пресс-формами плоского образца; (c) – деформация при выпрямлении рифленого образца путем обжатия между двумя плоскими пластинами; (d) – поворот образца на угол 180° относительно нормали к поверхности образца; (e) – повторная деформация сдвига-изгиба ранее недеформированной области пластины; (f) – повторная деформация при выпрямлении.

Эффективная пластическая деформация за один цикл прессования оценивается по приближенной аналитической формуле:

$$\varepsilon_{eff} = (2/9 * [(\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy})^2 + (\varepsilon_{yy} - \varepsilon_{zz})^2 + (\varepsilon_{zz} - \varepsilon_{xx})^2] + 4/3 * [\varepsilon_{xy}^2 + \varepsilon_{yz}^2 + \varepsilon_{zx}^2])^{1/2}$$

Было проведено исследование микротвердости сплава в состоянии поставки и после 4 циклов прессования. Измерения микротвердости H_v проводились в соответствии с ГОСТ 9450-76 с использованием автоматического микротвердомера Instron Wilson Hardness Tukon 2500-6.

Для описания механического поведения материала после обработки были проведены испытания образцов в состоянии поставки и после 4х кратного ПР на растяжение в соответствии с ISO 6892_2009-08. Испытания на одноосное растяжение образцов проводили с использованием электромеханической испытательной системы Instron 5948 при скорости деформации 1 с^{-1} .

Исследования зеренной структуры проводили методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ) на электронном микроскопе Tescan Vega II LMU.

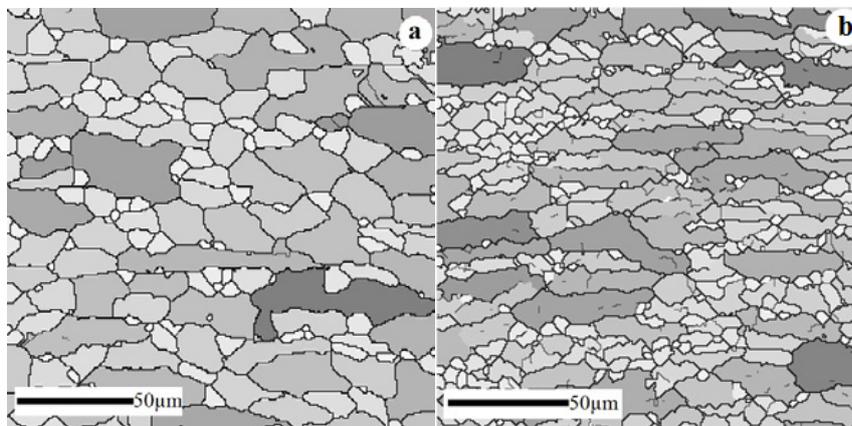


Рис. 2. Структура образца: а) в состоянии поставки; б) после четырех циклов ПР

После четырех циклов ПР в образце сформировалась бимодальная зеренная структура, состоящая из двух характерных массивов зерен: крупных вытянутых и малых равноосных.

После четырех циклов ПР микротвердость алюминиевого сплава 1560 увеличилась в среднем в 2,7 раза и достигла средних значений $HV = 112$. Микротвердость сплава в состоянии поставки не превышала $HV = 41$. Результаты испытаний на растяжение приведены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты испытаний на одноосное растяжение

Образец	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_B , %	ψ , %
сплав 1560 в состоянии поставки	$128,6 \pm 1,3$	$173 \pm 1,7$	$21 \pm 0,4$	$42,8 \pm 0,8$
сплав 1560 после четырех циклов ПР	$177,1 \pm 1,8$	$263,2 \pm 2,6$	$16,7 \pm 0,3$	$19,7 \pm 0,4$

Таким образом, метод прессования рифлением позволяет получить в материале бимодальную зеренную структуру, за счет формирования которой достигается повышение прочностных свойств листового проката алюминиевого сплава 1560. Значительно повышаются значения микротвердости, условного предела текучести и временного сопротивления разрушению в квазистатических условиях нагружения.

Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Аналитический центр геохимии природных систем» Национального исследовательского Томского государственного университета.

Список литературы

1. Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации. // Российские Нанотехнологии. – 2006. – Т. 1. – С. 208–216.
2. Shin D.H., Park J., Kim Y. et al. Constrained groove pressing and its application to grain refinement of aluminum // Mater. Sci. Eng. – 2002. – А. 328. – P. 98–103.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ НАНОПОРОШКОВ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ИЗ СУСПЕНЗИЙ С ЛИМОННОЙ КИСЛОТОЙ МЕТОДОМ РАСПЫЛИТЕЛЬНОЙ СУШКИ

И.С. Нечкасов, А.Э. Илела

Научный руководитель: доцент, к. х. н. Г.В. Лямина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: vip.nis@mail.ru

Нанопорошки, получаемые в растворах, как правило, имеют высокую степень агрегации и широкий диапазон размеров. Устраняют этот недостаток двумя способами, либо вводят стабилизатор в раствор на стадии синтеза, либо используют специальное оборудование, позволяющее быстро извлекать частицы из раствора. В нашей работе мы применяем оба этих подхода.

Цель работы – оценить влияние лимонной кислоты на фазовый состав и кинетику спекания композиционного порошка $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$, получаемого из суспензии методом распылительной сушки Nano Spray Dryer B-90.

В работе использовали суспензию на основе нитрата алюминия и оксихлорида циркония с добавлением лимонной кислоты: $[\text{Al}^{3+}] : [\text{Zr}^{2+}] : [\text{H}_3\text{Cit}] = 0,5 : 0,5 : 0,25$. Часть полученного продукта фильтровали и сушили при комнатной температуре, часть – выпаривали при температуре 200 °С в сушильном шкафу и выделяли из суспензии методом распылительной сушки (Nano Spray Dryer B-90) [1]. Полученные порошки отжигали при температуре 500 и 1000 °С в атмосферной печи (LAC VP20/17). Фазовый состав порошков исследовали с использованием дифрактометра (Shimadzu Maxima-X XRD-7000). Для анализа морфологии исследуемых порошков применяли метод сканирующей электронной микроскопии (JSM 7500F). Изучение кинетики спекания проводили при помощи дилатометра (NETZSCH DIL 402 E/7/G-РyC).

Таблица 1. Фазовый состав порошков

Метод	T, °С	Фазовый состав
Фильтрация	500	m-ZrO ₂ – 8,3% t-ZrO ₂ – 91,7%
	1000	m-ZrO ₂ – 48,6% t-ZrO ₂ – 3,3% γ-Al ₂ O ₃ – 48,1%
Nano Spray	500	t-ZrO ₂ – 54,8% c-ZrO ₂ – 45,2%
	1000	m-ZrO ₂ – 55,6% t-ZrO ₂ – 11,9% γ-Al ₂ O ₃ – 32,5%

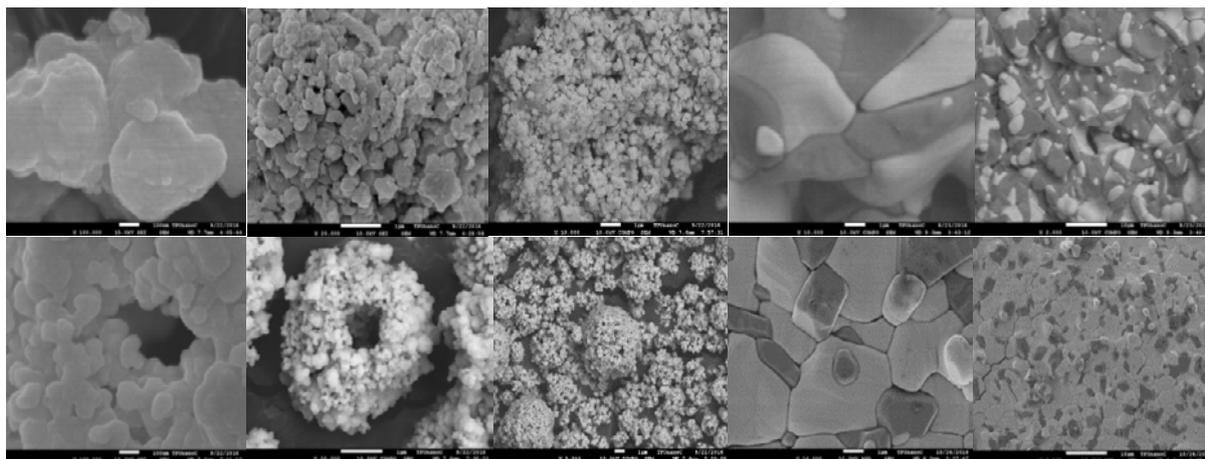


Рис. 1. СЭМ изображения порошков и компактов, полученных методом фильтрации (а, б, в, г, д) и методом распылительной сушки (е, ж, з, и, к). Отжиг 1000 °С

В таблице 1 представлен фазовый состав порошков. Видно, что использование распылительной сушки обеспечивает большее содержание тетрагональной и кубической модификации в порошке после отжига при 500 °С. Оксид алюминия находится в аморфном состоянии, так как сигналов его фаз не обнаружено. После отжига 1000 °С тетрагональная фаза оксида циркония переходит в моноклинную и появляются сигналы γ-фазы оксида алюминия при использовании обоих способов выделения частиц. При использовании Nano Spray большая часть

оксида алюминия находится в аморфном состоянии по сравнению с порошками, выделенными фильтрацией. Содержание тетрагональной фазы и в этом случае выше.

На рисунке 1 (а–в, е–з) представлены СЭМ – изображения порошков после отжига 1000 °С при различном увеличении. Видно, что порошки, полученные фильтрацией, имеют более агрегированную структуру, в отличие от порошка, полученного с использованием установки наноспрей, который имеет рыхлую структуру и представлен сферическими частицами. Наличие лимонной кислоты приводит к тому, что все порошки состоят из мелких кристаллитов, которые сцеплены друг с другом менее прочно, чем частицы, получаемые без стабилизатора, как в работе [2], что более удобно для получения керамики технологиями компактирования.

В таблице 2 представлены температура начала спекания компактов, полученных прессованием, степень их усадки и КЛТР образцов спеченных в dilatометре в атмосфере аргона. Добавление лимонной кислоты позволяет снизить температуру начала спекания. Для порошков, отожженных при температуре 500 °С температура спекания закономерно ниже, так как эти образцы содержат остатки лимонной кислоты. Видно, что способ извлечения порошков, отожженных при 1000 °С, незначительно сказывается на температуре начала спекания, степени усадки и значениях КЛТР. Выделяющийся по всем значениям образец, полученный методом распылительной сушки и отожженный при 500 °С имеет более рыхлую начальную структуру, при этом кристаллиты связаны в частице сильнее за счет сцепления в сферические агрегаты. Соответственно, лимонная кислота испаряется из компакта медленнее, способствуя образованию более пористой структуры и, как следствие, наблюдается более высокое значение КЛТР, более высокая степень усадки и самая низкая температура начала спекания.

Таблица 2. Некоторые характеристики компактов, полученных из порошков

Метод	Начало спекания, °С	Степень усадки, %	КЛТР · 10 ⁻⁶ , 1/К (280-780 °С)
Фильтрация 500 °С	528	22	41,7973
Фильтрация 1000 °С	922,6	14	42,9639
Nano Spray 500 °С	302,2	38	56,1004
Nano Spray 1000 °С	929,4	12	42,7277

Преимущества использования распылительной сушки хорошо видны на изображениях микроструктуры компактов (рис. 1, г, д, и, к). Зерна в компактах после спекания в образцах, полученных из порошков, синтезированных методом распылительной сушки значительно меньше.

В результате работы была разработана методика получения композиционных порошков Al₂O₃-ZrO₂ с лимонной кислотой методом распылительной сушки. Предложенный подход обеспечивает получение частиц с более деагломерированными кристаллитами, соответственно, имеет перспективы в технологиях компактирования. Полученные порошки при введении стабилизатора, например, оксида иттрия, могут быть использованы при создании керамических изделий медицинского назначения.

Список литературы

1. Лямина Г.В., Илеа А.Э., Качаев А.А. и др. Получение нанопорошков оксида алюминия и циркония из растворов их солей методом распылительной сушки // Бутлеровские сообщения. – 2013 – Т. 33, № 2. – С. 120–125.
2. Lyamina G., Ilea A., Khasanov O. et al. Synthesis of Al₂O₃-ZrO₂ powders from differently concentrated suspensions with a spray drying technique // AIP Conference Proceedings. – 2016. – 1772, 020011 ; doi: 10.1063/1.4964533

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕМАТИЧЕСКИХ ЖИДКИХ КРИСТАЛЛОВ С ДОБАВЛЕНИЕМ НАНОЧАСТИЦ Ta-Si

А.В. Номоев, Б.Б. Дамдинов, М.А. Цыренова, А.С. Демин

Научный руководитель: д. ф.-м. н., доцент, А.В. Номоев
Бурятский государственный университет
E-mail: nomoevav@mail.ru

В данной работе рассматриваются жидкокристаллические системы, в частности конденсированные среды за основу которых взяты жидкие кристаллы, включающие в себя микро- и наноразмерные компоненты. В последние годы добавление различных наночастиц в ЖК активно исследуется для улучшения их свойств, потому что метод допирования жидких кристаллов наночастицами более легок в технологическом плане, чем другие методы, и может применяться в стандартном процессе.

Одной из важных характеристик НЖК, определяющих их быстроедействие в рабочем диапазоне температур, является вязкость. Допирование жидких кристаллов наночастицами приводит к изменению ориентации молекул, диэлектрической анизотропии и проводимости жидкого кристалла, также возникает изменение динамических и оптических характеристик жидкокристаллических ячеек в электрическом поле.

В работе [2] авторы исследовали изменение электро-реологических эффектов НЖК, с добавлением наночастиц золота покрытых мезогенными группами, при которых вязкость регулируется с помощью силы приложенного электрического напряжения.

В статье [3] для уменьшения времени отклика ЖК, авторы предлагают использовать ЖК с низкой вязкостью. Преимуществом этих смесей с низкой вязкостью ЖК является их малая энергия активации, что существенно подавляет скорость повышения вязкости при низких температурах.

Структурная организация полимерно-жидкокристаллических композитов определяется составом и физико-химическими свойствами исходных компонентов, а также способом изготовления. Композиты могут быть сформированы в виде пленок капсулированных полимером жидких кристаллов (КПЖК), пористых структур, а также гелеобразных и коллоидных систем. Для оптоэлектронных устройств наибольший интерес представляют микропористые и КПЖК пленки, поскольку эти материалы могут сочетать в себе полезные качества как жидких кристаллов (высокую чувствительность к внешним воздействиям), так и полимеров (гибкость, простую технологию изготовления).

Целью этой работы было исследование реологических свойств нематического жидкого кристалла, в частности вязкости и влияния концентрации наночастиц Ta-Si на эти свойства.

В качестве материалов для создания полимерно-дисперсных жидких кристаллов использовались следующие соединения: коммерческие поливинилацетат и нематический жидкий кристалл с положительной диэлектрической анизотропией 4-пентил-4'-цианобифенил (5CB). Выбор этих компонентов объясняется их доступностью и достаточной изученностью.

Наночастицы применялись для допирования исходной полимерно-жидкокристаллической смеси. Они были получены путем испарения исходных монокристаллических материалов на релятивистском ускорителе электронов с последующей конденсацией паров в потоке транспортного газа аргона.

В настоящей работе использовались нематические жидкие кристаллы 5CB и наночастицы Ta-Si. Было приготовлено несколько образцов дисперсий полимер-ЖК- наночастицы, отличающихся друг от друга концентрацией добавляемых частиц. Концентрация наночастиц составляли 2, 1, 0,5, 0,25, 0,125% и рассчитывалась в зависимости от массы. Взвешивание суспензии производилась на аналитических весах (Vibra AF 224RCE).

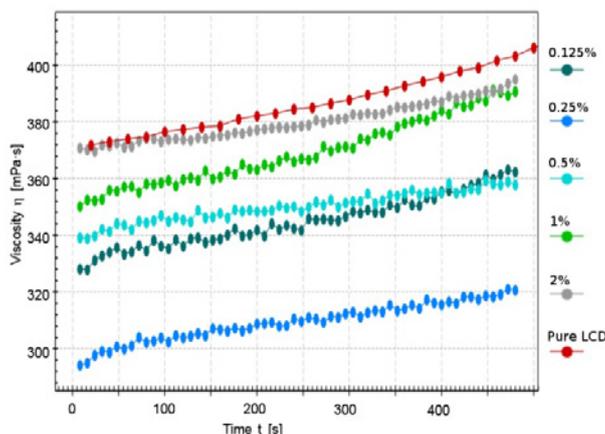


Рис. 1. Зависимость вязкости от концентрации наночастиц Ta-Si

Смесь полимера, жидких кристаллов и наночастиц обрабатывалась ультразвуком в течение 10 мин при частоте 22 кГц.

Измерения проводились с помощью реометра Anton Paar MCR 52. Реометр оснащен низкофрикционным подшипником, датчиком нормального давления и прецизионным мотором, что позволяет производить тесты с минимальным крутящим моментом 200 мкН. Образец был установлен между параллельными пластинами, нагретыми до 20 °С.

На рисунке 1 представлена зависимость вязкости жидких кристаллов от времени для разных значений концентраций наночастиц Ta-Si.

Из рисунка 1 видно, что вязкость ЖК меняется уменьшается при добавлении наночастиц Ta-Si. Описать, что имеется ее зависимость от концентрации наночастиц. Как известно, диэлектрическая анизотропия влияет на рабочее напряжение, пик пропускания, и время отклика через вязкость.

Зависимости средней вязкости и напряжения сдвига от концентрации наночастиц при постоянной скорости сдвига показаны в таблице.

Таблица 1. Зависимость средней вязкости и напряжения сдвига от концентрации наночастиц Ta-Si

Образец	Напряжение сдвига	Вязкость
[с]	[Па]	[мПа·с]
ЖК	43,23	432,3
ЖК + 2%Ta-Si	38,63	386,34
ЖК + 1%Ta-Si	37,56	375,6
ЖК + 0,5%Ta-Si	35,59	355,93
ЖК + 0,25%Ta-Si	31,47	314,7
ЖК + 0,125%Ta-Si	35,06	350,61

Из таблицы видно, что вязкость ЖК понижается с добавлением наночастиц, при этом чем меньше концентрация тем меньше становится вязкость и напряжение сдвига. Отклонение наблюдается при минимальной концентрации наночастиц 0,125%/мас ЖК, это связано с тем что суспензия приближается к результату чистых ЖК. Значит, существует оптимальная концентрация наночастиц, при которой напряжение сдвига и вязкость, минимальны.

Список литературы

1. Kaneko K., Ujihara Y., Oto K. et al. Electric-field-induced viscosity change of a nematic liquid crystal with gold nanoparticles // Chem. Phys. Chem. Communications. – 2016.
2. Chen H., Hu M., Peng F. et al. Ultra-low viscosity liquid crystal materials // Optical Society of America. – 2015.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА FeNiCoAlNb

М.Ю. Панченко, О.А. Куц

Научный руководитель: гл. н. с., д. ф.-м. н. И.В. Киреева; профессор, д. ф.-м. н. Ю. Чумляков
 Национальный исследовательский Томский государственный университет
 E-mail: panchenko.marina4@gmail.com

Сплавы на основе железа имеют атомно-неупорядоченную структуру, и, как правило, в них наблюдаются нетермоупругие МП. Известно, что для того чтобы γ - α' (γ – гранецентрированная кубическая решетка, α' – объемноцентрированная тетрагональная решетка) мартенситные превращения (МП) в сплавах на основе железа Fe-Ni-Co-Al-X (X=Ti,Ta) были термоупругими необходимо выделение дисперсных частиц упорядоченной γ' -фазы. Известно, что величина обратимой деформации в экспериментах по изучению эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) зависит от ориентации кристалла. Поэтому, целью настоящей работы является исследование влияние ориентации кристалла на осевые $\sigma_{0,1}$ и критические скальвающие напряжения $\tau_{кр}$, сверхэластичность, механический гистерезис при термоупругих γ - α' МП в монокристаллах сплава Fe-28%Ni-17%Co-11,5%Al-2,5Nb (ат.%), состаренных при 973 К в течение 5 ч, при данном режиме старения выделяются частицы γ' -фазы размером $d = 6-8$ нм. Для исследования были выбраны монокристаллы двух ориентаций: [001] и [011], которые имеют одинаковую величину деформации решетки $\varepsilon_0 = 8,7\%$ при растяжении для γ - α' МП. Но в [001]-кристаллах ε_0 определяется только деформацией CVP (CVP – сдвойникованная структура мартенсита) $\varepsilon_0^{[001]} = \varepsilon_{CVP} = 8,7\%$, а в [011]-кристаллах ε_0 определяется суммой деформаций: ε_{CVP} и деформации раздвойникованием α' -мартенсита ε_{detw} по плоскостям {112}, и $\varepsilon_0^{[011]} = \varepsilon_{CVP} + \varepsilon_{detw} = 4,1\% + 4,6\% = 8,7\%$ [1]. Благодаря такому выбору ориентаций можно исследовать влияние деформации раздвойникованием ε_{detw} на механический гистерезис $\Delta\sigma$ и величину СЭ под нагрузкой при γ - α' МП при деформации растяжением.

На рисунке 1 представлены результаты исследований температурной зависимости осевых $\sigma_{0,1}(T)$ и критических скальвающих напряжений $\tau_{кр}(T) = m \cdot \sigma_{0,1}$ (m – фактор Шмидта) для [001]- и [011]-кристаллов FeNiCoAlNb при деформации растяжением.

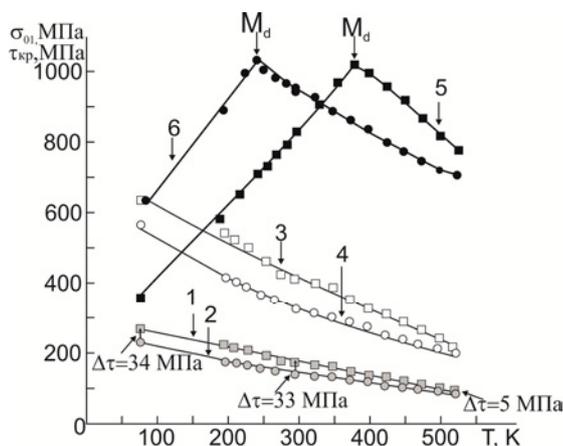


Рис. 1. Температурная и ориентационная зависимость критических скальвающих $\tau_{кр}$ и осевых $\sigma_{0,1}$ напряжений для монокристаллов сплава FeNiCoAlNb в однофазном состоянии после закалки (кривые 1-4) и состаренных при $T = 973$ К, 5 ч (кривые 5, 6) при деформации растяжением; кривые 1, 3, 5 – [001]-кристаллы; кривые 2, 4, 6 – [011]-кристаллы

Видно, что в однофазном состоянии после закалки (кривые 1-4) $\sigma_{0,1}(T)$ и $\tau_{кр}(T)$ имеют вид характерный для ГЦК-сплавов – с увеличением температуры испытания $\sigma_{0,1}$ и $\tau_{кр}$ уменьшаются, что является качественным подтверждением, что γ - α' МП под нагрузкой в однофазных кристаллах не развивается. Видно, что наблюдаются более высокие напряжения $\sigma_{0,1}$ и $\tau_{кр}$ у кристаллов, ориентированных вдоль [001]-направления, чем у [011]-кристаллами. Следовательно, в однофазном состоянии наблюдается отклонение от закона Боаса-Шмидта, что наблюдалось ранее на монокристаллах FeNiCoAlNbV [2]. При старении 973 К, 5 ч зависимость $\sigma_{0,1}(T)$ (кривые 5,6) изменяется и имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой, состоит из двух стадий. На первой стадии при $77 \text{ К} < T < M_d$ (M_d – температура при которой напряжения высокотемпературной фазы оказываются равными напряжению необходимому для образования мартенсита под нагрузкой) наблюдается линейная зависимость $\sigma_{кр}(T)$, которая описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса [2]:

$$d\sigma_{0,1}/dT = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0, \quad (1)$$

здесь ΔH – изменение энтальпии при МП, ε_0 – деформация превращения, T_0 – температура химического равновесия фаз. На второй стадии при $T > M_d$ $\sigma_{0,1}$ уменьшаются с ростом температуры испытания, и наблюдается нор-

мальная температурная зависимость $\sigma_{0,1}(T)$, характерная для ГЦК кристаллов при деформации скольжением. Анализ представленных данных на рисунке 1 (кривые 5, 6) показывает, что температура M_d , величины $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$ и напряжения высокотемпературной фазы при температуре выше M_d зависят от ориентации: в [001]-кристаллах $M_d = 375 \text{ K}$, $\alpha^{[001]} = 2,1 \text{ МПа/К}$; в [011]-кристаллах $M_d = 242 \text{ K}$, $\alpha^{[011]} = 2,5 \text{ МПа/К}$. Как отмечалось ранее у кристаллов данных ориентаций одинаковая величина деформации решетки $\varepsilon_0 = \varepsilon_{\text{CVP}} + \varepsilon_{\text{detw}} = 8,7\%$, поэтому величины $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$ для [001]- и [011]-кристаллов должны быть равны согласно (1), и так как температура M_s не зависит от ориентации кристалла, зависимости $\sigma_{\text{кр}}(T)$ на первой стадии при $77 \text{ K} < T < M_d$ должны совпадать, но этого не наблюдается. Следовательно, ориентационная зависимость величины α не определяется зависимостью от полной величины деформации (рис. 1).

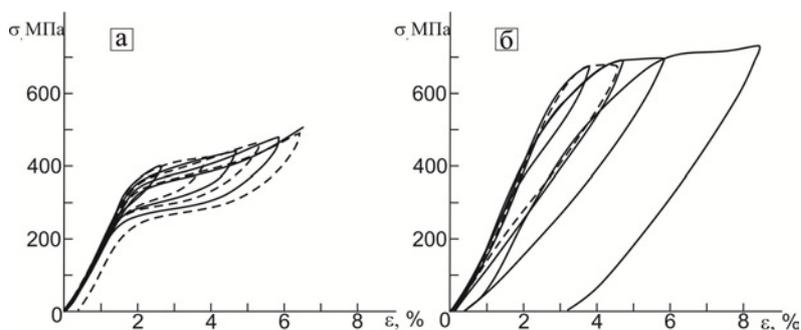


Рис. 2. « σ - ε » кривые при температуре испытания 77 К монокристаллов сплава FeNiCoAlNb, состаренных при $T = 973 \text{ K}$, 5 ч при деформации растяжением: а) [001]-кристаллы; б) [011]-кристаллы

Показано, что, СЭ и величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ зависит от ориентации кристалла. На рисунке 2 представлены результаты исследования СЭ при $T = 77 \text{ K}$ при деформации растяжением в [001]- и [011]-кристаллах, состаренных при 973 К, 5 ч. Максимальная величина СЭ 5% наблюдается в кристаллах, ориентированных вдоль [001]-направления, в широком температурном интервале 196 К (рис. 2а). А в [011]-кристаллах величина СЭ составляет 1,5%, при дальнейшем циклировании совершенной петли СЭ не наблюдается, это связано с увеличением механического гистерезиса $\Delta\sigma$, который при соответствующей температуре испытания оказывается больше $\sigma_{\text{кр}}$ для начала развития γ - α' МП под нагрузкой, что обусловлено вкладом деформации $\varepsilon_{\text{detw}}$. В [001]-кристаллах, где $\varepsilon_{\text{detw}} = 0$ механический гистерезис под нагрузкой узкий $\Delta\sigma < 110 \text{ МПа}$ и величина СЭ гораздо больше.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00012).

Список литературы

1. Tanaka Y., Himuro Y., Kainuma R. Ferrous polycrystalline shape memory alloy showing huge superelasticity // Science. – 2010. – Vol. 327, No. 3. – P. 1488–1490.
2. Панченко М.Ю., Куц О.А. Ориентационная зависимость осевых напряжений и сверхэластичности в монокристаллах сплава на основе железа FeNiCoAlNb // Физика твердого тела : сборник материалов XV российской научной студенческой конференции. – Томск, 2016. – С. 56–59.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ NiMnGa

М.В. Пичкалёва, Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков

Научный руководитель: к. ф.-м. н. Е.Е. Тимофеева
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: mariska_713@mail.ru

Работа посвящена исследованию влияния термической обработки на эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ) в ферромагнитных [011]-монокристаллах Ni₅₃Mn₂₅Ga₂₂ (ат.%) при деформации сжатием. Монокристаллы Ni₅₃Mn₂₅Ga₂₂ (ат.%) выращены методом Бриджмена. Для исследования выбраны монокристаллы в следующих состояниях: после роста (I), после отжига при 1273 К, 1 час с последующим медленным охлаждением со скоростью 15–20 К/мин (II).

В исходном и отожженном состояниях монокристаллы имеют L₂₁-структуру за счет медленного охлаждения (после завершения роста кристалла и после отжига), при котором степень порядка восстанавливается. В монокристаллах после отжига оптически наблюдаются частицы второй фазы размерами ~10–20 мкм (рис. 1а).

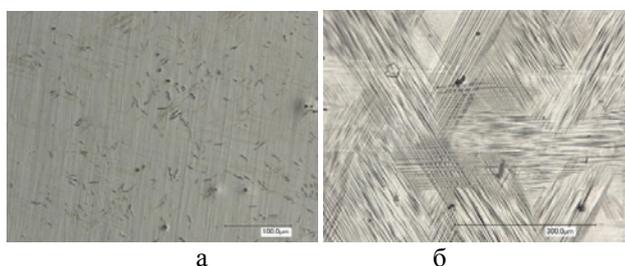


Рис. 1. Оптическая металлография поверхности монокристаллов: а – состояние I; б – состояние II

Температуры одностадийного МП при охлаждении/нагреве в свободном состоянии определялись по зависимости электросопротивления от температуры и составляют в исходных кристаллах – $M_s = 398 (\pm 2)$ К, $M_f = 356 (\pm 2)$ К, $A_s = 367 (\pm 2)$ К, $A_f = 416 (\pm 2)$ К. Термообработка слабо изменяет температуры МП при охлаждении/нагреве в свободном состоянии: $M_s = 403 (\pm 2)$ К, $M_f = 367 (\pm 2)$ К, $A_s = 377 (\pm 2)$ К, $A_f = 414 (\pm 2)$ К. Во всех состояниях МП характеризуется широкими интервалами прямого Δ_1 и обратного Δ_2 превращений 33÷50 К и малым термическим гистерезисом $\Delta T = 11 \div 18$ К. Широкие интервалы могут быть связаны с пересечением и взаимодействием вариантов мартенсита в самоаккомодирующей структуре, которые наблюдаются на поверхности монокристаллов при $T < M_f$ (рис. 1б). Значит, для завершения прямого МП требуется дополнительное переохлаждение. При этом взаимодействие вариантов мартенсита не сопровождается образованием большого количества дефектов, и движение межфазных границ при обратном МП не затруднено, что и обуславливает узкий термический гистерезис. Предполагается, что во всех структурных состояниях происходит образование L1₀-мартенсита. Как показано в работе [1], последовательность МП под нагрузкой сильно зависит от химического состава и изменяется при вариации электронной концентрации e/a. В исследуемых монокристаллах Ni₅₃Mn₂₅Ga₂₂ e/a составляет 7,7. Исходя из литературных данных [1, 2], для e/a = 7,7 характерно одностадийное МП с образованием L1₀-мартенсита.

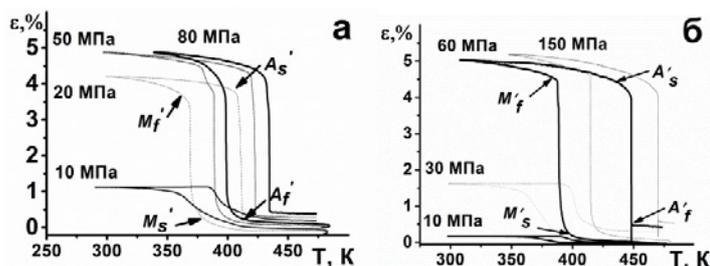


Рис. 2. Кривые $\epsilon(T)$ для монокристаллов Ni₅₃Mn₂₅Ga₂₂: а – состояние I; б – состояние II

ЭПФ исследован при охлаждении/нагреве под нагрузкой (рис. 2). Экспериментально установлено, что, во-первых, максимальная величина обратимой деформации при развитии ЭПФ практически не зависит от состояния монокристаллов и не превышает $\epsilon_{rev} = (3,9 \div 4,0)\%$. Во-вторых, термический гистерезис и критические напряжения, при которых наблюдается минимальная и максимальная обратимая деформация определяются наличием частиц второй фазы. В исходных монокристаллах без частиц при минимальных приложенных напряжениях $\sigma = 10$ МПа уже наблюдается деформация $\epsilon_{rev} = 0,9\%$ (рис. 2). Значит, напряжения, необходимые для переориентации двойниковых границ очень низкие, а сами границы – подвижные. Максимальная обратимая деформация в исходном состоянии достигается уже при $\sigma = 20$ МПа.

В монокристаллах после отжига нагрузка 10 МПа мала для образования ориентированного варианта мартенсита, и изменение размеров образца не происходит. Для получения максимальной величины обратимой деформации в состоянии II также необходимо прикладывать более высокие (в 3 раза выше) напряжения, чем в исходном состоянии I. Максимум обратимой деформации достигается при $\sigma = 60$ МПа. Максимальные значения термического гистерезиса при охлаждении/нагреве под нагрузкой в исходных монокристаллах не превышают 42 К, в отличие от отожжённых, где гистерезис достигает 60 К (рис. 2). Частицы являются эффективными препятствиями при движении межфазных и двойниковых границ, что способствует увеличению силы трения при движении межфазной границы, по сравнению с исходным состоянием без частиц и обуславливает увеличение гистерезиса. С другой стороны энергетический барьер, который необходимо преодолеть для образования ориентированного варианта мартенсита выше, и необходимо повышение напряжений по сравнению с исходными кристаллами.

В-третьих, в монокристаллах $Ni_{53}Mn_{25}Ga_{22}$ после отжига значительно (в 2 раза) повышается пластичность – внешние приложенные напряжения, при которых образование мартенсита при охлаждении сопровождается разрушением образца, превышают 150 МПа. Исходные монокристаллы разрушаются при напряжениях 80 МПа. Действительно, при исследовании СЭ при 443 К обнаружено, что исходные монокристаллы разрушаются до достижения максимальной обратимой деформации (рис. 3). В отожженных монокристаллах при исследовании СЭ при 443 К удается достичь максимальной обратимой деформации.

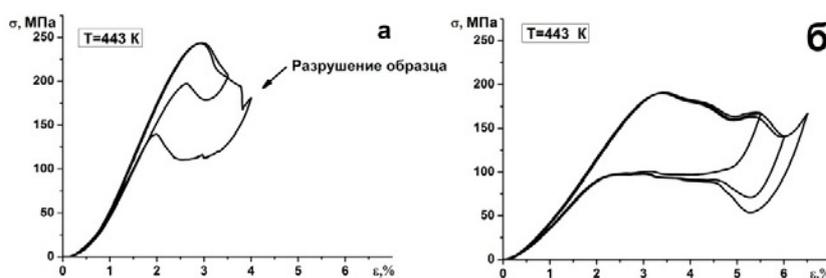


Рис. 3. Кривые $\sigma(\epsilon)$ для монокристаллов $Ni_{53}Mn_{25}Ga_{22}$:
а – состояние I; б – состояние II

На [011]-монокристаллах $Ni_{53}Mn_{25}Ga_{22}$ (ат.%) исследовано влияние термической обработки на ЭПФ и СЭ при деформации сжатием. Показано, что отжиг при 1273 К, 1 час с последующим медленным охлаждением, по сравнению с исходным состоянием, практически не изменяет температуры МП и величину обратимой деформации при развитии ЭПФ. Однако приводит к увеличению термического гистерезиса в 1,5 раза при МП при охлаждении/нагреве под нагрузкой, к увеличению в 3 раза критических напряжений, при которых наблюдается максимальная деформация, и к увеличению в 2 раза напряжений, при которых охлаждение/нагрев под нагрузкой сопровождается разрушением образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 16-19-10250.

Список литературы

1. Moya X., Manosa L., Planes A., Krenke T. Martensitic transition and magnetic properties in Ni–Mn–X alloys // Materials Science and Engineering. – 2006. – Vol. 438–440. – P. 911–915.
2. Chernenko V.A. Compositional instability of b-phase in Ni–Mn–Ga alloys // Scripta Materialia. – 1999. – Vol. 40, No. 5. – P. 523–527.

ПОЛУЧЕНИЕ ZrO_2 ИЗ ЦИТРАТСОДЕРЖАЩИХ СУСПЕНЗИЙ С ПОМОЩЬЮ УСТАНОВКИ NANO SPRAY DRYER B-90

В.В. Подгаецкая, А.Э. Илела

Научный руководитель: к. х. н., доцент Г.В. Лямина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: vvp17@tpu.ru

Керамика на основе диоксида при достижении необходимой степени очистки она активно применяется в медицине, например, для изготовления коронок. Благодаря своей высокой степени прозрачности в особенности подходит для изготовления зубных мостов. Существенно расширить области применения керамики позволило применение нанопорошков. Однако в нашей стране получение наноразмерного оксида циркония высокой чистоты остается, преимущественно, на лабораторном уровне. В частности, зубные техники используют, в основном, импортной сырье. Популярным методом синтеза нанопорошков является химический метод. Он позволяет широко варьировать, кристаллическую структуру и химический состав частицы. Основные преимущества метода являются низкая себестоимость и возможность производства порошков в промышленных масштабах.

Нанопорошки, получаемые в растворах, как правило, имеют высокую степень агрегации и широкий диапазон размеров. Устраняют этот недостаток двумя способами, либо вводят стабилизатор в раствор на стадии синтеза, либо используют специальное оборудование, позволяющее быстро извлекать частицы из раствора. В нашей работе мы применяем оба этих подхода [1, 2].

Цель работы – оценить влияние лимонной кислоты и лимоннокислого натрия на фазовый состав и морфологию порошка ZrO_2 , получаемого из суспензии методом распылительной сушки Nano Spray Dryer B-90.

Таблица 1. Результаты фазового и БЭТ анализа порошков после отжига 450 °С

Образец	$S_{уд}$, м ² /г	Фазовый состав
$[ZrO(NO_3)_2] : [NaCit] = 1:1$	17,58±0,07	t- ZrO_2 – 54%; c- ZrO_2 – 46%
$[ZrO(NO_3)_2] : [NaCit] = 1:0,1$	20,87±0,17	t- ZrO_2 – 47%; c- ZrO_2 – 18%; m- ZrO_2 – 35%
$[ZrO(NO_3)_2] : [HCit] = 1:0,1$	5,04±0,04	t- ZrO_2 – 58%; c- ZrO_2 – 42%
$[ZrO(NO_3)_2] : [HCit] = 1:1$	4,02±0,04	t- ZrO_2 – 49%; c- ZrO_2 – 31%; m- ZrO_2 – 20%

На основании БЭТ анализа установлено, что увеличение содержания цитрата натрия и лимонной кислоты снижает значение удельной поверхности. Порошок, содержащий лимоннокислый натрий, отожжённый при 450 °С имеет коричневый цвет, что говорит о высоком содержании соединений углерода. В связи с этим дальнейшие исследования целесообразно проводить с лимонной кислотой. Меньшее содержание стабилизатора положительно сказывается на фазовом составе продукта: это обеспечивает большее содержание кубической фазы в порошке.

Установлено, что применение распылительной сушки обеспечивает образование более мелких агрегатов, в отличие от обычной фильтрации. Предложенный подход обеспечивает получение частиц с более деагломерированными кристаллитами, соответственно, имеет перспективы в технологиях компактирования. Полученные порошки при введении стабилизатора, например, оксида иттрия, могут быть использованы при создании керамических изделий медицинского назначения.

Список литературы

1. Лямина Г.В., Илела А.Э., Двилис Э.С. и др. Синтез наноразмерных оксидов алюминия и циркония из водных и водно-спиртовых растворов с полиэтиленгликолем // Бутлеровские сообщения. – 2013. – Т. 33, № 3. – С. 55–62.
2. Lyamina G., Ilela A., Khasanov O. et al. Synthesis of Al_2O_3 - ZrO_2 powders from differently concentrated suspensions with a spray drying technique // AIP Conference Proceedings. – 2016. – 1772, 020011; doi: 10.1063/1.4964533.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА ПОКРЫТИЯ НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ АТОМОВ ОБРАБАТЫВАЕМОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОМ НАПЫЛЕНИИ

М.П. Рагулина, Ю.А. Храпковская, Б.С. Зенин

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Б.С. Зенин
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: alisa.barton112@gmail.com

В основе метода газотермического напыления покрытий лежит процесс нанесения с помощью высокотемпературной скоростной струи дисперсного порошка или капель расплавленного напыляемого материала, осаждающегося на основном металле при ударном столкновении с его поверхностью. Адгезия является важной характеристикой, определяющей работоспособность любого покрытия. Процесс формирования адгезионных связей покрытия с основой определяется условиями межатомного взаимодействия на контактной поверхности частица – подложка, в которых важную роль играет степень активации атомов поверхностного слоя подложки [1]. В работе [2] предложен способ оценки толщины активированного поверхностного «горячего» слоя. Для «горячего» слоя можно рассчитать энергию активации атомов подложки по следующей формуле: $\varepsilon_a = Q_{г\text{ сл}}/N_{г\text{ сл}}$, где $Q_{г\text{ сл}}$ – энергия в «горячем» слое подложки, $N_{г\text{ сл}}$ – количество атомов в этом слое. Согласно [3] общую энергию в «горячем» слое подложке можно представить в виде $Q_{г\text{ сл}} = m_{г\text{ сл}} \cdot C_{п} \cdot (T_{ср} - T_0)$, где T_0 – начальная температура подложки, $m_{г\text{ сл}}$ – масса «горячего» слоя, $C_{п}$ – удельная теплоемкость материала поверхности, $T_{ср}$ – средняя температура в «горячем» слое. Общее число атомов N в «горячем» слое определим по формуле $N = V/v$, где $V = S \cdot \Delta h$ – объем «горячего» слоя, $v = a^3$ – объем занимаемый одним атомом, a – параметр кристаллической решетки, S – площадь пятна нагрева.

В работе поставлена задача: рассмотреть, как влияют теплофизические характеристики напыляемого материала на энергетическое состояние атомов в поверхностном слое подложки.

В качестве модельных материалов при проведении численных расчетов были выбраны для подложки – железо, для напыляемой частицы – никель, вольфрам, алюминий, оксид алюминия. Теплофизические характеристики материалов представлены в таблице 1.

Таблица 1. Теплофизические характеристики материалов

Материал	$T_{пл}$, К	ρ_0 , кг/м ³	C , Дж/кг·К	L , Дж/кг·10 ³	λ , Вт/м·К
Fe	1811	7870	447	277	80
W	3693	19300	269	185	99
Ni	1728	8100	625	302	78.5
Al	933	2550	1256	396	217
Al ₂ O ₃	2317	3990	775	1060	40

Расчет проводили для следующих условий: диаметр частицы $D_{ч} = 0,1 \cdot 10^{-3}$ м; скорость $v = 100$ м/с; начальная температура подложки $T_0 = 300$ К; частица в расплавленном состоянии и ее температура $T_{ч} = T_{пл}$. Распределение температуры в подложке в момент полной кристаллизации частицы для определения толщины «горячего» слоя (Δh) в заданном интервале температур $T_k - T = \Delta T = 30$ К получено с помощью компьютерной программы CRISTALL [4, 5].

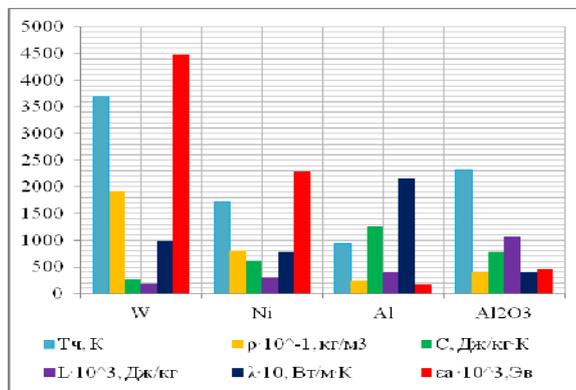


Рис. 1. Соотношение параметров, определяющих условия взаимодействия в системе частица-подложка

Будем считать, что частица (сплет) после деформации и затвердевания принимает форму цилиндра высотой h и диаметром D . Объем «горячего» слоя определяется контактной площадью S и соответствующей глубиной прогрева подложки Δh . В таблице 2 приведены параметры, необходимые для расчета энергии активации атомов подложки: диаметр напыляемых частиц $D_ч$, температура в контакте T_k , толщина горячего слоя Δh , средняя температура слоя T_{cp} , объем слоя подложки $V_{г сл}$, масса слоя $m_{г сл}$.

Таблица 2. Характеристики системы частица-подложка при кристаллизации сплета

Материал	T_k , К	T_{cp} , К	$\Delta h \cdot 10^{-7}$, м	ϵ_a , ЭВ
W	2799	2784	2,19	4,48
Ni	1395	1380	3,10	2,3
Al	826	811	5,27	0,18
Al ₂ O ₃	1462	1447	1,3	0,45

Для анализа полученных результатов рассмотрим рисунок 1, из которого видно, что величина энергии активации атомов Fe подложки возрастает с увеличением температуры частицы и ее плотности. Увеличение удельной теплоемкости материала частиц приводит к уменьшению энергии активации. Такая закономерность отмечается для металлических материалов. Величина энергии активации для Al₂O₃ выпадает из данной закономерности. В последнем случае энергия активации в значительной степени определяется значениями температуры и удельной теплотой плавления материала частицы. Таким образом, можно ожидать, что адгезия покрытия для выбранных материалов будет уменьшаться в ряду W-Ni-Al₂O₃-Al.

Список литературы

1. Кудинов В.В., Иванов В.М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. – М. : Машиностроение, 1981. – 192 с.
2. Храпковская Ю.А., Зенин Б.С. Распределение энергии в системе частица-подложка при формировании газотермических покрытий // Высокие технологии в современной науке и технике : труды IV МНТК. – Томск, 2015. – С. 71–73.
3. Храпковская Ю.А. Активация атомов подложки при взаимодействии напыленных частиц с основой в газотермическом покрытии // Современные техника и технологии : труды XXI Междунар. научно-практической конференции молодых ученых. – Томск, 2015. – Т.1. – С. 442–444.
4. Митюшова Ю.А., Зенин Б.С. Сравнительный анализ адгезионных и когезионных связей газотермических покрытий. // Новые материалы – 2011 : труды XI Всероссийской школы-семинара с международным участием. – Томск, 2011. – С. 137–142.
5. Храпковская Ю.А., Зенин Б.С. Энергетическая активация атомов подложки при формировании газотермического покрытия // Современные материалы, техника и технологии в машиностроении : сб. материалов международной конференции. – Андижан, 2014. – С. 22–25.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННОГО СПЛАВА V-Cr-Zr-W ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

В.Л. Радищевский, И.В. Смирнов, К.В. Гриняев

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. И.А. Дитенберг
Национальный исследовательский Томский государственный университет
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: rvl@myttk.ru

Тугоплавкие металлы с ОЦК-кристаллической решеткой традиционно являются основой для создания конструкционных материалов, используемых в экстремальных условиях эксплуатации, таких как высокие температуры и давления, агрессивные среды, радиационное излучение и т.д. [1, 2]. Вследствие этого изучение особенностей взаимосвязи формирующихся структур и комплекса физико-механических свойств таких материалов при реализации больших пластических деформаций является актуальной фундаментальной задачей, необходимой для разработки новых способов обработки металлов и сплавов.

В настоящей работе проведено изучение термической стабильности микроструктуры и микротвердости дисперсноупрочненного сплава системы V–Cr–Zr–W после большой пластической деформации кручением под давлением.

Для исследования использован сплав V–8,75% Cr–1,17% Zr–0,14% W–0,01% C–0,02% O–0,01% N (вес.%) (далее V–Cr–Zr–W) после термомеханической [3] и последующей химико-термической [4] обработки. Перед деформацией образцы подверглись часовому отжигу при 1400 °С. Образцы-диски толщиной 0,2 мм (0,15 мм после кручения) и диаметром 8 мм были деформированы кручением под давлением ~ 7 ГПа при комнатной температуре с числом оборотов наковален $N = 1$. После деформации проведены часовые отжиги в вакуумной печи СШВЛ в интервале температур от 700 до 1200 °С.

Исследование структуры проведено с использованием просвечивающей электронной микроскопии на приборе Philips CM30 (300 кВ) и метода дифракции обратно рассеянных электронов (Electron Backscatter Diffraction – EBSD [5]) на растровом электронно-ионном микроскопе FEI Quanta 200 3D (30 кВ) с приставкой Pegasus. Образцы для изучения методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии препарированы из сечений, нормальных плоскости наковален (ПН). Для исследования методом EBSD образцы подвергались шлифованию с последующей электрополировкой в 20%-ном растворе серной кислоты в метаноле при напряжении 15 В. Методика препарирования образцов для просвечивающей электронной микроскопии подробно описана в работе [6].

Измерение микротвердости проведено по методу Виккерса на приставке к металлографическому микроскопу «Neophot 21», при нагрузке 0,5 Н и выдержке 15 с в сечении, перпендикулярном плоскости наковален.

После отжига при 1400 °С микротвердость (H_v) сплава составляла 1,5 ГПа. Деформация кручением под давлением приводит к ее 2,3-кратному повышению до 3,5 ГПа. Установлено, что отжиги при температурах 700, 800 и 900 °С не оказывают влияния на значения H_v . Повышение температуры до 950 °С приводит к снижению микротвердости до 2,9 ГПа. В интервале 950–1050 °С значения H_v находятся в диапазоне 2,8–2,9 ГПа. После отжигов при 1100 и 1200 °С наблюдается уменьшение значений H_v до 2–2,2 ГПа.

Ранее в работе [7] было показано, что после деформации кручением под давлением изучаемый сплав характеризуется анизотропной субмикроструктурной структурой. Размеры зерен в направлениях параллельных ПН находятся в пределах 70–700 нм, в то время как в направлении оси кручения (ОК) они составляют 50–200 нм. В объеме материала обнаружены мелкодисперсные (3–10 нм) частицы, представляющие собой оксикарбонитриды на основе Zr. Результаты оценок, проведенных на основании данных об элементном составе, показали, что максимальное значение объемной доли данных частиц в изучаемом сплаве достигает ~ 0,027 [7].

После отжига при температуре 800 °С на фоне анизотропного субмикроструктурного состояния появляются зерна размерами 50–250 нм почти равноосной формы. Увеличение температуры отжига до 900 °С приводит к заметному росту и изменению формы кристаллитов: основной объем материала представлен почти равноосными зернами размерами 0,7–1,7 мкм на фоне которых встречаются мелкие зерна с характерными размерами 0,4–0,6 мкм. Большая часть зерен имеет искаженную форму границ. Отжиги при 950 и 1000 °С приводят к формированию структурного состояния, характеризуемого зернами размерами от 1,2 до 2,6 мкм и от 1,7 до 2,8 мкм соответственно. Помимо этого, встречаются большие зерна размерами около 5 мкм. Существенным отличием от структуры после отжига при 900 °С является преобладающее наличие ровных межкристаллитных границ. После отжига при температуре 1200 °С основной объем материала представлен зернами размерами 2–5 мкм, на фоне которых встречаются крупные зерна размерами более 15 мкм, что свидетельствует о начале протекания процессов вторичной рекристаллизации.

Таким образом, установлено, что при 800 °С в материале протекают процессы возврата, и начинается первичная рекристаллизация: происходит зарождение и рост зерен, форма которых близка к равноосной. При

температуре отжига 900 °С процесс первичной рекристаллизации протекает более интенсивно. Данный процесс сопровождается быстрым ростом зерен при неизменных значениях микротвердости, что свидетельствует о сохранении субструктурного упрочнения за счет закрепления дефектной структуры мелкодисперсными частицами второй фазы [4, 7]. Дальнейшее увеличение температуры до 950–1050 °С приводит к активизации процессов собирательной рекристаллизации, вследствие которой происходит значительное увеличение доли равноосных зерен и снижение значений микротвердости. При температуре 1200 °С начинаются процессы вторичной рекристаллизации, в результате которой значительно увеличиваются размеры отдельных зерен и существенно уменьшаются значения микротвердости.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования НИИ ТГУ. Авторы выражают благодарность доценту Дитенбергу И.А. и профессору Тюменцеву А.Н. за организацию исследовательской работы и обсуждение полученных результатов.

Список литературы

1. Григорович Е.Н., Шефтель В.К. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов. – М. : Наука, 1980. – 303 с.
2. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф. Дисперсные частицы в тугоплавких металлах. – Киев : Наукова Думка, 1978. – 320 с.
3. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Гриняев К.В. и др. Влияние режимов термомеханических обработок на микроструктуру и механические свойства сплавов системы V–Me(Cr, W)–Zr–C // ВАНТ-ТС. – 2014. – Т. 37, вып. 1. – С. 18–26.
4. Тюменцев А.Н., Овчинников С.В., Дитенберг И.А. и др. Микроструктура и механические свойства сплавов V–Me(Cr, W)–Zr–(C, N, O) в зависимости от режимов химико-термической обработки // ВАНТ-ТС. – 2014. – Т. 37, вып. 1. – С. 27–33.
5. Schwartz A.J., Kumar M., Adams B.L. Electron backscatter diffraction in materials science. – New York : Kluwer Academic / Plenum Publishers, 2000. – 339 p.
6. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Гриняев К.В. и др. Эволюция дефектной субструктуры при больших пластических деформациях сплава V–4Ti–4Cr // Журнал технической физики. – 2011. – Т. 81, № 6. – С. 68–74.
7. Smirnov I.V., Ditenberg I.A., Grinyaev K.V. et al. Features of formation of nanocrystalline state in internal-oxidized V–Cr–Zr–W and V–Mo–Zr system alloys during deformation by torsion under pressure // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 116, No. 1. – I. 012037. – P. 1–5.

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ И ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ С НЕРАСТВОРИМЫМИ КОМПОНЕНТАМИ И ПРИЧИНА ИХ ПОЛЯРИЗАЦИИ

А.Р. Раднаев, А.В. Номоев, Д.Ж. Базарова, М.А. Цыренова

В данной работе рассмотрен механизм формирования структуры композитных частиц, а также природа возникновения электрофизических свойств: нелинейная проводимость, плазмонный резонанс, низкое электрическое сопротивление, устойчивость к окислению и др. Электрофизические свойства композитных янус-подобных и наночастиц ядро-оболочка вызывают интерес исследователей к их синтезу, о чем свидетельствует большое количество публикаций [1–6]. Механизм образования структуры композитных наночастиц, компоненты (химические элементы) которых полностью нерастворимы в твердом состоянии объяснен на основе химического взаимодействия компонентов на основе фазовых диаграмм состояния 2-компонентных систем с эвтектикой [7], в которых учтены термодинамические параметры кристаллизации фазовых и структурных составляющих (рис. 1). Установлено, что в системах с полной нерастворимостью компонентов образуется граница раздела между фазовыми составляющими, которые могут представлять собой системы проводник-полупроводник, проводник-диэлектрик. Разделение заряда на границе приводит к ее поляризации и образованию барьера Шоттки.

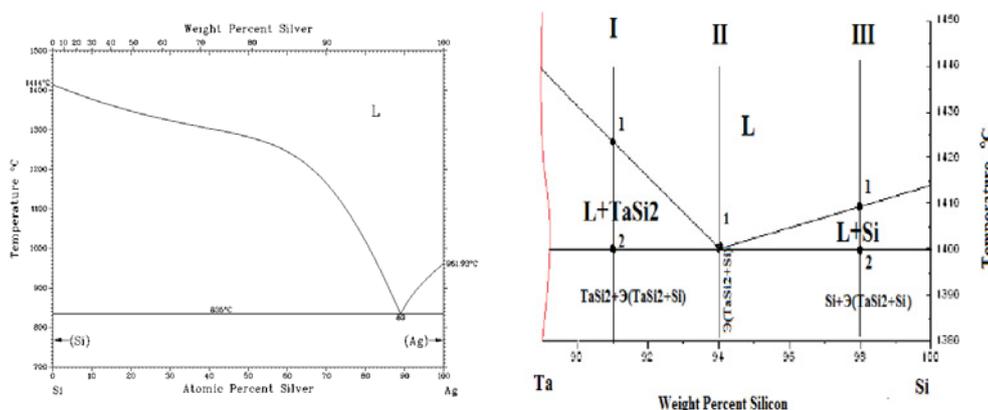


Рис. 1. Фазовые диаграммы Ag-Si и Ta-Si

У наночастиц Ag/Si@SiO₂ на первом этапе формируется оболочка SiO₂, а остаток кремния и серебро претерпевает эвтектический распад при температуре 835 °С, образуя ядро наночастицы Ag/Si. Следует заметить, что оболочка диоксида кремния сохраняет пластичность до низких температур T_g ~175–200 °С. Кристаллизация янус-подобных наночастиц TaSi₂/Si отличается от формирования наночастиц ядро-оболочка Ag/Si–SiO₂ тем, что наночастицы TaSi₂/Si распадаются на 2 равновесные фазовые составляющие без образования промежуточных, менее равновесных чередующихся пластинчатых выделений фаз Ag+Si в Ag/Si–SiO₂. Поскольку эвтектика кремний-серебро и дисилицид тантала-кремний имеют разную химическую природу, в наночастице происходит разделение заряда, которое приводит к появлению у них большого дипольного момента. Например, наличие дипольного момента у наночастиц Ag/Si–SiO₂ и TaSi₂/Si используется для увеличения скорости поворота молекул нематических жидких кристаллов. Прикладываемое внешнее электрическое поле разворачивает эти частицы в соответствии с их дипольным моментом, тем самым ускоряя поворот молекул нематических жидких кристаллов [3].

По нашему мнению, образование дифракционных полос и связанное с этим разделение заряда в ядре наночастицы обусловлено эвтектическим распадом $L \xrightarrow{835^{\circ}\text{C}} E(\text{Si}+\text{Ag})$ на пластинчатые фазовые составляющие серебра и кремния (рис. 2, слева), а в янус-подобной наночастице происходит полное разделение на TaSi₂ и Si $L \xrightarrow{1400^{\circ}\text{C}} E(\text{TaSi}_2+\text{Si})$ (рис. 2, справа).

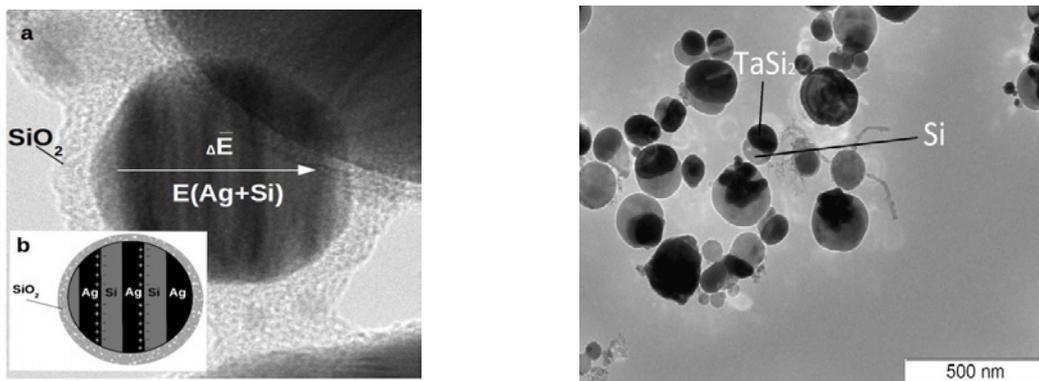


Рис. 2. Изображения ПЭМ наночастиц ядро-оболочка Ag/Si@SiO₂ (слева) и янус-подобных наночастиц TaSi₂/Si (справа)

Выводы

1. Дифракционные полосы в ядрах наночастиц системы Ag-Si обусловлены пластинчатым эвтектическим распадом ядра на слои серебра и кремния.
2. Наличие эвтектики в наночастицах Ag/Si-SiO₂, TaSi₂/Si приводит к возникновению дипольного момента, возникающего на границе слоя металла и полупроводника.
3. Меньшее время отклика в нематических кристаллах, допированных наночастицами Ag/Si по сравнению с наночастицами TaSi₂/Si, позволяет предположить, что в наночастицах Ag/Si образовано соединение, обладающее более высоким суммарным электрическим потенциалом.
4. Размеры эвтектических пластин и их количество в наночастицах Ag/Si-SiO₂ можно регулировать скоростью охлаждения, поэтому степень переохлаждения существенно влияет на их суммарный дипольный момент.
5. Ядро наночастицы ядро-оболочка Ag/Si-SiO₂, претерпевает пластинчатый распад в отличие от процесса формирования янус-наночастицы TaSi₂/Si, где фазовые составляющие полностью разделены на 2 части.

Список литературы

1. Номоев А.В., Бардаханов С.П. Синтез и механизм образования янус-подобных наночастиц силицида тантала-кремния (TaSi₂/Si) // Плазменная эмиссионная электроника : труды. IV междунар. Крейнделевского семинара (г. Улан-Удэ, 25-30 июня 2012 г.) / под ред. А. П. Семенова. – 2012. – С. 190–193.
2. Kalashnikov S.V., Romanov N.A., Nomoev A.V. Study of the properties of liquid crystals modified by nanoparticles // Journal of Applied Physics. – 2016. – Vol. 119, No. 9. – С. 094304.
3. Номоев А.В., Бардаханов С.П. Синтез, строение наночастиц металл/полупроводник Ag/Si, полученных методом испарения-конденсации // Письма в ЖТФ. – 2012. – Vol. 38, No. 8. – С. 46–53.
4. Radnaev A.R., Kalashnikov S.V., Nomoev A.V. Nature of diffraction fringes originating in the core of core-shell nanoparticle Cu/SiO₂ and formation mechanism of the structures // Chemical Physics Letters. – 2016. – Vol. 651. – С. 274–277.
5. Номоев А.В., Бардаханов С.П. Синтез, строение наночастиц металл/полупроводник Ag/Si, полученных методом испарения-конденсации // Письма в ЖТФ. – 2012. – Vol. 38, No. 8. – С. 46–53.
6. Nomoev A.V. et al. Synthesis, characterization, and mechanism of formation of janus-like nanoparticles of tantalum silicide-silicon (TaSi₂/Si) // Nanomaterials. – 2014. – Vol. 5, No. 1. – С. 26–35.
7. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под общ. ред. Лякишева; Т. 2. – М. : Машиностроение, 1997.– 1024 с.

СИНТЕТИЧЕСКИЕ БИОДЕГРАДИРУЕМЫЕ МАТРИКСЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИМОЛОЧНОЙ КИСЛОТЫ КАК АГЕНТЫ ДЛЯ АДРЕСНОЙ ДОСТАВКИ ХЛОРАМФЕНИКОЛА

А.А. Ракина

Научный руководитель: к. ф.-м. н. С.И. Твердохлебов
Институт физики высоких технологий, кафедра Наноматериалов и нанотехнологий
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: aar37@tpu.ru

Введение

В последние несколько десятилетий в современной науке наблюдается значительный интерес к совершенствованию способов лечения путем перехода от общей терапии к локальной, адресной доставке к пораженному участку лекарственных средств. В частности, весьма перспективными материалами для реализации эффективной доставки лекарств в организм человека представляются синтетические биodeградируемые полимерные матриксы на основе полимолочной кислоты (PLA), получаемые методом электроспиннинга [1]. Электроспиннинг – вытягивание тончайшего волокна (микро- или нано-толщин) из жидкости под действием электростатических сил создаваемых источником питания высокого напряжения. В результате процесса получается высокопористый материал с развитой поверхностью – матрикс.

Полимолочная кислота – биоразлагаемый полиэфир с низкой температурой плавления. В теле человека разлагается на нетоксичные компоненты и полностью резорбируется, разрешен для применения в медицине, используется в хирургии и имплантологии. Хлорамфеникол – антибиотик широкого спектра действия. Применяется в медицине, ветеринарии, животноводстве, причем в данный момент преимущественно в последней сфере в силу крайней токсичности и значительных возможных побочных эффектов. Локализация высвобождения за счет применения мазей и спреев снижает негативный эффект, однако такое решение требует постоянного обновления наносимого слоя и контроля его целостности, что затруднительно в условиях реальных животноводческих хозяйств [2]. Помещение препарата в биodeградируемый матрикс представляется в данном случае весьма перспективным: введение единовременное, удаление не требуется, выход препарата стабильный и предсказуемый [3].

Целью данного исследования было создание опытных образцов матриксов на основе PLA и хлорамфеникола и оценка темпов выхода препарата в буферную среду, имитирующую биологические жидкости.

Материалы и методы

Для приготовления прядильных растворов был использован полилактид (PLA) М ~ 38 кДа (Corbion Purac, Нидерланды), как основа матрикса, гексафторизопропанол (ГФИП), как растворитель, (хлорамфеникол (левомецитин) (Фармстандарт, Россия). Фосфатно-солевой буферный раствор (рН = 7,4) получали путем смешивания 100 мл дистиллированной воды с 1 таблеткой порошка фосфатно-солевого буфера (Биолот, Россия). Экспериментальные образцы изготавливали методом электроспиннинга путем распыления прядильных растворов на вращающийся цилиндрический коллектор (Nanon-01 (MECC CO., Япония).

Контрольный раствор PLA в ГФИП имел концентрацию 3 масс.%. Для приготовления раствора с действующим веществом добавляли дополнительно порошок хлорамфеникола в количестве, составляющем 50 масс.% гранул полимера.

Формование волокнистого материала выполнялось на установке для электроспиннинга Nanon-01 (MECC CO., Япония) на цилиндрическом коллекторе диаметром 200 мм при средней температуре в камере 23 °С и относительной влажности φ=15%. Основные параметры процесса: формирующее напряжение – 20 кВ, скорость подачи – 5 мл/ч.

Результаты и обсуждение

Полученные случайным образом ориентированные волокна имеют гладкую поверхность, распределение их по диаметрам близко к нормальному (рис. 1).

Средний диаметр нановолокон определялся с помощью СЭМ (Quanta 200 3D Dual Beam, FEI Company, США). Как видно, введение лекарства уменьшает средний диаметр волокон. Кристаллы хлорамфеникола (их наличие подтверждают данные микроанализа), распространены по матрице равномерно (рис. 1б). Выдерживание материала в фосфатно-солевом буфере в течение трех месяцев приводит к утончению волокна (рис. 1б), что указывает на протекание процесса деградации.

Для проведения эксперимента подготовленные образцы выдерживались при комнатной температуре в течение трех месяцев при одновременном перемешивании на магнитной мешалке. Через заранее определенные промежутки времени 200 мкл раствора отбирали на пробу и возвращали равный объем чистого буфера. После центрифугирования (3 мин, 50000 мин⁻¹) образец анализировали с помощью ВЭЖХ (МИЛИХРОМ А-02, Россия) для определения концентрации хлорамфеникола в растворе.

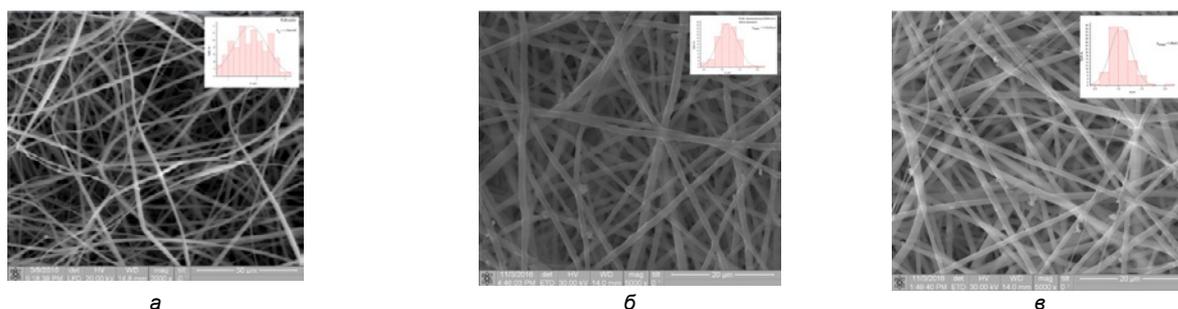


Рис. 1. СЭМ-изображения нановолокон: а – контрольный образец ($d_{cp}=1,78\pm0,58$ мкм); б – 50 масс.% хлорамфеникола до десорбции ($d_{cp}=1,17\pm0,28$ мкм); в – 50 масс.% хлорамфеникола после десорбции ($d_{cp}=1,06\pm0,23$ мкм)

По результатам обработки данных ВЭЖХ строилась кинетическая зависимость концентрации препарата в растворе от времени от начала эксперимента. Показано, что через 30 секунд после начала эксперимента концентрация в пробе достигла 15 мкг/мл и продолжала плавно увеличиваться с течением всего времени эксперимента. За три месяца из образца в раствор выделилось порядка 40 масс.% лекарства, процесс замедлился, однако не прекратился.

Исследование было финансово поддержано Российским научным фондом (проект № 16-13-10239) и проведено в Национальном исследовательском Томском политехническом университете.

Список литературы

1. Sill T.J., von Recum H.A. Electrospinning: applications in drug delivery and tissue engineering // *Biomaterials*. – 2008. – Vol. 29, No. 13. – P. 1989–2006.
2. Ковалев В.Ф. и др. Антибиотики, сульфаниламиды и нитрофураны в ветеринарии : справочник. – М. : Агропромиздат. – 1988.
3. Zong X. et al. Structure and process relationship of electrospun bioabsorbable nanofiber membranes // *Polymer*. – 2002. – Vol. 43, No. 16. – P. 4403–4412.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА FeNiCoAlTa

К.А. Реунова, Ю.Н. Платонова

Научные руководители: гл. н. с., д. ф.-м. н. И.В. Киреева; профессор, д. ф.-м. н. Ю.И. Чумляков
 Национальный исследовательский Томский государственный университет
 E-mail: reunova.ksenya@mail.ru

Известно, что в сплавах на основе железа термоупругое γ - α' мартенситное превращение (МП) реализуется за счет выделения в процессе старения наноразмерных дисперсных частиц γ' -фазы атомноупорядоченной по типу $L1_2$. При термоупругом γ - α' - МП материал обладает функциональными свойствами – эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичностью (СЭ) [1, 2]. Большой интерес для практического применения этих сплавов представляет поиск оптимальных термических обработок для реализации больших обратимых деформаций в температурном интервале, необходимом для практического использования. Поэтому целью данной работы, является изучение влияния времени старения на развитие термоупругого γ - α' - МП под нагрузкой, на величину СЭ в монокристаллах сплава Fe-28%Ni-17%Co-11,5%Al-2,5%Ta (ат.%) при деформации растяжением. Для исследований были выбраны монокристаллы, ориентированные вдоль [001]-направления из-за максимальной величины деформации решетки $\varepsilon_0^{[001]} = 8.7\%$ для данной ориентации при растяжении при γ - α' МП [1]. Кристаллы были состарены при $T = 973$ К в течение 0,5, 3 и 7 ч. При данных временах старения размер выделяемых частиц γ' -фазы меняется от 3 до 8 нм.

На рисунках 1 и 2 показаны кривые СЭ и изменение механического гистерезиса и напряжений $\sigma_{0,1}$ в зависимости от числа циклов для кристаллов [001]-ориентации при деформации растяжением.

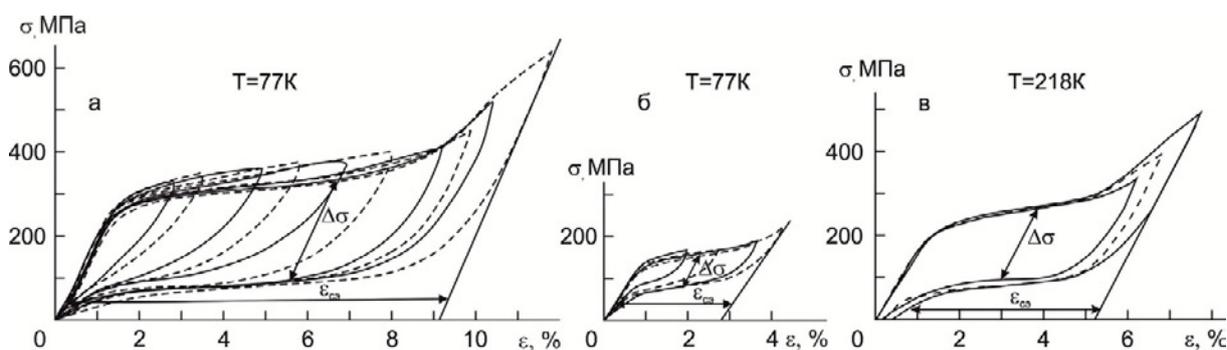


Рис. 1. Сверхэластичность в [001]-монокристаллах сплава FeNiCoAlTa, состаренных при 973 К, при деформации растяжением: а) время старения 0,5 ч; б) 3 ч; в) 7 ч

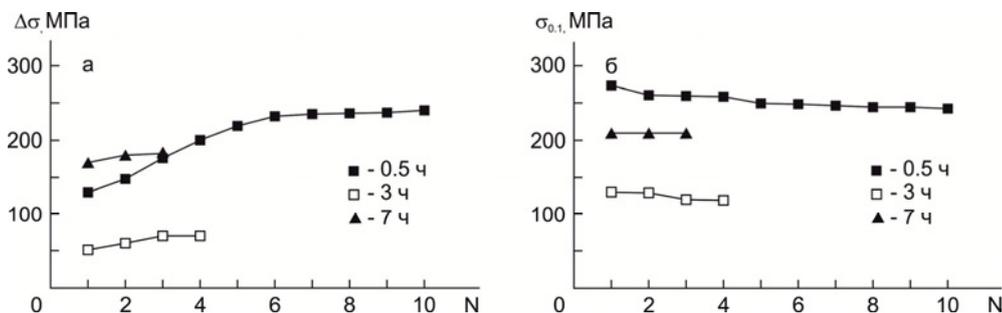


Рис. 2. Зависимость величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ (а) и напряжений $\sigma_{0,1}$, необходимых для начала развития γ - α' -МП под нагрузкой (б), от числа циклов в [001]-монокристаллах сплава FeNiCoAlTa, состаренных при 973 К

Видно, что величина СЭ $\varepsilon_{СЭ}$ и величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ зависят от времени старения. Максимальное значение $\varepsilon_{СЭ}$ наблюдается при старении в течение 0,5 ч, и эта величина превышает $\varepsilon_0^{[001]} = 8,7\%$, что связано с развитием упругого двойникования по (110)-плоскостям [3]. С увеличением времени старения до 3 и 7 ч происходит уменьшение $\varepsilon_{СЭ}$ из-за уменьшения объема матрицы, испытывающей МП. Из рисунка 2, а видно, что величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ с увеличением времени старения при 973 К уменьшается.

При увеличении числа циклов N в кристаллах, состаренных в течение 0,5 ч, наблюдается уменьшение напряжений $\sigma_{0,1}$, тогда как при 3 и 5 ч старения $\sigma_{0,1}$ не изменяются (рис. 2б).

Для объяснения зависимости $\Delta\sigma$ и $\sigma_{0,1}(N)$ от времени старения была исследована температурная зависимость осевых напряжений $\sigma_{0,1}(T)$ при деформации растяжением в [001]-кристаллах (рис. 3). Данная зависимость имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой, и на ней наблюдаются две стадии. Первая стадия при $77\text{ K} < T < M_d$, связанная с образованием МП под нагрузкой, описывается соотношением Клапейрона–Клаузиуса:

$$d\sigma_{0,1}/dT = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0 = -\Delta S/\varepsilon_0. \quad (1)$$

Вторая стадия при $T > M_d$ связана с пластической деформацией высокотемпературной фазы, характеризуется нормальной температурной зависимостью предела текучести, типичной для ГЦК материалов.

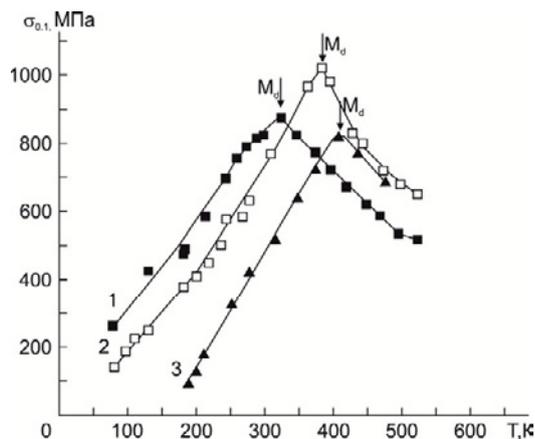


Рис. 3. Температурная зависимость осевых напряжений для [001]-монокристаллов сплава FeNiCoAlTa, состаренных при $T = 973\text{ K}$, при деформации растяжением: кривая 1 – время старения 0,5 ч; кривая 2 – 3 ч; кривая 3 – 7 ч

Анализ данных, представленных на рис. 3, показывает, что увеличение времени старения приводит повышению температур M_s и M_d и к увеличению уровня напряжений высокотемпературной фазы на пределе текучести $\sigma_{0,1}$: при 0,5 ч M_s и M_d ниже, и $\sigma_{0,1}$ исходной фазы меньше, чем при 3 и 7 ч старения. Низкая температура M_s и меньший уровень напряжений $\sigma_{0,1}(T)$ высокотемпературной фазы при старении в течение 0,5 ч при 973 К определяют большую величину механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и падение $\sigma_{0,1}(N)$ при развитии МП при увеличении числа циклов в экспериментах по циклированию, в отличие от старения при 973 К в течение 3 и 7 ч, где M_s и $\sigma_{0,1}(T)$ высокотемпературной фазы выше и, соответственно, $\Delta\sigma$ уменьшается, а $\sigma_{0,1}(N)$ не изменяется в экспериментах по циклированию.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФ
 №14-29-00012.*

Список литературы

1. Tanaka Y., Himuro Y., Kainuma R. Ferrous polycrystalline shape memory alloy showing huge superelasticity // Science. – 2010. – Vol. 327, Issue 3. – P. 1488–1490.
2. Чумляков Ю.И., Киреева И.В. и др. Эффект памяти формы и сверхэластичность в [001] монокристаллах сплава FeNiCoAlTa с γ - α' -термоупругими мартенситными превращениями // Известия вузов. Физика. – 2013. – Т. 56, № 8. – С. 66–74.
3. Chumlyakov Y.I., Kireeva I.V. et al. Unusual reversible twinning modes and giant superelastic strains in FeNiCoAlNb single crystals // Scripta Materialia. – 2016. – Vol. 119. – P. 43–46.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДОКСИДНЫХ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С YSZ/CGO ЭЛЕКТРОЛИТОМ

М.Р. Ромбаева

Научный руководитель: А.Н. Ковальчук
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: mrr2@tpu.ru

В ТОТЭ, работающих при пониженных температурах, в качестве катода используют LaSrCoFeO_3 (LSCF), который имеет достаточно высокую электронную проводимость даже при температуре $600\text{ }^\circ\text{C}$ [1]. Использование LSCF катода влечет за собой необходимость нанесения защитных слоев, например из CGO между YSZ-электролитом и катодом с целью предотвращения взаимной диффузии материалов, приводящей к формированию непроводящих оксидных слоев [2]. Среди методов получения тонких и плотных слоев YSZ и CGO одним из наиболее перспективных является метод магнетронного распыления [3–5].

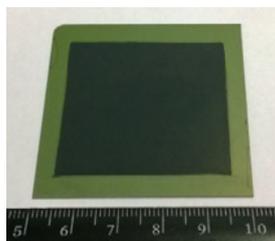


Рис. 1. Внешний вид топливной ячейки ТОТЭ $S = 25\text{ см}^2$

Формирование единичной ячейки ТОТЭ (рис. 1) осуществлялось следующим образом. В качестве подложек использовались NiO-YSZ аноды, толщиной 400 мкм и площадью $5 \times 5\text{ см}^2$. Осаждение слоев YSZ и CGO электролитов осуществлялось методом реактивного магнетронного распыления $\text{Zr}_{0,86}\text{Y}_{0,14}$ и $\text{Ce}_{0,9}\text{Gd}_{0,1}$ мишеней. Средняя мощность разряда составляла 2 кВт для Zr-Y мишени и $1,3\text{ кВт}$ для Ce-Gd мишени. После напыления образцы с двухслойным YSZ/CGO электролитом отжигались в воздушной атмосфере при температуре $1100\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 часов. Формирование катодного слоя топливной ячейки (ТЯ) осуществлялось методом трафаретной печати с использованием пасты $\text{La}_{0,6}\text{Sr}_{0,4}\text{Co}_{0,2}\text{Fe}_{0,8}\text{O}_3\text{-Ce}_{0,9}\text{Gd}_{0,1}\text{O}_3$ (LSCF-CGO). Для образцов № 1–3 (табл. 1) катодный слой предварительно высушивался при температуре $100\text{ }^\circ\text{C}$, а затем спекался при рабочей температуре ($750\text{ }^\circ\text{C}$) ячейки в процессе её первого включения. Для образцов № 4–6 (табл. 1) катод спекали в воздушной атмосфере при температуре $1100\text{ }^\circ\text{C}$ в течении 2 ч.

Для исследования и сравнения электрохимических характеристик был изготовлен ряд образцов с различным соотношением толщин слоев YSZ и CGO. Описание топливных ячеек и результаты измерения их вольтамперных характеристик представлены в таблице 1. Результаты экспериментов, полученные авторами ранее [6] показали, что для используемого типа анодных подложек, минимальная толщина электролита должна составлять не менее 3 мкм для обеспечения достаточной величины его газонепроницаемости. Известно, что высокая газонепроницаемость слоя YSZ положительно скажется не только на эффективности работы ТЯ, но также обеспечит условия для сохранения химической стабильности слоя CGO, исключив возможность его взаимодействия с водородом.

Таблица 1. Описание и характеристики исследуемых ТЯ при температуре $750\text{ }^\circ\text{C}$

ТЯ, №	Электролит		Катод LSCF-CGO, S – площадь катода	$U_{\text{хх}}, \text{ В}$	$P_{\text{max}}, \text{ мВт см}^{-2}$	$P_{0,7 \text{ В}}, \text{ мВт см}^{-2}$
	YSZ, мкм	CGO, мкм				
1	5	1,8	S=12 см ² , спечен при 750 °С	1,11	467	323
2	6	3		1,09	591	374
3	4	2,5		1,04	516	324
4	5	0,8	S=16 см ² , спечен при 1100 °С	1,05	443	272
5	3,4	0,7		1,05	522	434
6	3,2	11		1,05	462	288

Напряжение холостого хода ячеек в первые часы испытаний для всех образцов находилось в интервале от 1,04 до 1,1 В, что близко к теоретически возможным значениям при данной температуре и расходах газов. Это свидетельствует о достаточной газонепроницаемости сформированного электролита, и о том, что слой YSZ выполняет свою блокирующую функцию по предотвращению контакта CGO с водородом. После 24 ч испытаний напряжение холостого хода немного увеличивалось (на 0,01–0,03 В), что может быть связано с более полным восстановлением Ni в аноде.

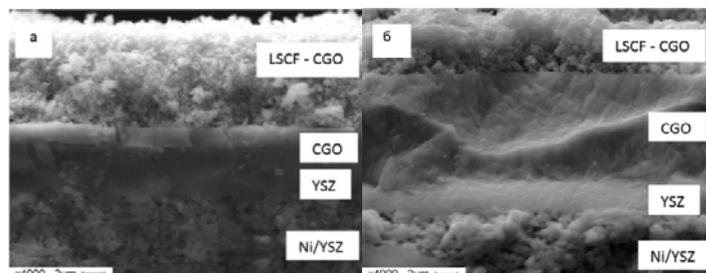


Рис. 2. Изображение поперечных сечений топливных ячеек со структурой NiO-YSZ анод/ YSZ/CGO электролит/ LSCF-CGO катод: топливная ячейка №1 (а); топливная ячейка №6 (б).

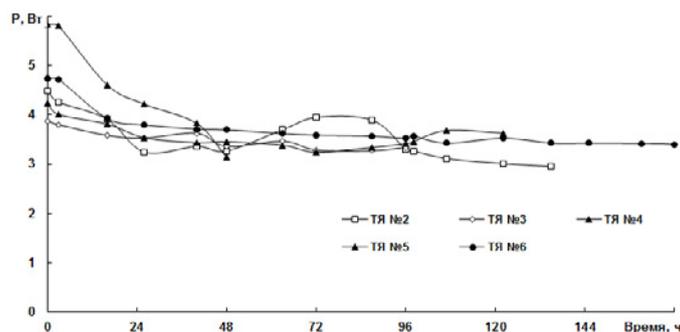


Рис. 3. Зависимость мощности топливных ячеек от времени работы под постоянной нагрузкой ($U = 0,7$ В). Расход H_2 – 250 мл/мин, N_2 – 350 мл/мин, воздуха 600 мл/мин, $t = 750$ °С

На рисунке 2 представлено изображение поперечного сечения ТЯ № 1 и 6. Видно, что слои двухслойного электролита, наносимые методом магнетронного распыления на пористый NiO/YSZ анод, имеют достаточно плотную и однородную структуру без трещин и отслаиваний, а также хорошую адгезию, как с анодом, так и между собой.

Чтобы определить стабильность работы ТЯ, измерялась зависимость их мощности от времени непрерывной работы (рис. 3). При этом электронная нагрузка поддерживала постоянное напряжение на нагрузке 0,7 В. Из графика видно, что для всех топливных ячеек в первые 24 ч работы происходит существенное снижение мощности (примерно на 20%). В дальнейшем падение мощности хоть и не прекращается, но становится более медленным. Очевидно, падение мощности в первые часы работы связано с окислением нержавеющей токовой коллектора со стороны катода, которое приводит к увеличению омического сопротивления на границе катода с токосъемом. После формирования оксидной пленки доступ кислорода к металлу затрудняется, и рост оксидной пленки замедляется.

Двухслойный электролит с суммарной толщиной более 4 мкм обладает необходимой газонепроницаемостью, что подтверждается измерением напряжения холостого хода ТЯ и снимками поперечного излома топливных ячеек. Независимо от температуры спекания LSCF-CGO катода и соотношения толщин YSZ и CGO электролита исследуемые ТЯ при 750 °С продемонстрировали близкие по величине значения максимальной удельной мощности 450–550 мВт·см⁻². Спекание LSCF-CGO катода при температуре 1100 °С позволяет снизить активационные потери.

Список литературы

1. Petric A., Huang P., Tietz F. Evaluation of La-Sr-Co-Fe-O perovskites for solid oxide fuel cells and gas separation membranes // Solid State Ion. – 2005. – Vol. 135(1–4). – P. 719–725.

2. Sønderby S., Klemenso T., Christensen B.H. et al. magnetron sputtered gadolinia-doped ceria diffusion barriers for metal-supported solid oxide fuel cells // *J. of Power Sources*. – 2014. – Vol. 267. – P. 452–458.
3. Brahim C., Ringuede A., Gourba E. et al. Electrical properties of thin bilayered YSZ/GDC SOFC electrolyte elaborated by sputtering // *Journal of Power Sources*. – 2006. – Vol. 156. – P. 45–49.
4. Solovyev A.A., Rabotkin S.V., Shipilova A.V. et al. Application of PVD methods to solid oxide fuel cells // *Applied Surface Science*. – 2014. – Vol. 310. – P. 272–277.
5. Solovyev A.A., Rabotkin S.V., Shipilova A.V. et al. Solid oxide fuel cell with Ni–Al support // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2015. – Vol. 40. – P. 14077–14084.
6. Sochugov N.S., Soloviev A.A., Shipilova A.V. et al. The effect of pulsed electron beam pretreatment of magnetron sputtered ZrO₂:Y₂O₃ films on the performance of IT-SOFC // *Solid State Ionics*. – 2013. – Vol. 231. – P. 11–17.

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА, ОБРАБОТАННОГО ИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

М.Е. Рыгина¹, Е.А. Петрикова², А.Д. Тересов²

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Ю.Ф. Иванов^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт сильноточной электроники СО РАН

PE-mail: L-7755me@mail.ru

Современное машиностроение требует создания новых материалов с повышенными механическими и эксплуатационными характеристиками. Заэвтектический силумин – литейный алюминиевый сплав алюминия с кремнием, процентное содержание которого превышает 12 вес.%. Твердость силумина напрямую зависит от процентного содержания кремния. Первичный кремний залегает неравномерно, зерна имеют размер 10–40 мкм. Твердость силумина с содержанием кремния 18–20 вес.% в исходном состоянии достигает 890 МПа.

Целью настоящей работы является анализ результатов, полученных при исследовании структуры и свойств заэвтектического силумина, модифицированного интенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве материала для исследования выбран силумин, концентрация кремния в котором составляла 18–20 вес.%. Модификацию поверхности образцов проводили высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке «СОЛО» [1].

Режимы облучения: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 40 Дж/см², частота следования импульсов 0,3 с⁻¹, длительность воздействия пучка электронов 200 мкс, число импульсов воздействия 20. Облучение образцов литого силумина осуществляли, как показали выполненные ранее расчеты температурного поля [2, 3], при условии плавления всех присутствующих в поверхностном слое образца фаз.

Исследования элементного и фазового состава, дефектной структуры поверхности модифицирования и поперечных шлифов проводили методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Прочностные свойства материала характеризовали микротвердостью. Исследования износостойкости силумина проводилось в геометрии диск-штифт при комнатной температуре и влажности. Объем износа материала определялся после проведения профилометрии образовавшегося трека.

Структура материала до модификации отличается высоким уровнем неоднородности (рис. 1). Первичный кремний неравномерно распределен по всему объему материала. Твердость материала составила 890 МПа.

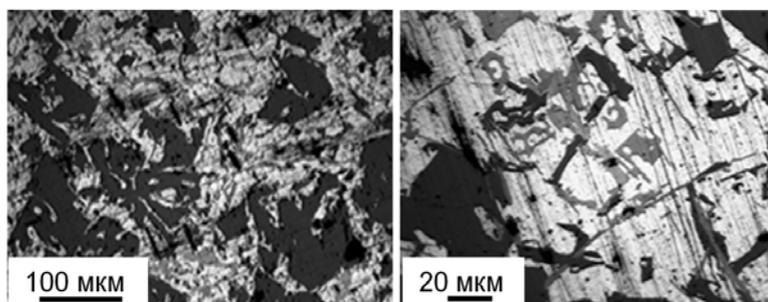


Рис. 1. Типичные изображения структуры образцов силумина, полученные методами металлогрaфии травленого шлифа

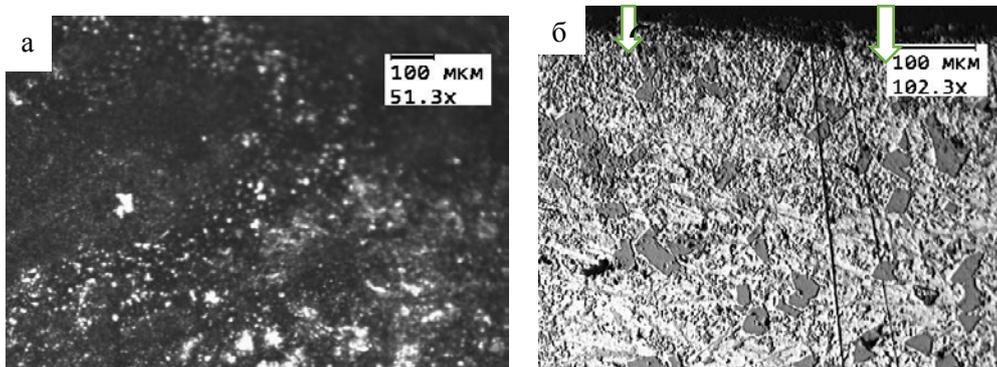


Рис. 2. Изображение структуры после обработки: а – структура поверхности, б – поперечный шлиф

После обработки первичный кремний измельчается, размер зерен 1–3 мкм (рис. 2). Твердость поверхностного слоя составила 4310 МПа, т.е. увеличилась в $\approx 4,8$ раза.

Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что после облучения электронным пучком в поверхностном слое силумина наблюдается существенное увеличение (до 47,5 вес.%) концентрации кремния.

Результаты измерения твердости модифицированного слоя представлены на рисунке 3. Измерения, выполненные при нагрузке на индентор 50 мН, выявили максимальное значение микротвердости ≈ 10000 МПа. Результаты измерения модуля Юнга выявили увеличение последнего в $\approx 1,4$ раза (рис. 4).

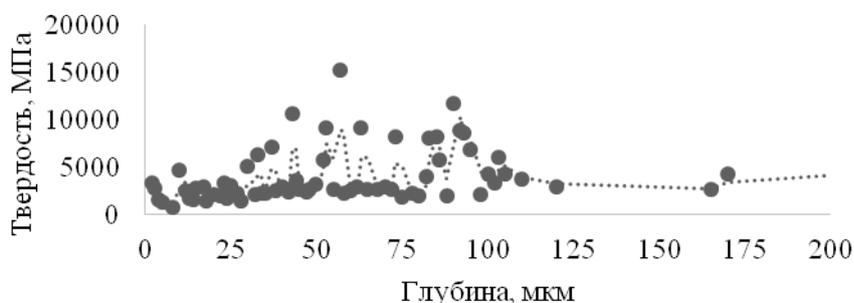


Рис. 3. Профиль твердости силумина, обработанного электронным пучком

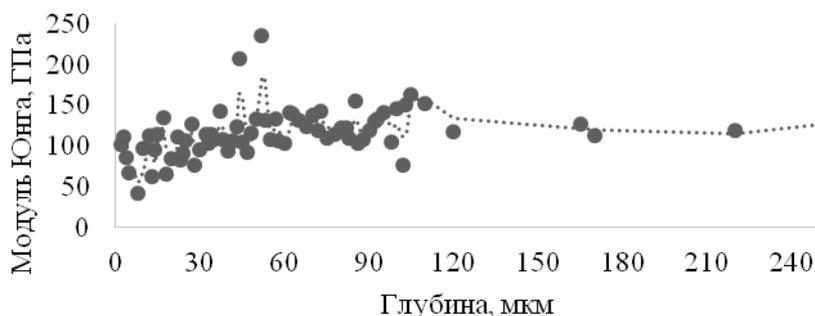


Рис. 4. Профиль модуля Юнга силумина, обработанного электронным пучком

Таким образом, выполненные исследования показали, что в результате облучения силумина интенсивным электронным пучком увеличилась степень однородности структуры, выросла твердость (в $\approx 4,8$ раза) и износостойкость (в $\approx 1,2$ раза), уменьшился коэффициент трения (в $\approx 1,5$ раза) для поверхностного слоя. Данный метод модификации может быть рекомендован к использованию для эвтектических силуминов.

Список литературы

1. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой / А.П. Ласковнев и др. ; под ред. А.П. Ласковнева. – Минск : Беларус. навука, 2013. – 287 с.
2. Ivanov Yu.F., Koval N.N., Vlasov V.I. et al. // High Temperature Material Processes. – 2013. – Vol. 17(4). – P. 241–256.
3. Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Иванова О.В. и др. // Известия вузов. Физика. – 2015. – Т. 58, № 4. – С. 46–51.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА РАСТИТЕЛЬНОГО СЫРЬЯ В ПРОИЗВОДСТВЕ ДРЕВЕСНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Р.Р. Сафин, Ф.В. Назипова, Р.Р. Хасанишин, А.Е. Воронин

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Р.Р. Сафин
Казанский национальный исследовательский технологический университет
E-mail: archiwood@kstu.ru

Совершенствование технологии древесных композитов преследует две важные цели: получение материалов с заранее заданным комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств; утилизация отходов лесо- и деревообработки, что является важным для этих производств. Выпускаемые в настоящее время древесно-минеральные композиционные материалы широко применяются в строительстве, но обладают рядом недостатков. К их числу можно отнести недостаточно высокую прочность древесно-цементных композитов в связи с пониженной адгезией цемента к древесному наполнителю, а также технологические трудности, связанные с преодолением действия «цементных ядов».

Сухая древесина, в основном, состоит из целлюлозы, лигнина, гемицеллюлоз, и незначительного количества других компонентов, которые включают в себя дубильные вещества, полифенолы, красящие вещества, эфирные масла, жиры, смолы, воск и простые вспомогательные обменные вещества [1, 2]. Гемицеллюлозная часть древесины представляет собой сложные органические вещества – полисахариды, способные в щелочной среде цементного раствора гидролизироваться и переходить в водорастворимые сахара, которые, в свою очередь, являются сильнейшими «цементными ядами», которые образуют тончайшие оболочки, и изолируют частицы цемента от воды, замедляют ход процессов гидролиза и гидратации цемента. Смолистые вещества, содержащиеся в древесине, также оказывают влияние на процесс твердения цемента: смоляные кислоты при взаимодействии со щелочами, которые находятся в цементном тесте, образуют мыльные растворы. При значительном содержании смолистых веществ в древесине прочность цементно-стружечных плит может снизиться вследствие уменьшения смачиваемости частиц древесины и ухудшения сцепления с цементным тестом.

При этом известно, что ультразвуковое воздействие ускоряет процесс экстрагирования и обеспечивает более полное извлечение низкомолекулярных веществ [3]. В настоящее время, примерами использования ультразвуковой обработки являются: извлечение пектина из спрессованного яблока, получение фармацевтически активных соединений из Шалфея лекарственного [4] и увеличение выхода ксиланов из початков кукурузы [5]. Следует отметить, что извлечение растительных компонентов происходит без существенного изменения их структуры и молекулярных свойств.

Основным процессом извлечения экстрактивных веществ из растительного сырья является процесс экстрагирования в системе «твердое тело – жидкость». Преимущество экстракции заключается в том, что она проводится при низкой рабочей температуре процесса. Обработка щелочью древесины приводит к диффузии растворителя в поры твердого тела, растворению извлекаемых веществ, диффузии экстрагируемых веществ в капиллярах твердого тела к поверхности раздела фаз. При этом известно, что воздействие ультразвука, частотой выше 20 кГц, ускоряет этот процесс, создавая кавитацию и турбулентные потоки в жидкости [6–9]. Это, в свою очередь, приводит к повышению температуры агента, улучшению переноса массы между реагентом и древесной массой. Ультразвук ускоряет процесс экстрагирования и обеспечивает более полное извлечение нужных веществ.

Известно, что гемицеллюлоза чувствительна к гидроксиду натрия, и исследования показали, что обработка щелочью природных волокон может привести к удалению гемицеллюлозы. После удаления гемицеллюлоз, область между древесными волокнами становится менее жесткой и менее плотной. Волокна могут перестраиваться в направлении деформации растяжения. Это приводит к более равномерному распределению нагрузки и, соответственно, к более высокой прочности композитного материала.

В свете вышеизложенного были проведены экспериментальные исследования обработки древесного наполнителя в воде и в слабом растворе щелочи. Этот процесс интенсифицировался с помощью ультразвука. Исследования проводились двумя способами.

При первом способе для исследований использовали древесную муку, полученную из древесины сосны, размером частиц около 125 мкм. В качестве реагента – водный 2 и 4% раствор гидроксида натрия (NaOH). Обработка древесной муки производилась в универсальной ультразвуковой установке частотой 40 кГц в течение 30 мин и при температуре 60 °С. После древесную муку фильтровали и промывали от гидроксида натрия. Затем муку высушивали при 80 °С в течение 12 ч.

Во втором способе для исследования используется измельченная древесина сосны. В качестве агентов обработки применяются дистиллированная вода и водный раствор щелочи (NaOH), концентрацией 4%. Обработка древесины проводится в ультразвуковой ванне, частотой 40 кГц, в течение 15, 30 и 45 мин при температурах 20, 50 и 80 °С. После варки в щелочи, древесина промывается от гидроксида натрия. Массовая доля веществ, выделенных из древесины, рассчитывалась в процентах как отношение изменения массы древесных частиц в абсолютно сухом состоянии к массе абсолютно сухой древесины.

По результатам исследований был сделан вывод о том, что при обработке древесного наполнителя 4% раствором NaOH, удаляется более 36% лигнина и гемицеллюлозы, и при помощи ультразвука может быть удалено в общей сложности до 45% этих компонентов, массовая доля экстрагированных веществ увеличивается с увеличением температуры и продолжительности обработки в среднем на 43% при обработке с ультразвуком.

Полученные результаты окончательно подтверждают, что комбинация химической обработки древесины и ультразвукового воздействия является более эффективным инструментом в улучшении механических свойств композитов.

Представленная работа выполнялась при поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук (МД-5596.2016.8).

Список литературы

1. Klyosov A.A. Wood-plastic composites. – Hoboken, NJ : Wiley, 2007.
2. Miller R.B. Wood handbook – wood as an engineering material // Gen. Tech. Rep. FPL-GTR-113, Chapter 2, USDA, Forest Service, Forest Products Laboratory, Madison, WI, USA. – 1999.
3. Safin R.R., Stefan Barcik, Nazipova F.V. et al. The effect of ultrasonic extraction of soluble sugars from the wood filler on the strength properties of the composite based on mineral binder // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 688. – P. 138–144.
4. Salisova M., Toma S., Mason T.J. Comparison of conventional and ultrasonically assisted extractions of pharmaceutically active compounds from *Salvia officianalis* // Ultrasonics Sonochem. – 1997. – Vol. 4. – P. 131–134.
5. Hromadkova Z., Kovacikova J., Ebringerova A. Study of the classical and ultrasound-assisted extraction of the corn cob xylan // Ind. Crops Prod. – 1999. – vol. 9. – P. 101–109.
6. Сафин Р.Р., Назипова Ф.В., Воронин А.Е. и др. Ультразвуковая экстракция водорастворимых сахаров из древесины в производстве композиционных материалов // Вестник Казанского технологического университета. – 2015. – Т. 18, № 16. – С. 188–190.
7. Safin R.R., Galyavetdinov N.R., Khasanshin R.R. et al. The usage of wood wastes in the manufacture of composite materials // Conference Proceedings 15th International Multidisciplinary Scientific GeoConference "SGEM 2015. – Albena : Energy and Clean Technologies, 2015. – P. 779–786.
8. Kong W., Cang D., Song J. // Philosophical Magazine Letters. – 2012. – Vol. 92, No. 2. – P. 103–110.
9. Li Q., Lin T., Wang X. Effects of ultrasonic treatment on wool fibre and fabric properties // The Journal of the Textile Institute. – 2012. – Vol. 103, No. 6. – P. 662–668.

ГИБРИДНЫЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ МОДУЛИ ВЯЗКОУПРУГИХ КОМПОЗИТОВ

А.А. Светашков, Ф.А. Симанкин, М.С. Павлов, А.В. Лушников

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. А.А. Светашков
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: mkk@tpu.ru

В работе приведена формулировка новой математической модели деформирования вязкоупругого композита. Методика построения модели основана на общности задач определения эффективных модулей неоднородных упругих композитов и вязкоупругих тел, проявляющих зависимость механических свойств от длительности действия нагрузки. На основе суперпозиции выражений известных эффективных модулей Фойгта и Рейсса, Хашина и Штрикмана построена математическая модель гибридных эффективных модулей.

Введение

Для решения граничных задач теории вязкоупругости применяются различные приближённые подходы. Одним из наиболее распространённых являются приближённые представления интегральной зависимости в виде соотношения

$$\int_0^t R(t-\tau)df(\tau) \approx R_0(t)f(t).$$

Различные способы выбора $R_0(t)$ содержатся в работах В.И. Малого и Н.А. Труфанова [1], Р. Шепери [2], А.А. Ильюшина [3], Л.Е. Мальцева [4], А.А. Светашкова [5] и других.

Цель настоящей работы – построение новых эффективных по времени характеристик вязкоупругих материалов. Используется общность подходов к определению эффективных характеристик композитов и вязкоупругих тел.

Для описания механического поведения упругих композитов в [6–8] получены новые эффективные характеристик, названные гибридными модулями. Гибридные модули представлены в виде суперпозиции моделей эффективных характеристик Фойгта и Рейсса – с одной стороны, и Хашина и Штрикмана – с другой. Распространение данного подхода на упруго-наследственный характер связи напряжений и деформаций позволяет, как показано в работе, получить более точный прогноз по сравнению с известными моделями в расчётах напряжённо-деформированного состояния конструкций.

Гибридные эффективные модули

Гибридные эффективные по времени модули фойгтовского и рейссовского типа имеют вид:

$$\tilde{G}_V(t) = \gamma_1 G^*(t) + \gamma_2 G'(t), \quad \tilde{G}_R(t) = \left(\frac{\gamma_1}{G''(t)} + \frac{\gamma_2}{G'(t)} \right)^{-1}. \quad (1)$$

Гибридные эффективные по времени модули по типу Хашина-Штрикмана имеют вид:

$$\tilde{\tilde{G}}^*(t) = G_R(t) + \frac{\bar{\gamma}(G_V(t) - G_R(t))}{1 + (1 - \bar{\gamma})(G_V(t) - G_R(t)) / (G_R(t) + \tilde{\tilde{g}}_U(t))}, \quad (2)$$

$$\tilde{\tilde{G}}^*(t) = G_R(t) + \frac{\bar{\gamma}(G_V(t) - G_R(t))}{1 + (1 - \bar{\gamma})(G_V(t) - G_R(t)) / (G_R(t) + \tilde{\tilde{g}}_W(t))}.$$

G, МПа

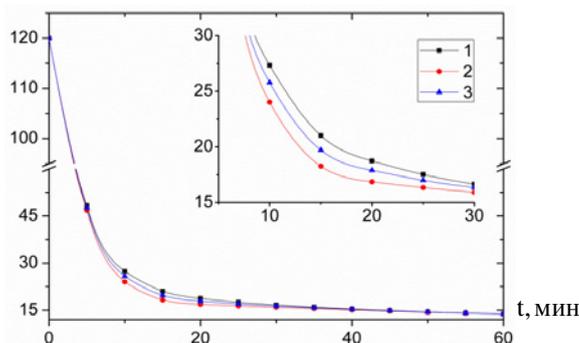


Рис. 1. Зависимости значений известных эффективных по времени модулей. 1, 2 – кривые модулей Фойгта и Рейсса; 3 – кривая гибридного модуля, определенного по (11). Изображение содержит фрагмент увеличенного изображения области кривых

На рисунке 1 представлен график зависимостей модулей от времени. Цифрами 1 и 2 обозначены кривые модулей фойгтовского и рейссовского типов; номер 3 принадлежит кривой, полученной на основе новых гибридных модулей по типу Фойгта–Рейсса. Рассмотрен случай, когда материальные константы, имеют значения $\lambda = 0,276 \text{ мин}^{-1}$, $\gamma = 0,03 \text{ мин}^{-1}$.

Заключение

Найдены выражения новых эффективных по времени модулей линейно вязкоупругих тел. Новые эффективные по времени характеристики имеют следующие свойства: а) положительно определены для $t \geq 0$; б) в моменты $t = 0, \infty$ они совпадают с соответствующими упруго-мгновенными и длительными характеристиками вязкоупругого тела; в) не зависят от вида аппроксимации материальных функций линейной вязкоупругих тел.

Список литературы

1. Малый В.И., Труфанов Н.А. Метод квазиконстантных операторов в теории вязкоупругости кусочно-линейных материалов // Деформирование и разрушение структурно-неоднородных материалов и конструкций : сб. науч. тр. – Свердловск : УрО РАН, 1989. – С. 78–85.
2. Шепери Р. Вязкоупругие свойства композиционных материалов // Браутман Л.Н. Механика композиционных материалов. – М., 1978. – Т. 2. – С. 102–195.
3. Ильюшин А.А. Метод аппроксимаций для расчета конструкций по линейной теории термовязкоупругости // Механика полимеров. – 1968. – № 2. – С. 210–221.
4. Мальцев Л.Е., Карпенко Ю.И. Теория вязкоупругости для инженеров-строителей. – Тюмень : Вектор Бук, 1999. – 299 с.
5. Svetashkov A.A. Time-effective moduli of a linear viscoelastic body // Mechanics of Composite Materials. – 2000. – Vol. 36 (1) – P. 37–44.
6. Svetashkov A.A. Modification of effective moduli of Hashin-Shtrikman type for two-component isotropic composite [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.ispms.ru/ru/journals/430/2243>.
7. Svetashkov A.A. Modifications of the mathematical crisher model for effective moduli of two-component elastic isotropic composite [Электронный ресурс]. – URL: www.scientific.net/KEM.685.206.
8. Svetashkov A.A., Kupriyanov N.A., Manabaev K.K. One modification of the effective moduli of isotropic two-component composite // Izvestiya Visshih Uchebnyh Zavedeniy. Fizika. – 2013, No. 7–3. – P. 209–211.
9. Svetashkov A.A. New effective moduli of isotropic viscoelastic composites. Part I. Theoretical justification [Электронный ресурс]. – URL: <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/124/1/012099>.
10. Kupriyanov N.A. New effective moduli of isotropic viscoelastic composites. Part II. Comparison of approximate calculation with the analytical solution [Электронный ресурс]. – URL: <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/124/1/012100>.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al С ДОБАВЛЕНИЕМ БОРА, ПОЛУЧЕННОГО SPS-МЕТОДОМ

В.В. Сун Шин Ян, С.Н. Садко, Д.Р. Цыплухина

Научный руководитель: к. т. н., доцент Л.И. Шевцова
Новосибирский государственный технический университет
E-mail: mitiso4ka_95_95@mail.ru

Введение

На сегодняшний день перед материаловедами и инженерами стоит задача, которая заключается в создании материалов с высоким комплексом механических свойств. К таким материалам относится интерметаллид Ni_3Al . Данное соединение обладает высокими характеристиками жаростойкости и жаропрочности, относительно низкой плотностью, высокой коррозионной стойкостью и стойкостью к окислению. Для соединения Ni_3Al характерна аномальная зависимость предела текучести от температуры. Данный факт объясняет повышенный интерес материаловеда к интерметаллиду Ni_3Al . Однако, уровень пластичности алюминид никеля при комнатной температуре довольно низкий, что является его главным недостатком и препятствует применению чистого интерметаллида в промышленности [1–2]. Соединение Ni_3Al (γ' -фаза) является основной упрочняющей фазой для сплавов на никелевой основе. Сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al применяют в авиа-, ракето- и автомобилестроении, а также в химической и литейной промышленности [3].

Наиболее эффективным способом повышения механических свойств исследуемого интерметаллида является легирование. К основным легирующим элементам, способствующим повышению механических свойств Ni_3Al , относятся Y, Mo, Ga, Cr, Fe, Ti, и другие, но особое внимание уделяется бору. Положительное влияние бора на пластичность интерметаллидного соединения Ni_3Al связано с его сегрегацией по границам зерен. Следует отметить, что эффективным считается легирование Ni_3Al бором, когда его содержание находится в диапазоне от 0,005 до 0,2% (масс.), при этом количество Al должно не превышать 25% (ат.) [2].

Существует несколько способов получения алюминид никеля, однако, один из наиболее эффективных на сегодняшний день является искровое плазменное спекание (SPS). Суть метода заключается в одновременном пропускании импульсного тока через образец и приложении к нему одноосного давления. Продолжительность процесса спекания составляет всего несколько минут, что позволяет сохранить мелкозернистую структуру спекаемого материала [4]. Более подробно о данном методе описано в работе [5].

Целью данного исследования является изучение структуры и механических свойств интерметаллида Ni_3Al без бора и легированного бором.

Материалы и методы исследования

В качестве исходных порошков для получения монофазного алюминид никеля были использованы порошки никеля и алюминия в стехиометрическом соотношении. Для получения соединения Ni_3Al с бором использовали смесь порошков никеля, алюминия с добавкой 0,1% (масс.) бора.

Перед спеканием порошки предварительно перемешивали в ступке. Спекание порошков проводили на установке Labox-1575 в графитовой пресс-форме с внутренним диаметром 30 мм. Температура спекания составляла 1100 °С, давление прессования – 40 МПа, скорость нагрева была равной 100 °С/мин, время выдержки 5 мин. Режимы спекания были определены в соответствии с литературными данными [4]. Плотность спеченных материалов рассчитывали, измерив их линейные размеры и определив массу. Фазовый состав полученных образцов определяли методом рентгенофазового анализа. Дифрактограммы были записаны с использованием рентгеновского дифрактометра «ARL X'TRA». Структуру спеченного материала исследовали на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m.

Для определения прочностных свойств проводили испытание на одноосное растяжение. Образцы для испытания были вырезаны на установке электроэрозионной резки «Sodick». В результате были получены плоские образцы гантелевидной формы. Испытание проводили на установке «Instron 3369». Скорость перемещения подвижной траверсы составляла 0,5 мм/мин.

Микротвердость полученных материалов оценивали с использованием микротвердомера Wolpert Group 402MVD. Нагрузка на алмазный индентор составляла 0,49 Н.

Результаты исследований

В результате рентгенофазового анализа было установлено, что в полученных образцах присутствует только фаза Ni_3Al , пики бора на дифрактограмме легированного интерметаллида отсутствуют, что объясняется его малым количеством в исходной смеси. По результатам оптической металлографии было выявлено, что структура в обоих образцах является однородной, однако бинарное соединение Ni_3Al обладает высокой пористостью по сравнению с алюминидом никеля, легированным бором.

Результаты оценки прочностных свойств алюминид никеля без бора и с добавлением 0,1% (масс.) бора показали, что при введении в монофазный алюминид никеля 0,1% бора предел прочности при изгибе возрастает в 4,6 раза. Свойства исследуемых образцов в сравнении с литературными данными представлены в таблице 1.

Таблица 1. Свойства алюминиды никеля, легированного бором

	Материал	Предел прочности при изгибе, МПа	Плотность, г/см ³	Микро-твердость, МПа	Источник
1	3Ni + Al	300	6,91	3200	Полученные данные
2	3Ni + Al+0,1% (масс.) B	1400	7,41	3950	
3	Ni ₃ Al+ 0,1% (масс.) B	2200	7,41	–	[6]
4	Ni ₃ Al+ 0,2% (масс.) B	1720	7,39	–	[6]
5	Ni ₃ Al+ 0,5% (ат.) B	1030	–	4300	[7]

На основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что введение бора в малых количестве способствует повышению плотности и прочностных свойств алюминиды никеля, полученного SPS-методом. Однако следует отметить, что способ подготовки порошковой смеси также оказывает существенное влияние на свойства спеченного материала [5-7]. При одинаковом количестве введенного бора предел прочности при изгибе (2200 МПа) имеет максимальное значение для образца, полученного спеканием механически активированной порошковой смеси [6].

Список литературы

1. Колачев А.Б., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учеб. для вузов. – М. : МИСИС, 2005. – 432 с.
2. Liu C.T., White C.L., Horton J.A. Effect of boron on grain-boundaries in Ni₃Al // Acta metal. – 1985. – Vol. 33, No. 2. – P. 213–229.
3. Jozwik P., Polkovski W., Zbigniew B. Applications of Ni₃Al based intermetallic alloys-current stage and potential perceptivities// Materials. – 2015. – No. 8. – P. 2537–2568.
4. Токкита М. Настоящие и будущее технологий спекания керамики в связи с разработкой метода электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) // Российские нанотехнологии. – 2015. – № 3–4.– С. 80–85.
5. Шевцова Л.И. Структура и механические свойства интерметаллида Ni₃Al, полученного по технологии искрового плазменного спекания механически активированной порошковой смеси «Ni – Al» // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2014. – № 3(63). – С. 117–126.
6. Boron-modified Ni₃Al intermetallic compound formed by spark plasma sintering of mechanically activated Ni and Al powders / L.I. Shevtsova, T.S. Ogneva, D.O. Mul et al. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 124, No. 1. – Art. 012139 (6 P.) – doi: 10.1088/1757-899X/124/1/012139.
7. Akhtar F. Synthesis, microstructure and mechanical properties of Al₂O₃ reinforced Ni₃Al matrix composite // Materials Science and Engineering. – 2009. – Vol. 499. – P. 415–420.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК 3-Д СЕТЧАТЫХ СКЭФФОЛДОВ ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ ПО ТЕХНОЛОГИИ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ

М.С. Ткачев, Е.С. Мельников

Научный руководитель: ст. н. с., к. ф.-м. н. М.А. Сурменова,
Национально-исследовательский Томский Политехнический университет
melnikov.evgeniy92@mail.ru

Аннотация

Методом электронно-лучевой плавки были изготовлены образцы из титанового сплава Ti-6Al-4V с разной пористостью. Методами сканирующей электронной микроскопии исследованы особенности морфологии. Анализ испытаний на сжатие позволил определить модуль Юнга и предел прочности полученных образцов. Установлено, что значения модуля упругости (2,6-5,1 ГПа) и предела прочности (111–279 МПа), полученных скэффолдов, соответствуют интервалам значений для костной ткани.

Введение

Титан и его сплавы (Ti-6Al-4V) мало ионизируются в биологических средах, а продукты коррозии не токсичны. Титановый сплав Ti-6Al-4V обладает высокой коррозионной стойкостью, имеет высокие значения для отношения прочности к весу [1] и является биосовместимым [2], благодаря чему получил широкое применение в качестве материала для создания имплантатов. Литые титановые имплантаты примерно в два раза тяжелее натуральной кортикальной кости [3]. Что более важно, модуль упругости цельных титановых сплавов составляет 100–115 ГПа, когда значения для разного вида костей составляют от 0,5–20 ГПа. Данное механическое несоответствие является причиной того, что здоровые кости недостаточно нагружаются и возникает эффект «экранирования напряжений» (stress shielding). Эффект «экранирования напряжений» приводит к резорбции здоровых костей и расшатыванию имплантата, вследствие чего уменьшается срок функционирования имплантата. Одним из методов понижения модуля упругости и веса имплантата до значений, соответствующих костям, является создание сетчатых структур [3–5]. Традиционные методы не позволяют получить структуры со сложной геометрией [6]. Перспективными методами в области получения сложной формы являются методы послойного синтеза, в частности метод электронно-лучевой плавки (ЭЛП) [3]. Данный метод позволяет достаточно точно контролировать форму, внутренние и внешние размеры создаваемой детали, в случае создания имплантатов получать индивидуализированные по форме детали [6].

Материалы и методы

Объектом исследований послужили сетчатые образцы кубической формы ($10 \times 10 \times 20$ мм³) на основе титанового сплава Ti-6Al-4V, приготовленные методом ЭЛП на установке фирмы «ARCAM» (Mid Sweden University). Измерения механических характеристик осуществлялись с использованием двухколонной испытательной системы «Instron 5969». Исследования морфологии были выполнены на сканирующем электронном микроскопе.

Результаты и их обсуждение

На рис.1. представлена морфология поверхности сетчатых структур. Развитая морфология поверхности предпочтительна для клеточной адгезии [7]. Размер ячеек сеток выбран в соответствии с условием (размер ячейки > 300 мкм), так как являются рекомендуемыми параметрами для лучшего остеогенеза и формирования капилляров [8].

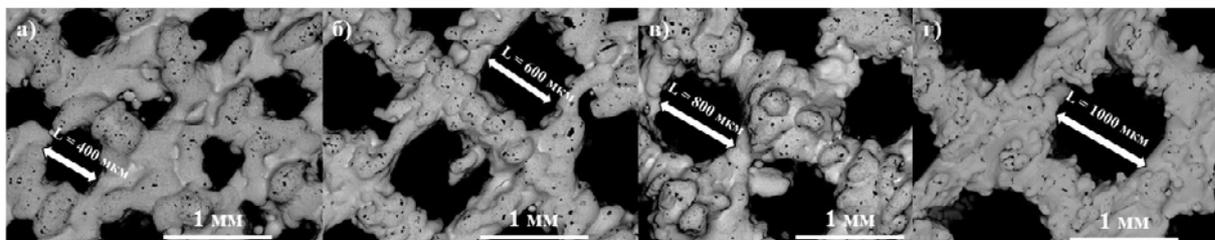


Рис. 1. Морфология сетчатой структуры образцов первого (а), второго (б), третьего (в) и четвертого (г) типов

Механические характеристики такие, как модуль Юнга и предел прочности, соответствующие полученным образцам, приведены в таблице 1. Значения модуля Юнга для всех типов образцов находятся в пределах значений, соответствующих костной ткани [4, 5, 9, 10], и наиболее близки к значениям для губчатой (5 ГПа), а

также лучевой и плечевой кости (2 ГПа). В результате испытаний на сжатие определялся предел прочности. Предел прочности 3-го и 4-го типа образцов лежат в допустимом для костной ткани интервале (100–170 МПа) [9–11]. Образцы 1-го и 2-го типа превышают максимальные значения прочности кости.

Таблица 1.

Тип образцов	Размер ячейки L, мкм	Пористость, %	Модуль Юнга образца, ГПа	Предел прочности, МПа
1	400	54	5,1	279
2	600	64	3,9	228
3	800	72	3,2	119
4	1000	74	2,6	111

Анализ на сжатие показал механизм разрушения образцов при осевой нагрузке. При испытании на сжатие происходило разрушение и смыкание отдельных ячеек сетки без полного разрушения и растрескивания образца.

Заключение

Изготовлены кубические сетки из сплава титана Ti-6Al-4V методом ЭЛП с разной пористостью (54, 64, 72, 74%). Выбранный размер сетчатой структуры сформирован с перспективой проведения биологических испытаний *in vivo* и *in vitro*. Модуль Юнга и предел прочности полученных образцов лежит в пределах значений для костной ткани. Установлена зависимость, определяющая уменьшение модуля Юнга при увеличении пористости. Полученные скэффолды обладают оптимальными механическими параметрами, исходя из чего значительно снижают вероятность явления экранирования напряжений, а, следовательно, являются перспективными в медицинском применении.

Авторы выражают благодарность А. Коптюгу и Р. Сурменеву за помощь в работе. Работа выполнена при поддержке РФФ (15-13-00043).

Список литературы

1. Khan S.N., Tomin E., Lane J.M. Clinical applications of bone graft substitutes // *Orthopedic Clinics*. – 2000. – Vol. 31, No. 3. – С. 389–398.
2. Branemark P.I. et al. Osseointegrated implants in the treatment of the edentulous jaw. Experience from a 10-year period // *Scandinavian Journal of Plastic and Reconstructive Surgery. Supplementum*. – 1977. – Vol. 16. – P. 1.
3. Parthasarathy J. et al. Mechanical evaluation of porous titanium (Ti6Al4V) structures with electron beam melting (EBM) // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2010. – Vol. 3, No. 3. – P. 249–259.
4. Pilliar R.M. Porous-surfaced metallic implants for orthopedic applications // *Journal of Biomedical Materials Research*. – 1987. – Vol. 21, No. A1 Suppl. – P. 1–33.
5. Kienapfel H. et al. Implant fixation by bone ingrowth // *Journal of Arthroplasty*. – 1999. – Vol. 14, No. 3. – P. 355–368.
6. Li X. et al. Fabrication and characterization of porous Ti₆Al₄V parts for biomedical applications using electron beam melting process // *Materials Letters*. – 2009. – Vol. 63, No. 3. – P. 403–405.
7. Алехин А.П. и др. Синтез биосовместимых поверхностей методами нанотехнологии // *Рос. Нанотехнол.* – 2010. – Т. 9, № 10. – С. 128–136.
8. Wieding J., Wolf A., Bader R. Numerical optimization of open-porous bone scaffold structures to match the elastic properties of human cortical bone // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2014. – Vol. 37. – P. 56–68.
9. Самсонова А.В. Гипертрофия скелетных мышц человека. – Rinner USA, 2015.
10. Анисимова Н.Ю. и др. Опыт исследования механических свойств трубчатых костей собак // *Vet Pharma*. – 2012. – № 4.
11. Карлов А.В., Шахов В.П. Системы внешней фиксации и регуляторные механизмы оптимальной биомеханики. – Томск : STT, 2001. – 480 с.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВА Cu-Cr-Zr ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

И.А. Фаизов, Г.И. Рааб, С.Н. Фаизова, Д.А. Аксенов

Научный руководитель: д. т. н. Г.И. Рааб
Уфимский государственный авиационный технический университет
E-mail: iafaiz@mail.ru

Измельчение структуры металлических материалов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) – перспективный подход к повышению их функциональных свойств. В частности, это относится к сплавам электротехнического назначения системы Cu-Cr-Zr, относящимся к дисперсионно-твердеющим. Промышленная технология изготовления заготовок сплавов этого класса включает три стадии: закалка из расплава с целью создания пересыщенного твердого раствора легирующих элементов, холодная деформация, создающая дислокационное упрочнение, и термическое старение, вызывающее выделение упрочняющих частиц. Использование ИПД на этапе холодного деформирования приводит к измельчению кристаллической структуры до субмикрометрических и нанометрических размеров и повышает прочность сплава на 30–40% по сравнению с традиционной технологией [1]. Такое упрочнение принято объяснять в первую очередь высокой плотностью дислокаций и, как следствием, уменьшением размера кристаллитов, то есть эффектом Холла–Петча. Вклад дисперсионного упрочнения предполагается независимым от характера деформационной обработки, то есть его значение определяется на стадии закалки концентрацией твердого раствора легирующих элементов.

Существуют экспериментальные данные, доказывающие, что ИПД, кроме структурных изменений, способна вызывать диффузионные фазовые превращения, являющиеся аномальными с точки зрения равновесных фазовых диаграмм [2]. Наиболее полно этот эффект изучен для модельного сплава Fe-36Ni и некоторых сталей [3–5]. В последнее время получены экспериментальные доказательства деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз в сплаве Cu-1Cr-0,7Zr-0,2Al при ИПД-обработке методом равноканального углового прессования (РКУП) [6–8]. Поскольку промышленные сплавы содержат такие частицы даже в закаленном состоянии, данный эффект повышает концентрацию твердого раствора и увеличивает вклад дисперсионного упрочнения.

В данной работе представлены результаты исследования особенностей формирования высокопрочного состояния сплава Cu-1Cr-0,7Zr-0,2Al. За основу обработки взята традиционная трехстадийная обработка данного класса сплавов, где на этапе деформирования используется равноканальное угловое прессование (РКУП) с последующей обработкой кузнечной протяжкой (КП) и волочением (В). Показано, что применение комплексной обработки с использованием РКУП на этапе холодной деформации позволяет получить высокопрочное состояние с пределом прочности в 1,7 раза превышающим показатели образца после ПО.



Рис. 1. Совокупный вклад в упрочнение различных механизмов в процессе обработки сплава

Исследование структуры показало, что формируется ультрамелкозернистое состояние со средним размером фрагментов 200–240 нм. Анализ эволюции ансамбля частиц вторых фаз указывает на присутствие процессов как деформационно-стимулированного растворения, так и деформационно-индуцированного распада твердого раствора. Одновременное протекание этих кинетически-противоположных процессов приводит к

перераспределению легирующих элементов в медной матрице на этапе ИПД и повышению концентрации легирующих элементов в твердого раствора (ТР) по сравнению с состоянием после закалки – пересыщенного ТР. Следующее за деформационной обработкой старение приводит к распаду пересыщенного твердого раствора, образованного при ИПД, и формированию ультрамелкозернистой структуры с мелкими, плотно расположенными частицами вторых фаз.

Из расчета вкладов различных механизмов упрочнения в условный предел текучести видно, что, наряду с повышением вклада зернограничного упрочнения, происходит значительное увеличение дисперсионного упрочнения. По сравнению со стандартной промышленной обработкой (ПО) абсолютное значение вклада дисперсионного упрочнения возросло в два раза (рис. 1).

Таким образом, благодаря структурным и фазовым превращениям, происходящим в процессе ИПД в сплаве Cu-1Cr-0,7Zr-0,2Al, происходит не только формирование ультрамелкозернистой структуры, но и перераспределение мелкодисперсных (менее 10 нм) частиц вторых фаз. В результате в сплаве формируется высокопрочное состояние с пределом прочности ~700 МПа при сохранении электропроводности ~85% от электропроводности чистой меди.

Изготовление образцов методом РКУП выполнено за счет гранта РНФ (проект № 14-19-01062) в ФГБОУ ВО «УГАТУ», структурные исследования – за счет проекта РФФИ №14-08-97058 p_поволжье_a, теоретические расчеты – на средства проекта РФФИ № 16-08-01290 А.

Список литературы

1. Valiev R.Z. Superior strength in ultrafine-grained materials produced by SPD processing // Materials Transactions. – 2014. – Vol. 55, No. 1. – P. 13–18.
2. Straumal B. Phase transition Phase transitions in metallic alloys driven by the high pressure torsion // Archives of Civil and Mechanical Engineering. – 2014. – Vol. 14, No. 2. – P. 242–249.
3. Сагарадзе В.В. Растворение сферических и пластинчатых интерметаллидов в Fe-Ni-Ti аустенитных сплавах при холодной пластической деформации // ФММ. – 1988. – Т. 66, № 2. – С. 328–338.
4. Дерягин А.И. Явление механо-индуцированного атомного расслоения в Fe-Cr-Ni-сплавах при интенсивной пластической деформации // Физика и техника высоких давлений. – 2010. – Т. 20, № 2. – С. 115–132.
5. Шабашов В.А. Неравновесные диффузионные фазовые превращения и наноструктурирование при интенсивной холодной деформации // Вопросы материаловедения. – 2008. – № 3(55). – С. 169–179.
6. Фаизова С.Н. Эволюция вторичных фаз в низколегированных хромовых бронзах при равноканальном угловом прессовании // Упорядочение в минералах и сплавах : 12-й международный симпозиум. – Ростов-на-Дону, 2009. – Т. 1. – С. 13–17.
7. Фаизов И.А. Растворение частиц вторых фаз сплава системы Cu-Cr-Zr в условиях равноканального углового прессования // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. Физика. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1387–1391.
8. Фаизов И.А. Роль фазовых превращений в эволюцию дисперсных частиц в хромовых бронзах при равноканальном угловом прессовании // Письма о материалах. – 2016. – Т. 6, № 2. – С. 132–137.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ ОТКЛИК ОТ ОБРАЗЦОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭСТЕРОВЫХ ПЛЕНОК СОДЕРЖАЩИХ МИКРОПРОВОДА

Р.Р. Файзулин, Д.Ю. Гаврилов, Г.Е. Кулешов

Научный руководитель: к. ф.-м. н. Г.Е. Кулешов
 Национальный исследовательский Томский государственный университет
 E-mail: fayzulinruslan@gmail.com

За последние десятилетия сверхвысокочастотная электроника сделала значительный шаг вперед. Для дальнейшей развития радиоэлектронных устройств необходимо использовать новые радиоматериалы, позволяющие еще заметнее снизить размер и вес радиокомпонентов, обеспечить электромагнитную совместимость радиоэлектронной техники [1] и снизить воздействие электромагнитного излучения на организм человека [2]. В роли наполнителей композиционных радиоматериалов выступают карбонильное железо, ферриты, материалы на основе углеродных структур [3] и магнитные микропровода [4]. Микропровода обладают рядом уникальных свойств и характеристик (малый вес, возможность создания прочных и прозрачных структур, высокая электропроводность и исключительные электромагнитные характеристики) [5]. Поэтому изучение микроволновых свойств материалов на основе микропроводов представляют особый интерес [6].

В данной работе исследованы электромагнитные характеристики материалов на основе полиэстеровых пленок содержащих упорядоченные включения остекленных микропроводов. В процессе изготовления экспериментальных образцов отрезки микропровода одинаковой длины на равноудаленном расстоянии помещались между двумя тонкими слоями полиэстера, и полученная конструкция подвергалась горячему прессованию. Структура и внешний вид полученных образцов приведены на рисунке 1. Расстояния между соседними участками микропровода в композитной пленке обозначено t . Основные характеристики полученных образцов композиционных пленок приведены в таблице 1. Здесь D – это диаметр микропровода с остеклением, а d – это диаметр микропровода без остекления (металлической жилы); ρ – удельное сопротивление микропровода. Толщина полученных пленок составила 200 мкм.

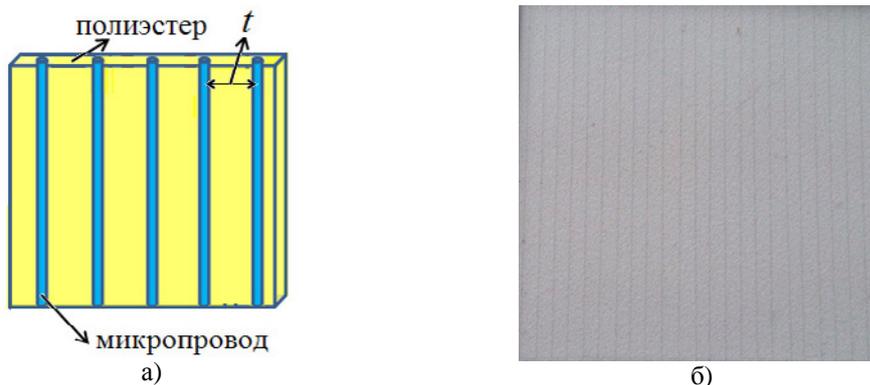


Рис. 1. Структура (а) и внешний вид (б) полученных образцов

Таблица 1. Основные характеристики образцов композиционных пленок

№ образца	Вещество основа микропровода	D , мкм	d , мкм	ρ , Ом·м	t , мм
1	NiCrSiMn	25,4	17,2	$1,18 \times 10^{-6}$	2
2	FeCoBSi	27,7	23,2	$1,53 \times 10^{-6}$	2
3	FeCoBSi	27,7	23,2	$1,53 \times 10^{-6}$	1

Измерения электромагнитного отклика от образцов проводились с использованием векторного анализатора цепей компании Agilent Technologies PNA-X N4257A и набора пирамидальных рупорных антенн в диапазоне частот от 22 до 40 ГГц. Использовалась схема измерений «на проход». Поляризация излучения находилась в горизонтальной плоскости. Измерения образцов проводились как в плоскости поляризации, так и перпендикулярно ей.

Далее представлены результаты измерений частотной зависимости коэффициентов прохождения (T) для различных сочетаний композиционных пленок при нахождении микропровода в горизонтальной плоскости. При таком расположении образцов композиционные пленки работают как простейшие поляризаторы. При этом различия в коэффициенте прохождения между образцами № 1 и 2 незначительны. Они вероятно связаны с

меньшим диаметром и удельной проводимостью микропровода в образце № 1. Уменьшение расстояние между соседними микропроводами в пленке до 1 мм приводит повышению эффективности экранирования более чем в два раза. Таким образом, на основе исследованных материалов, варьируя расстояние между микропроводами в полиэстере или число слоев, можно создать тонкое (1 слой в 200 мкм) и прозрачное экранирующее покрытие ($T = 0-100\%$) в рассматриваемом диапазоне частот.

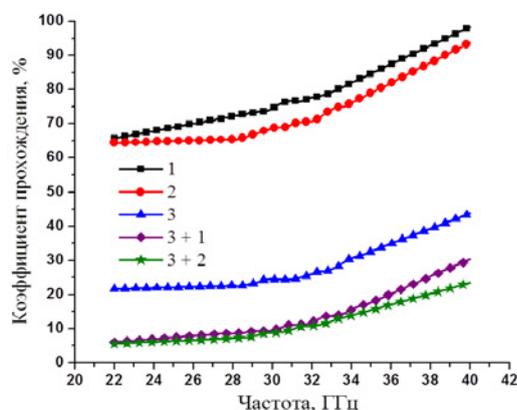


Рис. 2. Коэффициент прохождения для различных сочетаний образцов композиционных пленок

Также были исследованы электромагнитные характеристики образцов композиционных пленок в других конфигурациях (сетчатые структуры) и плоскостях расположения.

Список литературы

1. Wu T.-L., Buesink F., Canavero F. Overview of signal integrity and EMC design technologies on PCB: fundamentals and latest progress // IEEE Transactions on Electromagnetic Capability. – 2013. – Vol. 55, No. 4. – P. 624–638.
2. Dishovsky N., Grigorova D., Iliev V. et al. Modified waste dispersion phase from the extraction metallurgy as functional filler for rubber-based materials // Journal of Elastomers and Plastics. – 2010. – Vol. 42, No. 3. – P. 241–253.
3. Huang X., Zhang J., Rao W. et al. Tunable electromagnetic properties and enhanced microwave absorption ability of flaky graphite/cobalt zinc ferrite composites // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Vol. 662. – P. 409–414.
4. Makhnovskiy D., Panina L. Field dependent permittivity of composite materials containing ferromagnetic wires // J. Appl. Phys. – 2003. – Vol. 93, No. 7. – P. 4120–4129.
5. Luo Y., Qin F.X., Scarpa F. et al. Microwires enabled metacomposites towards microwave applications // J. Magn. Magn. Mat. – 2012. – Vol. 416. – P. 299–308.
6. Кулешов Г.Е., Файзулин Р.Р. Электрофизические характеристики композиционных материалов на основе микропроводов в полимерной матрице // Известия вузов. Физика. – 2015. – Т. 58, № 10/3. – С. 85–87.

УНИВЕРСАЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ ПРОПИТКИ

М.Ю. Федотов, В.А. Гулевский, Н.В. Федотова

Научный руководитель: доцент, к. т. н. В.А. Гулевский
Волгоградский государственный технический университет
e-mail: michael.fedotov@icloud.com

В настоящее время в металлургии используются различные типы композиционных материалов для улучшения механических, химических, электротехнических и эксплуатационных характеристик.

Для получения композиционных материалов с заданными характеристиками используются различные пропитывающие устройства [1]. Принцип действия представленного нами устройства основан на термическом расширении матричного сплава в замкнутом объеме и расплава свинца для создания дополнительного давления. Это позволяет расширять функциональные возможности за счет увеличения номенклатуры расплавов, используемых в качестве матричных (меди, сурьмы, алюминия и др.).

Представленное нами устройство для изготовления композиционного материала, состоит из емкости, крышки, газоотводной трубки для вакуумной дегазации армирующего пористого каркаса, находящегося под слоем матричного расплава. Емкость выполнена из двух камер, между которыми установлена металлическая мембрана. Верхняя камера для пропитки снабжена противовсплывным приспособлением в виде перфорированной трубы с перегородкой. Камера располагается выше поперечной оси для удержания пористого каркаса под слоем матричного расплава меди, сурьмы или алюминия. На ее крышке жестко установлено запорное устройство в виде стояка с усеченным конусом, в нижней части стояка установлена газоотводная трубка. Нижняя камера заполнена расплавом свинца для создания давления. Дно камеры снабжено дополнительной крышкой с запорным устройством, идентичным находящимся над камерой для пропитки. Каждое запорное устройство снабжено пробкой для герметизации.

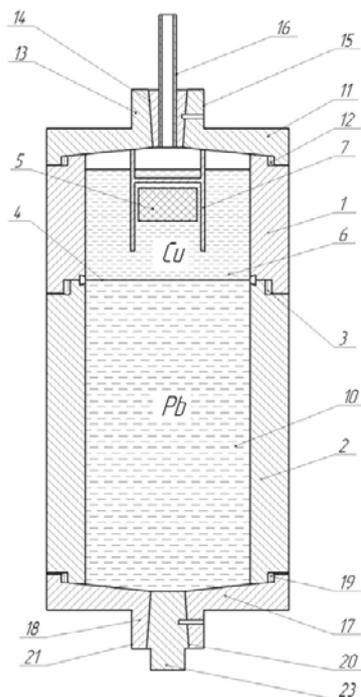


Рис. 1. Устройство для изготовления композиционного материала:

1 – верхняя камера для пропитки; 2 – нижняя камера; 3 – резьбовое соединение; 4 – металлическая мембрана; 5 – пористый каркас из углерадита; 6 – матричный расплав (медь или сурьма, или алюминий); 7 – противовсплывное приспособление; 8 – перфорированная труба; 9 – перегородка; 10 – расплав свинца; 11 – крышка; 12 – резьбовое соединение; 13 – запорное устройство; 14 – стояк с усеченным конусом; 15 – внешняя поверхность стояка в виде шестигранника; 16 – газоотводная трубка; 17, 18 – дополнительная крышка и запорное устройство для нее; 19 – резьбовое соединение; 20 – стояк; 21 – внешняя поверхность стояка в виде шестигранника; 22, 23 – притертая пробка

Устройство на верхней камере для пропитки позволяет использовать несколько вариантов матричных сплавов. Заполнение нижней камеры для создания давления расплавом свинца позволяет создавать оптимальное давление для пропитки за счет разницы коэффициентов термического расширения камеры для создания давления и расплава свинца, так как объемное расширение свинца в 2–2,5 раза больше, чем у матричного сплава – это и создает давление в верхней камере.

Установка металлической мембраны между верхней камерой (для пропитки) и нижней камеры (для создания давления) позволяет передавать максимальное давление от нижней к верхней.

Установка противоспывного приспособления обеспечивает строго вертикальное положение углеграфитового каркаса и наиболее полное заполнение его открытых пор.

Главный вид устройства изображен на рисунке 1.

Экспериментальные исследования показали, что устройство позволяет значительно увеличить процент заполнения пор в пористом каркасе, расширить номенклатуру получаемых изделий из композитов за счет использования различных матричных расплавов [2, 3]. Например, при расплаве меди для композитов электротехнического назначения: токосъемники, вставки пантографов, щетки и т.д. Для торцевых уплотнителей, вкладышей подшипников скольжения и других изделий, работающих в агрессивной среде при расплаве сурьмы. При использовании матричных расплавов алюминия область применения разнообразна и включает в себя не только вышеперечисленные, но и детали аэрокосмического назначения.

На предложенное устройство получен патент на полезную модель № 135556, МПК В22F3/26 .

Список литературы

1. Костиков В.И., Варенков А.Н. Сверхвысокотемпературные композиционные материалы. – М. : Интермет Инжиниринг, 2003. – 560 с.
2. Пат. 2571295 РФ, МПК В22F3/26. Способ изготовления композиционных материалов / В.А. Гулевский, П.С. Головинов, Н.А. Кидалов и др. – Волгоград : ВолгГТУ, 2015.
3. Исследование характера взаимодействия компонентов в композиционном материале из пористого углеграфитового каркаса, пропитанного силумином / В. А. Гулевский и др. // Перспективные материалы. – 2016. – № 2.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ПЕРЕКИСИ ВОДОРОДА НА ГРАФИТОВЫХ ЭЛЕКТРОДАХ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ СЕРЕБРА

Д.А. Федотова

Научный руководитель: доцент, к. х. н. Д.О. Перевезенцева
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: dashafeedotova@gmail.com

В настоящее время все чаще используют материалы на основе наночастиц металлов в различных сферах деятельности, таких как наноиндустрия, бионанотехнология, медицина и смежные отрасли промышленности, в т.ч. водообработка и водоочистка. Широкое применение наноматериалов обусловлено их высокой каталитической и адсорбционной способностью, связанной с высокой площадью поверхности наночастиц, отличной от свойств компактных материалов. Интерес к перекиси водорода связан с ее токсическим действием на живые организмы (класс опасности 2) и необходимости контроля ее содержания в водных биоресурсах. Использование наночастиц металлов, для модифицирования электродов, позволяет определять низкие концентрации перекиси водорода. Поэтому целью работы было изучение электрохимической активности перекиси водорода на графитовых электродах, модифицированных наночастицами серебра (ГЭ-Агнч).

Наночастицы серебра (НЧ Ag) получали методом химического восстановления в отсутствие стабилизаторов с использованием цитрата натрия ($\text{Na}_3\text{C}_6\text{H}_5\text{O}_7$) при соотношениях реагентов: $\text{AgNO}_3:\text{Na}_3\text{C}_6\text{H}_5\text{O}_7 = 1:1, 1:3$ по методике, описанной в [1]. Характеризацию НЧ Ag проводили методами просвечивающей электронной микроскопии (JSM-5500) и спектрофотометрии (2800 UV/VIS Spectrophotometer). НЧ Ag электрохимически осаждали на поверхности графитового электрода при $E_{\text{н}} = 0,8$ В и $t_{\text{н}} = 300$ с. pH раствора измеряли с помощью pH-метра-150. Электрохимическую активность НЧ Ag и перекиси водорода изучали методом циклической вольтамперометрии на фоне 0,1 М NaOH в области развертки потенциалов 1,0 ... +1,5 В; -1,0 ... +2,0 В при скоростях развертки потенциалов от 40 до 120 мВ/с. Кислород из раствора удаляли продуванием инертным азотом.

Получены НЧ Ag различной формы: треугольники, многоугольники, наностержни, имеющие размер 4–40 нм. Максимум спектра поглощения проявляется при $\chi = 402$ нм, что соответствует поглощению НЧ Ag размером 4–40 нм. Было показано, что электрохимическая активность НЧ Ag в щелочной среде выше при расширении области развертки потенциалов до +2,0 В. и не зависит от присутствия кислорода. На анодной кривой при развертке потенциалов от -1,0 до 2,0 В, полученной на ГЭ-Агнч, наблюдаются плечо при $E_1 = 0,42$ В, максимумы при $E_2 = 0,72$ В и $E_3 = 1,0$ В, обусловленные фазовыми переходами серебра в различных степенях окисления. На катодной кривой, полученной на ГЭ-Агнч, при развертке потенциалов от +2,0 до -1,0 В наблюдаются волна при $E_1 = 0,9$ В, максимумы при потенциалах $E_2 = 0,52$ В, $E_3 = 0,3$ В и $E_4 = 0,24$ В, $E_5 = -0,28$ В, обусловленные фазовыми переходами серебра, восстановлением, образующейся перекиси водорода и дополнительная волна при $E_6 = -0,6$ В, соответствующая восстановлению НЧ Ag [2]. При добавлении перекиси водорода на анодной ветви циклической кривой максимум при $E = 1,2$ В смещается на 200 мВ в сторону более положительных потенциалов, высота максимума увеличивается в 2 раза. На катодной ветви циклической кривой максимум при $E = 0,3$ В смещается на 100 мВ в область отрицательных потенциалов, высота максимума увеличивается в 2 раза. Эти факты свидетельствуют об электрокаталитических процессах окисления и восстановления перекиси водорода. Предложен механизм ее электрокаталитического окисления и восстановления. на ГЭ-Агнч в щелочной среде с адсорбционным вкладом.

Список литературы

1. Perevezentseva D., Gorchakov E., Petrushin M. et al. Influence of silver nanoparticles conditions synthesis on their electrochemical properties // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1772. – P. 020005-1–020005-5.
2. Perevezentseva D.O., Gorchakov E.V., Oskina Yu.A. Electrolytic behavior silver microphases and nanophases on the graphite electrode surface // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 712. – P. 117–122.

МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОРОШКА И СВОЙСТВА $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrW}_2\text{O}_8$

Н.О. Ханзина^{1,2}, А.В. Ветрова¹, Е.С. Дедова^{1,2}

Научный руководитель: мл. н. с., к. т. н. Е.С. Дедова

¹Национальный исследовательский Томский Государственный университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: hanzina_natalia@mail.ru

Исследования твердофазных процессов, реакций, инициируемых механическим воздействием, процессов с участием реагентов, подвергнутых предварительной механохимической обработке начаты давно, на сегодняшний день механохимические явления в дисперсных системах ионно-ковалентных соединений привлекают особый интерес в связи с интенсивным развитием нового направления в химии твердого тела и материаловедении, а именно: создание наноматериалов и нанокompозитов с уникальным комплексом свойств. Одно из главных мест в поисковых исследованиях в этом направлении занимают керамические материалы [1].

Прежде всего, при механохимической обработке твердых тел происходит увеличение поверхности. Но до сих пор до конца не ясно, до какого предела возможно измельчение твердых тел и можно ли с помощью механохимической обработки получить ~100% частиц предельного минимального размера [2].

В качестве исходного материала выступала смесь порошков $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-30вес}\%\text{ZrW}_2\text{O}_8$. Механическая активация исходных порошков осуществлялась в планетарной мельнице АГО-2 в течение 0, 1, 5 мин. Исходный порошок оксида алюминия состоит из агломератов нерегулярной формы, средний размер которых составил 5,2 мкм, сформированных сферическими частицами $d = 1,4$ мкм (рис. 1а). На рисунке 1б порошок, который представлен двумя видами вытянутых частиц: изолированные частицы с продольным размером от 30 нм до 0,7 мкм и агломераты, $\langle d \rangle = 0,5\text{-}5,0$ мкм.

Изображение смеси порошков Al_2O_3 и ZrW_2O_8 после ручного смешивания в керамической ступе, полученное с помощью электронного микроскопа, представлено на рисунке 1в. Средний размер агломератов оксида алюминия незначительно увеличился до 7 мкм, средний размер частиц вольфрамата циркония составил 0,7 мкм.

После механической активации наблюдалось изменение морфологии смеси порошков, рисунок 1г. Размер агломератов, принадлежащих Al_2O_3 , резко увеличился до 17 мкм уже после 1 мин обработки в планетарной мельнице. Дальнейший рост времени механического воздействия до 5 мин способствовал разрушению вновь образованных агломератов и незначительному уменьшению их размеров до 11 мкм. Средний размер частиц порошка ZrW_2O_8 после ручного смешивания в ступе составил 0,5 мкм. После 5 мин смешивания в планетарной мельнице частицы разрушились, и их средний размер составил 0,13 мкм.

Из зависимости изменения среднего размера частиц порошка от продолжительности механической обработки видно, что активация приводит к агломерации порошка оксида алюминия, и к разрушению продольных частиц порошка вольфрамата циркония, рисунок 2а.

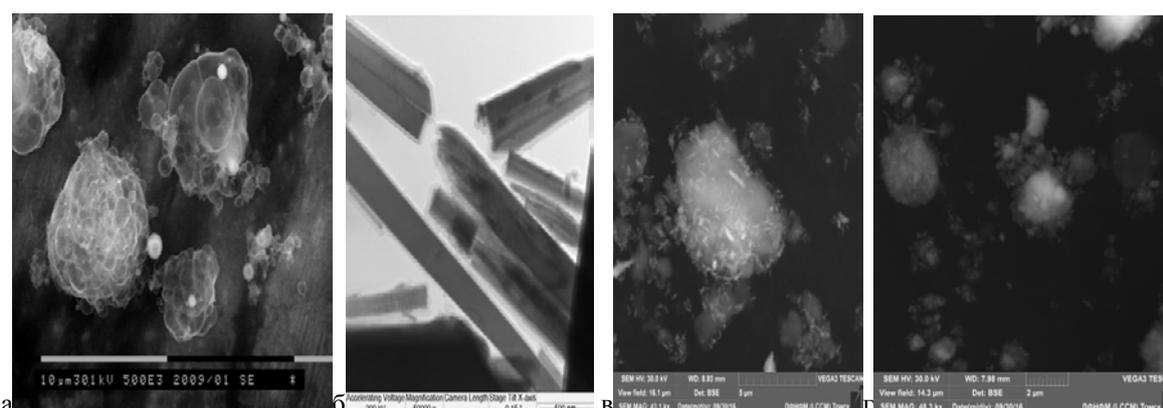


Рис. 1. РЭМ-изображения порошков: а) оксид алюминия; б) вольфрамат циркония; в) $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-30 вес}\%\text{ZrW}_2\text{O}_8$ после механической активации в течение 0 мин; г) 5 мин

Согласно зависимости величины насыпной плотности, характеризующей плотность порошка в неуплотненном состоянии, от продолжительности механической обработки видно, что увеличение продолжительности механической обработки привело к росту величины насыпной плотности с $0,74$ г/см³ для исходной смеси порошков до $1,37$ г/см³ после механической активации в течение 5 мин (рис.2б).

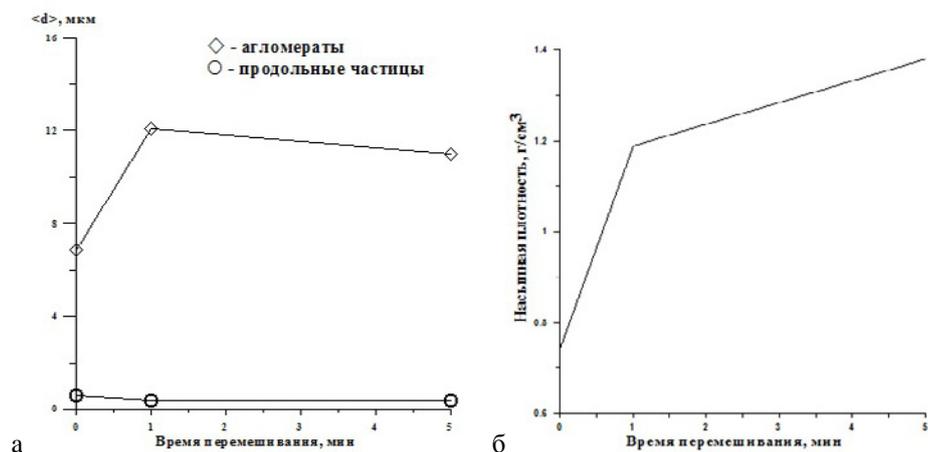


Рис. 2. Зависимость изменения а) среднего размера частиц; б) насыпной плотности от продолжительности механической активации

В ходе выполнения работы установлено изменение морфологии, в частности, величины среднего размера частиц смеси порошка Al_2O_3 –30 вес% ZrW_2O_8 . Средний размер агломератов, принадлежащих Al_2O_3 , увеличился во время механической обработки с 5,2 мкм до 11 мкм. Максимальный размер агломератов достигался после 1 мин обработки в планетарной мельнице. В свою очередь, частицы порошка вольфрамата циркония разрушались во время механической активации, и средний размер частиц изменился с 5,0 до 0,13 мкм. Механическая обработка привела к агломерации порошка оксида алюминия. Измельчение порошка Al_2O_3 –30вес% ZrW_2O_8 привело к повышению величины насыпной плотности уже после 1 мин активации. Дальнейшее увеличение времени воздействия способствовало росту данной характеристики.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ №16-33-00698/16 (мол_а).

Список литературы

1. Ходаков, Г.С. Физика измельчения. – М.: Наука, 1972. – 307 с.
2. Прокофьев В.Ю., Гордина Н.Е. Процессы измельчения и механохимической активации в технологии оксидной керамики // Стекло и керамика. – 2012. – № 2. – С. 29–34.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Э.Ч. Хартаева

Научный руководитель: д. ф.-м. н. А.В. Номоев
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: erzhenahar@mail.ru

Проведены работы по исследованию процессов кристаллизации меди марки М1 при облучении слитка меди мощным релятивистским пучком электронов с энергией 1,4 МэВ, сгенерированных высоковольтным ускорителем типа ЭЛВ-6. Электронный пучок выводится в атмосферу через диафрагму и попадает в сублиматор, где плавит и испаряет обрабатываемый материал (рис. 1). Медный образец плавится, а в зоне воздействия медь интенсивно испаряется [1].

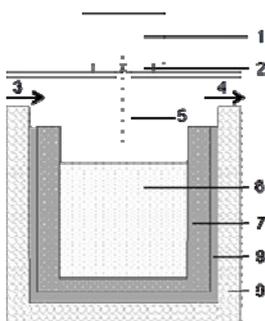


Рис. 1. Схема эксперимента. 1 – камера устройства выпуска электронного пучка в атмосферу, 2 – диафрагма, 3 – электронный пучок, 4 – вход транспортного газа аргона, 5 – выход аргона с наночастицами меди, 6 – расплав меди, 7 – графитовый тигель, 8 – корпус сублиматора с водоохлаждаемыми стенками

При проведении эксперимента использовались установки с различными конфигурациями газовых трактов, варьировались сила тока и время воздействия электронным пучком на медь.

На нижней части одного из слитков меди М1 сформировались многочисленные кратеры и вертикальные полости высотой 1,65 и 0,7 см. На нижней части другого слитка меди М1 зафиксированы кратеры глубиной 0,5 и 0,4 см, на боковых стенках – углубления 1,0 и 1,5 см.

Микроструктуру прошлифованных и отполированных до зеркальной поверхности образцов меди М1 после эксперимента исследовали металлографическим методом на микроскопе [2]. Включения оксида меди в микроструктуре образцов меди М1 перед экспериментом распределены хаотично. В докладе представлен разрез слитка М1, а также микрофотографии различных участков в области разреза через образовавшуюся полую структуру, из которых следует, что после расплавления меди марки М1 электронным пучком, сгенерированным высоковольтным ускорителем типа ЭЛВ-6, медь кристаллизуется с перераспределением оксидов меди по границам зерен меди как эвтектическая фаза.

Список литературы

1. Хартаева Э.Ч., Бардаханов С.П., Номоев А.В. и др. Воздействие электронного пучка на медный слиток // Наноматериалы и технологии-V. – Улан-Удэ, 2014. – С. 285–290.
2. ГОСТ 13938.13-93. Медь. Методы определения кислорода.

РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИЦИКЛОПЕНТАДИЕНА И МОДИФИЦИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

П.А. Хахулин, П.С. Постников

Научный руководитель: профессор, д. х. н. М.С. Юсубов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: petr.kha@gmail.com

Трехмерные полимерные композиты с различными углеродными наполнителями имеют широкую область применения благодаря высоким механическим свойствам, тепло- и электропроводности, а так же самовосстанавливающим свойствам [1]. Синтез сшитых полимерных композиций относительно недавняя тенденция в разработке новых материалов [2]. Углеродные нанотрубки с высокими тепло- и электропроводящими свойствами являются отличными наполнителями для синтеза композиционных материалов с улучшенными характеристиками. Кроме того, поверхность углеродных нанотрубок может быть модифицирована органическими функциональными группами при использовании солей диазония [3].

В настоящее время дициклопентадиен (ДЦПД) является одним из наиболее перспективных и наукоемких материалов [4]. ДЦПД это димер циклопентадиена (ЦПД), образующийся в качестве одного из побочных продуктов при высокотемпературном пиролизе нефтяных фракций [5], при полимеризации которого образуется полидициклопентадиен (ПДЦПД).

ПДЦПД – терморезистивный полимер, обладающий уникальными потребительскими свойствами: высокой прочностью, низкой плотностью, устойчивостью при высоких и низких температурах, стойкостью к воздействию химических реагентов [6].

Полимеризация ДЦПД протекает по механизму метатезисной полимеризации с раскрытием цикла (ROMP – Ring Opening Metathesis Polymerization), которая является вариантом реакций метатезиса олефинов [7].

Нами был разработан новый способ приготовления сшитого нанокompозитного материала на основе ПДЦПД и поверхностно-модифицированных однослойных углеродных нанотрубок (ОСУНТ) при помощи рутениевых катализаторов Граббса второго поколения.

Для ROMP полимеризации были использованы чистые ОСУНТ и с модифицированной поверхностью. Стабильная дисперсия с 0,1% масс ОСУНТ в ДЦПД была получена распылением с последующей ультразвуковой дегазацией.

Были оценены механические свойства готового композиционного материала. Показано, что формирование сильной ковалентной связи между полимером и ОСУНТ приводит к достаточному повышению прочностных свойств. Модуль упругости при растяжении и модуль упругости при изгибе композита, заполненного ОСУНТ с модифицированной поверхностью увеличивается на 9 и 20%, соответственно, по сравнению с немодифицированным наполнителем.

Список литературы

1. Gibson R.F. // Composite Struct. – 2010. – Vol. 92. – P. 2793–2810; Fina A., Han Z. // Prog. Polym. Sci. – 2011. – Vol. 36. – P. 914–944; Zhang L.W. et al. // Composite Struct. – 2015. – Vol. 120. – P. 90–97.
2. Hsu C.-S. et al. // J. Am. Chem. Soc. – 2010. – Vol. 132. – P. 4887–4893; Garsia E., Tiwari R. // Smart Materials and Structures. – 2011. – Vol. 20. – P. 083001; Chehimi M. et al. // Colloids and Surfaces A. – 2013. – Vol. 439. – P. 43–68.
3. Karousis N. // Chem. Rev. – 2010. – Vol. 110. – P. 5366–5397; Huang X.-J. et al. // Nanoscale. – 2012. – Vol. 4. – P. 1948–1963.
4. Slugovc C. Industrial applications of olefin metathesis polymerization // Olefin metathesis: theory and practice / K. Grell (ed.). – Hoboken, NJ : John Wiley & Sons.
5. Думский Ю.В., Но Б.И., Бутов Г.М. Химия и технология нефтеполимерных смол. – М. : Химия, 1999. – 312 с.
6. Vervacke D. An introduction to PDCPD. – Waarschoot : Product Rescue, 2008. – 129 p.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ УСТОЙЧИВОСТИ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ОБОЛОЧКИ КАБЕЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ К ВОЗДЕЙСТВИЮ АГРЕССИВНЫХ СРЕД

А.Э. Хуть, Т.М. Матери

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.П. Леонов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: MateriTM@yandex.ru

Низковольтные кабельные изделия эксплуатируются в условиях, когда оболочка и изоляция подвергаются одновременному воздействию многих факторов, включая воздействие агрессивных сред. Срок службы кабельных изделий зависит от способности самой оболочки противостоять действию жидких углеводородов.

Наиболее часто встречающиеся жидкие углеводороды: минеральные и органические кислоты, растворы щелочей и окислителей, алифатические и ароматические растворители, горюче-смазочные материалы, дизельное топливо и трансформаторное масло.

Воздействие агрессивной среды на полимер может сопровождаться его набуханием, диффузией среды в полимер и химическим взаимодействием, приводящим к деструкции пластика [1].

Наиболее важными физико-химическими процессами при взаимодействии полимеров с агрессивными средами являются:

- 1) адсорбция компонентов агрессивной среды на поверхности полимера;
- 2) диффузия агрессивной среды в объём полимера;
- 3) химические реакции агрессивной среды с химически нестойкими связями полимера;
- 4) диффузия продуктов реакции к поверхности полимера;
- 5) десорбция продуктов реакции с поверхности полимера.

Вышеназванные процессы могут вызывать набухание (изменение массы и геометрических размеров), структурные изменения, а также физико-химические свойства (относительное удлинение и прочность при разрыве) полимерных материалов, которые определяют химостойкость кабельных изделий в целом.

Стойкость материалов, являющихся сырьем для производства кабельного изделия, к старению определяет срок службы готового изделия. Процесс старения таких вязкоупругих материалов, как полимеров, носит необратимый характер. Скорость старения зависит от чувствительности материала к воздействию агрессивных факторов. Результатом физико-химических процессов является ухудшение механических свойств материала. Поэтому для оценки надежности готового кабельного изделия проводится анализ изменения характеристик материала, подверженного воздействию агрессивной среды.

Среди материалов, имеющих повышенную химическую стойкость, имеют место фторопласты.

Фторопласты являются фторсодержащими полимерами, на основе которых разработана широкая гамма пластмасс, обладающих рядом весьма полезных свойств. Этот вид полимерных материалов имеет чрезвычайно высокую устойчивость к воздействию химических сред, обладают неплохими прочностными, отличными антифрикционными, диэлектрическими и антиадгезионными параметрами и имеют способность не терять эти свойства в большом температурном диапазоне. Некоторые фторопласты обладают избирательной растворимостью в органических апротонных растворителях, что дает возможность, расширить методы переработки полимеров, получая пленки, покрытия, лакоткани, волокна из раствора. Покрытия из фторопластов большой толщины применяют для изоляции коаксиальных кабелей, используемых в радиолокационных и телевизионных установках, и для изоляции проводов в условиях высоких напряжений и температур [2].

При разработке конструкции маслостойкого КИ, выбор материалов чаще всего основан на результатах испытаний пластмасс на стойкость к агрессивным средам согласно ГОСТ 12020-72 (СТ СЭВ 428-89) «Пластмассы. Методы определения стойкости к действию химических сред». Стойкость оценивается по изменению механических характеристик материала. Для термопластов, например, регламентируется следующая шкала стойкости: изменение на 0...10% – «хорошая» устойчивость, свыше 10...15% – «удовлетворительно», свыше 15% – «плохо».

В качестве объекта исследования были выбраны два типа кабельных изделий:

- кабель марки OLFLEX HEAT 260 MC 3Gx0,75 (производство Германия, LAPPGROUP). В качестве материала, как для изоляции, так и для наружной оболочки, для производства исследуемого кабельного изделия используют политетрафторэтилен (фторопласт-4);
- провод для подвижного состава (производство Россия). Изоляция и оболочка были выполнены из поливинилхлоридного пластиката.

Для исследования оболочки, выполненной из фторопласта-4, образцы выполнены в виде трубочек. Для провода с оболочкой из ПВХ-пластиката, образцы представляли собой двухсторонние лопатки, согласно ГОСТ ИЕС 60811-1-1-2011. Образцы с внешними механическими повреждениями в проведении испытания не участвуют. Все внутренние конструктивные элементы при этом удаляются. Число испытываемых образцов равно пяти, если иное количество не нормируется в условиях, указанных в нормативной документации на конкретное кабельное изделие.

Методика проведения старения, согласно [3], заключается в погружении образцов в эксикаторы с углеводородными жидкостями при температуре окружающей среды. Далее образцы выдерживаются в течение установленного времени. Значение времени устанавливается в стандарте или технических условиях на

конкретное кабельное изделие, в противном случае, выбираются промежутки времени, в течение которых происходит изменение физико-механических характеристик, а также наблюдается сорбция. В качестве временных точек выбраны следующие значения: 0, 24, 50, 75, 100, 300, 500, 800 и 1000 ч. После выдержки образцы извлекаются из агрессивной среды, удаляются излишки жидкостей. Затем образцы выдерживаются на воздухе при температуре окружающей среды не менее чем на 16 ч и не более чем на 24 ч, если иное время не установлено в стандарте или технических условиях на конкретное кабельное изделие, для максимального удаления остатков жидкости.

Результаты испытаний физико-механических характеристик для фторопласта и для ПВХ-пластиката были различны. ПВХ-пластикат не прошел испытания (так как изменение физико-механических характеристик превысило пороговое значение). Фторопласт показал себя стойким к воздействию жидких агрессивных сред.

Список литературы

1. Анкудинова И.А. Химия : учебное пособие [Электронный ресурс]. – URL: http://window.edu.ru/catalog/pdf2txt/538/38538/16316?p_page=6.
2. Паншин Ю.А., Малкевич С.Г., Дунаевская Ц.С. Фторопласты. – Л. : Химия, 1978. – 229 с.
3. ГОСТ ИЕС 60811-2-1-2011. Общие методы испытаний материалов изоляции и оболочек электрических и оптических кабелей : Ч. 2–1. Специальные методы испытаний эластомерных композиций. Испытания на озоностойкость, тепловую деформацию и маслостойкость.

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ МИКРОДУГОВЫХ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ БИОПОКРЫТИЙ НАНОЧАСТИЦАМИ БЕМИТА

В.В. Чебодаева^{1,2}, М.Б. Седельникова²

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Ю.П. Шаркеев^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СОРАН

E-mail: vtina5@mail.ru

Свойства поверхности биоматериалов играют важную роль во многих биомедицинских приложениях, поскольку оказывают влияние на биологическую реакцию, тканевую совместимость и адгезию биологических клеток и биомолекул. Электризация поверхности стоматологических и ортопедических костных имплантатов, конструкция которых состоит из металлической биоинертной основы и диэлектрического биоактивного покрытия, представляет большой практический интерес. В такой системе зарядовое состояние может возникнуть лишь в покрытии, толщина которого меняется в пределах 20–200 мкм. Следовательно, заряд будет иметь небольшую величину, в отличие от заряда целого диэлектрического изделия, и сохраняться в материале в течение нескольких недель. В качестве диэлектрического слоя целесообразно использовать биоактивные кальцийфосфатные покрытия (КФ), обеспечивающие идеальную биосовместимость, активно стимулируя остеогенез и восстановление костной ткани. Для нанесения КФ покрытий на металлические имплантаты перспективным является метод микродугового оксидирования (МДО), позволяющий создавать покрытия с пористой структурой и развитой морфологией поверхности [1], а также вводить в покрытие модифицирующие добавки [1, 2].

Перспективным может стать создание электрического заряда в диэлектрическом покрытии путем осаждения наноразмерных частиц бёмита. Наноструктурный оксигидроксид алюминия (бёмит, $\text{AlO}(\text{OH})$) обладает электроположительным зарядом поверхности, следовательно, и высокими сорбционными свойствами, в том числе и по отношению к микроорганизмам [3].

Целью работы являлось получение КФ покрытия с наночастицами бёмита путём введения алюмонитридной композиции AlN в сформированное методом МДО покрытие и изучение влияния длительности предварительной ультразвуковой (УЗ) обработки порошка AlN на формирование и свойства КФ биопокрытия с наночастицами бёмита.

В эксперименте использовали образцы из технически чистого титана марки ВТ1-0 в виде пластинок с размерами $10 \times 10 \times 1$ мм³. КФ покрытие формировали методом МДО на установке MicroArc-3.0 при следующих параметрах: длительность нанесения покрытия 5 мин, электрическое напряжение – 200 В. Исследования покрытий на смачиваемость проводили на установке Kruss Easy Drop DSA1 [2].

Наночастицы бёмита осаждали на КФ покрытия следующим образом. Образцы титановых пластинок с КФ покрытием помещали в водную суспензию с AlN , подвергнутую предварительной УЗ обработке при частоте 35 кГц. Длительность УЗ обработки варьировали от 20 до 60 мин. Для равномерного распределения наноразмерных структур AlN на поверхности КФ покрытия проводили дополнительную УЗ обработку образцов в суспензии в течение 5 мин. Формирование наночастиц бёмита на поверхности КФ покрытия осуществлялось в ходе реакции гидролиза нитрида алюминия, активируемой путём подогрева суспензии с образцами. После прохождения реакции гидролиза образцы высушивали на воздухе.

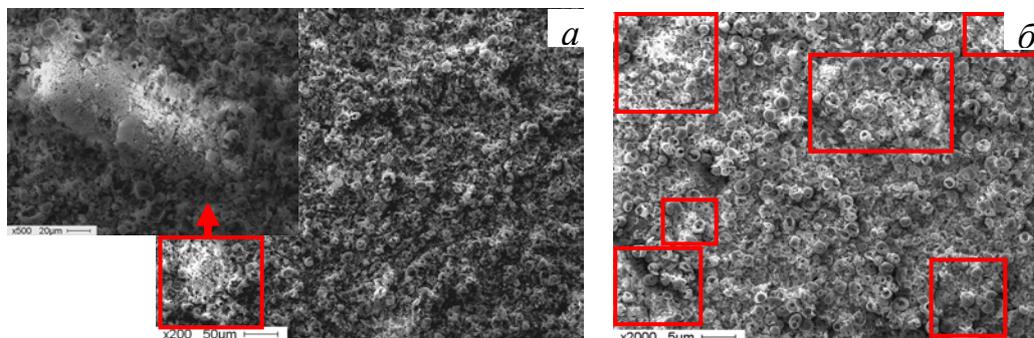


Рис. 1. РЭМ-изображения КФ покрытий, модифицированных наночастицами бёмита с длительностью предварительной УЗ обработки: а) 20 мин; б) 60 мин. Красным выделены области с высоким содержанием Al

Исследования показали, что длительность предварительной УЗ обработки суспензии с AlN оказывает значительное влияние на формирование частиц бёмита и их распределение на поверхности КФ покрытий. Морфология КФ микродуговых покрытий после формирования наноразмерных структур и реакции гидролиза

представлена сфероидальными образованиями, целыми и частично разрушенными. В покрытии наблюдаются неравномерно распределенные агрегаты размером до 20 мкм, а также области скопления более мелких частиц размером порядка 100 нм.

Элементный анализ показал высокую концентрацию алюминия (Al) в данных областях (16,7 ат.%). Это позволяет предположить, что новообразования представляют собой частицы бемита. Следует отметить, что Al присутствует и в покрытии, но в меньшем количестве (2,1 ат.%). Также в покрытии содержатся следующие элементы: фосфор (21,5 ат.%), кальций (7,8 ат.%), кислород (26,2 ат.%) и материал подложки – титан (23,6 ат.%). Последовательное увеличение длительности предварительной УЗ обработки суспензии с AlN от 20 до 60 мин приводит к уменьшению размеров характерных областей с высоким содержанием Al, образующихся на поверхности КФ покрытий и к более равномерному распределению данных областей в покрытии.

Исследование смачиваемости микродуговых КФ покрытий с осажденными наночастицами бемита при разной длительности предварительной УЗ обработки суспензии с AlN показало, что повышение длительности УЗ обработки от 20 до 60 мин приводит к линейному уменьшению краевых углов смачивания КФ покрытий водой от 50 до 10° и глицерином от 60 до 35°, что указывает на повышение их гидрофильных свойств (рис. 2). При этом поверхностная энергия КФ покрытий увеличивается от 50 до 110 мН/м.

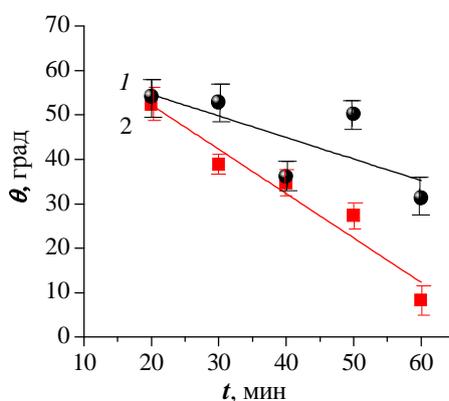


Рис. 2. Графики изменения смачиваемости КФ покрытий, модифицированных наночастицами бемита, в зависимости от длительности предварительной УЗ обработки суспензии с AlN (1 – глицерин, 2 – вода)

Таким образом, длительность предварительной УЗ обработки суспензии с AlN влияет на морфологию и смачиваемость КФ покрытий. Увеличение длительности УЗ обработки от 20 до 60 мин приводит к более равномерному распределению областей с наночастицами бемита по поверхности КФ покрытий и уменьшению их размеров. Кроме того, при увеличении длительности предварительной УЗ обработки суспензии с AlN до 60 мин, уменьшается краевой угол смачивания покрытий водой и глицерином до 10 и 35 град, соответственно и увеличивается поверхностная энергия КФ покрытий до 110 мН/м. Это свидетельствует об улучшении гидрофильных свойств покрытий и изменении характера химических связей в КФ покрытиях.

В заключение авторы выражают благодарность заведующему лабораторией физики высокодисперсных материалов ИФПМ СО РАН Лернеру М.И. и сотрудникам лаборатории Глазковой Е.А. и С.О. Казанцеву за предоставление порошка AlN и проведение исследований.

Работа выполнена по государственному заданию ИФПМ СО РАН на 2015-2017 г., проект 23.2.5.

Список литературы

1. Комарова Е., Чебодаева В., Шаркеев Ю. и др. Effect of surface topography and chemical composition on wettability of calcium phosphate coatings formed on Ti-40Nb alloy // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 683. – P. 370–376.
2. Комарова Е.Г. Шаркеев Ю.П., Седельникова М.Б. и др. Структура и свойства микродуговых кальций-фосфатных покрытий на основе цинк и медь замещенного гидроксиапатита // Известия вузов. Физика. – 2015. – Т. 58. – С. 117–121.
3. Глазкова Е.А., Бакина О.В., Ложкомоев А.С. и др. Гидролиз нанопорошков алюмонитридной композиции // Нанотехника. – 2010. – № 4(24). – С. 51–56.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ ПУТЕМ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА

Д.Г. Черников, Р.А. Вдовин

Научный руководитель: доцент, к. т. н. В.А. Глуценков
Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
e-mail: 4ernikov82@mail.ru

Технология литья по выплавляемым моделям (ЛВМ) широко применяется в машиностроении при изготовлении сложных фасонных отливок ответственного назначения [1]. Однако, несмотря на все преимущества данной технологии, не всегда удается получить требуемое качество таких отливок. Так, в качестве примера, на рисунке 1 показана деталь «Крыльчатка» полученная по технологии ЛВМ, в которой наблюдается один из распространенных дефектов – недолив.



Рис. 1. Деталь «Крыльчатка»

На качество фасонных отливок большое влияние оказывают технологические свойства расплава, а именно жидкотекучесть и формозаполняемость.

С целью повышения технологических свойств расплава и, в конечном счете, качества фасонных отливок предлагается дополнительно обрабатывать расплав импульсными магнитными полями высокой напряженности [2].

Для оценки влияния параметров магнитно-импульсной обработки (МИО) расплава на его жидкотекучесть была разработана соответствующая технологическая проба, в основе которой лежит проба Чекеля. Она состоит из прибыльной чаши, стояка, питателя и 8 образцов диаметрами от 1 до 5 мм. Количественная оценка технологических свойств осуществлялась путем замера высоты залитых образцов различного диаметра.



а)

б)

в)

Рис. 2. Внешний вид полученных отливок:
а) без МИО; б) с МИО (режим 1); в) с МИО в литейной форме (режим 2)

Экспериментальные исследования проводились на специальном стенде, состоящем из печи для нагрева гипсовой формы, печи для подготовки расплава АК9ч, двух магнитно-импульсных установок с максимальной энергоемкостью 1 кДж (МИУ-1) и 10 кДж (МИУ-10) [3].

В результате было получено 3 отливки на различных режимах:

- 1) по стандартной технологии ЛВМ без МИО расплава;
- 2) предварительно обработанный (энергия разряда МИУ-10 $W = 0,5$ кДж, количество импульсов разряда $n = 10$ шт. с частотой следования 3 с) расплав заливался в гипсовую форму (режим 1);
- 3) предварительно обработанный (режим 1) расплав заливался в гипсовую форму и непосредственно в форме происходил второй цикл МИО (энергия разряда МИУ-1 $W = 1$ кДж, обработка продолжалась до полной кристаллизации расплава с частотой следования импульсов разряда 10 с. Всего количество импульсов разряда n при этом составило 60 шт.) расплава (режим 2).

На рисунке 2 показан внешний вид отливок, полученных на каждом режиме обработки в сравнении с контрольной.

В ходе анализа полученных результатов установлено, что заполнение всех каналов в результате МИО расплава увеличено (табл. 1).

Таблица 1. Результаты экспериментальных исследований

Диаметр образца, мм	Высота образцов в отливках на различных режимах, мм			Максимальный прирост, %
	без МИО	с МИО (режим 1)	с МИО (режим 2)	
1	2	3	11	450
2	24	44	53	120
3	63	71	68	13
4	76	93	79	22
5	87	101	98	16

Анализ результатов представленных в таблице 1 показывает, что дополнительная МИО расплава оказывает благоприятное влияние на технологические свойства расплава. Этот факт открывает конструкторам и технологам широкие перспективы для получения сложных фасонных отливок ответственного назначения с высокой точностью и минимальной последующей их обработкой.

Список литературы

1. Гини Э.Ч. Технология литейного производства. Специальные виды литья : учебник для студ. высш. учеб. заведений. – М. : Академия, 2005. – 352 с.
2. Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю. и др. Обработка расплавов магнитно-импульсными полями с целью управления структурой и свойствами промышленных силуминов // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2016. – № 2. – С. 34–42.
3. Юсупов Р.Ю., Глушников В.А. Энергетические установки для магнитно-импульсной обработки материалов. – Самара : Федоров, 2013. – 128 с.

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПУТЕМ ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ РАСПЛАВА С АРМИРУЮЩИМИ ВОЛОКНАМИ

Д.Г. Черников

Научный руководитель: доцент, к. т. н. В.А. Глуценков
Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
e-mail: 4ernikov82@mail.ru

В настоящее время все большее применение в технике находят высокопрочные и легкие металлические композиционные материалы (МКМ) на основе алюминиевой матрицы и армирующих углеродных волокон. Однако получение таких МКМ связано с большими технологическими трудностями вследствие взаимодействия углерода с алюминиевой матрицей.

В докладе представлены результаты поисковых исследований направленных на получение МКМ путем динамической пропитки углеродной ткани расплавом силумина АК9ч [1]. Динамическая пропитка углеродной ткани осуществляется путем метания расплава воздействием импульсного магнитного поля (ИМП) высокой напряженности.

Подобные ИМП получили широкое распространение в машиностроении при выполнении операций штамповки, сборки, сварки и др. [2]. Однако в последние годы современное развитие импульсных технологий послужило основанием для проведения научных работ по исследованию воздействия ИМП на металлические расплавы [3].

Технологическая схема данного процесса показана на рисунке 1.

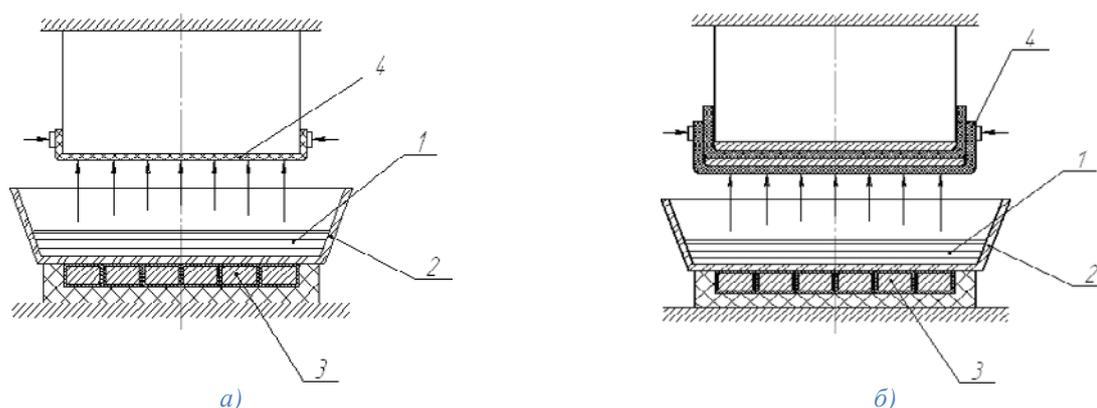


Рис. 1. Схема метания расплава на углеродную ткань: а – однократный цикл метания расплава; б – многократный цикл метания расплава; 1 – расплав металла; 2 – магнитопрозрачный тигель; 3 – индуктор, подключенный к магнитно-импульсной установке (МИУ); 4 – углеродное волокно

Исследование кинематики процесса динамического взаимодействия расплава с углеродными волокнами осуществлялось экспериментальным путем с помощью высокоскоростной камеры, а также с помощью компьютерного моделирования процесса в комплексе LS-DYNA. На рисунке 2, в качестве примера, показаны фотографии процесса, полученные с помощью высокоскоростной камеры Cordin 505, при энергии разряда МИУ 2 кДж.



Рис. 2. Кинематика процесса при энергии разряда МИУ 2 кДж

В ходе анализа полученных экспериментальных данных для каждого уровня энергии разряда МИУ была определена соответствующая скорость метания расплава. Компьютерное моделирование процесса позволило исследовать взаимодействие расплава с углеродными волокнами при экстремальных высоких скоростях (до 10 м/с) и оценить пропитываемость углеродной ткани в зависимости от диаметра волокон и расстояния между ними.

В ходе проведения экспериментальных исследований были получены образцы МКМ как с однонаправленным расположением углеродных волокон, так и двунаправленным (рис. 3).

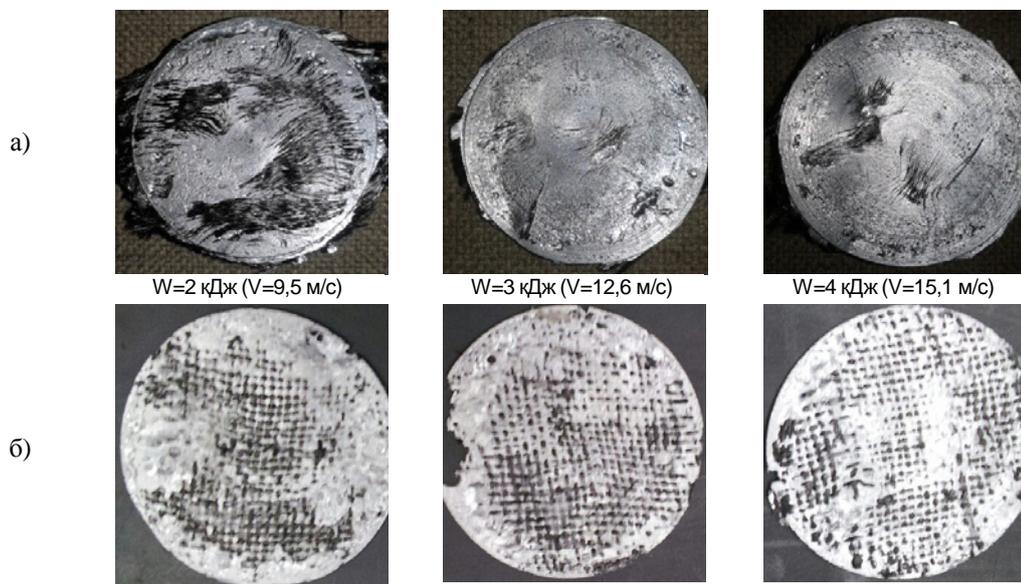


Рис. 3. Образцы МКМ, полученные при различных уровнях энергии разряда МИУ:
а – однонаправленное расположение волокон; б – двунаправленное расположение волокон

Анализ внешнего вида полученных образцов МКМ показывает, что качество пропитки углеродной ткани зависит от скорости метания расплава. Однако, в образцах с однонаправленным расположением волокон повышение скорости расплава приводит к смещению и разрушению волокон, о чем свидетельствуют металлографические исследования и механические испытания. В образцах с двунаправленным расположением волокон высокая скорость метания расплава не приводит к их разрушению. Все основные механические характеристики по сравнению с характеристиками сплава АК9ч выше в 2–3 раза.

По результатам экспериментов можно сделать вывод, что предложенный способ может быть использован для разработки новой технологии получения МКМ на основе металлической матрицы и армирующих волокон или пористого неметаллического наполнителя. В дальнейших исследованиях предполагается опробовать предложенные способы на других сочетаниях материалов «металл-неметалл», а также исследовать химическое взаимодействие компонентов.

Работа поддержана грантом Российского фонда фундаментальных исследований (№ 14-03-97039 p_поволжье_a).

Список литературы

1. Пат. 2486988 РФ. МПК В22D 19/14. Способ получения композиционного материала динамическим воздействием импульсного магнитного поля на расплав / В.А. Глушечков, Д.Г. Черников, А.А. Лазарева и др. Заявлено 27.04.2011; Опубл. 10.07.2013, Бюл. № 19. – 5 с.
2. Белый И.В., Фертик С.М., Хищенко Л.Т. Справочник по магнитно-импульсной обработке металлов. – Вища школа, 1977. – 170 с.
3. Черников Д.Г. Исследование влияния обработки расплавов импульсным магнитным полем высокой напряженности на структуру и свойства алюминиево-кремниевых сплавов : автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Самара, 2011. – 20 с.

СУПЕРГИДРОФИЛЬНАЯ ПОВЕРХНОСТЬ ГИБРИДНЫХ НАНОЧАСТИЦ, ОСАЖДЕННЫХ НА 3D СКЭФФОЛДЫ

Е.А. Чудинова

Научный руководитель: с. н. с. М.А. Сурменева
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: e_chudinova93@mail.ru

Общеизвестно, что имплантация посторонних предметов в человеческое тело может вызвать их отторжение. Кроме того, широкий спектр реакций местных тканей зачастую приводит к воспалению, образованию гигантских клеток и фиброзу. Перспективным решением этой проблемы является формирование антибактериального биоактивного покрытия из наночастиц серебра Ag (AgНЧ) на поверхности имплантата, что позволит избежать отторжения и ускорить процесс лечения и восстановления [1, 2]. Кроме этого, в ряде случаев, когда материал имплантата является биоинертным, стоит вопрос о модифицировании поверхности. Так, научным сообществом уже доказано, что использование наночастиц кальций-фосфата (CaPHЧ) может улучшить биосовместимость имплантата и кости за счет высокого сходства с костным минералом, а также это делает их способными к биологическому разложению в умеренно кислых условиях [3, 4]. Ввиду этого интерес представляют гибридные наночастицы с целью сочетания антимикробных и биосовместимых свойств, а также смачиваемость полученной поверхности, оказывающая влияние на клеточную адгезию.

В данной работе материалом исследования послужили пористые композиты – скэффолды, на основе титанового сплава ВТ6 (Ti_6Al_4V), приготовленные методом трехмерного прототипирования с использованием плавки электронным пучком на установке ARCAM A2 EBM® (Швеция). Детальная информация условий формирования скэффолдов представлена в работе [5].

Отрицательно заряженные AgНЧ были синтезированы методом химического восстановления нитрата серебра (Fluker, PA), используя глюкозу (D – (+) – глюкоза, Baker) в качестве восстановителя и поливинилпирролидон (PVP K30 Povidon 30; Fluka, молекулярная масса 40000 г моль⁻¹) в качестве стабилизатора. Для синтеза CaPHЧ были использованы пентагидрат лактата кальция $[CH_3CH(OH)COO]_2Ca \cdot 5H_2O$, гидрофосфат аммония $(NH_4)_2HPO_4$, стабилизатором послужил полиэтиленимин (PEI).

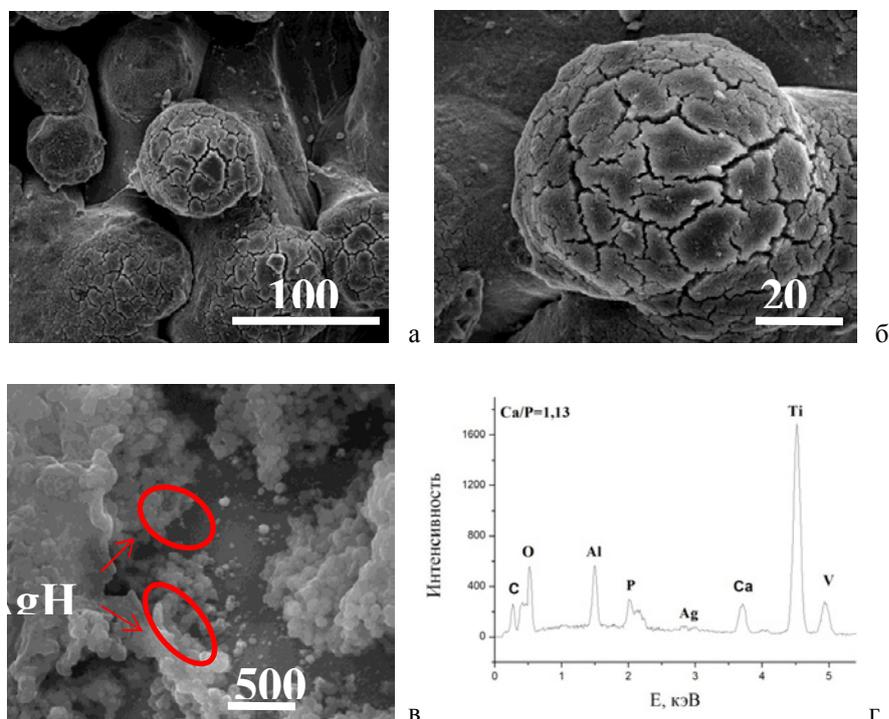


Рис. 1. СЭМ-изображения (а-в) и EDX спектр (г) сетчатого скэффолда с AgPHЧ, покрытыми слоем CaPHЧ

Осаждение наночастиц осуществлялось электрофоретическим методом, являющимся одним из наиболее прогрессивных технологических способов нанесения различных материалов на металлические поверхности. Перед осаждением определялся ζ - потенциал наночастиц, для AgНЧ значение составило $\zeta = 6 \pm 12$ мВ, для CaPHЧ

– $\zeta = 22 \pm 9$ мВ. Первыми осаждались наночастицы серебра, затем – СаРНЧ. ЭФО проводилось при постоянном напряжении 50 В в течение 30 мин. Расстояние между двумя электродами поддерживалось 3 мм

Концентрация СаР- и АгНЧ определялась с помощью атомно-адсорбционной спектроскопии (ААС, Thermo Electron Corporation, M-Series) с пределом обнаружения 1 мкг/л. Скэффолды с осажденными наночастицами растворяли в HNO_3 .

Измерение краевого угла смачивания осуществлялось при помощи метода сидячей капли на оборудовании OCA 15 Plus (DataPhysics Instruments GmbH, Германия). Опыты проводились при температуре 25 ± 1 °С. На каждый образец было посажено минимум 10 капель. Изображение капли было получено при помощи видео камеры и системы анализа изображения, которая рассчитывает контактный угол от полученных данных формы капли.

Изображения образцов с СаРНЧ, осажденными на скэффолд титанового сплава $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$, представлены на рисунке 1. Можно отметить равномерное распределение СаРНЧ сферической формы по всей поверхности, покрытие из наночастиц достаточно плотное, однако имеются трещины, что вероятнее всего обусловлено высокой концентрацией наночастиц на площадь образца, также в литературных источниках отмечают, что такого рода трещины могут появиться в процессе сушки образцов. Согласно СЭМ диаметр СаРНЧ в среднем составил 100 ± 20 нм. Диаметр АгНЧ – около 90 ± 20 нм. В соответствии с EDX, соотношение Са/Р = 1,13, содержание Са (ААС) составило $0,219$ мг/см², а для Аг – $0,013$ мг/см². Контактный угол смачивания поверхности составил менее 1°, поскольку капля мгновенно растекалась после помещения на образец, что свидетельствует о супергидрофильности полученного покрытия из наночастиц. Такая поверхность оказывает положительное влияние на клеточную адгезию, в сравнении с гидрофобной [6]. Данный эффект приводит к значительному увеличению жизнеспособности и пролиферации клеток на поверхности ГА покрытия. Таким образом, полученная при осаждении гибридных наночастиц супергидрофильная поверхность, требует дальнейших биологических и антибактериальных исследований.

Автор благодарит профессора А. Коптюга и Р. Сурменева за получение 3D скэффолдов, профессора М. Эппле и доктора К. Лозу за помощь в осаждении наночастиц. Получение и модифицирование скэффолдов было выполнено при финансовой поддержке РФФ 15-13-00043, синтез наночастиц выполнен в рамках работы при поддержке G-RISC.

Список литературы

1. Gupta K. et al. Photocatalytic antibacterial performance of TiO_2 and Ag-doped TiO_2 against *S. aureus*, *P. aeruginosa* and *E. coli* // Beilstein Journal of Nanotechnology. – 2013. – Vol. 4, No. 1. – P. 345–351.
2. Hwang E.T. et al. Analysis of the toxic mode of action of silver nanoparticles using stress-specific bioluminescent bacteria // Small. – 2008. – Vol. 4, No. 6. – P. 746–750.
3. Cai Y., Tang R. Calcium phosphate nanoparticles in biomineralization and biomaterials // Journal of Materials Chemistry. – 2008. – Vol. 18, No. 32. – P. 3775–3787.
4. Epple M. et al. Application of calcium phosphate nanoparticles in biomedicine // Journal of Materials Chemistry. – 2010. – Vol. 20, No. 1. – P. 18–23.
5. Коптюг А. et al. Multiscale surface structuring of the biomedical implants manufactured in Electron Beam Melting technology: demands, advances and challenges // Proc. iCAT-2014, International Conference on Additive Technologies, Vienna, Austria, 15–17 October 2014. – 2014.
6. Redey S.A. et al. Behavior of human osteoblastic cells on stoichiometric hydroxyapatite and type A carbonate apatite: role of surface energy // Journal of biomedical materials research. – 2000. – Vol. 50, No. 3. – P. 353–364.

ВЛИЯНИЕ ТОПОГРАФИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СПЛАВА TiNi, ЛЕГИРОВАННЫХ Ta⁺ И Si⁺, НА ЕГО КЛЕТОЧНУЮ БИОСОВМЕСТИМОСТЬ

О.И. Шабалина, Е.Ю. Гудимова

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Л.Л. Мейснер
Национальный исследовательский Томский государственный университет
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: ShabalinaO@vtomske.ru

Известно, что одними из перспективных материалов для медицины являются сплавы на основе никелида титана (TiNi). Данные сплавы известны своими уникальными механическими свойствами – эффектами памяти формы и сверхэластичности, которые они проявляют в результате мартенситных превращений при изменении внешней нагрузки или температуры. При взаимодействии сплава TiNi с агрессивной средой живого организма особое внимание необходимо уделять поверхности изделия, от состояния которой зависят такие свойства этого сплава как коррозионная стойкость, биосовместимость и другие. Известно [1], что на отклик живой клетки (миграцию, адгезию, дифференцировку и пролиферацию) при контакте с металлической поверхностью имплантата влияет химический состав, микроструктура и топография поверхности. Высокодозная ионная имплантация является перспективным способом модификации поверхности имплантата из TiNi, который позволяет сохранить функциональные свойства материала в его объёме. Целью данной работы является исследование влияния топографии и химического состава на поверхности сплава TiNi до и после его обработки пучками ионов кремния и тантала на его совместимость с биологическими клетками.

В работе исследовались плоские образцы (10×10×1 мм) сплава TiNi марки TN1. Финишная обработка исходной поверхности включала в себя химическое травление, механическую шлифовку до «зеркального блеска» и электролитическую полировку. Легирование поверхности образцов TiNi осуществляли с использованием метода высокодозной ионной имплантации на установке «ДИАНА-3» (ИФПМ СО РАН, Томск) с применением импульсных однокомпонентных пучков ионов кремния с дозой $D=2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (далее – TiNi-Si⁺) и тантала $D=6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (далее – TiNi-Ta⁺) в условиях безмасляной откачки и высокого вакуума (~10⁻⁴ Па). Исследование топографии поверхности образцов проводили на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, г. Томск: оптическом микроскопе «AXIOVERT-200MAT» (Zeiss, Германия) и оптическом интерферометре – профилометре New View 6200 (Zygo, США). Послойный элементный анализ химического состава образцов проводили на Оже – электронном спектроскопе (ОЭС) «Шхуна-2» (ТПУ, Россия). Исследования свойств биосовместимости проводились в ИХБФМ СО РАН (г. Новосибирск) в экспериментах *in vitro* на модели мезенхимальных стволовых клетках костного мозга крысы (МСК КМК). Детальное описание метода культивирования МСК КМК и биологических испытаний представлены в работе [2].

Согласно данным оптической микроскопии и профилометрии поверхность исходного образца TiNi однородна и содержит дисперсно-распределенные частицы второй фазы (TiC), размеры которых не превышают 10 мкм. В результате ионной модификации на поверхности образцов TiNi-Si⁺ и TiNi-Ta⁺ наблюдается измельчение этих частиц, в среднем, до размера ~5 мкм. Результаты измерений показали, что значения средней шероховатости исходных образцов и после модификации их поверхности ионами Ta⁺ и Si⁺ составили $R_a=(0,04 \pm 0,01)$ мкм, $R_a=(0,03 \pm 0,01)$ мкм, $R_a=(0,08 \pm 0,01)$ мкм, соответственно. Топографический анализ показал, что модификация поверхности ионами тантала приводит к выглаживанию поверхности, по сравнению с поверхностью образца до облучения. Напротив, после ионно-пучковой обработки ионами кремния поверхность образцов характеризуется более развитым рельефом и большей шероховатостью, чем до ее облучения.

Анализ профилей распределения элементного состава по глубине от поверхности, полученных методом ОЭС, показал, что в поверхностной области исходных образцов TiNi помимо основных элементов титана (~11 ат.%) и никеля (~11 ат.%) содержится кислород (~20 ат.%) и углерод (~58 ат.%). После модификации поверхности в образцах TiNi-Ta⁺ концентрация ионов Ni уменьшается (~8 ат.%) относительно значения в образцах TiNi, а концентрация ионов Ti и O увеличивается до ~35 ат.% и ~50 ат.%, соответственно. В образцах TiNi-Si⁺ содержание Ni в поверхностной области близка к 0 ат.%, концентрация титана ~40 ат.%, кремния ~9 ат.% и кислорода ~51 ат.%, что согласуется с данными, приведенными в [3], полученными при облучении ионными пучками кремния в режимах, близких, к использованным в данной работе. Полученные результаты показали, что: (1) – на ионно-модифицированных поверхностях образцов TiNi содержание никеля уменьшилось, по сравнению с его содержанием на немодифицированной поверхности; (2) – концентрация никеля на поверхностях образцов, облученных пучками ионов кремния, ниже, чем его концентрация после обработки пучками ионов тантала.

На рисунке 1 представлены изображения фиксированных МСК КМК на поверхностях образцов TiNi, TiNi-Si⁺ и TiNi-Ta⁺. Как видно, клетки на поверхности необлученного образца TiNi имеют вытянутую форму. Форма клеток, культивируемых на поверхности ионно-модифицированных образцов, приближается к округлой. Кроме этого, обнаружено, что на модифицированных поверхностях размеры МСК больше, чем на поверхностях образцов TiNi до облучения. Так, площадь, занимаемая одной клеткой на поверхности образца TiNi, составляет

$\sim 1037 \text{ мкм}^2$, что почти в 2 раза меньше этого размера на образцах TiNi-Ta^+ ($\sim 1824 \text{ мкм}^2$) и TiNi-Si^+ ($\sim 2265 \text{ мкм}^2$). Размер ядер клеток после обработки поверхности образцов ионными пучками практически не изменился. Обнаружено, что количество клеток на поверхности модифицированных образцов (Рис. 1 б, в) в 2 раза превышает их число на исходной поверхности (рис. 1а). Это означает, что ионно-пучковая обработка поверхности приводит к повышению пролиферативной способности МСК КМК. Изменение формы и количества клеток являются признаками более высокой совместимости поверхности образцов TiNi-Ta^+ и TiNi-Si^+ с биосредой на основе МСК КМК.

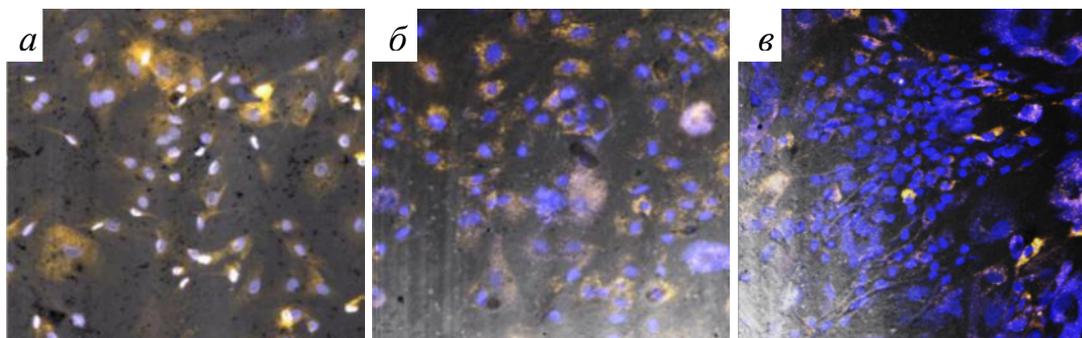


Рис. 1. LCM-изображения фиксированных МСК КМК, культивируемых на поверхностях исходного образца TiNi (а) и образцов после ионно-пучковой обработки TiNi-Si^+ (б) и TiNi-Ta^+ (в)

Таким образом, из полученных данных следует, что изменение топографических характеристик и уменьшение концентрации никеля на поверхности образца TiNi в результате его легирования ионами тантала или кремния оказывают положительное влияние на свойства биосовместимости данного материала в экспериментах *in vitro* в культуре МСК КМК.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российским научным фондом, проект РНФ №15-13-00023 от 18.05.2015.

Список литературы

1. Bauer S., Schmuki P., von der Mark K. et al. Engineering biocompatible implant surfaces Part I: Materials and surfaces // Progress in Materials Science. – 2013. – No. 58. – P. 261–326.
2. Матвеев А.Л., Артемьева Л.В., Мейснер С.Н. и др. Влияние поверхностного легирования с использованием тантала или кремния на цитосовместимость никелида титана // Сибирский научный медицинский журнал. – 2016. – Т. 36, № 1. – С. 6-10.
3. Псахье С.Г., Лотков А.И., Мейснер Л.Л. и др. Влияние легирования кремнием поверхностных слоев никелида титана на его коррозионную стойкость и биохимическую совместимость // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2012. – Т. 55, № 9. – С. 78–87.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ Al-ZrW₂O₈

В.С. Шадрин^{2,3}, Д.Ю. Зеленцов¹

Научный руководитель: д. ф.-м. н., профессор С.Н. Кульков^{1,2,3}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Национальный исследовательский Томский государственный университет

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: vshadrin91@gmail.com

Введение частиц с отрицательным коэффициентом теплового расширения (КТР) в материалы на основе алюминия, обладающие высокими механическими характеристиками, тепло- и электропроводностью, а также малым весом, с целью создания материалов с регулируемым КТР является актуальной задачей, так как особые свойства этого класса материалов делают их привлекательными для применения во многих областях, связанных с существенными температурными колебаниями, среди которых авиа-космическая техника. Вольфрамат циркония (ZrW₂O₈) обладает изотропным отрицательным коэффициентом теплового расширения и является одним из наиболее перспективных материалов для подобного применения [1]. Однако при комнатной температуре ZrW₂O₈ находится в метастабильном состоянии и при нагревании происходит его разложение на составляющие оксиды WO₃ и ZrO₂ [2]. И этот эффект может быть существенно ускорен при проведении интенсивной механической активации порошковой смеси Al-ZrW₂O₈, которая позволит добиться гомогенного распределения частиц вольфрамата циркония в алюминии.

Поэтому целью настоящей работы является исследование свойств порошковых смесей Al-ZrW₂O₈ после интенсивной механической активации различной длительности.

Исходными компонентами порошковых смесей Al-ZrW₂O₈ являются порошок технически чистого алюминия АСД-6 и порошок вольфрамата циркония, полученный гидротермальным методом [3]. Механическая активация проводилась на планетарной мельнице АГО-2 в течение 30 сек., 1 мин. и 5 мин. с частотой вращения 1820 об./мин, что обеспечивает ускорение 60g. Морфология порошков исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN Vega3. Размер частиц определяли по методу случайных секущих. Удельную поверхность порошков определяли по методу Брунауэра-Эммета-Тейлора (БЭТ) на приборе Sorbi-M. Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре с фильтрованным CuK α излучением.

Порошок алюминия представлен сферическими частицами, средний размер которых составляет 3 мкм. Частицы ZrW₂O₈ имеют стержневидную форму и агломерированы. Поперечный размер частиц составляет до 0,6 мкм и длина до 20 мкм, что хорошо согласуется с [3, 4].

На рисунках 1 и 2 представлены изображения порошковых смесей после механической активации. После 1 минуты механической активации распределение частиц ZrW₂O₈ в смеси с алюминием гомогенное (рис. 1). Увеличение длительности механической активации до 5 минут приводит образованию агломератов (рис. 2). Несмотря на это, после агломерации порошка алюминия распределение частиц ZrW₂O₈ остается равномерным. При этом длина стержневидных частиц уменьшается, а их поперечный размер не меняется.

Дифракционные картины, полученные после механической обработки смесей, показали, что исходный фазовый состав сохраняется, т.е. реакций между компонентами порошковой смеси не происходит (рис. 3).

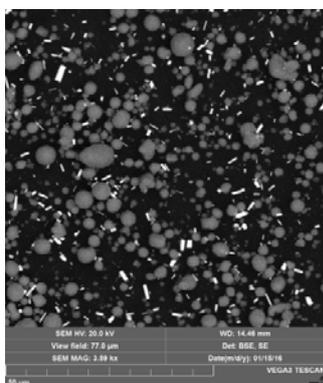


Рис. 1. Порошковая смесь после 1 мин механической активации

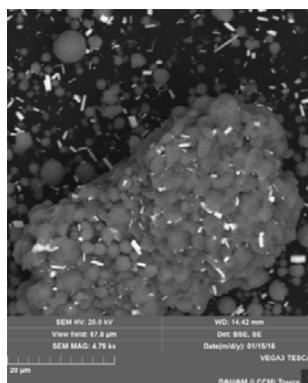


Рис. 2. Порошковая смесь после 5 мин механической активации

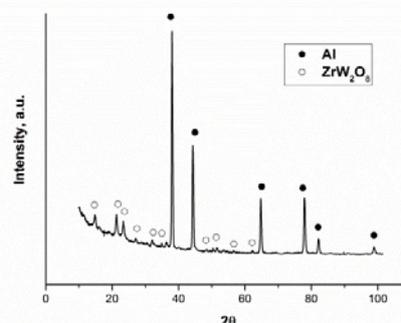


Рис. 3. Рентгенограмма порошковой смеси после 1 мин механической активации

На рисунке 4 представлена зависимость удельной поверхности полученной смеси (SSA) от времени механической активации. Исходное значение удельной поверхности составляло 2,8 м²/г, однако уже после 30

секунд механической активации она уменьшается до 2,2 м²/г. После 5 минут механической активации значение SSA составляет 0,62 м²/г, что свидетельствует о значительной агломерации смеси. Как видно из рис. 1 частицы алюминия имеют форму близкую к сферической, поэтому можно рассчитать средний размер частиц из значений удельной поверхности в предположении сферических частиц. Оказалось, что эти значения совпадают со значениями, полученными из анализа изображений (рис. 4).

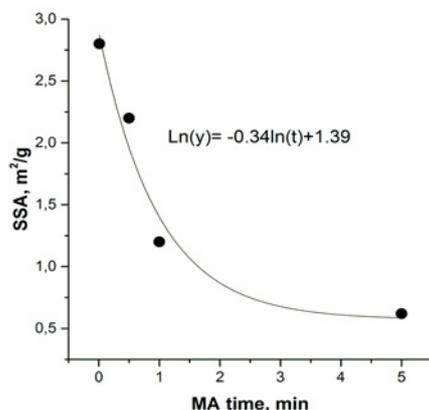


Рис.4. Зависимость удельной поверхности порошковой смеси от времени механической активации

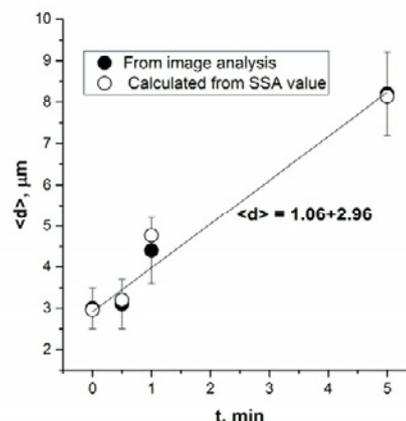


Рис.5. Зависимость среднего размера частиц алюминия от времени механической активации

Таким образом в работе показано, что 1 минуты интенсивной механической активации порошковой смеси Al – ZrW₂O₈ достаточно для достижения гомогенного распределения частиц ZrW₂O₈ в порошке алюминия. Дальнейшее увеличение времени механической активации приводит к агломерации порошка. Удельная поверхность порошковой смеси уменьшается с увеличением времени механической активации. Размеры частиц, рассчитанные из значений удельной поверхности совпадают с размерами частиц, полученными из анализа РЭМ изображений. Согласно данным рентгенофазового анализа исходный состав сохраняется и реакций в процессе механической активации не происходит.

Работа выполнена в рамках соглашения с Минобрнауки 14.575.21.0040 (RFMEFI57514X0040).

Список литературы

1. Evans J.S.O. Negative thermal expansion materials // Dalton Trans. – 1999. – P. 3317–3326.
2. Wu G., Zhou C., Zhang Q. et al. Decomposition of ZrW₂O₈ in Al matrix and the influence of heat treatment on ZrW₂O₈/Al–Si thermal expansion // Scripta Materialia. – 2015. – Vol. 96. – P. 29–32.
3. Dedova E.S., Shadrin V.S., Gubanov A.I. et al. The Preparation and structural features of zirconium tungstate possessing abnormal thermal properties // Inorganic Materials: Applied Research. – 2014. – Vol. 5, No. 5. – P. 471–475.
4. Kulkov S.N., Dedova E.S., Pedraza F. et al. the influence of temperature on the properties of ZrW₂O₈, epitanyag // JSBCM. – 2014. – Vol. 66, No. 2. – P. 35–37.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ 30X13, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ИНЖЕКЦИОННОГО ФОРМОВАНИЯ

В.С. Шадрин^{1,3}, Р.В. Левков^{2,3}, Н.В. Киселев¹

Научный руководитель: д. ф.-м. н., профессор С.Н. Кульков

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Nicolas93.08@mail.ru

Наряду с развитием традиционных способов получения металлических изделий (литьем, штамповкой и др.) в последнее время интенсивно развиваются технологии, основанные на применении исходных компонентов в высокодисперсном состоянии, которые консолидируются в процессе воздействия давления, температуры и других факторов. Такие технологические процессы позволяют получить изделия сложной геометрической формы, обеспечивая высокую точность размеров, заданные эксплуатационные характеристики и приемлемую стоимость. Примером такого процесса является МИМ-технология или технология инъекционного формования порошковых металлов под давлением, которая уже в течение 30 лет успешно используется в зарубежных странах для изготовления деталей, применяемых в различных отраслях. Сущность технологии заключается в формовании заготовки из композиций дисперсных металлических порошков со связующим (фидстоков) с последующим спеканием до высокой плотности [1]. Основным преимуществом МИМ-технологии является возможность точного повторения геометрии изделия, высокая точность размеров и высокие прочностные характеристики, в дополнение к этому такой способ обработки материалов считается сегодня самым низкокзатратным. Сталь 30X13 относится к коррозионно-стойким и жаропрочным сталям, применяется для изготовления режущего, мерительного инструмента, различных деталей, работающих на износ в агрессивных средах при повышенных температурах. Существуют порошки 30X13 отечественного производства [2], однако до настоящего времени они не нашли применения в МИМ-технологии.

Целью настоящей работы являлось исследование структуры и свойств стали, полученной по МИМ-технологии, из фидстока на основе металлического порошка 30X13.

Для получения образцов был изготовлен фидсток на основе порошка 30X13. В состав связующего входили парафин с воском. Фидсток разогревался до температуры 90 °С и под давлением подавался в стальную форму. Спекание образцов производили в вакууме при температуре 1350 °С. Исследование фазового состава и структуры полученной стали проводили методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгеноструктурного анализа. Механические испытания на растяжение проводили на испытательной установке Instron 5982 со скоростью нагружения 1 мм/мин. Значения микротвердости по Виккерсу определяли на твердомере ПМТ-3.

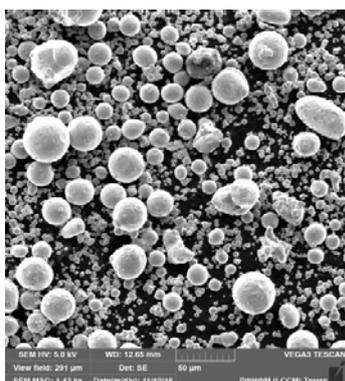


Рис. 1. РЭМ изображение порошка 30X13

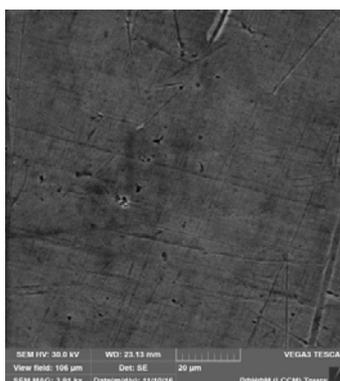


Рис. 2. РЭМ изображение полированной поверхности стали 30X13, полученной по МИМ-технологии

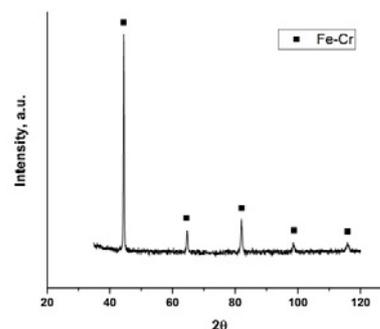


Рис. 3. Рентгенограмма стали 30X13, полученной по МИМ-технологии

На рисунке 2 представлено РЭМ изображение структуры полученной стали. Пористость материала составляет 6%. На рентгенограммах образца фиксируются только пики, соответствующие фазе Fe-Cr. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что параметр решетки Fe-Cr совпадает со значениями, представленными в картотеке ASTM и составляет 2,8773 Å, размер областей когерентного рассеяния (ОКР) $D = 100$ нм, микродисторсия $\epsilon = 1,5 \cdot 10^{-3}$.

Условный предел текучести 250 МПа и предел прочности 620 МПа изготовленных образцов были определены из диаграммы нагружения, представленной на рисунке 4. Значение микротвердости по Виккерсу составило 270 МПа. Значения предела прочности и твердости, указанные в справочных данных [2] для стали 30X13, хорошо согласуются с аналогичными показателями, полученными в настоящей работе. Низкий предел текуче-

сти материала, по-видимому, вызван увеличением пластичности стали в следствие медленной скорости охлаждения.

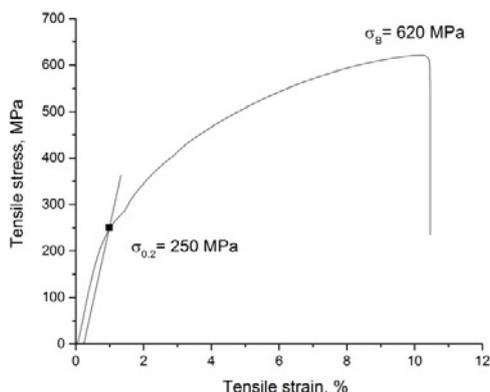


Рис. 4. Диаграмма нагружения образца стали 30X13, полученного по МИМ-технологии.

Таким образом в работе показано, что образцы, полученные методом инъекционного формования из фид-стока на основе порошка 30X13 демонстрируют механические свойства, близкие к свойствам литой стали 30X13. Структура полученных образцов пористая. На рентгенограммах фиксируются только пики, соответствующие фазе Fe-Cr.

Список литературы

1. Довыденков В.А., Крысь М.А., Фетисов Г.П. МИМ-технология: новые возможности изготовления заготовок // Заготовительные производства в машиностроении. – 2006. – № 8. – С. 47–50.
2. Металлические порошки для наплавки и напыления [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.polema.net/metallicheskie-poroshki.html>. – 10.11.2016.
3. Марочник сталей и сплавов. 4-е изд., переработ. и доп. / Ю.Г. Драгунов, А.С. Зубченко, Ю.В. Каширский и др. ; под общ. ред. Ю.Г. Драгунова и А.С. Зубченко – М. : Машиностроение, 2014. – С. 491.

ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ СПЕКАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЕЧЕННЫХ ПСЕВДОСПЛАВОВ Al-ZrW₂O₈

В.С. Шадрин^{1,2}

Научный руководитель: д.ф.-м.н., профессор С.Н. Кульков^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: vshadrin91@gmail.com

Вольфрамат циркония (ZrW₂O₈) обладает изотропным отрицательным коэффициентом теплового расширения (КТР), и его введение в алюминий с получением псевдосплава, относящегося к новому перспективному классу многофункциональных материалов с регулируемым КТР, является актуальной задачей. Однако при нагреве ZrW₂O₈ происходит его разложение на составляющие оксиды WO₃ и ZrO₂ и это разложение может начинаться уже при достаточно низких температурах – около 400 °С [1]. Поэтому, при введении ZrW₂O₈ в металл, ключевым фактором, влияющим на формирование структуры и фазового состава полученного материала будет время спекания.

Целью настоящей работы является изучение влияния времени спекания на структуру и фазовый состав псевдосплавов Al-ZrW₂O₈.

Образцы изготовлены прессованием порошковых смесей Al-ZrW₂O₈ с последующим спеканием в защитной атмосфере. Структура и фазовый состав исследовались методами растровой электронной микроскопии и рентгенофазового анализа.

После спекания с изотермической выдержкой в течение одного часа структура материала неоднородная. В пористой матрице распределены более плотные вытянутые образования (рис. 1). Фазовый состав материала представлен алюминием и интерметаллидами WAl₁₂ и ZrAl₃, формирование которых происходит вследствие реакции алюминия с оксидами WO₃ и ZrO₂, образовавшимися в процессе разложения ZrW₂O₈. Увеличение времени изотермической выдержки до 5 ч привело к формированию вольфрамата циркония в виде микроволокон (рис. 2).

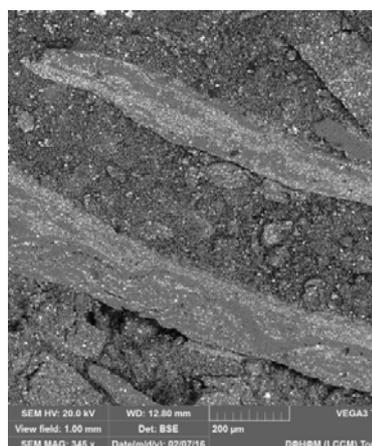


Рис. 1. Структура спеченного образца. T=600 °С, выдержка 1 ч

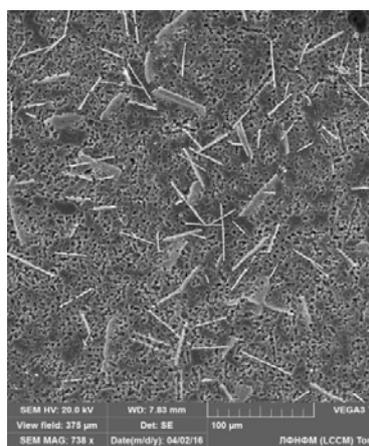


Рис. 2. Структура спеченного образца. T=600 °С, выдержка 5 ч

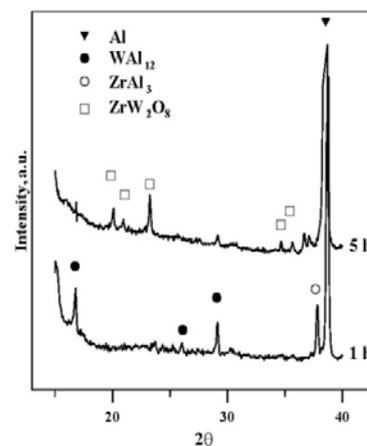


Рис. 3. Рентгенограммы образцов после 1 и 5 ч спекания

Таким образом, установлено, что формирование структуры псевдосплавов Al-ZrW₂O₈ и происходит в несколько этапов, включающих разложение вольфрамата циркония, формирование интерметаллидов WAl₁₂ и ZrAl₃ и синтез вольфрамата циркония.

Работа выполнена в рамках соглашения с Минобрнауки 14.575.21.0040 (RFMEFI57514X0040).

Список литературы

1. Wu G., Zhou C., Zhang Q. et al. Decomposition of ZrW₂O₈ in Al matrix and the influence of heat treatment on ZrW₂O₈/Al-Si thermal expansio // Scripta Materialia. – 2015. – Vol. 96. – P. 29–32.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ, МОДИФИЦИРОВАННОГО КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

А.Р. Шамиева, О.С. Толкачев, Е.А. Петрикова

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Ю.Ф. Иванов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: shamieva_nastya@mail.ru

Общепризнанно, что для повышения долговечности, надежности и стойкости деталей машин и механизмов в агрессивных средах, при трении скольжения под большими давлениями в присутствии абразивных частиц оказывается целесообразным и достаточным упрочнять лишь поверхностные слои, а не всю деталь в целом [1–3]. В настоящее время существует большое количество методов поверхностного упрочнения деталей: поверхностный наклеп обкаткой роликами или обдувка дробью, газо-плазменное и другие виды нанесения покрытий [2, 3]. Широко распространенным видом поверхностного упрочнения является химико-термическая обработка. Химико-термическая обработка заключается в сочетании термического и химического воздействия на металлы и сплавы для изменения химического состава, структуры и свойств поверхностного слоя обрабатываемого материала и сводится к диффузионному насыщению поверхностного слоя материала неметаллами (C, N, Si, B и др.) или металлами (Cr, Ti и др.) в процессе выдержки при определенной температуре в активной жидкой, твердой (порошковой) или газовой среде [1]. С помощью химико-термической обработки увеличиваются износостойкость поверхности, твердость и коррозионная стойкость материала. Высокая твердость азотированного слоя объясняется тем, что азот, проникая в поверхностный слой металла, образует химические соединения, называемые нитридами. Они имеют высокую твердость, а главное – выделяются в виде наноразмерных частиц, устойчивых к термическому воздействию. К примеру, соединение AlN переходит в газовую фазу при температуре 2450 °C без плавления, алюминий плавится уже при температуре 660 °C [4]. Как всегда в таких случаях, атомная решетка азотируемого материала вокруг мест выделения нитридов искажается, в результате чего возникают многочисленные препятствия для перемещения дислокаций, что способствует упрочнению модифицированного слоя [5].

Химико-термическая обработка обладает рядом особенностей и преимуществ, а именно, (1) независимость процесса обработки от формы детали. Формирование упрочненного слоя одинаковой толщины; (2) большое различие между свойствами сердцевины и поверхности, так как при обработке изменяются не только структура, но и элементный состав металла; (3) негативные последствия перегрева изделий могут быть устранены последующей термической обработкой. Серьезным недостатком азотирования является большая длительность этого процесса. Цикл азотирования длится до двух суток.

Алюминий и его сплавы широко используются в промышленности благодаря достаточно большой удельной прочности, удовлетворительной коррозионной стойкости и хорошей обрабатываемости механическими методами. Однако наряду с этими преимуществами алюминий обладает малой твердостью и невысокой износостойкостью. Диффузное насыщение поверхности алюминия ионами азота позволяет в той или иной мере минимизировать эти недостатки.

Целью настоящей работы является анализ структуры и свойств технически чистого алюминия, подвергнутого комбинированной обработке.

В качестве модифицируемого материала использовали технически чистый алюминий марки А7. Комбинированная обработка алюминия заключалась в следующем. На первом этапе на поверхность алюминия напыляли пленку сплава 12Х18Н10Т толщиной 0,5 мкм. Формирование пленки проводили на модернизированной установке ионно-плазменного напыления «Квинта». На втором этапе сформированную таким образом систему «пленка (сплав 12Х18Н10Т)/(А7) подложка» облучали интенсивным импульсным электронным пучком на установке «СОЛЮ». На заключительном этапе осуществляли азотирование модифицированной поверхности алюминия на установке ННВ-6.6-И1, оснащенной плазмогенератором ПИНК. На образцы подавалось импульсное отрицательное смещение с частотой 50 кГц и регулируемой амплитудой и коэффициентом заполнения импульса. Температура азотирования (540 °C) измерялась с помощью хромель-алюмелевой термопары, укрепленной на держателе образцов. В качестве плазмообразующего газа использовался азот. Длительность азотирования – 8 ч.

Исследование поверхности модифицированных образцов, выполненное методами сканирующей электронной микроскопии, выявило формирование в поверхностном слое островковой структуры с размерами островков до 5 мкм (рис. 1а). Размеры субструктуры островков изменяются в пределах от 100 до 500 нм (рис. 1б).

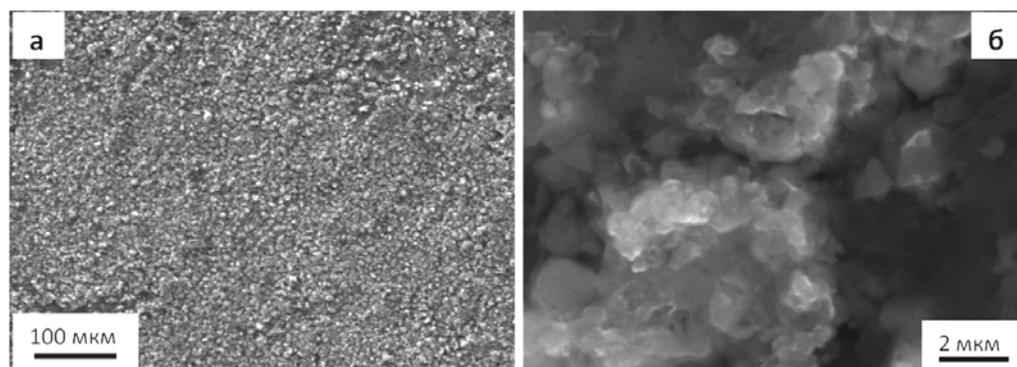


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение поверхности технически чистого алюминия марки А7, подвергнутого комбинированной обработке

Методами рентгенофазового анализа обнаружено формирование в поверхностном слое многофазного состояния, представленного алюминием, нитридом алюминия AlN и твердым раствором на основе железа α - $Fe(Cr, Al)$.

Выполнены трибологические испытания и установлено, что комбинированная обработка позволяет повысить износостойкость образцов технически чистого алюминия А7 более чем в ≈ 9 раз и снизить коэффициент трения в $\approx 1,3$ раза. Методами наноиндентации построены профили твердости модифицированных образцов технически чистого алюминия А7. Выявлено формирование упрочненного слоя толщиной до 30 мкм, твердость которого у поверхности модифицирования превышает твердость исходного материала в 4,5 раза.

Таким образом, в результате выполненных исследований продемонстрирована возможность многократного увеличения трибологических и прочностных характеристик технически чистого алюминия марки А7, подвергнутого комплексному легированию поверхностного слоя путем облучения системы «пленка (сплав 12Х18Н10Т, 0,5 мкм)/(А7) подложка» интенсивным электронным пучком и последующему азотированию в плазме газового разряда низкого давления.

Список литературы

1. Лахтин Ю.М., Арзамасов В.Н. Химико-термическая обработка металлов. – М. : Металлургия, 1984. – 256 с.
2. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калинин Б.А. и др. перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. – М. : Круглый год, 2001. – 528 с.
3. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов : монография / К.К. Кадыржанов, Ф.Ф. Комаров, А.Д. Погребняк и др. – М. : Изд-во МГУ, 2005. – 640 с.
4. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. – М. : Металлургия, 1978. – 112 с.
5. Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М. : Металлургия, 1979. – 208 с.

ПОЛУЧЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА МЕДЬ-ОЛОВО ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Ю.Л. Шаненкова, Ю.Н. Половинкина

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.С. Ивашутенко
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: ynp2@tpu.ru

Известный факт, что в настоящее время интерметаллиды находят широкое применение в различных областях науки и техники, в частности, соединение медь-олово используется в создании высококачественных подшипников скольжения [1], литиевых батареек [2–4], токопроводящих смазок [5], 3D-принтеров [6] и т.д. Однако проблема получения интерметаллидов остается актуальной и по сей день, ведь известно, что связь между атомами в решетке становится ковалентной или ионной, а не металлической, ввиду этого материал становится более хрупкий. К тому же получение интерметаллидов является очень затратным в плане ресурсов, как и материальных, так и денежных.

В данной работе предлагается новый уникальный метод получения материалов на основе медь-олово в высокоскоростной плазменной струе с помощью коаксиального магнитоплазменного ускорителя с медными электродами [7]. В отличие от других существующих методик, данный способ является достаточно простым (не требует предварительной подачи и обработки наносимого материала), процесс нанесения покрытий достаточно быстрый (порядка 1 мс), низкий уровень энергоемкости процесса.

На рисунке 1 представлена рентгеновская дифрактограмма синтезированного продукта, выполненная на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000S (CuK α -излучение). По рисунку видно, что основными фазами являются медь с кубической сингонией (пространственная группа Fm-3m, № 225) и интерметаллид медь-олово Cu₄₁Sn₁₁ также с кубической сингонией (пространственная группа F-43m, № 216). Стоит отметить, что наиболее интенсивные пики находятся на 43–44 и 48–50 2 θ градус. Из рисунка 1 видно, что они являются уширенными и при расширении заметно их разделение на два пика – они являются отражениями фаз Cu и Cu₄₁Sn₁₁.

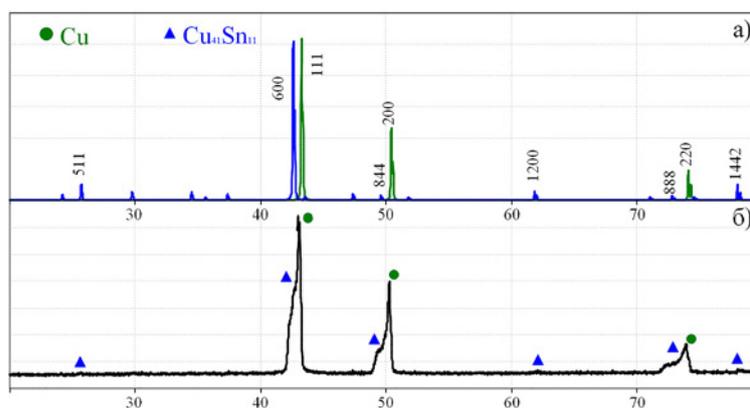


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы: а) исходные карточки предполагаемых фаз; б) продукта плазмодинамического синтеза

Для исследования морфологии частиц был проведен анализ на просвечивающем электронном микроскопе (Phillips SM12), результаты с которого представлены на рисунке 2. По рисунку видно, что электронная микродифракция представлена точечным характером, по которой определены фазы, установленные по рентгеновскому анализу. Темнопольные снимки, полученные с представленного на светлопольном снимке типичного скопления частиц, получены в свете дифрагированных пучков путем смещения апертурной диафрагмы в области соответствующих рефлексов. Индексы отражающих кристаллографических плоскостей указаны на темнопольных снимках и номерами обозначены на SAED.

Также с помощью просвечивающей электронной микроскопии можно определить, что размер частиц материала варьируется от порядка 10 до ~200 нм. Такое широкое распределение дает положительный эффект при создании объемного материала методом искрового плазменного спекания. Так при компактировании мелкая фракция заполняет пространство между более крупными частицами, обеспечивая получение высокоплотной керамики. По рентгеновскому анализу было определено, что медь и интерметаллид медь-олово имеют кубическую сингонию, однако по рисунку 2 видно, что частицы имеют несколько вытянутую форму параллелепипеда.

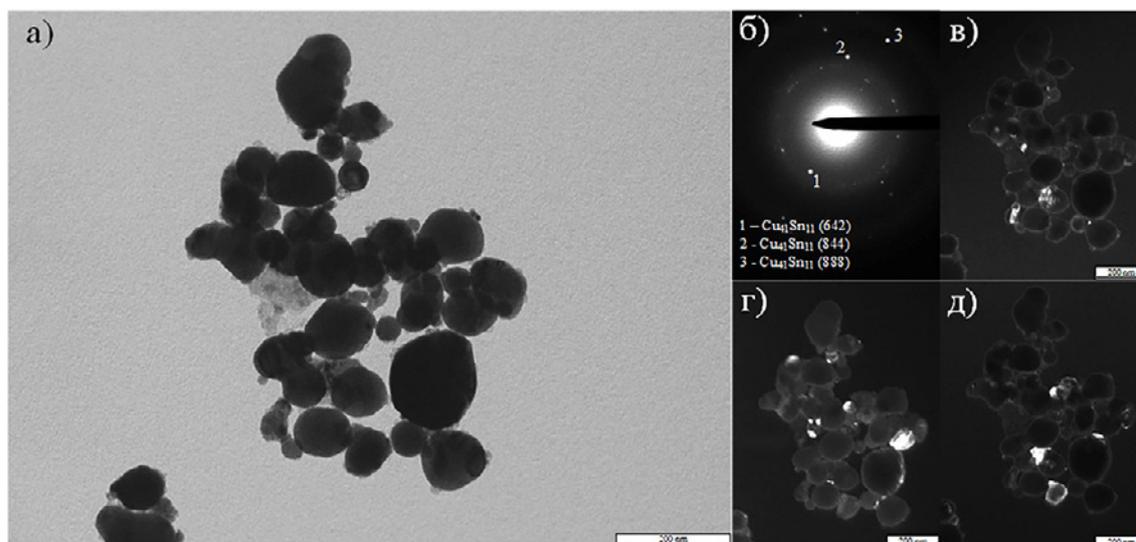


Рис. 2. Снимки просвечивающей электронной микроскопии синтезированного порошка: а) светлопольное изображение; б) электронная дифракция; в, г, д) темнопольные изображения

В ходе проведенных работ был получен порошок на основе медь-олово с помощью мощной импульсной системы на основе коаксиального магнитоплазменного ускорителя с медным электродом. Получение интерметаллида подтверждено результатами рентгеновского анализа и анализа с просвечивающего электронного микроскопа. Основными фазами в синтезированном продукте являются медь и интерметаллид $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$. Размер частиц составляет от 10 до 200 нм.

Работа выполнена в рамках стипендии Президента РФ СП-1179.2015.1.

Список литературы

1. Лебедев О.В. и др. Системы, методы, технологии // Научный журнал Братского государственного университета. – 2009. – Т. 2. – С. 20–23.
2. Kepler K.D., Vaughey J.T., Thackeray M.M. Copper–tin anodes for rechargeable lithium batteries: an example of the matrix effect in an intermetallic system // Journal of Power Sources. – 1999. – Vol. 81. – P. 383.
3. Wolfenstine J. et al. Nano-scale Cu 6 Sn 5 anodes // Journal of power sources. – 2002. –Vol. 109, No. 1. – P. 230
4. Beaulieu L.Y. et al. Reaction of Li with alloy thin films studied by in situ AFM // Journal of The Electrochemical Society. – 2003. – Vol. 150, No. 11. – P. A1457–A1464.
5. Тарельник В.Б., Марцинковский В.С., Дзюба А.В. Новый способ улучшения прирабатываемости пары трения вкладыш подшипника–шейка вала // Компрессорное и энергетическое машиностроение. – 2013. – № 1. – С. 49–53.
6. Guo X. et al. Investigation of the microstructure and tribological behavior of cold-sprayed tin-bronze-based composite coatings // Applied Surface Science. – 2009. – Vol. 255, No. 6. – P. 3822–3828.
7. Пат. 137443 РФ. МПК7 H05H 11/00. Коаксиальный магнитоплазменный ускоритель / А.А Сивков, А.С. Сайгаш, Ю.Л. Колганова. – Заявлено 24.09.2013; Опубл. 10.02.2014, Бюл. № 4. – 6 с.

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА БИОДЕГРАДИРУЕМОМ МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ

А.А. Шинжина, М.Б. Седельникова

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.Ф. Пичугин
Научный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: sh-aiym@mail.ru

Важным направлением медицинского материаловедения является создание новых материалов, обладающих биологической совместимостью, антибактериальными свойствами и остеогенным потенциалом. Магниево-кальциевые сплавы являются незаменимыми при изготовлении резорбируемых [1] или биодеградируемых имплантатов, так как в среде человеческого организма магний постепенно замещается продуктами остеогенеза – натуральной костной тканью [2]. Вместе с тем основным недостатком таких имплантатов является быстрое растворение в биологических жидкостях организма [3]. Данная проблема решается путем создания на поверхности материалов биосовместимого покрытия, замедляющего скорость растворения [4]. Метод микродугового оксидирования (МДО) является перспективным методом обработки поверхности, т.к. позволяет получить биологически активные кальцийфосфатные (КФ) покрытия с пористой структурой [4]. В качестве компонентов электролитов для нанесения биопокрытий используется химически чистые соединения, совместимые с биологическими тканями, не вызывающие воспалительных реакций в организме и последующего отрицательного оклика живой системы [5].

В представленной работе покрытия наносили методом МДО на поверхность биодеградируемого магниевого сплава Mg0,8Ca. Покрытия формировали в электролите, в состав которого входили гидрофосфат натрия (Na_2HPO_4), гидроксид натрия (NaOH), фторид натрия (NaF) и бета-трикальцийфосфаткальция ($\beta\text{-Ca}_3(\text{PO}_4)_2$) [6].

В процессе МДО формирование покрытий на поверхности магниевых образцов происходило в результате возникновения множественных локальных микроплазменных разрядов. Покрытия наносили при следующих параметрах процесса МДО: напряжение процесса МДО 350-500 В, длительность процесса 5–10 мин, длительность импульсов – 100 мкс, частота следования импульсов – 50 Гц.

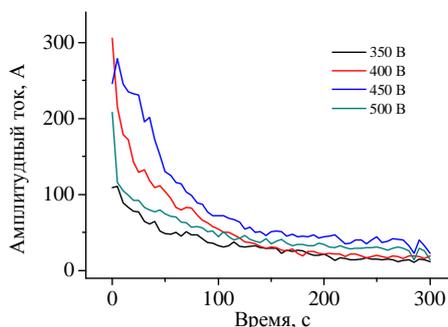


Рис. 1. Зависимость амплитудного тока от времени нанесения покрытия на образцы из магниевого сплава

На рисунке 1 приведен график зависимости амплитудного тока от длительности процесса нанесения микродугового покрытия. Установлено, что появление микроплазменных разрядов на поверхности погруженного в электролит образца, приводящих к формированию покрытия, происходит при начальном значении электрического напряжения МДО, равном 350 В. При этом величина амплитудного тока составляет 109 А. Однако уже через 2 минуты после начала нанесения покрытия величина амплитудного тока падает до 32 А, что указывает на формирование диэлектрического покрытия. При повышении электрического напряжения до 500 В микродуговой процесс переходит в дуговой, что приводит к «обгоранию» и частичному разрушению покрытия.

В работе исследовали влияние параметров процесса МДО (напряжения и длительности процесса) на изменение свойств покрытий – толщины, шероховатости, кажущейся плотности.

При увеличении напряжения процесса МДО от 350 до 500 В толщина формирующихся покрытий растёт от 18,0 до 101,3 мкм. С повышением длительности процесса МДО до 10 мин толщина покрытий также увеличивается до 150 мкм (см. рис. 2а). В ходе исследований определяли кажущуюся плотность покрытия, как отношение массы покрытия к занимаемому им объёму. Было установлено, что при повышении напряжения процесса МДО от 350 до 500 В величина кажущейся плотности покрытий уменьшается от 1,5 до 0,8 г/см³ как при длительности процесса МДО 5 мин, так и 10 мин, что свидетельствует об увеличении пористости покрытий. Анализ шероховатости поверхности покрытий по параметру Ra показал, что с ростом напряжения процесса МДО от 350 до 500 В шероховатость покрытий увеличивается от 2,03 до 8,07 мкм. Дальнейшее увеличение длительности процесса МДО до 10 мин приводит к формированию покрытий с шероховатостью до 10 мкм.

Известно [4], что покрытия с оптимальной шероховатостью 2,5–5,0 мкм проявляют более высокую биологическую активность и хорошие остеогенные свойства.

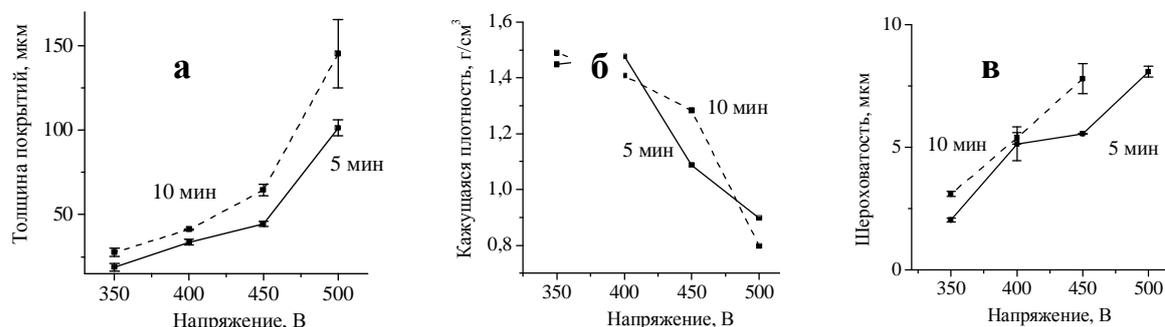


Рис. 1. Изменение толщины покрытий (а), кажущейся плотности (б) и шероховатости (в) в зависимости от напряжения и времени процесса МДО

Таким образом, проведённые исследования показали, что изменение напряжения процесса МДО в интервале 350–500 В и длительности процесса от 5 до 10 мин, при постоянстве других параметров процесса МДО, позволяет получить КФ покрытия с различными свойствами (толщиной, шероховатостью, кажущейся плотностью) на поверхности магниевого сплава Mg0,8Ca. Установлено, что лучшими свойствами характеризуются покрытия, полученные при напряжениях процесса МДО, равных 400–450 В и длительности процесса 5 мин.

В заключение авторы выражают благодарность сотрудникам лаборатории ФНБ ИФПМ СО РАН Толкачевой Т.В. и Толмачеву А.И. за помощь в проведении части экспериментов и обсуждение результатов исследований.

Список литературы

1. Папиров И.И., Шкуропатенко В.А., Шокуров В.С. и др. Материалы медицинских стентов : обзор.– Харьков : ННЦ ХФТИ, 2009.– 40 с.
2. Чёрный В.Н. Перспективы применения биодеградирующих сплавов на основе магния в остеосинтезе // Запорожский медицинский журнал. – 2013. – № 6(81). – С. 76–79.
3. Gnedenkov A.S., Sinebryukhov S.L., Mashtalyar D.V. et al. Features of the corrosion processes development at the magnesium alloys surface // Surface and Coatings Technology. – 2013. – Vol. 225, No. 25. – P. 112–118.
4. Lin X., Wang X., Tan L. et al. Effect of preparation parameters on the properties of hydroxyapatite containing micro-arc oxidation coating on biodegradable ZK60 magnesium alloy // Ceramics International. – 2014. – P. 1–9.
5. Сафронова Т.В., Пугтяев В.И. Медицинское неорганическое материаловедение в России: кальцийфосфатные материалы // Наносистемы: физика, химия, математика. – 2013. – № 4(1). – С. 24–47.
6. Lee D., Sfeir Ch., Kuneta P. Novel in-situ synthesis and characterization of nanostructured magnesium substituted β -tricalcium phosphate (β -TCMP) // Materials Science and Engineering. – 2009. – Vol. 29, No. 1. – P. 69–77.

ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВА Ga-In В КАЧЕСТВЕ КАТОДА ОРГАНИЧЕСКОГО СВЕТОИЗЛУЧАЮЩЕГО ДИОДА

А.П. Шкарупо

Научный руководитель: д. т. н. В.И. Туев
Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники
E-mail: schkarupo.anastasia@yandex.ru

В настоящее время бурно развивается технология производства органических светоизлучающих диодов. Тонкопленочная структура основана на стеклянной подложке с нанесенным прозрачным анодом на основе ITO. Катод нанесен непосредственно на поверхность светоизлучающего полимера. Следует выбирать металл с работой выхода, близкой или несколько меньшей, чем глубина положения LUMO вещества активного слоя, как правило, эта глубина составляет от 2 до 3 эВ. Для изготовления катода часто используют металлы, такие как алюминий и кальций, так как они обладают низкой работой выхода, способствующей инжекции электронов в полимерный слой [1, 2]. Кальций и алюминий являются химически активными, следовательно чувствительны к воздействию окружающей среды и могут вступать в реакцию с материалами органических слоев, что вызывает нестабильность показателей рабочих характеристик ОСИД и ограничивает надежность устройств, что повышает уровень технологических требований для практического изготовления устройств [3]. В данной работе рассмотрено применение в качестве катода сплава Ga-In методом принтерной печати. Оценена вольт-амперная характеристика структуры ITO/ PEDOT: PSS/ Ga-In.

Эвтектический сплав галлия и индия широко используется в печатных полупроводниковых схемах и гибких электронных элементах для светодиодов. Возможность применения галлий-индиевых сплавов для наноструктур заключается в их физических свойствах. В свободном состоянии галлий и индий представляют собой серебристо-белые металлы, электропроводность ($Hg = 1$) галлия –2, индия– 11 [4]. Работы выхода электронов галлия составляет 3,96–4,16 эВ, индия 3,60–4,09 эВ [5].

Сплав Ga-In сохраняет полупроводниковые свойства при повышенных температурах и в атмосфере воздуха без применения дополнительных защитных покрытий. Используемый сплав в данной работе, состава 24% In и 76% Ga, плавится при температуре 16 °С, его плотность составляет 6,235г/см³[6]. В силу того что сплав GaIn имеет низкую температуру плавления, данное соединение можно носить методом принтерной печати.

Технология изготовления структуры ITO / PEDOT:PSS / Ga-In: на очищенную подложку с нанесенным слоем ITO поверхностное сопротивление которого 70–100 Ом, осуществляли нанесение транспортного слоя дырок из водного раствора PEDOT:PSS (Aldrich), путем полива раствора полимера на вращающуюся подложку. Режим нанесения: 3000 об/мин – 20 с. Сушка нанесенных пленок при температуре 100 °С в воздухе 30 мин. Материал PEDOT:PSS используется как слой, инжектирующий дырки, представляет собой пористую проводящую матрицу, имеющую высокую химическую и термическую стабильность, прозрачность в видимой области спектра [7, 8]. В качестве катода использовали сплав Ga-In, который нанесен на слой PEDOT:PSS. После изготовления образца была снята вольт-амперная характеристика (рис. 1).

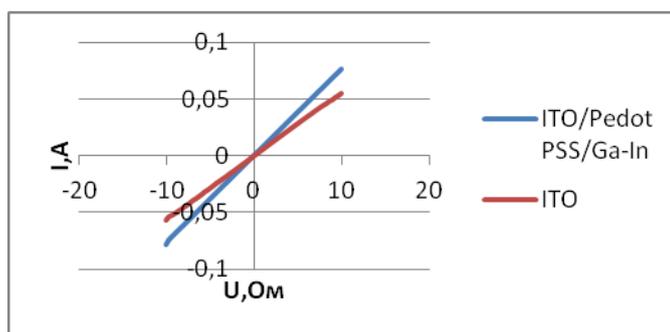


Рис. 1. Вольт-амперная характеристика структуры ITO / PEDOT:PSS / Ga-In

Анализ полученных данных указывает, что эвтектический сплав галлий-индий можно использовать в технологии производства органических светоизлучающих диодов.

Список литературы

1. Very high-efficiency green organic light-emitting devices based on electrophosphorescence / M.A. Baldo, S. Lamansky, P.E. Burrows et al. // Appl. Phys. Lett. – 1999. – No. 75. – P. 4–6.
2. Highly efficient blue electroluminescence from a distyrylarylene emitting layer with a new dopant / C. Hosokawa, H. Higashi, H. Nakamura et al. // Appl. Phys. Lett. – 1995. – No. 67. – P. 3853–3855.

3. Light-emitting diodes based on conjugated polymers / J.H. Burroughes, D.D.C. Bradley, A.R. Brown et al. // Nature. –1990. – No. 21. P.539.
4. Подгруппа галлия [Электронный ресурс]. – URL: <http://lib.rin.ru/doc/i/45491p1.html>. – 28.10.16.
5. Справочные таблицы. Работа выхода электронов из металлов, не металлов и неорганических соединений (Таблица) [Электронный ресурс]. – URL: <http://infotables.ru/fizika/132-rabota-vykhoda-elektronov-iz-metallov-tablitsa>. – 28.10.16.
6. Некрасов Б.В. Основы общей химии. Т.2. Изд. 3. – М. : Химия, 1973. – 62 с.
7. Groenendaal L., Jonas F., Freitag D. et al. // Adv. Mater. – 2000. – No. 12. – P. 481–494.
8. Skotheim T.A., Reynolds J.R. Conjugated polymers: processing and applications. – CRC Press, 2006. – 656 с.

ОГНЕЗАЩИТНЫЕ СВОЙСТВА СИЛИКАТНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ КРАСКИ С ДОБАВКАМИ МИНЕРАЛЬНЫХ МАГНИЙСОДЕРЖАЩИХ КОМПОНЕНТОВ

У.С. Югай, Е.Ю. Лебедева

Научный руководитель: профессор, д. т. н. О.В. Казьмина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: uliana.yugai@mail.ru

В последнее десятилетие вопросы огнезащиты сооружений, конструкций и материалов различной природы являются особенно актуальными, так как последствия пожаров могут привести не только к серьезному материальному ущербу, но и гибели людей. Одним из наиболее перспективных способов огнезащиты являются специальные краски и эмали. При этом современные лакокрасочные покрытия должны соответствовать не только определенным стандартам, но и быть экологичными. Одним из наиболее эффективных и экологических средств пассивной огнезащиты являются покрытия, полученные на основе жидкого стекла. Данный вид красок обладает огнезащитными свойствами, чем выгодно отличается от широко распространенных акриловых красок, выделяющих при горении токсичные вещества. Известно, что жидкое стекло обладает способностью образовывать при высоких температурах пену, которая является барьером для распространения огня. В настоящее время исследования по усовершенствованию составов и оценке параметров, характеризующих свойства огнезащитных красок, активно проводятся в мире [1–7].

В состав силикатной краски, как правило, входит калиевое жидкое стекло и комплекс пигментов и наполнителей. Достаточно высокое содержание (30–40%) наполнителей снижает вспенивающую способность композиции, снижая тем самым ее огнезащитные характеристики. С этой целью в состав жидкостекольной композиции вводят дополнительные компоненты, обладающие свойствами антипиренов, что позволяет улучшить огнезащитные свойства краски.

Цель данной работы – разработка состава огнезащитной композиционной краски. Для достижения которой решалась задача – исследовать влияние магнийсодержащих добавок в виде брусита ($Mg(OH)_2$), магнезита ($MgCO_3$) и гидромагнезита ($Mg_5[CO_3]_4(OH)_2 \cdot 4H_2O$) на огнезащитные свойства силикатной композиционной краски.

Ранее проведенные исследования позволили определить базовый состав однокомпонентной силикатной краски, включающий калиевое жидкое стекло, цинковые белила в качестве отвердителя, аэросил, мел и тальк. В исследуемых составах наполнитель в виде талька был заменен на такое же количество магнийсодержащей добавки. Компонентный состав исследуемых композиций приведен в таблице 1.

Таблица 1. Компонентный состав композиционной краски

Обозначение состава	Кол-во жидкого стекла, мас. %	Содержание наполнителей, мас. %				Содержание антипирена, мас. %		
		ZnO	CaCO ₃	SiO ₂	Тальк	Брусит	Магнезит	Гидромагнезит
СК	70,00	6,00	18,45	0,05	5,50	–	–	–
СК-Б	70,00	6,00	18,45	0,05	–	5,50	–	–
СК-М	70,00	6,00	18,45	0,05	–	–	5,50	–
СК-ГМ	70,00	6,00	18,45	0,05	–	–	–	5,50

Технологические свойства разработанных составов определяли по ГОСТ 18958-73 «Краски силикатные». Оценку огнезащитных свойств проводили по значению коэффициента вспенивания, рассчитанному по формуле (1), на таблетках, полученных из порошка высушенной и измельченной плёнки жидкостекольной композиции.

$$K_h = [(h_1 - h_0) / h_0] \cdot 100, \% \quad (1)$$

где h_0 и h_1 – первоначальная высота образца до вспенивания и после вспенивания, мм.

Сравнительный анализ вспенивающей способности исследуемых композиций показал, что максимальный коэффициент вспенивания имеют образцы с магнийсодержащим компонентом в виде гидромагнезита в количестве 5,5 мас.%, что объясняется особенностями его структуры. С увеличением температуры и времени выдержки коэффициент вспенивания также увеличивается (табл. 2). По технологическим свойствам, таким как укрывистость и степень меления, все исследуемые составы соответствуют требованиям ГОСТ 18958-73.

Таблица 2. Характеристика вспенивающей способности композиции

Обозначение состава	Значения коэффициентов вспенивания при температурах, %					
	750 °С			950 °С		
	10 мин	30 мин	60 мин	10 мин	30 мин	60 мин
СК-Б	0	1,85	2,78	1,85	6,2	11,1
СК-М	0	2,27	2,27	4,5	18,1	24
СК-ГМ	15,1	37,8	50,7	114,6	125,8	151,1

Таким образом, разработан состав одноупаковочной огнезащитной силикатной краски, включающий 70 мас.% жидкого стекла, 6% цинковых белил, 18,45% мела, 0,05% кремнезема 5,5% антипирена в виде гидромагнезита.

Список литературы

1. Mariappan, T. Recent developments of intumescent fire protection coatings for structural steel // *A Review Journal of Fire Sciences*. – 2016. – Vol. 34, Issue 2. – P. 120–163.
2. Luo J. Ignition properties of panels coated with finishing fire-retardant paints under external radiation// *Procedia Engineering*. – 2016. – Vol. 135. – P. 123–127.
3. Calabrese L., Bozzoli F., Bochicchio G. et al. Parameter estimation approach to the thermal characterization of intumescent fire retardant paints // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2015. – Vol. 655, No. 012048.
4. Loganina V.I. Polymer silicate paints for interior decorating // *Contemporary Engineering Sciences*. – 2015. – Vol. 8, Issue 1–4. – P. 171–177.
5. Vesely D., Kalenda P., Nemeč P. Nanoparticles of soluble alkaline silicates as corrosion inhibitors in water based polymer dispersions // *Materials Research Innovations*. – 2009. – Vol. 13, Issue 3. – P. 302–304.
6. Shinkareva E.V., Lazareva T.G., Bychko G.V. Flow properties of silicate paints for decorating glass articles // *Glass and Ceramics*. – 2004. – Vol. 61, Issue 3–4. – P. 96–98.
7. Greenwood P. Modified silica sols: Titania dispersants and co-binders for silicate paints // *Pigment and Resin Technology*. – 2010. – Vol. 39, Issue 6. – P. 315–321.

ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ НАПЫЛЕНИИ

Ян Сяо, Чжао Ифань, Б.С. Зенин

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Б.С. Зенин
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: royyang330@outlook.com

Технология газотермического напыления покрытий (ГТН) позволяет существенно увеличивать срок службы деталей машин и механизмов. Успешное применение данного метода связано с широким выбором материалов, используемых для нанесения покрытий и обеспечивающих высокий уровень качества поверхности [1]. Особенностью технологии (ГТН) является то, что получаемое покрытие формируется из направленного потока дисперсных частиц. Структура материала покрытия формируется при ударе, деформации и затвердевании нагретых (или расплавленных) частиц на поверхности основы или предыдущих остывших частиц. При этом образуется слоистый материал, состоящий из деформированных частиц (слэтов), соединенных контактными участками. Определяющим условием образования прочного соединения частиц друг с другом и с напыляемой поверхностью (высокой адгезии и когезии) являются высокая скорость частиц и высокая температура на контактной границе частица-подложка.

Под общим названием газотермическое напыление (ГТН) объединяют следующие методы: газопламенное напыление, высокоскоростное газопламенное напыление, детонационное напыление, плазменное напыление, напыление с оплавлением, электродуговая металлизация, активированная электродуговая металлизация. Каждому из методов соответствуют определенные значения температуры и скорости частиц (рис. 1).

В последнее время была предложена новая технология – холодное газодинамическое напыление (ХГН) [2]. В основе данной технологии лежит процесс формирования металлических покрытий при соударении холодных (с температурой, существенно меньшей температуры плавления) металлических частиц, ускоренных сверхзвуковым газовым потоком до скорости несколько сот метров в секунду, с поверхностью обрабатываемой детали. Основным энергетическим источником в этом случае является кинетическая энергия напыляемых частиц. Минимальное тепловое взаимодействие частиц с окружающей средой обеспечивает повышенное качество получаемого покрытия.

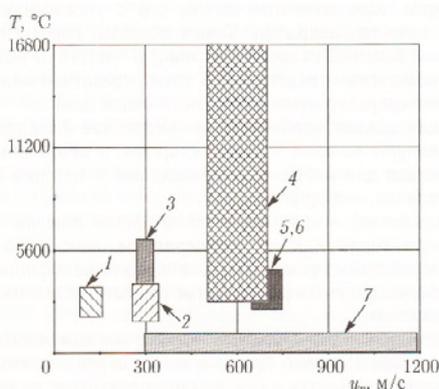


Рис. 1. Диаграмма используемых значений температуры T и скорости частиц сравнения различных методов напыления.
1 – низкоскоростной газопламенный; 2 – высокоскоростной газопламенный; 3 – электродуговой, 4 – плазменный;
5, 6 – детонационный и высокоскоростной жидкотопливный [2]

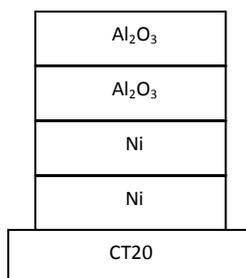


Рис. 2. Схема многослойного покрытия

В работе [3] рассмотрено влияние скорости частиц на температуру в контакте при ГТН многослойных покрытий. Контактная температура, определяющая степень формирования адгезионных связей, в данном

случае определяется как скоростью частиц, так и их температурой. В настоящей работе исследованы температурные условия взаимодействия напыляемой частицы с подложкой при холодном ХГН. Проведен расчет температуры в контакте для случая многослойного покрытия СТ20/Ni/Al₂O₃ (рис.2) при разных скоростях напыляемой частицы.

Температура в контакте определялась по формуле [4]

$$T_c(\xi, \tau) = T_c^0(\xi, \tau) + T_v(\xi, \tau),$$

где T_c^0 - температура в контакте двух различно нагретых тел без учета скорости; T_v – температура дополнительного подогрева контакта за счет тепла, выделяемого при ударе.

Таблица 1. Теплофизические свойства материалов

Материал	ρ , кг/м ³	c , Дж/кг*К	λ , Вт/м*К	T_m , К
Ni	8100	625	78,5	1728
Al ₂ O ₃	3970	1666	7,58	2288
СТ20	7850	690	50,7	1538

Для расчёта температуры дополнительного подогрева рассмотрим баланс энергии, принимая, что вся кинетическая энергия частицы переходит в тепловую энергию

$$\frac{mv^2}{2} = mc \Delta T, \quad \Delta T = \frac{v^2}{2c},$$

здесь c – теплоёмкость материала частицы, ΔT – разность температур частицы до удара и после удара. Частица в момент соударения будет иметь температуру $T_m + \Delta T$, где T_m – температура частицы до столкновения с подложкой, ΔT – дополнительный подогрев частицы за счёт кинетической энергии.

$$T_v = \frac{T_s + K_p (T_m + \Delta T)}{1 + K_p},$$

где K_p – критерий тепловой активности частицы по отношению к подложке; T_s , T_p температуры подложки и частицы перед ударом.

$$K_p = \sqrt{\frac{\lambda_p c_p \rho_p}{\lambda_s c_s \rho_s}},$$

где ρ , λ , c – плотность, коэффициент теплопроводности и коэффициент теплоемкости подложки (s) и частицы (p) соответственно.

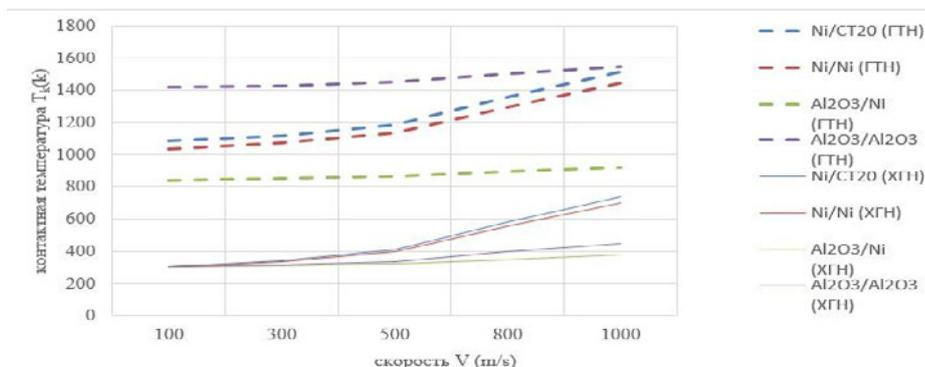


Рис. 2. Влияния скорости частицы на величину контактной температуры на границе частица – подложка при ГТН [3] и ХГН в многослойном покрытии СТ20 / Ni / Al₂O₃

Результаты показывают, что при ГТН уже при скорости в пределах 500 м/с можно получить достаточные условия для формирования адгезионных связей на контактных границах, в то время как при ХГН для этого требуется скорость не менее 1000 м/с.

Список литературы

1. Борисов Ю.С., Борисова А.Л. Плазменные порошковые покрытия. – 1986. – 204 с.
2. Алхимов А.П., Косарев В.Ф., Плохов А.В. Научные основы холодного газодинамического напыления (ХГН) и свойства напыленных материалов : монография. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2006. – 280 с
3. Чень Миншу граничные температурные условия получения многослойных покрытий методом газотермического напыления // Материалы и технологии новых поколений в современном материаловедении : труды международной конференции. – Томск, 2016. – С. 177–182.
4. Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф. // Физическая мехзомеханика. – 2000. – № 3(1). – С. 53–57.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ

А.А. Яхин

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.А. Кондратюк
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: aay9@mail.ru

Развитие науки и техники тесно связано с высокими технологиями, тем самым повышаются требования к материалам. Появляются такие технические области применения, где чистый СВМПЭ уже не может использоваться. В связи с этим, создаются материалы нового поколения с разными количеством и типом наполнителей, позволяющих изменять характеристики и свойства новых материалов.

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) отличается от других термопластов весьма ценным комплексом свойств, таких как коррозионная стойкость, высокая износостойкость, низкий коэффициент трения и высокая вязкость разрушения. [1]

Новые композиты на основе СВМПЭ обладают уникальными свойствами. Добавляя разное количество и типы наполнителей можно получить требуемые эксплуатационные свойства. [2]

Авторами была разработана определенная методика и подобран оптимальный режим изготовления композитов. Процесс компрессионного спекания состоит в следующем: повышение температуры до 160–180 °С при удельном давлении 10–12 МПа. Далее выдержка под давлением равным удвоенному первичному – примерно 120 мин. при толщине изделия 40 мм. Затем снятие давления и охлаждение изделия до 40–30 °С в течение 60 мин [3].

В качестве наполнителей для композитов на основе СВМПЭ использовались порошки электролитической меди марки ПМС-1, антистатическая (Б) и антифрикционная (А) полимерные добавки, а также волокна базальта и древесной муки. Выбор антифрикционной полимерной добавки (А) в качестве наполнителя обусловлен стремлением к уменьшению коэффициента трения, и соответственно, снижению износа. Использование в качестве наполнителя антистатической полимерной добавки (Б) позволяет избавиться от эффекта наличия статического электричества, присущего всем полимерам. Выбор медного дисперсного наполнителя обусловлен, повышением износостойкости полимерного композиционного материала [4].

Нижеприведенные материалы представляют собой группу волокнистых материалов: древесная мука – органический наполнитель (целлюлоза); базальт – неорганический материал, полученный плазмохимическим методом.

Исследования на растяжение проводились на установке Instron 5582 и образцы из композитов доводились до их полного разрушения. В процессе растяжения измерялась деформация и растягивающее усилие, измеренное в МПа. Результаты экспериментальных данных исследований приведены на рисунках 1 и 2.

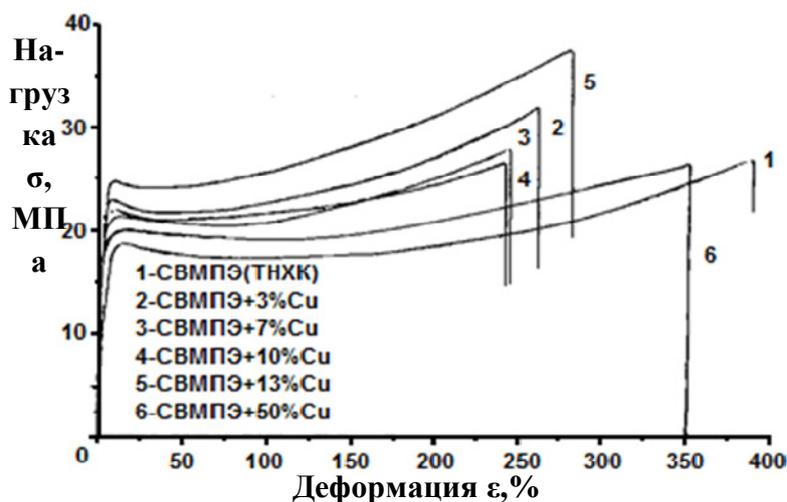


Рис. 1. График зависимости деформации от напряжения для образцов с различным содержанием электролитической меди ПМС-1

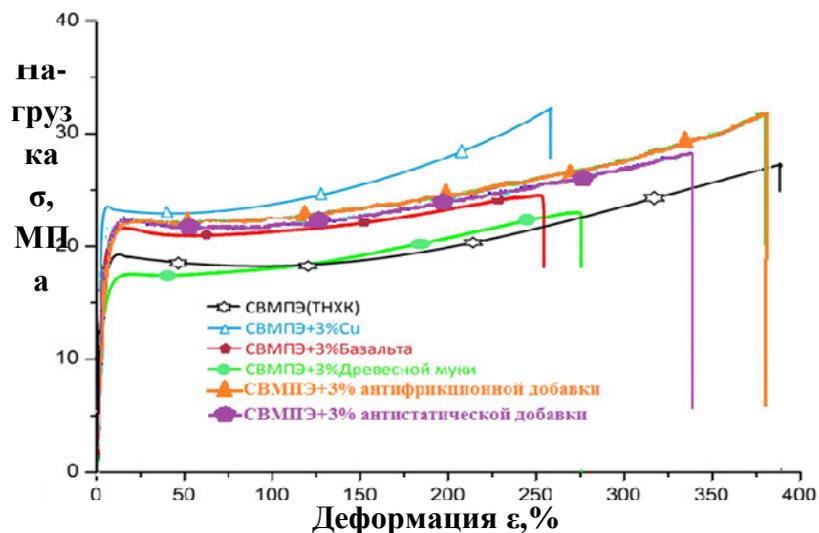


Рис. 2. График зависимости деформации от напряжения для образцов с содержанием различных типов наполнителей в количестве 3% весовых

По полученным графикам можно сделать выводы, что среди всех видов наполнителей наибольшей прочностью обладает образец с 13% (весовых) электролитической меди ПМС-1. Исследуя композиты с разного рода наполнителями, имеющими одинаковую (3%) концентрацию, мы получили сопоставимые по прочности материалы с наполнителями в виде антифрикционной добавки (А) и дисперсной меди. Отмечено повышение значения предельной пластичности у композита с антифрикционной добавкой(А).

Экспериментально показано, что изменяя тип и количество наполнителя в композитах на основе СВМПЭ можно повлиять на характеристики прочности.

Полученные экспериментальные данные могут быть полезны инженерам-технологам при проектировании новых изделий, а также исследователям, занимающимся композитными материалами на полимерной основе.

Список литературы

1. Крыжановский В.К., Бурлов В.В. Прикладная физика полимерных материалов. – СПб. : Изд-во СПбГТИ(ТУ), 2001. – 261 с.
2. Пахаренко В.А., Зверлин В.Г., Кириенко Е.М. Наполненные термопласты : справочник / под общ. ред. акад. Ю.С. Липатова. – Киев : Техника, 1986. – 182 с.
3. Кондратюк А.А., Клопотов А.А., Муленков А.Н. и др. Особенности изменения удельной теплоемкости наполненных композитов // Изв. вузов. Физика. – 2012. – № 5/2. – С. 151–155.
4. Вицке Р.Э., Кондратюк А.А. Исследование влияния количества и типов наполнителей на механические характеристики композитов на основе СВМПЭ // Материалы и технологии новых поколений в современном материаловедении. – 2016. – № 138. – 142 с.

Секция 2

ОПТИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

ПРИВЛЕЧЕНИЕ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫХ МЕР В РЕШЕНИИ ВОПРОСА ОСВЕЩЕНИЯ СПОРТИВНОГО БАССЕЙНА

А.И. Антропова

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Т.В. Гречкина
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: aia9@tpu.ru

Качество спортивных сооружений определяется множеством факторов, среди которых – искусственное освещение объекта. Следует заметить, что меры по модернизации спортивного освещения ещё не везде применяются, не исключением являются и бассейны. Использование качественного и энергоэффективного там освещения [1] напрямую влияет на самочувствие, мотивацию посетителей и является вспомогательным фактором развития и поддержания детско-юношеского спорта.

В настоящей работе рассмотрены вопросы о современном состоянии светотехнических решений в области освещения спортивных бассейнов. Объект исследования: бассейн, спортивно-оздоровительного комплекса «Победа», г.Томск.

Условия освещения бассейна должны соответствовать определенным техническим требованиям, которые содержатся в международных и национальных рекомендациях, стандартах и регламентах [2–6]. Следует отметить, что отечественные нормы [5] устанавливают величины минимальной освещенности, а европейские нормы [3] – средней освещенности, а также «ступени» уровней освещенностей «привязаны» не к классу соревнований, а к вместимости трибун бассейна (см. табл. 1).

Таблица 1. Нормы освещенностей спортивных бассейнов, применяемых в мировой практике

Класс игры или спортивное сооружение		Освещенность для открытых/крытых ванн, лк		
		BSH-1-73, Emin	EN12193, Ecp	МКО, Ecp
Плавание спортивное, соревнования	Национальный чемпионат	200–400	500	500
	Низшие лиги и клубные соревнования		300	
	Тренировочный процесс	100/150	200	
Прыжки в воду, водное поло	Тренировочный процесс	100 /200	200	
	Соревнования		500	
Трибуны	До 800 человек	200	–	–
	Более 800 человек	400		

Высокие требования к уровням освещенности большинства спортивных объектов, в частности бассейнов, и их большие габаритные размеры определяют использование высокоэффективных источников света большой единичной мощности. Согласно санитарным нормам и правилам [2, 4], для освещения бассейнов, применимы металлогалогенные, люминесцентные лампы и светодиодные источники света.

Осветительная установка (ОУ) объекта исследований содержит световые приборы, подвешенные на металлической конструкции по краям чаши бассейна, (рис 1,а). В качестве источников света использованы люминесцентные лампы, 30 штук. На момент измерений распределение освещенности соответствовало данным представленным с помощью кривых изолиний (красным отмечены приборы, не участвовавшие в освещении) (рис. 1,а).

В качестве модернизации освещения объекта исследований был предложен и разработан вариант освещения с использованием светодиодного оборудования (рис. 1,б) [7].

Световых приборов в предлагаемой установке – 18 штук, создающих общий световой поток 142974 лм, в действующей осветительной установке – 30 светильников, создающих общий световой поток 13159 лм, что свидетельствует о более эффективной работе световых приборов со светодиодными источниками света. Таким образом, замена и выбор энергоэффективного оборудования напрямую влияет на качество освещения. При этом выбор и свойства светодиодного оборудования может быть пересмотрен и учтён при проектировании.

Специфические особенности различных водных видов спорта, а так же режимы работы, рассчитанных на различные количества людей, различные уровни соревнований, обеспечение работы телетрансляций работы усложняют нормирование освещения на спортивных объектах, в частности бассейнах. В каждом конкретном случае перед создателем светотехнического решения для цели освещения спортивного бассейна стоит непростая задача выбора. И решить эту задачу можно, только хорошо изучив объект.

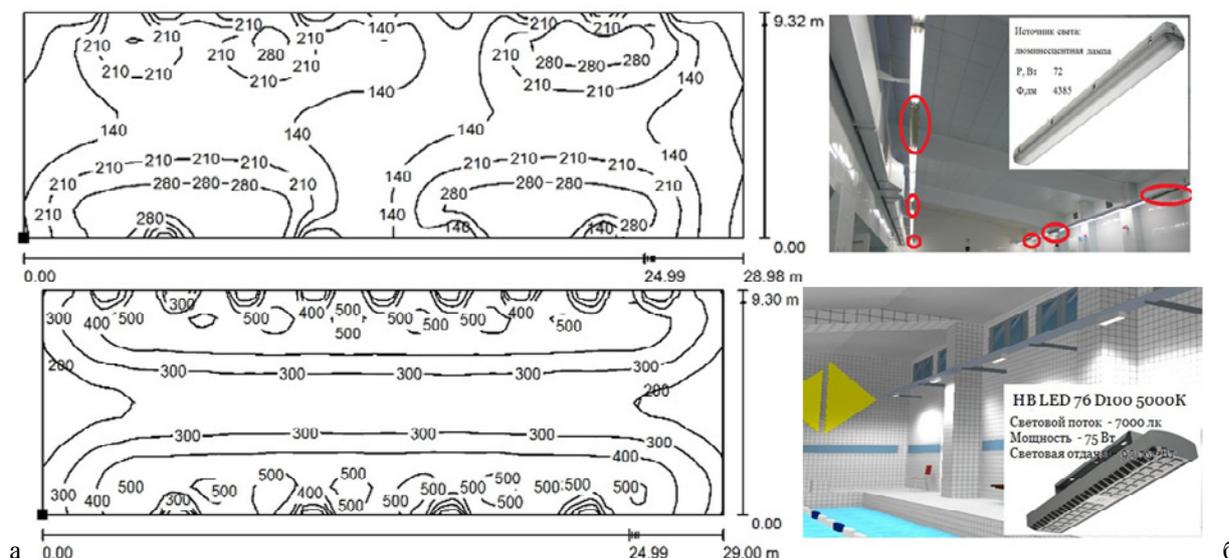


Рис. 1. Распределение освещенности в помещении бассейна:
 а – действующая ОУ (с учётом измерений); б – предлагаемая ОУ

Важно помнить, что нормы и правила освещения спортивных бассейнов ориентируются на уровни проведения спортивных мероприятий в этих помещениях, а применение новых световых технологий, а именно использование светодиодных осветительных приборов позволяет решить вопрос энергоэффективности осветительной установки и качества освещения.

Список литературы

1. Philips Lighting. Спортивное освещение. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.lighting.philips.ru>. – 23.11.16.
2. СП 31-113-2004. Бассейны для плавания. – СПб. : ГАФК им. П.Ф. Лесгафта, 2005.
3. DIN EN 12193, Sports lighting. – 2008.
4. СП 52.13330.2011 Естественное и искусственное освещение (актуализированная редакция СНиП 23-05-95*). – М. : Минрегион РФ, 2011.
5. ВСН-1-73 «Нормы электрического освещения спортивных сооружений». – М. : Комитет по физической культуре и спорту при Совете Министров СССР, 1973.
6. Каталог стандартов международной комиссии по освещению. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.iso.org/iso/ru/iso_catalogue/catalogue_tc/catalogue_tc_browse.htm – 23.11.16.
7. Каталог продукции компании «Световые технологии». [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.ltcompany.com/ru/knowledge/catalogues/> – 23.11.16.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР ИЗ ШИРОКОЗОННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

А.А. Бактыбаев, С.Б. Туранов

Научный руководитель: к. ф.-м. н. И.А. Прудаев
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: mr.baktybayev@gmail.ru

Исследовались гетероструктуры на основе квантовых ям из растворов InGaN, а также светодиодные структуры на основе твердого раствора AlGaInP. Измерены и проанализированы спектры электролюминесценции светодиодных гетероструктур. Выявлено различное влияние внутренних электрических полей квантовых ям в этих гетероструктурах на спектры электролюминесценции.

Исследовались два типа светодиодных гетероструктур: 1) структуры синего свечения, активная (излучающая) область которых состояла из набора квантовых ям – слоев твердого раствора InGaN толщиной 2–3 нм, разделенных барьерными слоями GaN; 2) структуры желтого свечения с квантовыми ямами из твердого раствора $\text{In}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}\text{P}$ толщиной 7 нм и барьерными слоями из AlGaInP. Спектры электролюминесценции измерялись при температурах 10–300 К. В отличие от диодов на основе твердого раствора AlGaInP, в светодиодах на основе InGaN в области низких температур наблюдается сложный вид спектра. Его можно представить как серию максимумов. При повышении температуры различные максимумы объединяются в один и становятся неотличимыми.

Форма спектров электролюминесценции светодиода на основе InGaN при 300 К и InGaP при 10 и 300 К соответствуют теоретическим представлениям: в области коротких волн спад обусловлен статистикой Ферми-Дирака; в области длинных волн определяется изменением оптической плотности состояний.

Следует отметить, что для светодиода с квантовыми ямами из InGaN при температурах ниже 200 К наблюдалось существенное расхождение экспериментальной и расчетной характеристик. Для светодиодов на основе InGaP удовлетворительное согласие кривых наблюдается в более широком интервале температур ($T = 100\text{--}300$ К). Для светодиодов с квантовыми ямами из InGaN наблюдается сильный коротковолновый сдвиг максимума спектров (около 5 нм при каждой температуре). В квантовых ямах InGaN существует встроенное пьезоэлектрическое поле, которое приводит к увеличению длины волны излучения светодиода [1]. В условиях эксперимента, при высокой плотности тока, в области квантовых ям повышается концентрация неравновесных носителей заряда, которые экранируют встроенное электрическое поле. Таким образом, при увеличении плотности тока происходит обратный процесс – уменьшение длины волны излучения. Для светодиодов на основе InGaP коротковолновый сдвиг не превышает 2–2,5 нм и может быть связан с флуктуациями состава и заполнением уровней с более высоким значением энергии.

Исходя из полученных экспериментальных данных, можно сделать вывод, что спектры электролюминесценции светодиодов на основе квантовых ям из InGaP, могут быть удовлетворительно описаны при помощи известных моделей электролюминесценции $p\text{--}n$ -гомопереходов в области температур 100–300 К. При более низких температурах спектры оказываются несколько шире, что, как указывалось в работе [2], может быть связано с флуктуациями состава либо ширины ям.

Список литературы

1. Шуберт Ф. Светодиоды. – М. : Физматлит, 2008. – 496 с.
2. Chen N.C., Lien W.C., Yang Y.K. et al. // Spectral shape and broadening of emission from AlGaInP LEDs // Appl. Phys. Lett. – 2012. – Vol. 100. – P. 111–106.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛЮМИНОФОРОВ ДЛЯ СВЕТОДИОДНЫХ ИЗЛУЧАЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ЛЕНТОЧНОГО ТИПА

В.С. Каменкова¹, Ю.В. Ряполова¹, Д.Г. Старосек¹, А.А. Вилисов²

Научный руководитель: доцент, к. т. н. В.С. Солдаткин

¹Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: kamenkova_victoria@mail.ru

В работе изложены результаты исследований люминофоров для приготовления люминофорной композиции светодиодного излучающего элемента белого цвета свечения, предназначенного для применения в светодиодной лампе общего назначения в качестве основного источника света. Проведены исследования восьми типов люминофоров на основе алюмо-иттриевого и иттрий-гадолиниевого граната отечественного и зарубежного производства. В процессе исследований определены характерные размеры частиц, атомный элементный состав, изготовлены макетные образцы и определены колориметрические характеристики и световая отдача. По результатам исследований установлен люминофор, наиболее оптимальный по эффективности и цветовым характеристикам для применения в светодиодном излучающем элементе ленточного типа.

Ключевые слова: светодиодный излучающий элемент, люминофорная композиция, люминофор, цветовые координаты, световая отдача.

Введение

Новым направлением в полупроводниковой светотехнике являются светодиодные лампы, внешне не отличающиеся от ламп накаливания, но вместо нити накала используются светодиодные излучающие элементы ленточного типа (СИЭ) (filaments). В Российской Федерации на сегодня серийно их не производят. Основной производитель Китай. Но в рамках ФЦП ТУСУР совместно с ООО «Руслед» разработали эскизный проект и изготовили макеты СИЭ. Испытания макетов показали, что как и в светодиодах, одним из основных вопросов, является создание высокоэффективной люминофорной композиции.

Тенденцией улучшения эффективности СИЭ ленточного типа белого цвета свечения является поиск и применение в технологии изготовления СИЭ люминофоров для люминофорной композиции, обеспечивающих наибольшее значение световой отдачи и максимальную близость координат цветности к кривой Планка [1-4].

Целью данной работы является исследование характеристик образцов люминофоров. Из цели вытекают следующие задачи:

- определение элементного состава люминофора;
- определение характерного размера частиц люминофора;
- изготовление макетов СИЭ и проведение исследований колориметрических характеристик и световой отдачи СИЭ.

Методика исследования

Для исследования были восемь образцов порошкообразных люминофоров (образцы №1–4 – производство Тайвань, образец №5–7 – производство Россия).

Исследование химического состава и оценка размеров частиц образцов люминофоров проводились на электронном сканирующем микроскопе SEM ТМ-1000 с системой микроанализа Hitachi ТМ-1000. Для регистрации спектров излучения люминофоров был использован спектрофлуориметр СМ 2203. Колориметрический анализ люминофоров проводился на спектроколориметре ТКА-ВД.

Технология изготовления СИЭ и колориметрический анализ и исследования химического состава и структуры люминофоров

Макетные образцы СИЭ изготовлены с использованием излучающих чипов InGaN/GaN планарного типа на сапфировой подложке с длиной волны излучения $\lambda = 460$ нм. Контакты современных нитридных кристаллов формируются на основе ИТО композиций для увеличения выхода света из структуры [5].

Определение цветовых координат (колориметрический анализ) исследуемых образцов люминофоров производилось непосредственным освещением чувствительного элемента спектроколориметра излучением СИЭ. Напряжение питания на СИЭ $U = 70$ В, потребляемый СИЭ ток $I = 10$ мА [5].

Значения световой отдачи образцов люминофоров № 1–8, цветовая температура, элементный состав и размеры частиц образца люминофора приведены в таблице 1.

Композиция № 8 из красного и желтого люминофора имеет высокую световую отдачу, так как более крупнозернистые люминофоры имеют большую световую отдачу, в связи с этим, образец № 8 выбран для приготовления композиции, композиция получилась эффективнее всех вариантов на 20%, и именно она выбрана для изготовления экспериментальных образцов СИЭ на данном этапе.

Таблица 1. Световая отдача и цветовая температура СИЭ с люминофорами, элементный состав и размеры частиц люминофоров

Номер образца люминофора	Световая отдача η (лм/Вт)	Цветовая температура T_c , К	Элементный состав	Размеры частиц, мкм
№1	80±6	3800–4000	Y–10,4%; O–51,8%; Al–22,3%; C–11%; Ba–0,6%; F–4%.	от 9 до 20
№2	80±3	5200–5400	Pd–39,3%; Cr–49,1%; Cl–11,6%.	от 9 до 21
№3	83±4	4400–4600	C–62,4%; Al–15,1%; Y–4,3%; O–17%; I–1,1%.	от 9 до 13
№4	81±4	4200–4400	Y–10,8%; O–50,5%; Al–15,9%; C–22,8%.	от 4,5 до 14
№5	80±4	3800–4000	O–76,2%; Br–12,6%; Y–11,2%	от 0,5 до 26,7
№6	75±5	3700–4000	Y–18,3%; Br–14,6%; O–67,2%	от 5 до 23,5
№7 (красный)	35±5	–	C–74,3%; Sr–6,4%; Si–10,3%; Al–8,5%; Mg–0,5%	от 1,3 до 40,2
№8 (желтый + красный)	105±5	2500–3000		

Закключение

В рамках данной работы проведены экспериментальные исследования структуры, состава и колориметрических параметров образцов люминофоров № 1–8. Наиболее близка по цветовым координатам к теплomu цвету получилась композиция (образец № 8).

Список литературы

1. Социн Н.П. Новые люминофоры для эффективных приборов твердотельного освещения. Круглый стол производство светодиодов в россии – дорожная карта. Материалы доклада. Москва 2011. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://nprpss.ru/sobytiya/vystavki-i-konferencii/kruglyj-stol-proizvodstvo-svetodiody-v-rossii-dorozhnaya-karta.html>, свободный (дата обращения: 15.06.2015)
2. Narukawa Y., Ichikawa M., Sanga D. et al. White light emitting diodes with super-high luminous efficacy // Journal of Physics: Applied Physics. – 2010. – No. 43.
3. Социн Н.П. Светодиод + порошковый люминофор = новое качество света // Светодиоды и лазеры. – 2002. – № 1–2. – С. 60–63.
4. Izotov S., Sitdikov A., Soldatkin V. et al. Study of phosphors for white LEDs // Procedia Technology. – 2014. – № 18. – P. 14–18.
5. Социн Н.П., Гальчина Н.А., Коган Л.М. и др. Светодиоды «теплого» белого свечения на основе p-n-гетероструктур типа InGaN/AlGaIn/GaN, покрытых люминофорами из иттрий-гадолиниевых гранатов // ФТП. – 2009. – Т. 43, вып. 5. – С. 700–704.

ПРИМЕНЕНИЕ СВЕТОДИОДНЫХ СВЕТИЛЬНИКОВ ДЛЯ МУЗЕЙНОГО ОСВЕЩЕНИЯ

Р. Ж. Кожасева

Научный руководитель: к. т. н, доцент К. П. Толкачева
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: rimma9392@gmail.com

Томский художественный музей – один из важных культурных и исторических объектов города. Для привлечения посетителей необходимо не только создать интересные и, часто, уникальные выставки, но и представить все в "идеальном" свете. Свет играет активную роль в восприятии экспонатов, выявляя их форму, фактуру, цвет.

В настоящий момент освещение в выставочных залах художественного музея г.Томска – пятнистое, с большим количеством теней, созданных в результате акцентного освещения. Акцентные светильники чаще всего освещают только багет картины, или картину не полностью. Результаты обследования помещений показали, что существующее осветительное оборудование чаще всего не может обеспечивать требуемых условий освещения. В залах, в которых акцентного освещения нет, освещенность составляет менее 150 лк. С применением акцентного освещения освещенность варьируется ± 250 лк. Цветовая температура используемых источников света не передает всю гамму красок экспонатов. Еще один не маловажный фактор – при реконструкции освещения необходимо грамотно учитывать нагрузку, т.е. марки и сечение проводов и кабелей должны соответствовать ПУЭ, чтобы предлагаемая система освещения не привела к замыканию и возгоранию.

В данной статье приводятся сравнения яркости освещения объектов с использованием разных источников света (ИС). Каждый тип экспоната имеет свой уровень освещенности: газетная бумага, ткани, акварели имеют максимальный уровень освещенности в 50 лк; масляная живопись – 150 лк; драгоценные камни и металлы – 500 лк [1].

Ряд появившихся в последнее время публикаций посвящены модернизации освещения музеев с использованием многоканальных прожекторов со светодиодами (СД), с одинаковым спектром излучения. Применение современных трековых систем, позволяющие размещать на них светильники всех типов; гибкая топография дает возможность выстраивать системы любой сложности. Попутно решается еще одна проблема, связанная с возможными изменениями экспозиции.

В данной статье подробно не останавливаемся на вопросе сохранности произведений искусства, которому посвящено много публикаций (например, [2, 3]), показывающих, что следует избегать УФ и ИК излучений и что уровень освещения должен быть наименьшим. Как пример, под влиянием УФ происходит деградация полимеров, тканей, бумаги и картин. В зависимости от длины волны и энергий фотонов различают следующие диапазоны УФ излучения: УФ-А (400–315 нм), УФ-В (315–280 нм) и УФ-С (280–100 нм) [2].

В программе Dialux EVO были произведены расчеты для различных ИС со схожими параметрами: цветовая температура, угол пучка, световой поток, мощность. На рисунках 1–4 приведены сцены освещения различных ИС на экспонаты разных цветов. По рисункам можно визуально отметить разницу в освещении. На рисунках 1–3 использованы LED ИС разных фирм, на рисунке 4 используется МГЛ.

На рисунке 5 показана кривая зависимости яркости по цвету что позволяет визуально наблюдать разницу яркости ИС. По рисунку 5 видно, что LED1 и LED2 имеют почти одинаковую яркость, LED3 имеет самую лучшую яркость, самые низкий показатели яркости являются у МГЛ ИС.

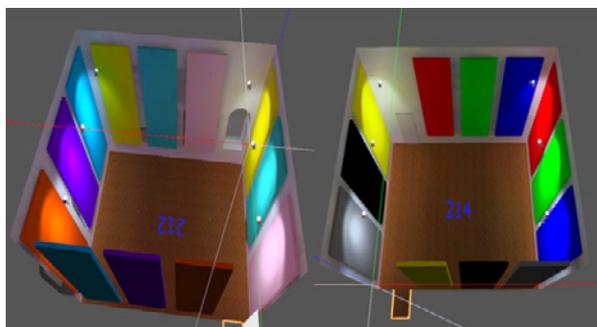


Рис. 1. Смоделированный в программе «DIALux» изображение яркости освещения при помощи LED1 ИС

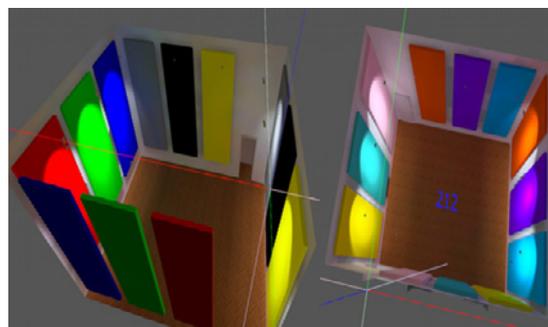


Рис. 2. Смоделированный в программе «DIALux» изображение яркости освещения при помощи LED2 ИС

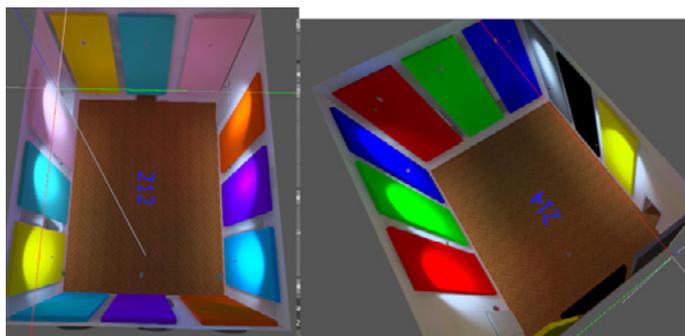


Рис. 3. Смоделированный в программе «DIALux» изображение яркости освещения при помощи LED3 ИС

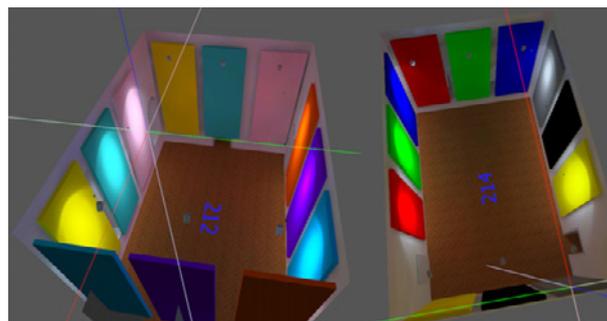


Рис. 4. Смоделированный в программе «DIALux» изображение яркости освещения при помощи МГЛ ИС

Таблица 1. Результаты проведенных при помощи «DIALux» расчетов яркости на картины разными источниками света, кд/м²

№	Цвет	L _{ср} для LED1 ИС ¹	L _{ср} для LED2 ИС ²	L _{ср} для LED3 ИС ³	L _{ср} для МГЛ ИС
1	Красный	7,84	7,87	9,78	5,9
2	Зеленый	27,1	28	33,5	20
3	Синий	2,58	2,63	3,31	1,94
4	Голубой	17,4	17,3	21,7	12,8
5	Оранжевый	10,3	9,91	13,1	7,91
6	Желтый	37,1	36,5	42,4	25,6
7	Фиолетовый	4,72	4,85	5,82	3,49
8	Серый	8,7	8,79	10,7	6,25
9	Черный	0	0	0	0
10	Бирюзовый	20,8	21,3	24,8	14,8
11	Розовый	27,1	25,5	32	19,2
12	Бледно желтый	32	31,8	38,6	22,7

¹ LED ИС фирмы Bright; ² LED ИС фирмы Xal; ³ LED ИС фирмы Zumtobel МГЛ ИС фирмы Artemide.

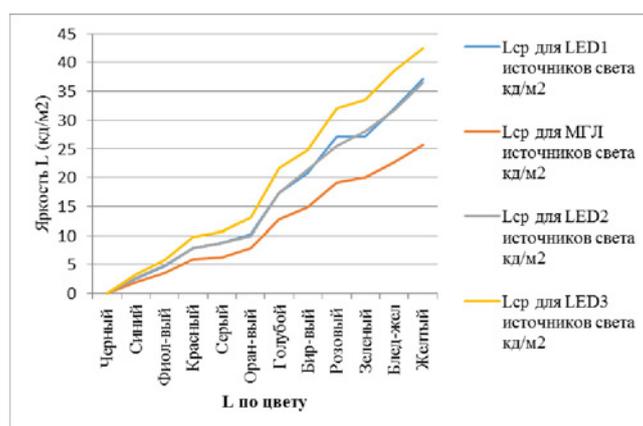


Рис. 5. Распределение яркости по цветам

Заключение

Освещение музейных комплексов это тоже искусство. В оптимизации освещения для получения наилучшего восприятия цвета, то есть обеспечения наименьших цветовых различий между цветами возможно применение как и СП с МГЛ, так и с LED.

Список литературы

1. СП52.13330.2011 "Естественное и искусственное освещение".
2. Бхаттачарджи А., Мазумдар С. Сравнение светодиодных и «традиционных» источников света по применимости к музейному освещению // Светотехника. – 2016. – № 2. – С. 29–32.
3. Шанда Я. Что такое точность воспроизведения цвета в музейном освещении? // Светотехника. – 2014. – № 5. – С. 23–27.

СПОСОБЫ ОРГАНИЗАЦИИ ИСКУССТВЕННОГО ОСВЕЩЕНИЯ ГОРОДСКИХ ОБЪЕКТОВ

П.О. Козлова, Р.С. Алилова

Научный руководитель: доцент, к. т. н. К.П. Толкачева
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: polina_18.94@mail.ru

Наружное освещение (НО) относится к числу важнейших компонентов функциональной организации среды обитания человека. Система НО включает такие основные направления: освещение транспортных магистралей; освещение жилых районов и пешеходных зон; прожекторное освещение; архитектурное освещение. В таблице 1 приведены задачи и освещения и применяемые виды осветительных установок (УО).

Таблица 1. Основные установки наружного освещения

УО с прожекторами	УО со светильниками	Другие УО
<ul style="list-style-type: none"> – наружного архитектурного (фасадного) освещения прожекторами заливающего света, укрепленными на земле, опорах функционального УО, крышах других зданий и т.п.; – охранного освещения зданий, территорий, например, долго- временных стоянок транспорта и т.п.; – спортивных сооружений (стадионы, трамплины), заводских территорий, промышленных зон, площадок перед предприятиями, дебаркадеров и т.п.; – объектов строительства, открытых складских территорий, мест разработки ископаемых в карьерах, аэро-, речных и морских портов; – памятников, монументов и инженерных сооружений прожекторами, относительно далеко расположенными и создающими необходимые световые акценты. 	<ul style="list-style-type: none"> – функционального освещения улиц, площадей, транспортных развязок и т.п., где осуществляется движение автотранспорта; – садов, парков, эспланад и т.п., где основным является освещение пешеходных дорог, аллей и пространств; – для подсветки фасадов зданий СП, укрепленными непосредственно на стенах зданий и создающими локальные освещенные зоны; – жилых зон, детских площадок, проходов между зданиями и т.п. – памятников расположенными вблизи них СП, и создающими общее освещение памятников, их периферии и окружения. 	<ul style="list-style-type: none"> – освещенные рекламные щиты на путях движения автотранспорта и пешеходов; – освещенные информационные или рекламные установки на фасадах и крышах зданий, у входов на объекты торговли, развлечений; – декоративные гирлянды с маломощными ЛН, светодиодами и т.п. для рекламного оформления зданий, украшения елок, – световых «занавесей» над путями движения автотранспорта и пешеходов; – иллюминационные установки мостов, телебашен, гирляндами, очерчивающими контуры или подчеркивающими особенности освещаемых объектов.

Таблица 2. Специальные аспекты при проектировании архитектурного освещения

Деление на крупные «строительные блоки»	Зеркальное отражение (ЗО) в стекле, воде и т.п.	Положение светового прибора
<p>Определить (компьютерным или макетным моделированием) предпочтительные яркостные и/или цветовые контрасты на поверхностях, составляющих сооружение. Рекомендации хорошего освещения:</p> <ul style="list-style-type: none"> – нижней части здания (чтобы избежать эффекта «парения в воздухе»); – выступающих элементов – балконов, колонн, поддерживающих конструкций (чтобы их тени не исказили впечатление); – крыши интересных в архитектурном отношении культовых зданий, дворцов т.д. (иначе красота ночью не воспринимается). 	<ul style="list-style-type: none"> – Общее впечатление от освещаемого архитектурного объекта обеспечивает диффузное отражение. Облицовочные материалы стен и других поверхностей с большим заливающим светом могут создать слепящее действие. Не- обходимы специальные меры, чтобы ЗО находилось вне основных направлений наблюдения. – Можно с успехом использовать декоративный эффект ЗО ярко освещенных частей здания от поверхности воды в озере и т.п. как в черном зеркале. Поверхность воды должна быть чистой (иначе заливающего освещения сооружения деформируется на скоплении плавающих листьев) 	<p>Является сложной проблемой при малых расстояниях наблюдения и освещении исторических объектов. Возможно:</p> <ul style="list-style-type: none"> – размещение в полостях, нишах за ограждениями балконов, в закомарах, под навесом и т.п. скрыто от прямого наблюдения (компромиссы влияют на качество освещения); – установка не бросающихся в глаза СП на архитектурных элементах здания (стенах, карнизах и т.п.) или на от- дельно расположенных инженерных сооружениях, конструкциях. В особо сложных случаях лучше воздержаться от использования освещения, если оно может испортить общую картину (вызвать фотонегативной эффект и т.п.); возможно, удачное решение будет найдено позднее.

В течение светового дня визуальная структура зданий и других объектов определяется прямым солнечным светом и диффузным (рассеянным) – небосвода. В ночных условиях (средняя) яркость фасадов от функционального освещения транспортных магистралей, окон жилых зданий и СП пешеходных зон и т.п. ниже дневных значений на ~ 4–5 порядков, в условиях наружного АО – на 3–4 порядка. Кроме того, распределение яркости по освещенному объекту обычно неравномерное (и, как правило, резко отличается от распределения в дневных условиях). При использовании только прожекторов заливающего света (далее ПЗС) здание часто

«выглядит громадным статичным холодно-белым айсбергом с нейтрально-плоским силуэтом, объемные формы и пластика фасадов почти не читаются, поскольку интенсивность и цветность заливающего света на разных фасадах практически одинаковы и зрительно не изменяются снизу вверх, а направление световых потоков не способствует образованию теней, необходимых для светомоделирования пластических форм» [1].

При проектировании архитектурного освещения необходимо учитывать ряд аспектов приведенных в таблице 2.



Рис. 1. Моделирование осветительных установок наружного освещения с применением цветного света:
(цветное освещение ТРЦ «Изумрудный город»)

Анализ представленной информации показывает, что при принятии решений по наружному освещению мало учитывать только архитектурные и экономические соображения, а необходимо принимать во внимание и разнообразные светотехнические приемы. На рисунке 1 представлены фотографии цветного освещения и реализация медиа-фасада.

Список литературы

1. Щепетков Н.И. Световой дизайн города. – М. : Архитектура-С, 2006. – 320 с.

К РАСЧЕТУ ТОЛЩИНЫ ПЛЕНКИ ЛЮМИНОФРОНОГО КОМПОЗИТА ДЛЯ СВЕТОДИОДА

Синьлей Ли, В.А. Ваганов

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.М. Лисицын
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail:lixinlei@mail.ru

Наибольшее распространение для целей освещения получили светодиоды (СД) на основе излучающих в УФ или «синей» (420–500 нм) области спектра с преобразованием этого излучения в видимое люминофором. Спектр излучения таких СД формируется из частично прошедшего света от чипа и люминесценции [1]. Люминофор в СД подвержен большим тепловым нагрузкам. Люминофор нагревается самим чипом, не менее 25% излучения чипа при преобразовании в видимое остается в люминофоре, расходуется на нагрев [2]. Нагрев люминофора приводит к спаду эффективности люминесценции. Поэтому необходимо найти пути снижения нагрева люминофора в СД. Частично проблема решается путем использования удаленного люминофора: люминофор в составе композита в виде пленки располагается так, чтобы исключить прямой контакт с чипом. Но нагрев за счет части энергии при преобразовании спектра излучения исключить невозможно. Очевидно, от толщины пленки с люминофором будет зависеть выход преобразования излучения чипа в люминесценцию, цветность излучения СД. Поэтому представляется важным решение проблемы определения оптимальной толщины пленки. Отметим, что решение проблемы усложняется тем, что не может быть общих способов решения проблемы. Оптимальная толщина пленки к проектируемому СД должна выбираться для каждой комбинации чип-люминофор и требований к СД. В настоящей работе проведен анализ зависимости толщины пленки из композита на основе люминофора для обеспечения максимальной эффективности СД с выполнением требований к цветопередаче.

Эффективность СД с пленкой из композита на основе люминофора определяется соотношением

$$\eta_c = \frac{\Phi_c}{P_c} = \frac{\int_{400}^{760} \varphi_{\lambda_c} \cdot \nu_{\lambda} \cdot d\lambda}{\int_{400}^{500} \varphi_{\lambda_c} \cdot d\lambda} \quad (1)$$

где Φ_c , P_c – световой поток СД и поток излучения чипа; φ_{λ_c} и φ_{λ_c} – спектральные плотности излучений СД и чипа. Отметим, что в (1) не учитываются возможные потери на чипе. СД должен обеспечивать заданную цветность излучения. Нужная цветность излучения в первом приближении определяется для конкретной комбинации чип-люминофор в СД с чипом «синего» излучения определяется соотношением

$$S = \frac{\Phi_{\lambda_l}}{\Phi_c} = \frac{\int_{500}^{760} \varphi_{\lambda} \nu_{\lambda} d\lambda}{\int_{400}^{500} \varphi_{\lambda} \nu_{\lambda} d\lambda} \quad (2)$$

где Φ_c – световой поток чипа.

Для анализа примем, что весь поток «синего» излучения чипа перекрывается полностью микрокристаллами люминофора распределенными в полимерной пленке. В этом случае «синяя» доля излучения чипа проходит через пленку из-за того, что люминофор частично прозрачен в спектральной области излучения чипа. Предположим, что в области излучения чипа люминофор имеет конечное пропускание τ_{λ_l} . В этом случае световой поток излучения СД определяется суммой потоков прошедшего через пленку с люминофором излучения чипа и люминесценции, возбуждаемой поглощенным потоком излучения чипа.

Пусть эффективность преобразования излучения чипа люминофором (энергетический выход люминесценции) будет η_l . Тогда спектральная плотность люминесценции при длине волны λ будет равна

$$\varphi_{\lambda_l} = \eta_{\lambda_l} \cdot \int_{400}^{500} (1 - \tau_{\lambda_l}) \cdot \varphi_{\lambda_c} d\lambda \quad (3)$$

Тогда выражения (1) и (2) примут вид:

$$\eta_{c2} = \frac{\int_{500}^{760} \tau_{\lambda_l} \cdot \varphi_{\lambda_c} \cdot \nu_{\lambda} \cdot d\lambda + \int_{400}^{760} \nu_{\lambda} \cdot \eta_{\lambda_l} \cdot ((\int_{400}^{760} (1 - \tau_{\lambda_l}) \varphi_{\lambda_c} \cdot d\lambda) d\lambda)}{\int_{400}^{500} \varphi_{\lambda_c} \cdot d\lambda} \quad (4)$$

$$S_2 = \frac{\int_{500}^{760} V_\lambda \cdot \eta_{\lambda_l} \left(\int_{400}^{500} (1 - \tau_{\lambda_l}) \varphi_{\lambda_c} \cdot d_\lambda \right) d\lambda}{\int_{400}^{500} \tau_{\lambda_l} \varphi_{\lambda_c} V_\lambda d\lambda} \quad (5)$$

Коэффициент пропускания в (4) и (5) связан с показателем поглощения выражением $\tau_{\lambda_l} = e^{-\kappa_{\lambda_l} \cdot d_l}$ (6) где κ_{λ_l} – показатель поглощения люминофора, d_l – приведенная толщина люминофора, равная толщине слоя, объем которого равен объему всех частиц люминофора. Можно показать, что приведенная толщина люминофора и толщина пленки с композитом d_k связаны соотношением $d_k \geq C d_l$ (7), где C – коэффициент, зависящий от многих технологических факторов. Обычно он имеет величину около 5–7.

Из приведенного анализа можно сделать следующее заключение. Для расчета толщины пленки композита на основе люминофора для СД нужно прежде всего вычислить по формулам (4–6) приведенную величину толщины люминофора. После этого можно рассчитать толщину пленки композита люминофора.

Список литературы

1. Социн Н.П., Гальчина Н.А., Коган Л.М. и др. Светодиоды "теплого" белого свечения на основе p-n-гетероструктур типа InGaN/AlGaIn/GaN, покрытых люминофорами из иттрий-гадолиниевых гранатов // ФТП. – 2009. – Т. 43, вып. 5. – С.700–705.
2. Lisitsyn V.M., Stepanov S.A., Yangyang J. et al. White LEDs with limit luminous efficacy // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1698. – P. 06–08.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕГРАДАЦИИ КОМПОЗИТНЫХ ЛЮМИНОФОРОВ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

В.В. Нгуен

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Е.Ф. Полисадова
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: nguenvutpu@gmail.com

В настоящее время ведутся работы, направленные на разработку светодиодов с более высоким световым выходом, и разработку технологии производства светодиодов в России. Для этого важно исследовать эксплуатационные характеристики люминофоров, применяемых в светодиодах, так как характеристики люминофоров во многом определяют характеристики светодиодов.

Целью работы является исследование влияния облучения и температуры на спектрально-кинетические характеристики люминесценции композитных люминофоров.

Объектом исследования является композитный люминофор на основе итрий-алюминиевого граната, активированного церием, изготовленный в Научно-исследовательском институте полупроводниковых исследований (г. Томск). В качестве полимерной основы для введения частиц люминофора был использован силикон. Силикон обладает высокой степенью прозрачности в видимой области спектра, является инертным материалом по отношению к люминофору, довольно легко формируется (обладает необходимой вязкостью), устойчив к температурам в области рабочих температур светодиодов.

Методы исследований: импульсная катодо-люминесцентная спектрометрия с наносекундным временным разрешением, регистрации спектров импульсной катодолуминесценции на базе оптоволоконного спектрометра AvaSpec.

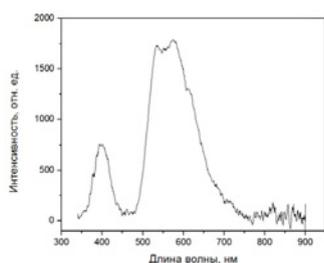


Рис. 1. Интегральный спектр свечения ИКЛ, зарегистрированный оптоволоконным спектром AvaSpec-2048

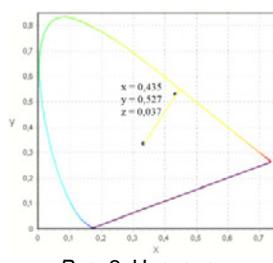


Рис. 2. Цветовая характеристика свечения композитного люминофора на диаграмме цветности

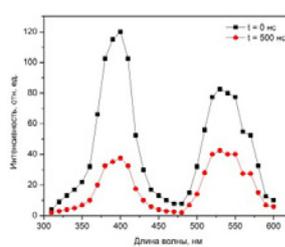


Рис. 3. Спектр импульсной катодолуминесценции люминофора в момент воздействия электронного пучка ($t = 0$ нс) и после времени $t = 500$ нс

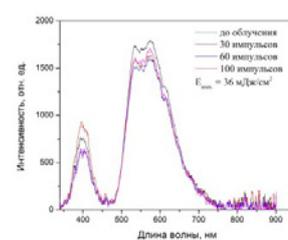


Рис. 4. Интегральный спектр свечения импульсной катодолуминесценции до и после многократного облучения электронным пучком

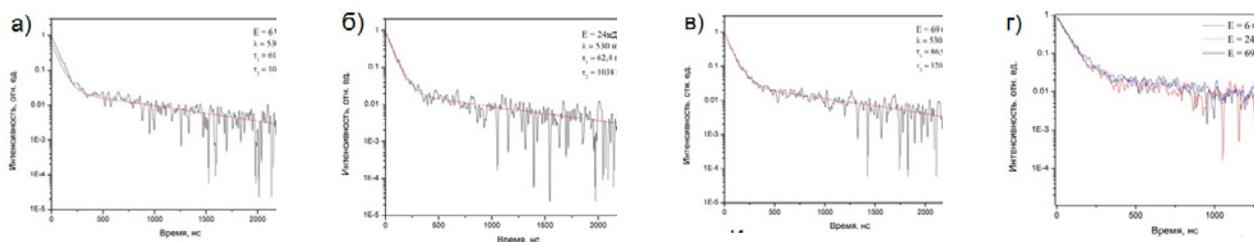


Рис. 5. Кинетика затухания свечения композитного люминофора в полосе 530 нм при возбуждении электронным пучком разной плотностью возбуждения (а, б, в), сравнение кинетики люминесценции при разных плотностях возбуждения (г)

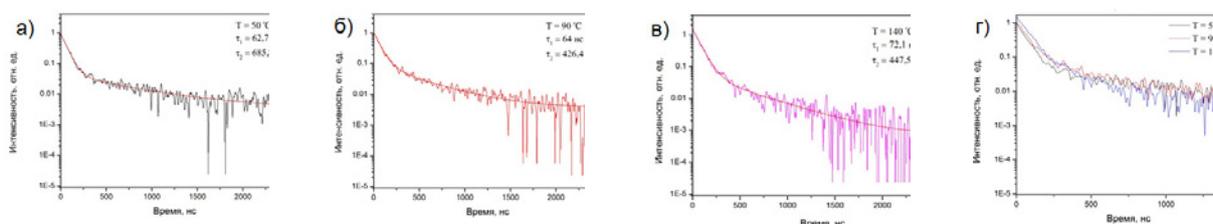


Рис. 6. Кинетика затухания свечения композитного люминофора в полосе 530 нм при возбуждении электронным пучком при различных температурах

Исследованы спектрально-кинетические и цветовые характеристики люминофенции композитного люминофора на основе силикона с внедренными кристаллами иттрий-алюминиевого граната при воздействии сильнооточного электронного пучка.

1. Установлено, что в спектре ИКЛ композитного люминофора на основе ИАГ регистрируется две полосы свечения с максимумами на 390 и 530 нм с различными временами затухания. «Синяя» полоса затухает с постоянной времени ~ 20 нс, «желтая» ~ 600 нс.

2. Показано, что при изменении плотности энергии возбуждения от 6 до 69 мДж/см² кинетика люминесценции в полосе на 390 нм почти не изменяется, кинетика люминесценции в полосе на 530 нм изменяется в пределах 61,8–86,9 нс в коротко-временной стадии, а в длинно-временной стадии 1038 – 1208 нс.

3. Установлено, что интенсивное воздействие потоком ускоренных электронов на композитный люминофор не приводит к изменению его излучательных характеристик.

4. Показано что при изменении рабочей температуры от комнатной до 150 °С интенсивность свечения меняется не значительно, кинетика люминесценции укорачивается в полосе 530 нм от 685,8 до 426,4 нс.

Таким образом, можно отметить, что исследованный композитный люминофор отвечает основным требованиям для его использования в светодиодах, обладает устойчивостью к деградации при облучении электронами, температурной устойчивостью.

Список литературы

1. Казгикин О.Н., Марковский Л.Я., Миронов И.А. и др. Неорганические люминофоры. – М. : Химия, 1975. – 192 с.
2. Шуберт Ф. Светодиоды / пер. с англ. ; под ред. А.Э. Юновича. – 2-е изд. – М. : Физматлит, 2008. – 496 с.
3. Кюри Д. Люминесценция кристаллов. – М. : ИЛ, 1961. – 199 с.
4. Reeh U., Stath N., Hohn K. et al. Light-radiating semiconductor component with luminescence conversion element. – US Patent 6,576,930 B2 (2003).

ФОРМИРОВАНИЕ ИМПУЛЬСНОЙ КАТОДОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВ ГРУППЫ A_2B_6

Т.Д. Некрасова

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.Ф. Штанько
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: tdn1@tpu.ru

Представлены методики для контроля оптических потерь в монокристаллах A_2B_6 , возбуждаемых импульсным электронным пучком. В основе методик контроля лежит совместное использование феноменологической модели формирования спектральной интенсивности излучения и экспериментального измерения спектров импульсной катодолюминесценции. Регистрация спектров проводилась при комнатной температуре методом импульсной спектроскопии.

Полупроводниковые соединения A_2B_6 широко используются в производстве полупроводниковых приборов с электронным возбуждением, электрооптических проборов, модулей солнечных элементов, детекторов ионизирующих излучений. Интерес к исследованию их излучательных свойств возрос в связи разработкой полупроводниковых лазеров с квантово-размерными структурами [1]. Одним из важнейших факторов, определяющих внешний энергетический выход люминесценции кристаллов A_2B_6 , возбуждаемой высокоэнергетическими квантами электромагнитного излучения или ускоренными частицами, является наведенное оптическое поглощение в области края фундаментального поглощения [2]. Наличие структурных дефектов определяет форму края фундаментального оптического поглощения [3]. Однако, до настоящего времени природа и спектральное распределение наведенного оптического поглощения, что составляет предмет настоящей работы, изучены явно недостаточно.

Методика

Для анализа влияния пассивного поглощения и геометрии возбуждения и регистрации импульсной катодолюминесценции (ИКЛ) использована феноменологическая модель формирования спектральной интенсивности излучения $I_L(\lambda)$ в зависимости от линейных размеров возбуждаемой области (l) кристалла [2]. В модели свойства кристалла описывались спектральным коэффициентом поглощения $\alpha(h\nu)$ и коэффициентом оптического усиления $\gamma_0(h\nu)$. Из представленных на рисунке 1 результатов расчета следует, что при низких значениях коэффициента усиления зависимость I_L от l имеет вид кривой с насыщением.

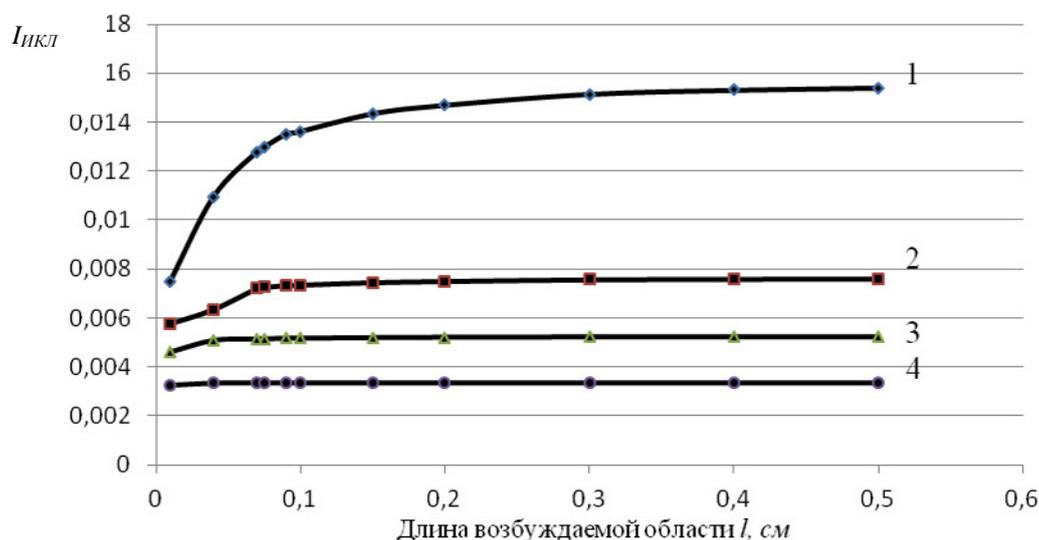


Рис. 1. Зависимости интенсивности ИКЛ при $\gamma_0(h\nu) = 50 \text{ см}^{-1}$ от l и величины показателя поглощения $\alpha(h\nu)$ ($см^{-1}$): 1 – 100; 2 – 150; 3 – 200; 4 – 300. При определенном $l_{нас}$, которое тем меньше, чем больше α

При увеличении коэффициента усиления величина $l_{нас}$ существенно возрастает при равных значениях показателя поглощения (см. кривая 2 на рис. 2).

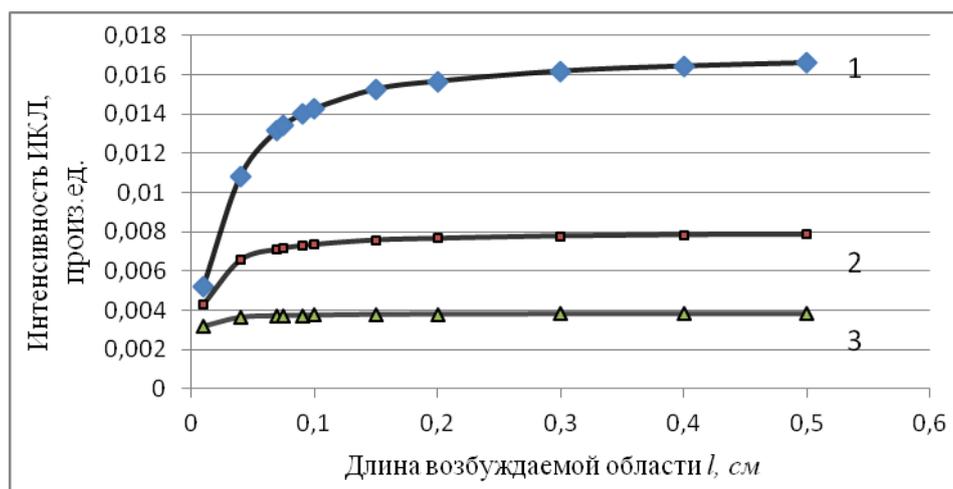


Рис.2. Зависимости интенсивности ИКЛ при $\gamma_0(h\nu) = 100 \text{ см}^{-1}$ от длины l и показателя поглощения $\alpha(h\nu)$ (см^{-1}): 1 – 150; 2 – 200; 3 – 300

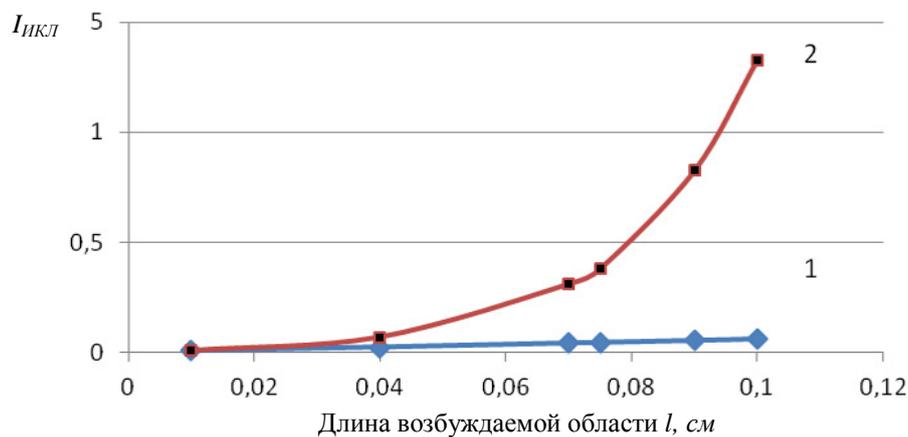


Рис. 3. Зависимости интенсивности ИКЛ от линейных размеров области возбуждения при показателе поглощения $\alpha(h\nu) = 100 \text{ см}^{-1}$ и $\gamma_0(h\nu)$ (см^{-1}): 1 – 100; 2 – 150

Список литературы

1. Зверев М.М. и др. Низкопороговые полупроводниковые лазеры зеленого диапазона с накачкой электронным пучком на основе квантоворазмерных гетероструктур // Квантовая электроника. – 2004. – Т. 34, № 10. – С. 909–911.
2. Штанько В.Ф., Олешко В.И., Намм А.В., Толмачев В.М., Терещенко Е.А. Импульсная катодолюминесценция CdS и CdS_{1-x}Se_x, выращенных кристаллизацией из газовой фазы // ЖПС. – 1991. – Т. 55, № 5. – С. 788–793.
3. Холстед Р.Е. Излучательная рекомбинация в области края полосы поглощения // Физика и химия соединений A₂B₆ / под ред. М. Авен, Ж.С. Пренер. – М.: Наука, 1970. – С. 296–333.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДИКИ ЭЛЕКТРОННОЙ СПЕКЛ-ФОТОГРАФИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ДАННЫХ О КИНЕТИКЕ ДВИЖЕНИЯ ОБЛАСТЕЙ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Д1

К.В. Павличев

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: pavlichev@tpu.ru

Принцип методики следующий – объект освещается рассеянным пучком когерентного лазерного излучения, в следствии чего, на объекте образуется спекл-поле. Во время деформации спеклы меняют своё местоположение, в связи с изменениями поверхности объекта, эти изменения регистрирует видеокамера. Отличия имеющиеся в соседних кадрах отображают изменения, которые произошли на поверхности [1, 2].

Используемый в исследованиях оптико-телевизионный комплекс состоит из аппаратной части и программ обработки (рис. 1). Первая позиция на рисунке контролер через который осуществляется управление узлами системы; 2 – узел изменяющий параметры оптического тракта; 3 – лазер подсвечивающий объект; 4 – видеокамера для регистрации спекл-поля; 5 – компьютер для сохранения и обработки получаемой информации. Скорость съёмки до 5 кадров в секунду с разрешением 1280x1024. Возможна работа со стандартными объектами от 10 до 100 мм длинной. Габаритные размеры: 670x180x170 [3].

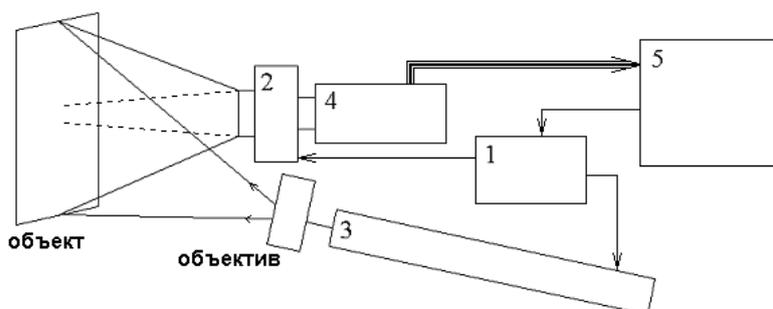


Рис. 1. Схема работы прибора

Простейшая программа для обработки спекл-изображений основывается на по пиксельном вычитании яркостей из первого кадра вычитается второй, из второго вычитается третий, из третьего – четвёртый, и так далее. В результате получаем изменения положения спеклов (рис. 2).

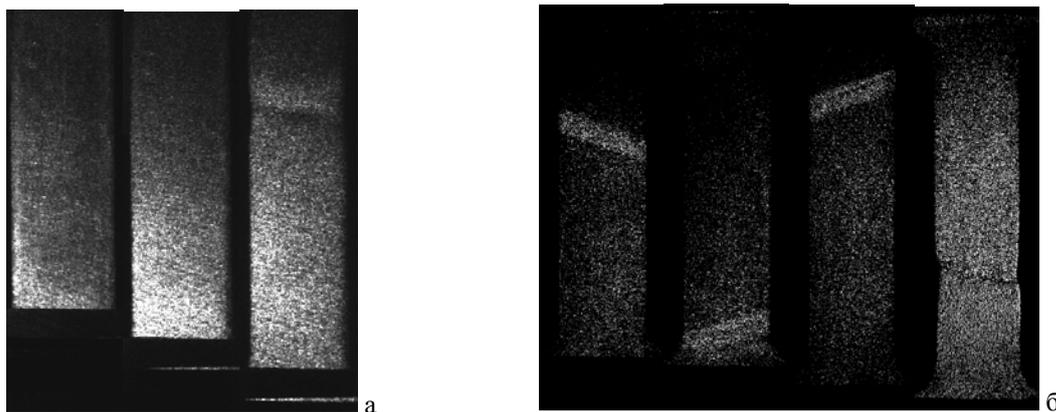


Рис. 2. Положение спеклов: а) до обработки; б) после обработки

Для исследования использовались стандартные образцы – размер рабочей области 10×50 мм, образец устанавливался в захватах машины Instron-1185. В результате исследований на сплаве Д1 (дюралюминий) зарегистрировано перемещение областей локализованной деформации, области перемещаются по длине всего образца в течении всей деформации. Обнаруженные области локализованной деформации визуальны сходны с полосой Чернова–Людерса регистрируемой на низкоуглеродистой стали, угол наклона около 60° [4], однако скорость перемещения полос много больше. На рис. 3 приведен график кинетики, скорость деформации 2 мм в минуту.

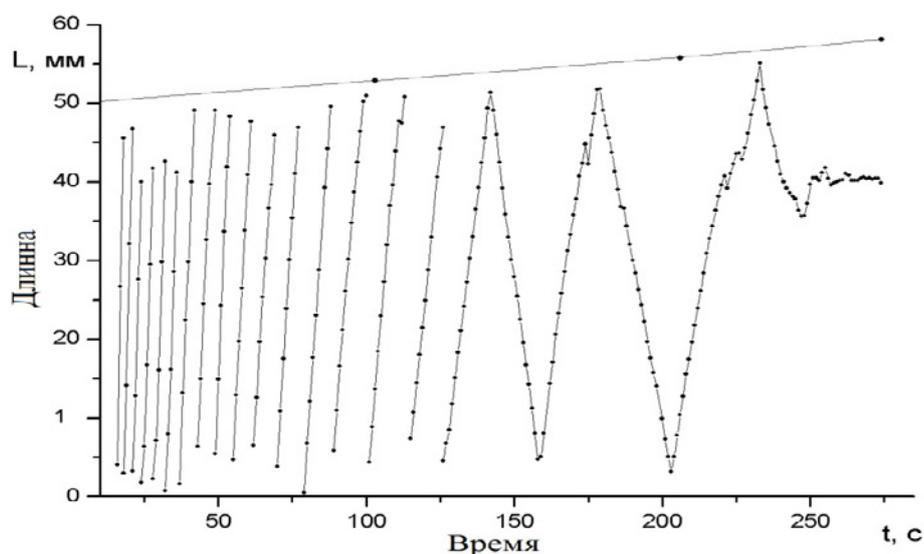


Рис. 3. Перемещение областей локализованной деформации, образец из сплава Д1

На рисунке 3 сверху проведена прямая, которая показывает удлинение образца, неподвижный захвата снизу. Области локализованной деформации перемещаются по длине образца равномерно, скорость (наклон кривой – $v = \Delta X / \Delta t$) убывает с ростом общей деформации. Движение области локализованной деформации прекращается к моменту образования шейки, разрыв образца происходит в месте остановки области локализованной деформации.

Для выявления влияния скорости растяжения на кинетику областей локализованной деформации исследования проводилось на скоростях растяжения, начиная от 0,5 мм в минуту до 20 мм в минуту при 8% общей деформации (рис. 4).

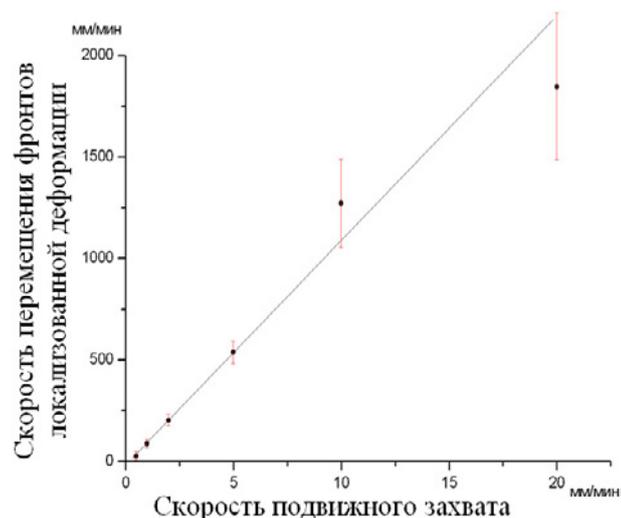


Рис. 4. Зависимость скорости перемещения областей локализованной деформации от скорости подвижного захвата

В результате полученная на рисунке 4 зависимость показывает, что изменение скорости деформации не влияет на физику процесса, в интервале скоростей от 0,5 до 20 мм/мин. Из зависимости рис. 4 видно, что скорость перемещения областей локализованной деформации больше скорости общей деформации на два порядка. Следовательно, цифровая спекл-фотография позволяет зарегистрировать те процессы, которые протекают на скоростях, не охватываемых классической спекл-фотографией, и даёт возможность описать их кинетику.

Список литературы

1. Вест Ч. Голографическая интерферометрия / пер. с англ. – М. : Мир, 1982. – 504 с.
2. Digital Speckle Pattern Interferometry and Related Techniques / P.K. Rastogi (ed.). – New York : J. Wiley and Sons, 2001. – 368 p.
3. Патент на полезную модель РФ № 78565. Оптико-телевизионное устройство отображения зон локализации деформации поверхности / К.В. Павличев. – Оpubл. БИПМ 27.11.2008.
4. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Мних Н.М. Спекл-интерферометрический метод регистрации полей смещений при деформации // Заводская лаборатория. – 1990. – № 2. – С. 90–93.

ВЫНУЖДЕННОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ НА D-ЛИНИЯХ НАТРИЯ ПРИ ШИРОКОПОЛОСНОЙ ОПТИЧЕСКОЙ НАКАЧКЕ

Т.Д. Петухов, С.Н. Торгаев, Г.С. Евтушенко, Е.Н. Тельминов

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Г.С. Евтушенко
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: smileedition@gmail.com

В связи с развитием лазеров на парах щелочных металлов с диодной накачкой интересно рассмотреть возможность применения такого типа лазеров в усилителях яркости изображения [1–5].

В данной работе рассматривается механизм получения генерации в ячейке с парами натрия при продольной накачке лазером на красителе, при длине волны меньшей, чем переход из основного состояния в уровень D_2 , что моделирует накачку лазерными диодами. Приводится расчет уширения линии излучения.

Схема эксперимента

Упрощенная схема переходов в спектре натрия и схема эксперимента представлены на рисунках 1 и 2, соответственно. В работе использована ячейка с парами натрия, с длиной подогреваемой зоны 10,5 см и диаметром 2,6 см. Температура внешней стенки ячейки составляла 200–250 °С, давление буферного газа – гелия при рабочей температуре достигает 500 Торр (исходное давление 300 Торр).

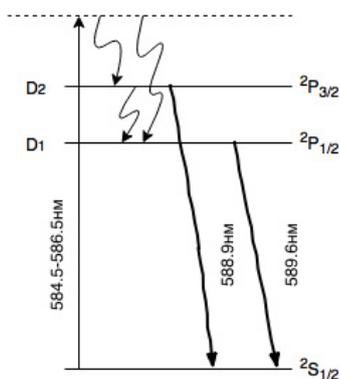


Рис. 1. Схема рабочих переходов натрия

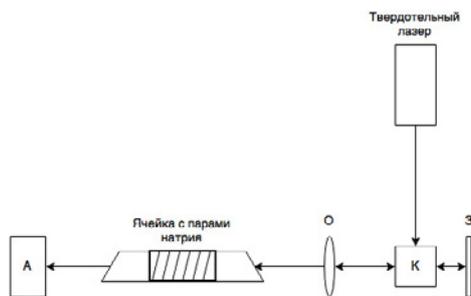


Рис. 2. Схема эксперимента

Результаты эксперимента

Вынужденное излучение на линиях натрия регистрировалось на краю прошедшего излучения накачки. При движении приемника от центра к краю излучения наблюдалось уменьшение интенсивности излучения накачки, и увеличение интенсивности вынужденного излучения (рис. 3).

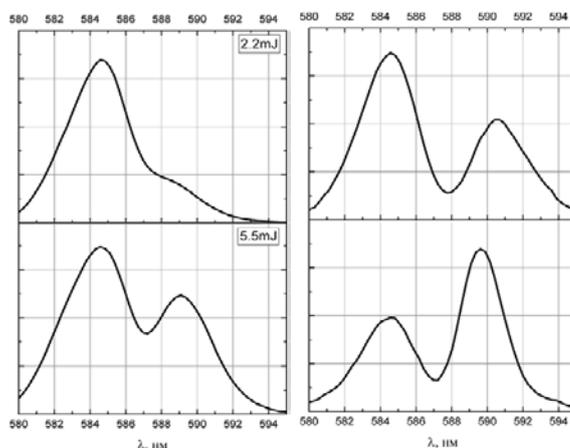


Рис. 3.

При фокусировке излучения накачки, вынужденное излучение наблюдалось при площади пятна 20,4 мм² и энергии излучения 3,3 мДж, что соответствует плотности мощности 1,6 МВт/см².

Без фокусировки излучения накачки, вынужденное излучение наблюдалось при энергии накачки 12 мДж и площади пятна 94,2 мм², что соответствует плотности мощности 1,3 МВт/см².

Из рисунка 3 отчетливо видно, что мы имеем дело с вынужденным излучением на обеих линиях натрия D₁ и D₂. Ширина линии регистрируемого излучения не больше ширины линии накачки и составляет порядка 2–3 нм по полувысоте, с максимумами, соответствующим линиям D₁ и D₂. Точность определения максимумов и полуширин линий ограничена разрешающей способностью спектрометра. Мы попытались оценить предельную минимальную полуширину излучения расчетным путем.

Расчет полуширины линии излучения

Ниже приведен расчет полуширины линии излучения D₁ (589,6 нм). При расчете ширины линии излучения необходимо учесть, что среда находится под достаточно высоким давлением, а, следовательно, необходимо учитывать не только Доплеровское (тепловое) уширение линии, но и столкновительное. Получение результирующего уширения линии излучения возможно при использовании функции свертки (функцию Фойгта) [6]:

$$S(\lambda) = \frac{\Delta v_L}{\Delta v_D \cdot \pi^{\frac{3}{2}}} \cdot \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{e^{-z^2}}{\left(\left(\frac{\Delta v_L}{\Delta v_D} \cdot \sqrt{\ln(2)} \right)^2 + \left(\frac{c}{\lambda} - v_0 \right) \cdot 2 \cdot \sqrt{\ln(2)} - z \right)^2} dz$$

Результаты расчета контура линии D₁ приведены на рисунке 4. Результирующее значение уширения линии излучения по полувысоте составляет $\Delta\lambda = 2,9 \cdot 10^{-12}$ м. Расчеты показывают, что для используемых условий (температуры ячейки, давления буферного газа) вклады доплеровского и ударного механизмов уширения в результирующее уширение оказываются одного порядка.

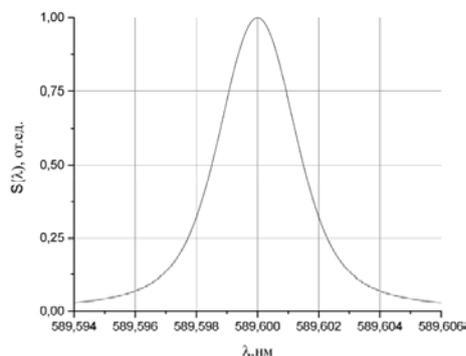


Рис. 4. Результирующее уширение

Обобщение результатов

В ходе работы получено вынужденное излучение в ячейке с парами натрия при продольной оптической накачке лазером на красителе. Регистрируемое излучение содержит две линии D₁=589,6 нм и D₂=588,9 нм и имеет расходимость, близкую по величине к излучению накачки. Определены пороговые значения плотности мощности, при которых регистрируется вынужденное излучение с фокусировкой 1,6 МВт/см² и без фокусировки 1,3 МВт/см².

Рассчитанная полуширина линии излучения 2,5 пм, оказывается одного порядка с полуширинами атомных линий на самограниченных переходах меди и других металлов, используемых в активных оптических системах (лазерном проекционном микроскопе и лазерном мониторе) [1].

В дальнейшем планируется проведение экспериментов по оценке величины однопроходового усиления среды.

*Авторы выражают благодарность Суханову В.Б. и Соковинову В.Г.
за помощь при подготовке экспериментов.
Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда,
проект № 14-19-00175.*

Список литературы

1. Evtushenko G.S. From a metal vapor laser projection microscope to a laser monitor (by the 50 year-anniversary of metal vapor lasers) // Proc. of International Conference on Atomic and Molecular Pulsed Lasers (AMPL-2015) Tomsk, Russian Federation, September, December 15, 2015 / (eds.) V.F. Tarasenko, A.M. Kabanov // Proc. of SPIE. – Vol. 9810. – P. 98101F1-98101F-9.

2. Evtushenko G.S., Trigub M.V., Gubarev F.A. et al. Laser monitor for non-destructive testing of materials and processes shielded by intensive background lighting // *Review of Scientific Instruments*. – 2014. – Vol. 85, Issue 3, Article number 033111. – P. 1–5.
3. Shalagin, A.M. Celebrating 50 years of the laser (Scientific session of the General Meeting of the Physical Sciences Division of the Russian Academy of Sciences, 13 December 2010) // *Physics-Uspekhi*. – 2011. – Vol. 54, No. 9. – P. 975–980.
4. Gao, F., Chen, F., Xie, J.J. et al. Review on diode-pumped alkali vapor laser // *Optik*. – 2013. – Vol. 124, No. 20. – P. 4353–4358.
5. Zhdanov, B.V., Knize, R.J. Efficient diode pumped cesium vapor amplifier // *Optics Communications*. – 2008. – Vol. 281, No. 15–16. – P. 4068–4070.
6. Varghese P.L., Hanson R.K. Collisional narrowing effects on spectral line shapes measured at high resolution // *Appl. Opt.* – 1984. – Vol. 23, No.14. – P. 2376–2385.

МОДЕРНИЗАЦИЯ СВЕТОДИОДНЫХ ЛАМП ЛЕНТОЧНОГО ТИПА

Е.О. Постолова, А.А. Вилисов

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: lightmoon765@mail.ru

Повышение эффективности использования электрической энергии для целей освещения – одна из задач, которая стоит сегодня перед человечеством [1, 2]. На данный момент наиболее перспективными источниками света является лампы на основе светодиодных излучающих элементов ленточного типа (СИЭ). Данные лампы появились сравнительно недавно. Такие лампы имеют ряд преимуществ по сравнению с другими светодиодными источниками света: меньшие габариты и вес, кривая силы света (КСС) подобна КСС ЛН однако они требуют дальнейшей модернизации. В данной работе проведены эксперименты с изменением угла наклона СИЭ и измерены характеристики лампы.

Цель эксперимента: сконструировать лампу на основе светодиодных нитей таким образом, чтобы добиться более равномерного распределения светового потока в меридианальной плоскости лампы. Поставленная задача осуществлялась наклоном источников света СИЭ в нижней части опорной конструкции, фиксировались припоём в одном положении, а в верхней части отличались расположением припоёя на контакте (рис. 1).

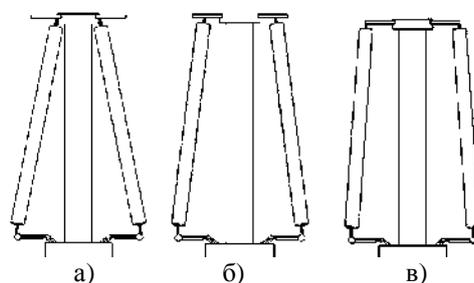


Рис. 1. Положения СИЭ на опорной конструкции светодиодной лампы

Выбор конструктивного расположения СИЭ связан с технологическими возможностями производства таких ламп на серийном заводском оборудовании. Максимальное расстояние между СИЭ определяется диаметром нижней части колбы лампы, который составляет 32 мм. Нижние контакты СИЭ зафиксированы в наиболее удалённых точках крепления от центра опорной конструкции, расстояние составляет 7,5 мм. Рассмотрены три варианта крепления СИЭ на опорной конструкции: а) с наименьшим расстоянием между верхними контактами – 6 мм; б) в середине контактных выводов опорной конструкции – 10 мм; в) с наибольшим – 14 мм (рис. 1). Таким образом, для данных вариантов угол наклона СИЭ к перпендикулярной оси лампы составлял 80, 83 и 86 градусов. Были собраны соответствующие макетные образцы ламп и на гониофотометре измерены распределения силы света в меридианальной плоскости (рис. 2).

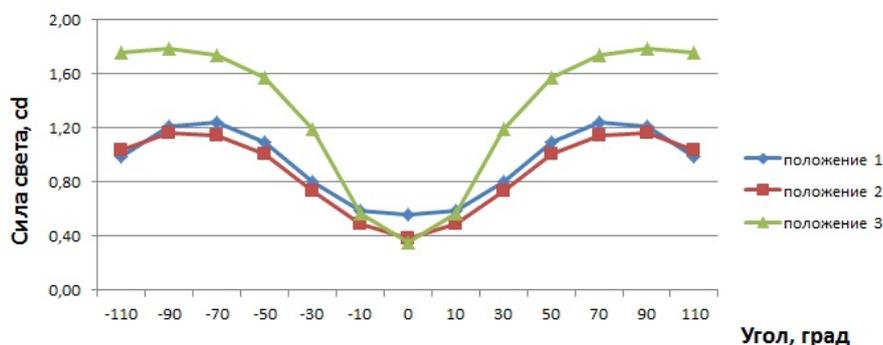


Рис. 2. Распределение силы света в меридианальной плоскости

Из трёх вариантов расположения СИЭ на опорной конструкции лампы, наиболее равномерное распределение кривой силы света имеет лампа с расположением нитей при фиксировании СИЭ с наименьшим расстоянием между верхними контактами в соответствии с вариантом (а). Для этого расположения СИЭ

отношение максимального значения силы света к минимальному составляет примерно 2,4, тогда как для варианта (в) расположения СИЭ это отношение около 4,7.

Дополнительно измерены вольтамперные характеристики (ВАХ) партии изготовленных СИЭ. Информация о ВАХ необходима для разработки электрической схемы блока питания лампы. Поскольку СИЭ содержит цепочку последовательно соединённых излучающих чипов, то и ВАХ СИЭ представляет собой суммарную ВАХ множества диодов.

Для грамотного применения ламп представляют интерес температурные зависимости ВАХ СИЭ. Проведены измерения ВАХ(Т) в диапазоне от 25 до 100 градусов с шагом 5 °С с использованием сушильного шкафа модели SNOL-58/350. Установлено, что прямое падение напряжения СИЭ при заданном прямом токе (в эксперименте 10 мА) уменьшается с ростом температуры практически линейно (рис. 3) с коэффициентом (3–4) мВ/град. Эти результаты, наверное, можно использовать для разработки операций контроля технологического процесса изготовления СИЭ.

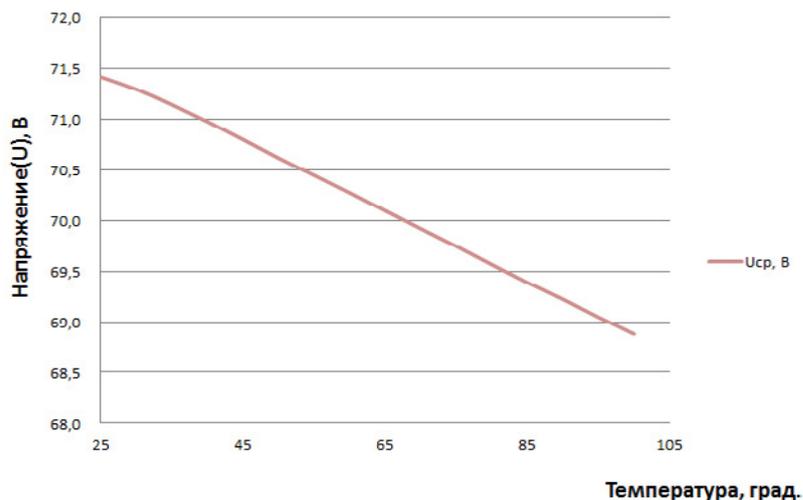


Рис. 3. Зависимость напряжения от температуры

Результаты работы показывают, что незначительные изменения в конструкции подобных ламп, такие как изменение угла наклона светодиодного излучающего элемента, позволят улучшить световые характеристики ламп.

Список литературы

1. Солдаткин В.С., Ряполова Ю.В., Афонин К.Н. и др. Анализ срока службы светодиодных излучающих элементов // Доклады ТУСУРа. – 2015. – №3. – С. 55–61
2. Гончарова Ю.С. Ускоренные испытания полупроводниковых источников света на долговечность // Доклады ТУСУРа. – 2013. – № 2(28). – С. 51–53.

СВЕТОДИОДНЫЙ ПРОЖЕКТОР ДЛЯ ЛОКОМОТИВОВ

А.М. Рымхан, С. Ю. Гурин

Научный руководитель: профессор, д.т.н. Б.П. Гриценко
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: amr9@tpu.ru

Актуальность. Существенным фактором в обеспечении безопасности движения поездов в темное время суток является освещение пути лобовым прожектором локомотива. Появление на рынке новых сверхмощных светодиодов сформировало новую тенденцию в разработке и проектировании таких световых приборов.

В данной работе представлены результаты разработки и моделирования светодиодного прожектора.

Постановка задачи. Согласно ГОСТ 12.2.056-81 номинальная осевая сила света локомотивного прожектора должна быть $(6,4 \div 9,6) \cdot 10^5$ кд (яркий свет) и $(0,8 \div 1,2) \cdot 10^5$ кд (тусклый свет). Угол рассеяния луча, в вертикальной и горизонтальной плоскостях около 3° [1].

Методы решения. Для расчета формы отражателя и моделирования прожектора было использовано программное обеспечение LightTools. Тепловой расчет был проведен в модуле Flow Simulation, интегрируемом в систему SolidWorks [2].

Результаты. Для использования в прожекторе были выбраны светодиоды с максимальной светоотдачей, цвет излучения – белый: светодиоды XHP35 фирмы CREE (USA). При максимальном рабочем токе ($I_{\max} = 1050$ мА) световой поток этих светодиодов достигает 1833 лм [3]. Кроме того эти светодиоды отличаются устойчивостью к деградации при повышении температуры кристалла. Мощность светодиода 13 Вт, размер 3,45x3,45 мм. Для достижения требуемых энергетических характеристик необходимо для каждого светодиода использовать отдельный отражатель.

Для выполнения требований по силе света проведены расчеты. Необходимо с учетом потерь в приборе использовать 12 светодиодов XHP 35. Габаритные размеры одиночного отражателя: диаметр 100 мм, длина 100 мм. При этом без учета используемого радиатора габариты прожектора на 12 светодиодах составляют (ВxДxШ): 400x300x100 мм.

На рисунке 1 приведены кривая силы света для прожектора с учетом потерь и освещенность на щите. Осевая сила света достигает необходимого значения и равна 950000 кд. Расчет проводился при световом потоке светодиода 1833 лм. Угол рассеяния на уровне половины силы света составляет около 3° .

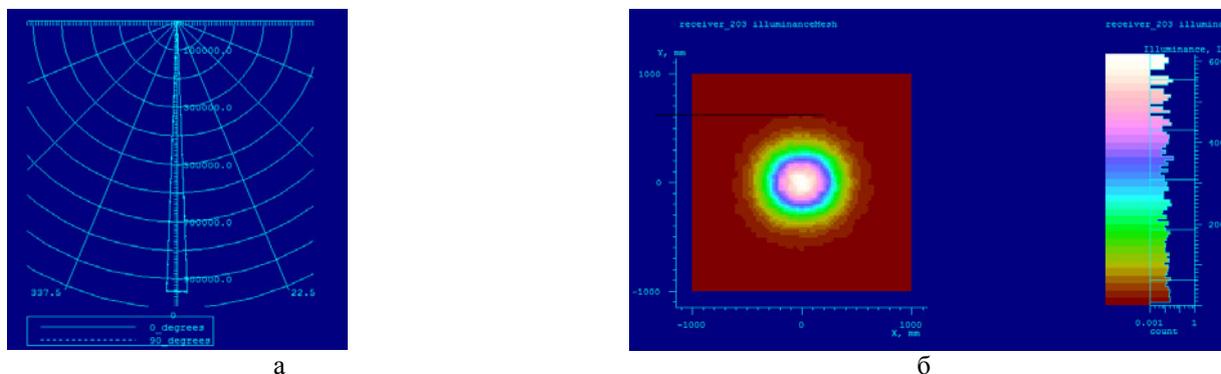


Рис. 1. Кривая силы света смоделированного прожектора (а); освещенность на щите (б)

Для отвода тепла от светодиодов был выбран алюминиевый радиатор с профилем АВ9010, длиной 300 мм. Материал радиатора – сплав АД31 ГОСТ 4784-97. Был проведен тепловой расчет при температуре окружающей среды 40°C . Результат расчета при температуре окружающей среды 40°C при использовании вентиляторов Sunon PMD 1238 PQB1-A для охлаждения, показан на рисунке 2а. Расчет показал, что максимальная температура печатной платы светодиода составила 66°C .

Результаты тепловых расчетов для сравнения эффективности использованных вентиляторов, а также значения осевой силы света прожектора при различных температурах светодиода приведены в таблице 1.

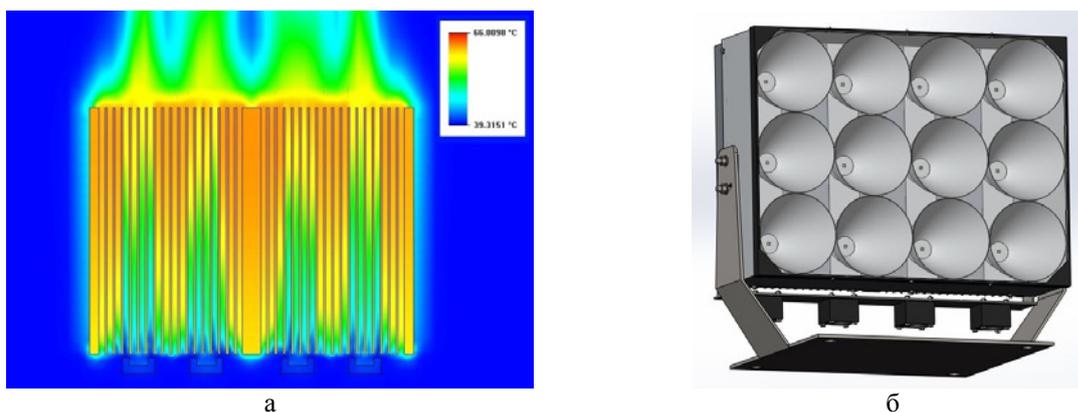


Рис. 2. Эпюра распределения температур (а); 3D модель прожектора (б)

Таблица 1. Результаты тепловых расчетов

Модель вентилятора	Мощность вентилятора	Количество Вентиляторов	Температура светодиодов при Ток= 40 °С	Сила света
Без вентилятора	–	–	81,4 °С	850 000 кд
Ebm papst 3806	8 Вт	2	71,7 °С	868 000 кд
Ebm papst 4606 N	18 Вт	2	64,8 °С	880 000 кд
Sunon PMD 1238 PQB1-A	3,6 Вт	4	66 °С	877 000 кд

Заключение. В результате проделанной работы выполнен расчет оптики прожектора и теплового режима. Осевая сила света для прожектора при использовании 12 светодиодов XHP-35 с отражателями с учетом потерь при температуре окружающей среды 40 °С составляет 912 000 кд и 877 000 кд соответственно. При этом угол рассеяния на уровне половины силы света равен около 3°. Габаритные размеры прожектора (ВхДхШ): 400х300х146 мм. Общая мощность прожектора без драйвера составляет 156 Вт. КПД прожектора равен 80%.

Результаты моделирования подтверждают, что достигается необходимая осевая сила света соответствующая ГОСТ, а температура окружающей среды может достигать +50 °С.

Список литературы

1. Справочная книга по светотехнике / под ред. Ю.Б. Айзенберга. – М. : Знак. – 972 с.
2. Гурин С.Ю., Гриценко Б.П., Акимов Б.В., Лукаш В.С. Исследование влияния конструкции светодиодного светильника на его тепловые поля // Известия вузов. Физика. – 2013. – Т.56, № 12/2. – С. 11–16.
3. Калькулятор компании CREE [Электронный ресурс]. – URL: <http://pct.cree.com/dt/index.html>.

НАГРЕВАНИЕ ЛЮМИНОФОРА В СВЕТОДИОДЕ

С.Р. Сулейманов

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.М. Лисицын
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: seidamet.s@gmail.com

Типичный из наиболее распространенных светодиод (СД) для генерации «белого» света представляет собою чип, излучающий в УФ или «синей» области спектра, покрытый люминофором [1]. Чип на основе InGaN является эффективным источником излучения в области спектра от 420 до 500 нм с максимумом на 450–460 нм. «Синее» излучение чипа возбуждает люминофор, спектр люминесценции которого приходится на область 500–700 нм. Вместе с частично проходящим через люминофор синим излучением весь спектр СД почти полностью перекрывает видимый диапазон. Такой СД в настоящее время обеспечивает наивысшие излучательные характеристики [2, 3].

В такой конструкции наиболее уязвимым элементом является люминофор. Его характеристики меняются со временем. Нагревание люминофора приводит к спаду эффективности преобразования излучения чипа в видимое. Существует две причины, которые приводят к нагреванию люминофора. Нагревается чип из-за потерь энергии на контактах, на переходах. Другой причиной являются потери энергии при преобразовании квантов возбуждения в кванты люминесценции с меньшей энергией. Выделяемое в люминофоре тепло является результатом этого процесса и полностью остается в самом люминофоре.

Для того, чтобы минимизировать нагревание люминофора теплом от чипа, люминофор в полимерной пленке пространственно отделяется от чипа. Уменьшить величину выделяемого при этом тепла невозможно без ухудшения качества излучательных характеристик – снижения индекса цветопередачи. В [4] показано, что в «белых» СД со стандартными промышленными люминофорами и чипами «синего» излучения потери энергии на нагрев люминофора не могут быть ниже 25–28%. Эта величина может быть и больше за счет наличия безызлучательных переходов, поглощения в матрице композита.

В настоящей работе представлены результаты расчета возможной температуры люминофора, нагреваемого только за счет доли потерь энергии при преобразовании спектра излучения. Рассмотрим реальную ситуацию с распространенными для изготовления источников света и световых приборов на основе СД. СД с потребляемой мощностью 1 Вт построен на базе чипа, генерирующего излучение в области 420 до 500 нм с максимумом на 450–460 нм с потоком 0,4 Вт. Площадь излучателя имеет величину 1 мм². Чип накрыт пленкой из композита на основе люминофора в полимерной матрице. Пленка не контактирует с излучателем, находится на удалении 1–2 мм от него. Толщина пленки обычно около 0,5 мм. Объемная концентрация люминофора в композите имеет величину около 15%. Излучением чипа возбуждается пленка с размерами около 5 мм². Средние размеры частиц люминофора – 10 мкм. Примем, что частицы имеют форму шара.

Для расчета рассмотрим вариант: пленка представляет собою слой люминофора с разным взаимным размещением частиц. Люминофор нагревается за счет потерь энергии излучения чипа при преобразовании его в люминесценцию. Теплоотвод может осуществляться либо окружающим воздухом, либо пленкой из композита. Люминофором поглощается 90% излучения чипа. 10% синего излучения чипа проходит через люминофор и участвует в формировании нужного спектра излучения СД. Примем, что на нагревание каждой частицы люминофора расходуется доля энергии, пропорциональная площади ее поперечного сечения. Это приближение приемлемо, так как на частицу падает поток с площади чипа, на порядки превышающей площадь сечения отдельной частицы, и рассеянного другими частицами.

В пленке равномерно распределено $N = 7,17 \cdot 10^5$ частиц люминофора. Следовательно, для нагрева одной частицы затрачивается $0,4 \cdot 0,9 / 7,17 \cdot 10^5 = 5,02 \cdot 10^{-7}$ Вт.

Это тепло приводит к нагреванию каждой частицы до температуры T_r :

$$Q = cm(T_r - T_b) = cpV(T_r - T_b), \quad (1)$$

где c , V , p – удельная теплоемкость, объем и плотность люминофора [3]; T_b , T_r – температура люминофора до нагрева, принимаем равной температуре воздуха 298 К, и температура нагретой частицы соответственно.

Примем, что частицы люминофора образуют плотный слой из всех N частиц. Весь слой нагревается до температуры T_r . Пусть тепло от слоя отводится воздухом. Рассмотрим два предельных случая отвода тепла от слоя люминофора. Поперечное сечение одной частицы люминофора равно $\sim 8 \cdot 10^{-7}$ см². На площади пленки композита с люминофором 5 мм² для полного ее покрытия можно разместить $6,25 \cdot 10^4$ частиц. Всего частиц в пленке $7,17 \cdot 10^5$.

Первый предельный случай: Все частицы люминофора образуют на площади 5 мм² слой толщиной 0,075 мм. В столь тонком слое теплоотвод воздухом может осуществляться только двумя поверхностями общей площадью $2S = 10$ мм².

Рассчитаем теплоотвод воздухом от пленки через эти поверхности. Модель для расчетов будет представлять собой однородную плоскую пленку круглого сечения с диаметром 2,5 мм с равномерным

тепловым потоком. Задача сводится к вычислению значения коэффициента теплоотдачи α от люминофора к воздуху. Тогда, используя теорию подобия, после преобразований получим:

$$\alpha = \frac{0.5 \cdot \lambda_{\text{в}} \cdot \left(\frac{g\beta(T_{\Gamma} - T_{\text{в}})^{1/3}}{\nu^2} Pr_{\text{в}} \right)^{0.25}}{d} = 5,8184 \cdot (T_{\Gamma} - T_{\text{в}})^{0.25}. \quad (2)$$

Теплофизические характеристики воздуха для принятой температуры приведены в работе [5]. Теплоотвод от люминофора к воздуху, определяется по формуле, Вт:

$$Q = 2\alpha S(T_{\Gamma} - T_{\text{в}}) = 11,6368 \cdot S \cdot (T_{\Gamma} - T_{\text{в}})^{1.25}. \quad (3)$$

С течением времени устанавливается тепловой баланс, ограничивающий температуру нагрева частиц при заданных условиях. Для выполнения условий теплового баланса приравняем (1) и (3), и выразим T_{Γ} :

$$T_{\Gamma} = \left(\frac{c\rho V}{5,8184 \cdot S_{\text{п}}} \right)^4 + T_{\text{в}}.$$

Таким образом, при увеличении подводимой теплоты выше равновесной $Q = 0,029$ Вт, при которой устанавливается тепловой баланс при разнице температур $\Delta T = T_{\Gamma} - T_{\text{в}} = 144,6$ °С, система станет охлаждаться быстрее чем нагреваться, поэтому температура будет рассчитываться исходя из формулы (3). При заданный условиях в первом предельном случае, пластинка люминофора может рассеять полученные 0,36 Вт только при предельной температуре люминофора 1104 °С.

Рассмотрим другой предельный случай отвода тепла от люминофора. Пусть все частицы люминофора не касаются друг друга, разделены воздушными промежутками. Общая площадь поверхности всех частиц – 2,16 см². Проведя аналогичные расчеты, получим, что полученные 0,36 Вт пластинка рассеет при температуре люминофора 78 °С.

Таким образом, в зависимости от плотности упаковки люминофора, его нагревание при преобразовании синего излучения чипа в видимое не может быть менее 78 °С.

Список литературы

1. Шуберт Ф.Е. Светодиоды / пер. под. ред. А.Э. Юновича. – М. : Физматлит, 2008. – 496 с.
2. Социн Н.П., Гальчина Н.А., Коган Л.М., Широков С.С., Юнович А.Э. // ФТП. – 2009. – Т. 43, вып. 5. – С. 700–705.
3. Chun Che Lin, Ru-Shi Liu. Advances in phosphors for light-emitting diodes // J. Phys. Chem. Lett. – 2011. – Vol. 2. – P. 1268–1277.
4. Lisitsyn V.M., Stepanov S.A., Yangyang J., Lukash V.S. White LEDs with limit luminous efficacy // AIP Conference Proceedings. – 2016 – Vol. 1698. – P. 06–08;
5. Краснощекоев Е.А., Сукомел А.С. Задачник по теплопередаче. – М. : Энергия, 1980. – 288 с.

ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР AlGaN / InGaN / GaN С ВОЗБУЖДЕНИЕМ ИМПУЛЬСНОЙ Хе-ЛАМПОЙ

А.В. Сычева, С.Г. Сысоева

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.И. Олешко
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: sychyova.a.v@gmail.com

Введение

На сегодняшний день наиболее ресурсоэффективным источником излучения считаются светоизлучающие диоды. Их основой являются полупроводниковые гетероструктуры нанесенные на инородную подложку – сапфир Al_2O_3 .

Для контроля качества используют такие методы, как атомно-силовая микроскопия (АСМ) [1], рентгеноструктурный дифракционный метод [2], просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) [3] и метод измерения плотности ямок травления (ПЯТ) [4]. Однако, несмотря на свою точность, обработка полученных результатов является долгим и трудоемким процессом, а в случае с ПЯТ происходит разрушение образцов. Исходя из этих недостатков можно сделать вывод о невозможности использования данных методов в промышленных масштабах. Свободными от этих недостатков считаются люминесцентные методы такие как фото- и катодолюминесценция. Преимущества люминесцентных методов были показаны ранее авторами работ [5, 6]

Цель настоящей работы заключается выявлении преимуществ комплексной люминесцентной диагностики полупроводниковых гетероструктур.

Образцы и методики эксперимента

В качестве исследуемых образцов использовались светодиодные структуры AlGaN / InGaN / GaN синего диапазона, выращенные методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на сапфире в направлении [0001], активная область которых состояла из множественных квантовых ям и барьеров InGaN / GaN. Фотолюминесценция (ФЛ) образцов возбуждалась импульсной Хе-лампа с шириной пультса 2 мкс.

Результаты и обсуждения

Измерение спектров ФВ и ФЛ образцов показали, что максимумы «синей» полосы лежат в интервале $\lambda_{\max \text{ ФВ}} = 260\text{--}379$ нм, $\lambda_{\max \text{ ФЛ}} = 436\text{--}463$ нм. Для «зеленой» полосы – $\lambda_{\max \text{ ФВ}} = 365\text{--}368$ нм, $\lambda_{\max \text{ ФЛ}} = 550$ нм. Максимумы «синей» полосы люминесценции соответствуют эффективной ширине запрещенной зоны в квантовых ямах InGaN, а различия их положений связаны с неодинаковой концентрацией In в активной области [7–8]. Для определения соотношения интенсивностей ФЛ в синей области спектра (рис. 1) различных образцов возбуждение осуществлялось в максимуме полосы ФВ каждого образца. Несложно заметить, что интенсивность свечения ГС2 значительно превосходит интенсивность остальных образцов. Такое явление объясняется различной технологией выращивания исследуемых гетероструктур, которая, в свою очередь, напрямую влияет на эффективность светодиодных структур [9].

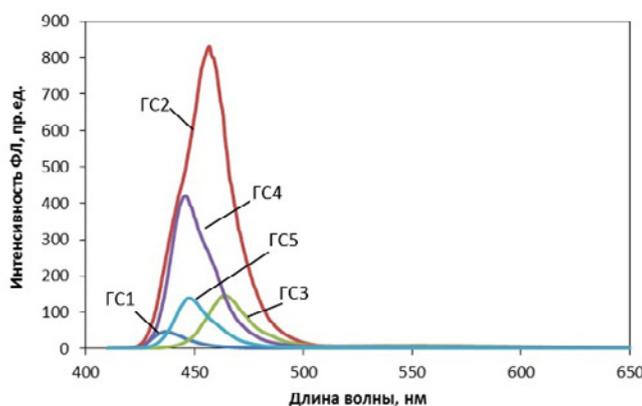


Рис. 1. Соотношение максимумов интенсивностей ФЛ образцов при возбуждении в максимуме ФВ ($\lambda_{\max \text{ ФВ}} = 260\text{--}379$ нм)

Измерения ФЛ при возбуждении в максимуме зеленой полосы показали, что для некоторых образцов интенсивность зеленой полосы соизмерима, а иногда и превосходит, величину интенсивности полосы в синей области (рис. 2).

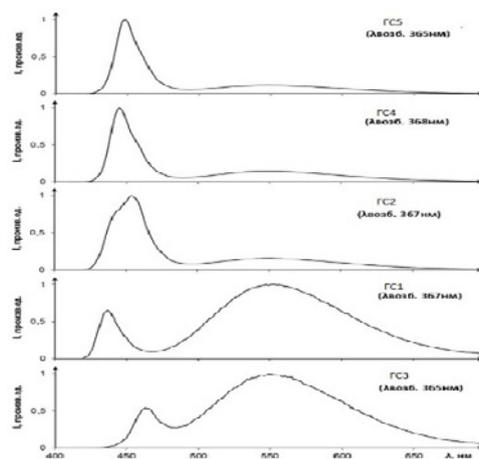


Рис. 2. Спектры ФЛ при возбуждении в максимуме зеленой полосы ($\lambda_{\text{max ФЛ}} = 365\text{--}368$ нм)

Выводы

Излучение гетероструктур в области $\lambda_{\text{max ФЛ}} = 436\text{--}463$ нм является основным свечением AlGaIn / InGaIn / GaIn гетероструктур синего свечения. Ее интенсивность, а также положение максимума напрямую зависят от технологии выращивания.

Появление зеленой полосы излучения $\lambda_{\text{max ФЛ}} = 550$ нм, в большинстве случаев, объясняется соотношением концентрации In в активном слое светодиодных гетероструктур. Имеются работы [10], где интенсивность «зеленой» полосы связывается с энергией возбуждения гетероструктур.

Список литературы

1. Chen Z. Su L.W., Shi J.Y. et al. AFM application in III-nitride materials and devices, atomic force microscopy [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.intechopen.com>. – 2012.
2. Kaganer V. M., Brandt O., Trampert A. et al. X-ray diffraction peak profiles from threading dislocations in GaN epitaxial films // Phys. Rev. B. – 2005. – Vol. 72. – 045423. – P. 1–12.
3. Selvaraj L.S., Egawa T.. Transmission electron microscopy to study gallium nitride transistors grown on sapphire and silicon substrates // The transmission electron microscope / Dr. Khan Maaz (ed.) [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.intechopen.com>. – 2012.
4. Habel F., Seyboth M. Determination of dislocation density in epitaxially grown GaN using an HCl etching process // Phys. Status Solidi C. – 2003. – Vol. 0, No. 7. – P. 2448–2451.
5. Олешко В.И., Горина С.Г., Цысюань Л. и др. Время-разрешенная люминесцентная спектроскопия эпитаксиальных слоев GaN, выращенных на подложках Al₂O₃ // Современные: техника и технологии : труды XX Междунар. научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – Томск, 2014. – Т. 2. – С. 103–104.
6. Oleshko V.I., Gorina S.G., Korepanov V.I. et al. Luminescence of thin-film light-emitting diode structures upon excitation by a high-current electron beam // Russian Physics J. – 2013 – Vol. 56, No. 1. – P. 62–66.
7. Золина К.Г., Кудряшов В.Е., Туркин А.Н. и др.. Спектры люминесценции голубых и зеленых светодиодов на основе многослойных гетероструктур InGaIn/AlGaIn/GaN с квантовыми ямами // ФТП. – 1997. – Т. 31, вып. 7 – С. 1055–1051.
8. Horenburg P., Bub E.R., Rossow U. et al. Strain dependence of In incorporation in m-oriented GaInN/GaN multi quantum well structures // J. Appl. Phys. – 2016. – Vol. 108, No. 1.
9. Лундин В.В., Николаев А.Е., Сахаров А.В. и др. О зависимости эффективности Al^{III}N светодиодов синего диапазона от структурного совершенства буферных эпитаксиальных слоев GaN // ФТП. – 2014. – Т. 48, вып. 1. – С. 55–60.
10. Александров И.А., Журавлёв К.С. Многочастичные эффекты в фотолюминесценции низкоразмерных структур GaN/AlN. // Тезисы докладов 7-й Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы». – СПб., 2010. – С. 37.

ГЕНЕРАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТОВ КРАСИТЕЛЯ Р6Ж И ПЛАЗМОННО-РЕЗОНАНСНЫХ НАНОЧАСТИЦ Au И ПЛАЗМОННО-НЕРЕЗОНАНСНЫХ НАНОЧАСТИЦ Pt, Ag И ZnO

А.В. Трифонова

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Ал.А. Землянов
Институт оптики атмосферы СО РАН
E-mail: boosind@yandex.ru

В последние два десятилетия интенсивно развиваются исследования в области оптики наноразмерных структур и нанофотоники. Это связано с перспективами создания на основе уникальных свойств наноразмерных структур систем и устройств оптоэлектроники, оптической диагностики, информационных технологий нового поколения. С 90-х гг. XX в. развивается новое направление лазерной физики, которое в зарубежной литературе получило название *random lasing* (случайная, стохастическая генерация) [1]. Композитные лазерно-активные среды привлекают внимание исследователей в том числе и потому, что пороги генерации в таких активных средах существенно ниже, чем в активных средах без наночастиц. Физической причиной развития лазерной генерации в рассеивающих средах с лазерно-активными молекулами принято считать формирование положительной обратной связи в таких композитных средах за счет многократного рассеяния вынужденного вторичного излучения в возбужденной рассеивающей активной среде [2]. Работа по повышению эффективности генерации в таких композитах идет в основном в направлении использования в качестве рассеивателей плазмонно-резонансных наночастиц, к которым в видимом диапазоне относятся наночастицы золота (Au), имеющие максимумы спектров плазмонных резонансов в диапазоне длин волн 510–570 нм в зависимости от диаметра частиц (по данным обзора [3], т.е. спектр плазмонного резонанса наночастиц золота совпадает с длиной волны излучения накачки 532 нм. В литературе не было сообщений об исследованиях, посвященных сравнению при одних и тех же экспериментальных условиях влияния на характеристики безрезонаторной генерации в растворе красителей наночастиц, обладающих плазмонно-резонансными свойствами на длине волны возбуждающего излучения, например, золота, и наночастиц, у которых при таких же условиях плазмонные резонансы на длине волны 532 нм отсутствуют – Pt, Ag, ZnO.

Цель данной работы – экспериментальное исследование влияния плазмонно-резонансных наночастиц золота и плазмонно-нереzonансных наночастиц платины, серебра и окиси цинка на величину порогов безрезонаторной генерации в коллоидных растворах лазерно-активного красителя Р6Ж.

В качестве материалов, наночастицы которых не имеют плазмонных резонансов в области длины волны лазерной накачки – 532 нм, выбраны платина, серебро и окись цинка. Наночастицы золота, наоборот, обладают плазмонным резонансом на длине волны 532 нм.

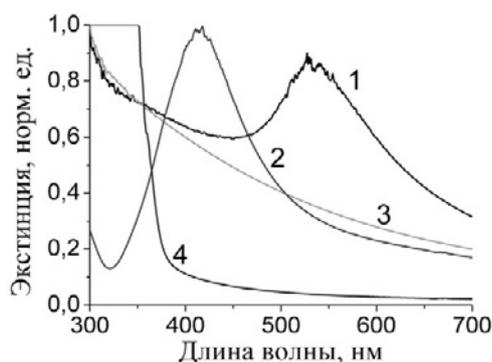


Рис. 1. Нормированные спектры экстинкции коллоидных растворов с наночастицами Au (1), Ag (2), Pt (3), ZnO (4)

Коллоидные растворы золота, платины, серебра и окиси цинка были сформированы методом лазерной абляции [4, 5] в этиловом спирте. Размеры используемых наночастиц определялись с помощью электронной микроскопии. Среднее значение диаметра наночастиц всех материалов составляет приблизительно 10 нм.

Спектры ослабления коллоидных растворов регистрировались с помощью спектрофотометра Shimadzu UV-3600 в спектральном диапазоне 250–700 нм. На рисунке 1 приведены спектры ослабления коллоидных растворов золота, серебра, платины и окиси цинка.

На рисунке 2 представлены зависимости пороговой плотности мощности накачки от объемной доли наночастиц в активном растворе.

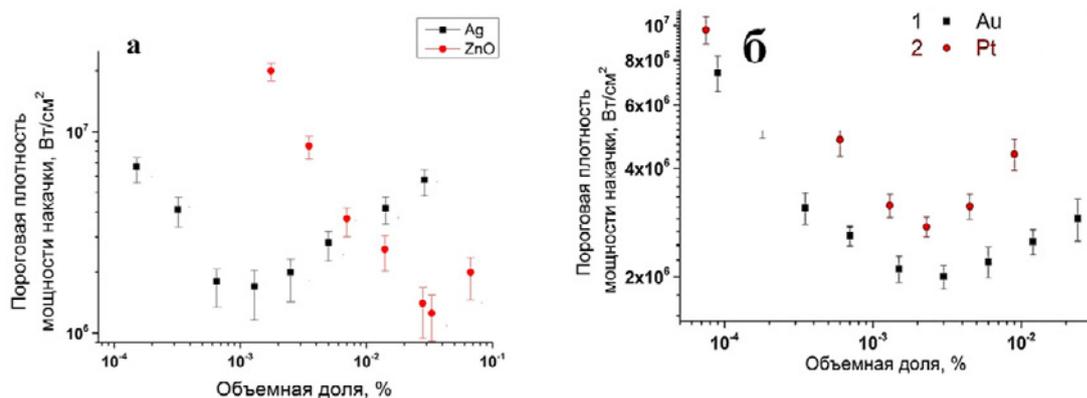


Рис. 2. Зависимости пороговой плотности мощности накачки от объемной доли наночастиц: а) Ag, ZnO; б) Au, Pt

Минимальные значения пороговых значений энергий генерации при оптимальной концентрации в случае наночастиц ZnO и Ag практически не отличаются в пределах погрешности и составляют $2 \cdot 10^{-6}$ Вт/см^2 в случае наночастиц Ag при концентрациях наночастиц $1,5 \cdot 10^{-3}$ % объемных долей, а для ZnO так же $2 \cdot 10^{-6}$ Вт/см^2 , но при концентрациях $3 \cdot 10^{-2}$ % объемных долей. А разница в понижении порогов генерации при использовании наночастиц Au, обладающих плазмонным резонансом на длине волны накачки (532 нм), и наночастиц Pt, которые на данной длине волны плазмонным резонансом не обладают, незначительна. Более того, при возбуждении генерации излучением на длине волны 532 нм величины пороговых значений интенсивностей накачки приблизительно одинаковы.

Список литературы

1. Lawandy N.M., Balachandran R.M. Random laser // Nature. – 1995. – Vol. 373, No. 6511. – P. 204–208.
2. Cao H. Lasing in random laser // Waves Random Media. Topical Review. – 2003. – Vol. 13. – R1-R39.
3. Хлебцов Н.Г. Оптика и биофотоника наночастиц с плазмонным резонансом // Квантовая электроника. – 2008. – Т. 38, № 6. – С. 504–529.
4. Svetlichnyi V.A., Lapin I.N. Structure and properties of nanoparticles fabricated by laser ablation of Zn metal targets in water and ethanol // Russian Physics J. – 2013. – Vol. 56, No. 5. – P. 581–587.
5. Svetlichnyi V.A., Lapin I.N. Optimization of the process of nanoparticle fabrication by laser ablation of bulk targets in a liquid // Russian Physics J. – 2015. – Vol. 57, No. 12. – P. 1789–1792.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФЛУОРЕСЦЕИНА НАТРИЯ С НАНОЧАСТИЦАМИ СЕРЕБРА В КАЧЕСТВЕ АКТИВНОЙ СРЕДЫ

А.В. Трифонова

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Ал.А. Землянов
Институт оптики атмосферы СО РАН
E-mail: boosind@yandex.ru

Расширение областей применения лазерных излучателей требует от современных исследователей создания таких активных сред для получения генерации, которые сочетали бы в себе такие качества (свойства), как высокая эффективность генерации, простота и дешевизна изготовления. В этом смысле достаточно плодотворен подход, заключающийся в использовании композитных материалов, в состав которых входят лазерно-активные среды и наночастицы различных материалов. Внедрение наночастиц в активные среды приводит к значительному понижению порога лазерной генерации. Сам принцип генерации в таких средах основывается на увеличении оптического хода вынужденного излучения в рассеивающей активной среде за счет многократного рассеяния на наночастицах. С другой стороны, существует большое количество теоретических работ, например [1], в которых доказывается, что в промежутке между близко-расположенными металлическими наночастицами падающее поле деформируется таким образом, что образуются зоны с повышенной плотностью мощности. Излучающая молекула, попав в такую область, начинает интенсивно излучать, тем самым провоцируя увеличение фотонов вынужденного излучения. Это, в свою очередь, должно привести к возникновению вынужденного излучения во всей возбужденной среде, создавая квазилазерное излучение, в иностранной литературе называемое *gandom lasing*. Цель нашей работы состояла в демонстрации эффекта воздействия такого рода локальных полей на понижение порогов *gandom lasing*. Для этого мы использовали излучение лазера с длиной волны 355 нм, в качестве лазерно-активного вещества – этанольный раствор флуоресцеина натрия с концентрацией 10^{-2} моль/л, агломераты близко расположенных наночастиц серебра (размер наночастиц 10–50 нм, размер агломерата 100–500 нм). Мы рассчитывали, что агломераты в зазорах своей структуры будут создавать те самые поля повышенной плотности мощности.

На рисунке 1 представлены спектры свечения композитов: флуоресцеин + агломераты наночастиц различной концентрации в кювете толщиной 10 мм при одинаковой интенсивности накачки.

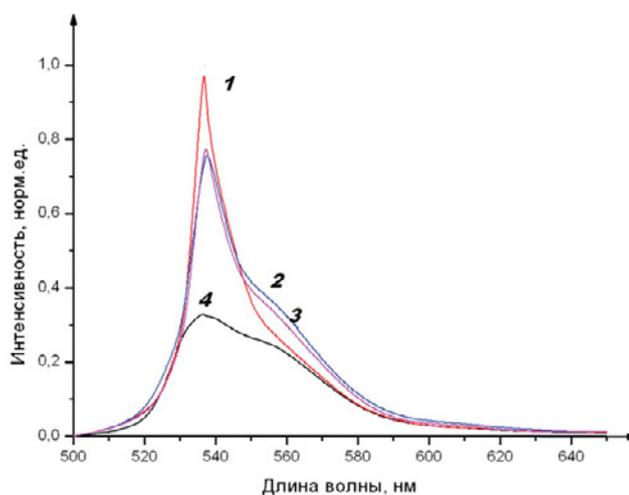


Рис. 1. Спектры свечения растворов флуоресцеина с агломератами наночастиц Ag при различной концентрации агломератов (1 – 4% объемной доли; 2 – 10% объемной доли; 3 – 2% объемной доли; 4 – чистый раствор)

Из данного рисунка видно, что спектр свечения раствора с концентрацией 4% сужается в отличие от спектров свечения других растворов. Кривая 1 имеет вид, наиболее приближенный к виду типичного спектра генерации. Это говорит о том, что при данной концентрации агломерированных наночастиц Ag в растворе флуоресцеина для кюветы толщиной 1 см при одной и той же энергии излучения накачки, выход в режим генерации осуществляется при меньших ее значениях. Для раствора чистого флуоресцеина режим генерации не реализовывался во всем диапазоне интенсивностей накачки, что видно из формы спектра, который представляет собой типичный спектр спонтанного излучения.

Таким образом, продемонстрирована возможность получения генерации в растворах лазерного красителя с помощью агломерированных наночастиц Ag в растворе флуоресцеина.

Список литературы

1. Климов В.В. Наноплазмоника. – М.: Физматлит, 2009. – 480 с.

ДИСПЕРСИЯ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКОГО ВРЕМЕНИ ЗАТУХАНИЯ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ЛЮМИНОФОРОВ YAG: Ce, Gd

Янян Цзюй, Юевэй Чжан

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.М.Лисицын
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: 1374586947@qq.com

Люминофоры на основе $Y_{3-x}Al_5O_{12}:Ce_x^{3+}$ (YAG:Ce) являются перспективными для преобразования УФ и синего излучения гетероструктур на основе InGaN в люминесценцию в желтой области спектра в светодиодах. Излучение люминофора вместе с частично прошедшим через люминофор синим излучением чипа перекрывает почти весь спектр видимого излучения. Для изменения спектра люминесценции, чтобы изменить индекс цветопередачи, вводят соактиваторы, меняют состав матрицы. Предполагается, что изменение спектра является результатом искажения решетки в области центра свечения – иона Ce^{3+} . В [1] высказано предположение о том, что центр свечения имеет сложную структуру. Некоторую дополнительную информацию о центрах свечения можно получить из исследований кинетических характеристик затухания люминесценции. Центры люминесценции разной структуры должны иметь различающиеся кинетические характеристики.

В настоящей работе проведены исследования кинетики затухания люминесценции группы люминофоров на основе YAG с разным содержанием церия.

Для исследований использовались промышленные люминофоры SDL4000, SDL2700, SDL3500, отличающиеся соотношением элементного состава. SDL2700, SDL3500 содержат гадолиний и церий в количествах 6,22, 1,26 и 0,68, 1,29% от общего состава, соответственно. SDL4000 не содержат гадолиний и церий в количествах, доступных для измерений методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS), изготовлены в разные годы.

Спектры фотолюминесценции образцов регистрировали с помощью спектрометра FLS980 с ксеноновой лампой (250–1000 nm) в качестве источника возбуждения. Ультрафиолетовый полупроводниковый лазер ($\lambda_{\text{ем}} = 375 \text{ nm}$, $\tau = 1 \text{ ns}$) был использован в качестве источника возбуждения для измерения кинетики времени затухания.

Фотолюминесцентные свойства и передача энергии

Спектры возбуждения ($\lambda_{\text{ем}} = 560 \text{ nm}$) образцов были измерены в диапазоне длин волн 300–550 nm. В спектре возбуждения выделяются 2 пика на 344nm и 454 nm. Пик возбуждения при 454 nm хорошо совпадает с полосой синей излучения пиков чипа на основе InGaN. Поэтому, исследуемые YAG люминофоры эффективно поглощают синее излучение чипа и могут преобразовывать это излучение в более длинноволновое. Спектральные характеристики фотолюминесценции (ФЛ) излучения YAG, YAG: Gd+Ce при фиксированной длине волны возбуждения 340 nm и 460 nm приведены в таблице 1. Спектры ФЛ SDL2700 и SDL3500 шире и смещены в красную область по сравнению с ФЛ SDL 4000.

Были измерены кинетические кривые затухания люминесценции при возбуждении импульсом излучения на 375 nm. Кинетические кривые в наносекундной области времен хорошо описываются суммой двух экспоненциальных функций. Результаты измерений спектральной зависимости характеристических времен затухания люминофоров представлены на рисунке 1.

В кривых дисперсии выделяются три участка. В области спектра до 500 nm в короткие времена регистрируется в основном излучение чипа. В области до 610 nm длительность ФЛ двух компонентов ниже, чем в более длинноволновой области. Это дает основание предполагать, что излучение обусловлено разными центрами свечения или, по крайней мере, имеющими различное окружение.

Таблица 1. Спектральные характеристики спектров излучения и возбуждения люминофоров

Наименование люминофоры	Люминесценция				Возбуждения			
	$\lambda_{\text{возб}} = 460 \text{ nm}$		$\lambda_{\text{возб}} = 340 \text{ nm}$		В области 340 nm		В области 460 nm	
	Полуширина $\Delta E, \text{ eV}$	Максимум (λ_{max}) nm	$\Delta E, \text{ eV}$	$\lambda_{\text{max}}, \text{ nm}$	$\Delta E, \text{ eV}$	$\lambda_{\text{max}}, \text{ nm}$	$\Delta E, \text{ eV}$	$\lambda_{\text{max}}, \text{ nm}$
SDL2700	0,487	584	0,489	582	0,264	336	0,450	459
SDL3500	0,484	560	0,487	558	0,294	339	0,390	459
SDL 4000(1)	0,435	539	0,486	540	0,313	339	0,396	456
SDL 4000(2)	0,447	541	0,504	542	0,324	339	0,426	456

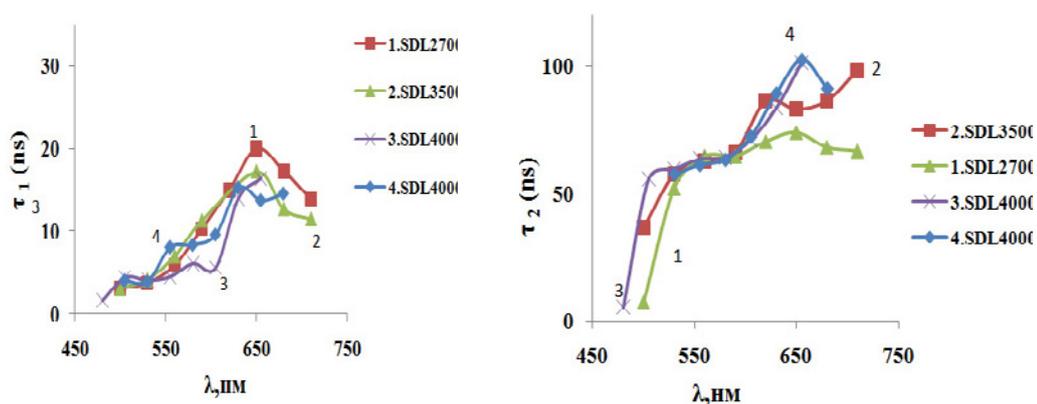


Рис 1. Дисперсия характеристических времен затухания

Список литературы

1. Lisitsyn V.M., Stepanov S.A., Valiev D.T. et al. Kinetic characteristics of the luminescence decay for industrial yttrium-gadolinium-aluminium garnet based phosphors // IOP Conf.Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 1, No. 110. – P. 012–050.

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОПТИЧЕСКОЕ УСТРОЙСТВО ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ ИНДИКАЦИЕЙ

Ю.Н. Чуднов, Н.Н. Чуднова, И.Э. Шультайс, А.Х. Назаров

Научный руководитель: д. т. н., доцент И.О. Жаринов
АО «Опытно-конструкторское бюро «Электроавтоматика» имени П.А. Ефимова», Университет ИТМО
E-mail: chudnov85@gmail.com

В современном мире оборудование, применяемое в авиационной промышленности, может эксплуатироваться в различных условиях. Сопутствующие факторы, присущие тем или иным условиям эксплуатации, могут накладывать ограничения на потенциальные возможности или привести к полному отказу от реализации такого оборудования. Например [1], на борту летательного аппарата (ЛА) не используется широко распространенные для управления персональным компьютером манипуляторы «мышь». Причиной этому стали, в том числе её самопроизвольные движения и возможная вероятность падения в ходе совершения полета ЛА. Применяемые на сегодняшний день многофункциональные цветные индикаторы (МФЦИ) и пульты управления индикацией (ПУИ) [2–4] управляются с помощью кнопок. За рубежом на борту летательного аппарата используются сенсорные панели, джойстики (координатные ручки), трэкболы (шариковые манипуляторы) [1].

Все перечисленные устройства обладают одним общим недостатком, заключающимся в том, что пилоту необходимо переводить взгляд с объекта, находящегося за кабинам пространством, на экран отображающего индикатора, и удерживать его до момента наведения специального маркера (курсора), управляемого выше перечисленными устройствами, на необходимую зону управления (элемент индикации). При этом скорость реакции взаимодействия пилота с элементом индикации зависит от количества операций и от времени на их выполнение. Следовательно, увеличить скорость реакции можно путем сокращения лишних действий.

Наиболее подходящим устройством для выполнения этой задачи могут стать индикаторы, обладающие экраном с сенсорным управлением. В связи с тем, что на сегодняшний день технические характеристики экранов с сенсорным управлением не соответствуют всем требованиям авиационной промышленности, временной альтернативой им может стать перспективное оптическое устройство управления (ОУУ) для управления индикацией.

Оптическое устройство управления (рис. 1) включает в себя горизонтальные и вертикальные передатчики инфракрасного излучения (ИИ) 1 и горизонтальные и вертикальные приемники инфракрасного излучения 2. Излучение инфракрасного диапазона можно сфокусировать с помощью линз. Сфокусированный луч ИИ, направленный из передатчика, попадает в расположенный напротив приемник. Тем самым образуется непрерывный сигнал «1», передаваемый в вычислительное устройство (ВУ) через схему дискретизации от каждого приемника ИИ. Множество пар передатчик/приемник, имеющих горизонтальное и вертикальное расположение, создают сетку ИИ 3. Кроме этого, инфракрасный спектр не виден человеческому глазу, следовательно, пилот будет наблюдать элемент индикации (транспордер) 4 на экране индикатора 5, находящегося за «невидимой» сеткой.

Принцип работы ОУУ заключается в следующем. Воздействие на элемент индикации (транспарент) 4, расположенный за сеткой ИИ 3, происходит путем прерывания относящихся к этому элементу лучей ИИ. Каждый элемент индикации имеет набор относящихся к нему горизонтальных и вертикальных приемников ИИ 2. Пример такого набора приведен в таблице 1. При отсутствии сигнала от этих приемников ИИ в вычислительном устройстве происходит идентификация этого элемента индикации и выполняется последующая операция (например, вызов меню задач).

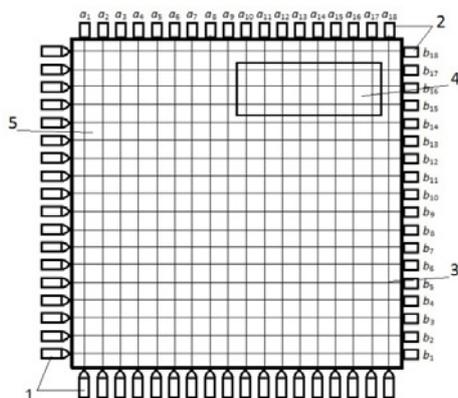


Рис. 1. Изображение инфракрасной сетки ОУУ: 1 – горизонтальные и вертикальные передатчики ИИ; 2 – горизонтальные и вертикальные приемники ИИ; 3 – сетка ИИ; 4 – элемент индикации (транспордер); 5 – экран индикатора.

Таблица 1. Вертикальные и горизонтальные приемники ИИ, относящиеся к элементу индикации, согласно рисунку 1

Приемники ИИ	№ приемника ИИ							
	10	11	12	13	14	15	16	17
Горизонтальные (а)	10	11	12	13	14	15	16	17
Вертикальные (b)	15	16	17	–	–	–	–	–

Выводы. ОУУ обеспечивает способ управления системой индикации гражданского ЛА. ОУУ может повысить скорость реакции на взаимодействие пилота с индикаторами приборной панели ЛА. ОУУ позволит сократить количество элементов управления на приборной панели ЛА. В связи с тем, что ИИ воспринимается наблюдателем в очках ночного видения, то применение ОУУ возможно, в большинстве случаев, будет встречаться на практике для гражданской авиации.

Список литературы

1. Кучерявый А.А. Бортовые информационные системы : курс лекций / под ред. В.А. Мишина, Г.И. Ключева. – 2-е изд., перераб. и доп. – Ульяновск : УлГТУ, 2004. – 504 с.
2. Парамонов П.П., Бобцов А.А., Видин Б.В., Сабо Ю.И., Шек-Иовсепянц Р.А., Жаринов И.О., Жаринов О.О. Проектирование систем бортового информационного обмена и их функциональных элементов : монография. – Тула : Гриф и К, 2010. – 208 с.
3. Копорский Н.С., Видин Б.В., Жаринов И.О. Бортовые средства отображения информации современных пилотируемых летательных аппаратов // Современные технологии / под ред. С.А. Козлова, В.Л. Ткалич. – СПб. : ИТМО, 2004. – С. 154–165.
4. Жаринов И.О., Емец Р.Б. Индикационное оборудование в авиации XXI-го века // Научно-технический вестник СПбГУ ИТМО. – 2003. – № 5(11). – С. 193–195.

Секция 3

ОРГАНИЧЕСКАЯ ХИМИЯ И БИОТЕХНОЛОГИИ

SYNTHESIS OF 1-METHYL-3-(1-(4-NITROPHENYL)-5-(TRIMETHYLSILYL)-1H-1,2,3-TRIAZOLE-4-YL)-1H-INDOLE

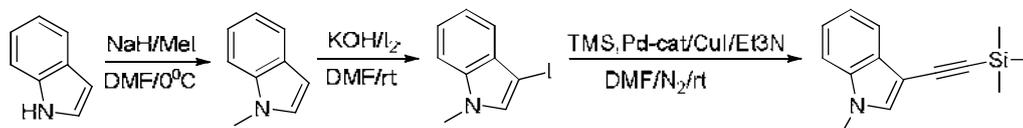
A.K. Kuanysheva, M.A. Morozova

Scientific supervisor: Assistant Professor M.E. Trusova, Ph.D.
National Research Tomsk Polytechnic University
E-mail: akk9@tpu.ru

Indole is an important heterocyclic molecule, which it is integrated into proteins in the form of amino acid tryptophan. It is the basis of drugs like indomethacin and provides the skeleton of indole alkaloid-biologically active compounds from plants, including strychnine and LSD [1].

The importance of indole nucleus led to the development of different bioactive compounds through variation of substituents in various positions of the indole ring. So introduction of indole ring into organic compounds can result in occurrence or strengthening of different properties. These compounds have been reported to possess various biological qualities such as antimicrobial, antiviral, insecticidal, analgesic, anti-inflammatory, antidepressant, anti-tubercular, anticancer, antihypertensive, antioxidant and anti-diabetic[2].

To prove these features a synthetic analysis of 1-methyl-3-((trimethylsilyl) ethynyl)-1H-indole was carried out as follows:



After the contact chain conversion 1-methyl-3-((trimethylsilyl) ethynyl)-1H-indole was obtained and involved in the innovative reaction of 1,3-dipolar cycloaddition (Fig. 1) in the presence of a system of Zn(OAc)₂/ascorbic acid according to general scheme:

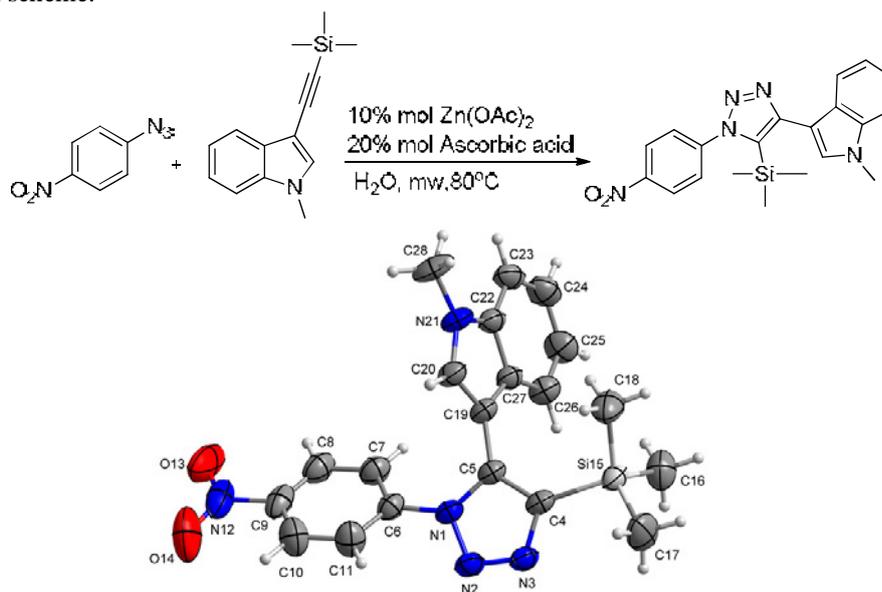


Fig. 1. X-Ray structure of 1-methyl-3-(1-(4-nitrophenyl)-5-(trimethylsilyl)-1H-1,2,3-triazole-4-yl)-1H-indole

Thus, it was proved that the reaction of 1,3-dipolar cycloaddition can be carried out with acetylenes of different nature in the presence of the system of Zn(OAc)₂/ascorbic acid.

References

1. Sravanthi T.V., Manju S.L. // Eur. J. of Pharmaceutical Sciences. – 2016. – Vol. 5. – P. 25.
2. Todd R., Hossain M.M. // Synthesis. – 2009. – Vol. 11.

EFFECT OF THE SR-CONTAINING HYDROXYAPATITE NANOPARTICLES DOPING ON THE POLYMER FIBER MORPHOLOGY WITHIN THE 3-D ARTIFICIAL SCAFFOLDS FOR BONE TISSUE REGENERATION

E.V. Melnik^a, S.N. Gorodzha^b, M.A. Surmeneva^c, R.A. Surmenev^d

National Research Tomsk Polytechnic University
^ameliza_94@mail.ru, ^bsveta_gorodzha@mail.ru, ^cfeja-mari@yandex.ru, ^drsurmenev@mail.ru

Functionalized 3-D scaffolds based on polycaprolactone (PCL) with strontium-containing hydroxyapatite (Sr-HA) were prepared *via* electrospinning technique. Scanning electron microscopy (SEM) and Fourier transform infrared spectroscopy (FTIR) were used to investigate the structure and morphology of the scaffolds. The experimental results revealed that due to incorporation of Sr-HA particles into the polymer fibers, the surface of PCL/Sr-HA hybrid 3-D polymer scaffolds possessed porous and rough structure, which potentially should provide stimulation of adhesion and growth of bone cells.

Keywords: strontium-containing hydroxyapatite, polycaprolactone, electrospinning, fiber morphology, tissue engineering.

Introduction

HA is the major inorganic component of bone, and also reveals bioactive, biodegradable and osteoconductive properties [1]. The use of strontium in the regeneration of bone stimulates bone formation decreases bone resorption and reduces the risk of vertebral fractures in postmenopausal osteoporosis [2]. Thereby, the combination of these components is a perspective for application in the treatment of bone diseases. However, the poor mechanical properties are typical for pure Sr-HA. Thus, it is expedient to mix Sr-HA material with biodegradable polymer such as PCL since it is non-toxic and possesses the mechanical properties, which are appropriate for bone tissue engineering. In this paper, electrospinning is used for synthesis PCL/Sr-HA hybrid scaffolds. The structure and morphology of scaffolds are investigated and compared with pure PCL scaffolds as a control.

Materials and methods

PCL and Sr-HA hybrid scaffolds with randomly oriented (*r/o*) fiber structure were fabricated using electrospinning process. The electrospinning parameters for synthesis of the scaffolds were: voltage = 8 kV, feeding rate = 3.6 ml/h, distance = 80 mm, the inner diameter of spinneret = 0.8 mm. For obtaining PCL/Sr-HA hybrid polymer composition, Sr-HA particles and PCL polymer were dispersed in chloroform. The pure PCL solution was prepared at the same time with the concentration of 9 wt%. At first, these suspensions were achieved by stirring the mixture for 24 hours, and then, were stabilized in ultrasonic bath for 0.5 h. The morphology of polymer fibers was investigated by JOEL JSM-7500F SEM an accelerating voltage of 10 kV. Fiber chemical bonding structure of PCL, PCL/Sr-HA scaffolds and Sr-HA powder as a control was analysed using FTIR (Bruker Tensor 37).

Results and discussion

The morphology of 3-D scaffolds are shown in Figure 1. SEM micrographs were analysed by ImageJ software, where the average diameters of fibers and particles in PCL and PCL/Sr-HA were measured.

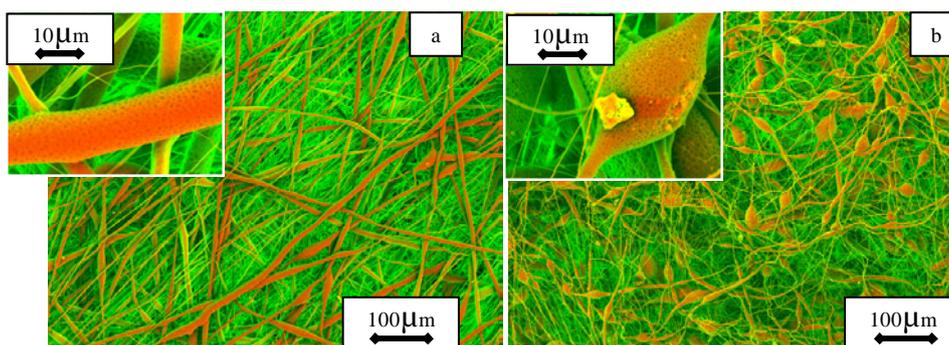


Fig. 1. SEM micrographs of the polymer fiber of a) PCL *r/o*, b) PCL/Sr-HA *r/o* 3-D scaffolds

The scaffolds, which are synthesized from the pure PCL solution, have the fiber with the diameter of $10.86 \pm 1.19 \mu\text{m}$. The average fiber diameter for PCL/Sr-HA scaffolds is of $20.29 \pm 4.93 \mu\text{m}$ and average particle diameter is of $5.91 \pm 1.62 \mu\text{m}$. In the sample with pure PCL, the homogeneous fiber structure is observed. However, it can be seen that the most of the fiber diameters on the samples with PCL/Sr-HA are less than $1 \mu\text{m}$. It should be mentioned that Sr-HA particles introduced inside the polymer fiber. Moreover, Sr-HA nanoparticles embed and accumulated within the fibers. As a result, hybrid scaffolds have the rough surface, which can stimulate the adhesion and growth of bone cell [3].

FTIR spectroscopy is a powerful tool for characterization of the bonding configuration in the PCL and PCL/Sr-HA composite scaffolds. Sr-HA powder was analyzed as a control. In the case of Sr-HA modified scaffolds, several

characteristic bands of PCL were observed. Moreover, the typical infrared bands of HA phase were identified. However, the main stretching mode at 1021 cm^{-1} assigned to functional group PO_4^{3-} was overlapped by the bands correspond to PCL. These results confirmed a successful introduction of Si-HA particles into the polymer fiber structure [4].

Conclusion

PCL/Sr-HA hybrid scaffold was prepared by electrospinning. In comparison with pure PCL scaffold PCL/Sr-HA 3-D scaffold demonstrated rough and uniform surface due to the incorporation of Sr-HA particles. As a result, addition of Si-HA nanoparticles had a significant influence on the final fiber morphology of the scaffolds prepared by electrospinning process. Furthermore, the presence of Sr-HA nanoparticles in the fabricated composites was confirmed by FTIR analysis.

*The authors would like to thank Prof. Dr. Florian Kraus for support in performing experiment.
This research was supported by the Federal Target Program #14.587.21.0013
(a unique application number 2015-14-588-0002-5599).*

References

1. Suganthi R.V., Elayaraja K., Joshy M.A. et al. Fibrous growth of strontium substituted hydroxyapatite and its drug release // Materials Science and Engineering. – 2011. – Vol. 31. – P. 593–599.
2. O'Donnell M.D., Fredholm Y., De Rouffignac A., Hill R.G. Structural analysis of a series of strontium-substituted apatites // Acta Biomaterialia. – 2008. – Vol. 4. – P. 1455–1464.
3. Deng X.L., Sui G., Zhao M.L. et al. Poly (L-lactic acid)/hydroxyapatite hybrid nanofibrous scaffolds prepared by electrospinning // Journal of Biomaterials Science. Polymer Edition. – 2007. – Vol. 18. – P. 117–130.
4. Kim H.W., Kim H.E. Nanofiber generation of hydroxyapatite and fluor-hydroxyapatite bioceramics // Journal of Biomedical Materials Research. Part B: Applied Biomaterials. – 2006. – Vol. 77. – P. 323–328.

СИНТЕЗ ПРИРОДНЫХ АРИЛГЛИКОЗИДОВ, ПРОИЗВОДНЫХ ВАНИЛИНОВОГО И 3,4-ДИГИДРОКСИБЕНЗИЛОВОГО СПИРТОВ

Д.Л. Аветян

Научный руководитель: старший преподаватель, к. х. н. Е.В. Степанова
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: ave.dave@mail.ru

Арилгликозиды – малотоксичные и высокоэффективные природные соединения, выделяемые из растительного сырья, потенциально обладающие высокой биологической активностью, и привлекательные для применения в медицинской практике. Однако, экстракты растительного сырья, из которых можно выделить арилгликозиды, являются многокомпонентными системами, что затрудняет выделение индивидуальных компонентов в количествах достаточных для фармакологического изучения.

Таким образом, целью нашей работы является разработка методов синтеза природных арилгликозидов, производных ванилинового и 3,4-дигидроксибензилового спиртов, которые являются вторичными метаболитами растений таких семейств, как *Orchidaceae*, *Lamiaceae*, *Nelumbo*, и других.

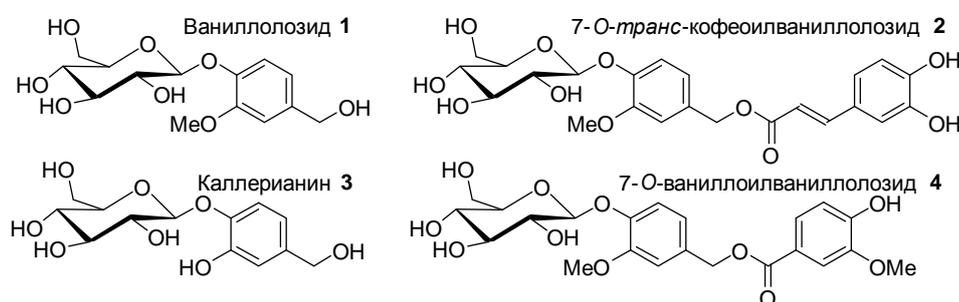


Рис. 1. Рассматриваемые арилгликозиды

Одним из таких гликозидов является ваниллолозид **1** (рис. 1), содержащийся в тычинках лотоса орехоносного, корнях колокольчика, листьях груши Каллери, и других растениях, по результатам биологических тестов [1] обладает ингибирующим эффектом по отношению к ацетилхолинэстеразе, что позволяет рассматривать его в качестве перспективного препарата в лечении болезни Альцгеймера. Кроме того, было показано, что это соединение обладает цитотоксичной активностью, в особенности против раковых клеток HeLa (рак шейки матки) и MCF-7 (рак молочной железы) [2].

Помимо ваниллолозида **1** из некоторых растений, в частности стрихноса (*Strychnos axillaris* Colebr.), были выделены 7-*O*-*транс*-кофеоилваниллолозид **2**, каллерианин **3** (рис. 1) и другие гликозиды, также обладающие специфичной фармакологической активностью [3].

Перечисленные арилгликозиды были выделены из растений, что требовало больших затрат природного, зачастую труднодоступного сырья, а выходы составляли лишь несколько миллиграмм. При этом, в химическом синтезе есть возможность использовать более доступные и дешёвые субстраты, получая при этом, более высокие выходы. Кроме того, синтетическим путём можно модифицировать полученные гликозиды, улучшая их свойства, или получая новые, неизвестные ранее продукты, например, 7-*O*-бензоилваниллолозид **4** (рис. 1), впервые предложенный нами.

Для синтеза целевых соединений мы разработали методику, предполагающую использование в качестве начального субстрата глюкозу (из которой получали ацетобромглюкозу (АБГ) – гликозил-донор), и формилфенолов. Так, для получения промежуточного соединения **7** ванилин **5** (рис. 2) гликозилировали АБГ по методу Кёнингса–Кнорра [4], с применением оксида серебра Ag₂O, что позволило добиться довольно больших выходов (60%). Однако гликозилирование протокатехового альдегида **6** в этих же условиях невозможно, поэтому его гликозилировали с применением раствора щёлочи в ацетоне с выходом 20% [5]. На следующей стадии полученные альдегиды **7**, **8** восстанавливали до спиртов **9** и **10**, соответственно, боргидридом натрия (NaBH₄) в межфазовых условиях [6]. Реакции снятия защитных ацетильных групп гликозидов **9** и **10** были проведены в присутствии метилата натрия с получением ваниллолозида **1** (70%) и каллерианина **3**, соответственно.

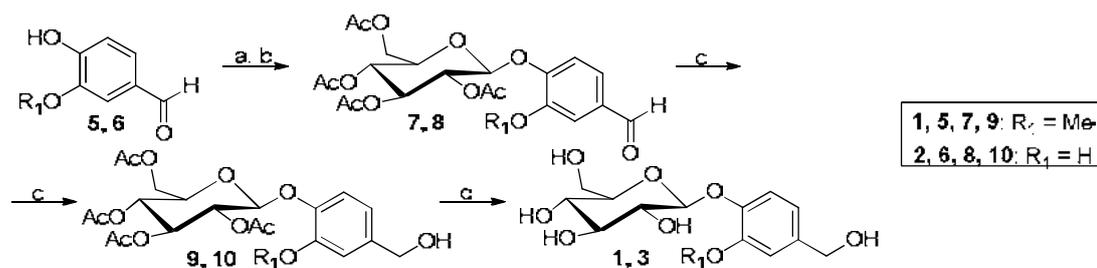


Рис. 2. Схема синтеза целевых гликозидов **1** и **3**: а – Ag₂O, АБГ, хиолин, 2 ч (60%); б – NaOH (2н)/ацетон, атм. N₂, 8 ч (20%); с – NaBH₄, СТМАВ, CHCl₃, H₂O, RT, 4 ч (68% по **9**); д – MeOH, MeONa, 10 мин (70%)

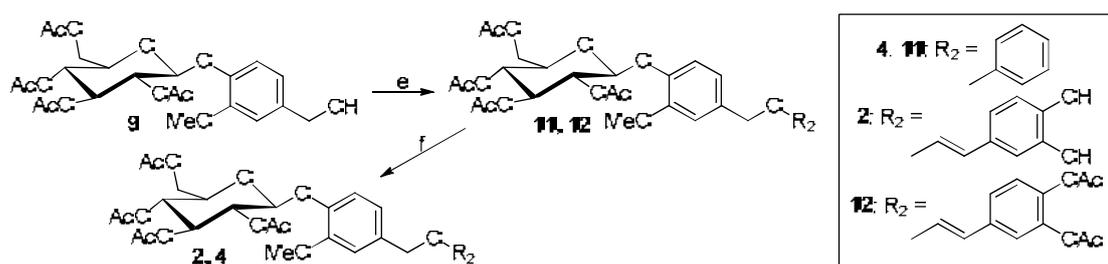


Рис. 3. Схема синтеза целевых гликозидов **2** и **4**: е – R₂COCl, Py, CHCl₃, 24 ч; ф – HCl/EtOH/H₂O (1:3:1)

Для получения ацил-производных ваниллозида **1** нельзя его ацилировать напрямую, поскольку гидроксильные группы глюкозы достаточно реакционноспособны, для этого необходимо использовать промежуточный гликозид **9**, так как он содержит только один свободный гидроксил (в агликоне). Так, перацетат 7-*O*-*транс*-кофеилваниллозида **11** был получен из соединения **9** (рис. 3) ацилированием хлорангидридом диацетата кофейной кислоты. Аналогичная реакция с хлорангидридом бензойной кислоты была проведена для получения перацетата 7-*O*-бензоилваниллозида **12**.

На последней стадии – стадии получения целевых гликозидов **2** и **4** (рис. 3) – производилось селективное удаление ацетильных групп системой HCl/EtOH/CHCl₃ (1:3:1) [7]. Эта система позволяет селективно гидролизовать ацетильные защитные группы, сохраняя при этом другие сложноэфирные связи, присутствующие в гликозидах **11** и **12**.

Таким образом, нами впервые были синтезированы следующие арилгликозиды: ваниллозид **1**, 7-*O*-*транс*-кофеилваниллозид **2**, каллерианин **3**, 7-*O*-бензоилваниллозид **4**.

Список литературы

1. Jung H.A. et al. Selective cholinesterase inhibitory activities of a new monoterpene, diglycoside and other constituents from *Nelumbo nucifera* stamens // *Biol. Pharm. Bull.* – 2010. – Vol. 33, No. 2. – P. 267–272.
2. Argyropoulou A. et al. Polar constituents of *Marrubium thessalum* Boiss. & Heldr. (Lamiaceae) and their cytotoxic/cytostatic activity // *Phytother. Res.* – 2012. – Vol. 26. – P. 1800–1806.
3. Qing-Hu W. et al. Anti-inflammatory effects and structure elucidation of two new compounds from *Astragalus membranaceus* (fisch) Bge. var. *mongholicus* (Bge) Hsiao // *J. Mol. Struct.* – 2014. – Vo. 1074. – P. 284–288
4. Igarashi K. The Koenigs–Knorr reaction // *Adv. Carbohydr. Chem. Biochem.* – 1977. – Vol. 34. – P. 243–283.
5. Ferrari E. et al. Synthesis, cytotoxic and combined cDDP activity of new stable curcumin derivatives // *Bioorg. Med. Chem.* – 2009. – Vol. 17, No. 8. – P. 3043–3052.
6. Stepanova E.V. et al. Synthesis of acyl derivatives of salicin, salirepin, and arbutin // *Carbohydr. Res.* – 2014. – Vol. 388. – P. 105–111.
7. Belyanin M.L. et al. First total chemical synthesis of natural acyl derivatives of some phenolglycosides of the family Salicaceae // *Carbohydr. Res.* – 2012. – Vol. 363. – P. 66–72.

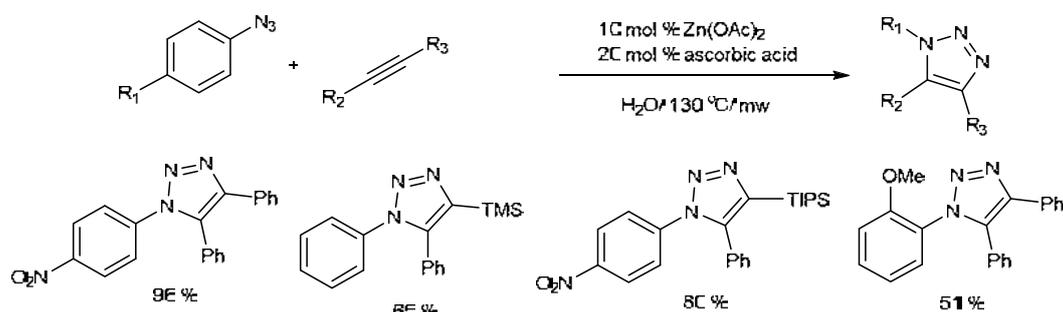
РЕАКЦИЯ АЗИД-АЛКИНОВОГО ЦИКЛОПРИСОЕДИНЕНИЯ АРИЛАЗИДОВ С БИФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ АЦЕТИЛЕНАМИ ПРИСУТСТВИИ $Zn(OAc)_2$

Б. Батсайхан, М.А. Морозова

Научный руководитель: доцент, к. х. н. М.Е. Трусова
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: morozovama@tpu.ru

В 2001 году К.В. Sharpless и V.V. Fokin [1, 2] открыли способность меди катализировать Азид-Алкиновое циклоприсоединение алкинов с азидами с образованием 1,4-дизамещенных-1,2,3-триазолов. Данное открытие дало начало новым подходам в различных науках. [4–6] Однако у медных катализаторов существует ряд недостатков, а именно сложность отделения от реакционной смеси, длительность процесса.

В данной работе мы предлагаем универсальный подход для реакции азид-алкинового циклоприсоединения азидов с бифункциональными ацетиленами в присутствии каталитической системы $Zn(OAc)_2$ /аскорбиновая кислота по схеме:



Таким образом, нами разработан универсальный метод синтеза 1,4,5-тризамещенных-1,2,3-триазолов основанный на использовании $Zn(OAc)_2$ в воде. Данное превращение протекало в присутствии 10 мольных % $Zn(OAc)_2$ и 20 мольных % аскорбиновой кислоты. Структуру полученных 1,4,5-тризамещенных-1,2,3-триазолов доказывалось с помощью ЯМР-спектроскопии и рентгеноструктурного анализа.

В результате мы разработали мягкий регеоселективный метод позволяющий синтезировать ряд 1,4,5-тризамещенных-1,2,3-триазолов.

Список литературы

1. Rostovtsev V.V. et al. A stepwise Huisgen cycloaddition process: copper (I)-catalyzed regioselective “ligation” of azides and terminal alkynes // *Angewandte Chemie*. – 2002. – Vol. 114, No. 14. – P. 2708–2711.
2. Hein J.E., Fokin V.V. Copper-catalyzed azide–alkyne cycloaddition (CuAAC) and beyond: new reactivity of copper (I) acetylides // *Chemical Society Reviews*. – 2010. – Vol. 39, No. 4. – P. 1302–1315.
3. Wu P. et al. Efficiency and fidelity in a click chemistry route to triazole dendrimers by the copper (I)-catalyzed ligation of azides and alkynes // *Angewandte Chemie*. – 2004. – Vol. 116, No. 30. – P. 4018–4022.
4. Tsarevsky N.V., Sumerlin B.S., Matyjaszewski K. Step-growth click coupling of telechelic polymers prepared by atom transfer radical polymerization // *Macromolecules*. – 2005. – Vol. 38, No. 9. – P. 3558–3561.
5. Binder W.H., Sachsenhofer R. ‘Click’ chemistry in polymer and materials science // *Macromolecular Rapid Communications*. – 2007. – Vol. 28, No. 1. – P. 15–54.
6. Fournier D., Hoogenboom R., Schubert U.S. Clicking polymers: a straightforward approach to novel macromolecular architectures // *Chemical Society Reviews*. – 2007. – Vol. 36, No. 8. – P. 1369–1380.

**НАНОКОНЬЮГАТ НА ОСНОВЕ МАГНИТНЫХ НАНОЧАСТИЦ Fe₃O₄,
НАЦЕЛЕННЫХ pH-ЗАВИСИМЫМ ВСТРАИВАЮЩИМСЯ ПЕПТИДОМ
ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ОПУХОЛЕЙ МЕТОДОМ МРТ**

О.Я. Брикунова¹, Л.В. Ефимова²

Научный руководитель: доцент, к. б. н. А.Г. Першина

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Сибирский государственный медицинский университет

E-mail: osy_23@mail.ru

Заболеемость злокачественными опухолями на сегодняшний день занимает одну из лидирующих позиций в структуре смертности. Успех терапии опухолей во многом определяется обнаружением опухоли на ранней стадии и последующим тотальным уничтожением перерожденных клеток. Адресный подход в диагностике и лечение онкологических заболеваний является одним из наиболее перспективных. Поэтому создание систем, селективно накапливающихся в опухоли и обеспечивающих ее последующую локализацию методами неинвазивной визуализации является высоко востребованным в области биомедицины. Одним из примеров такой системы является наноконъюгат на основе магнитных наночастиц Fe₃O₄, нацеленных pH-зависимым встраиваемым пептидом (Fe₃O₄-pHLIP), который ранее был получен нашей исследовательской группой [1].

Целью настоящей работы было исследовать способность наноконъюгата Fe₃O₄-pHLIP селективно накапливаться в экспериментальной опухоли (ксенографт) и обеспечивать ее последующую локализацию методом магнитно-резонансной томографии (МРТ).

Эксперимент проводили на иммунодефицитных мышах линии SCID, с трансплантированной опухолью человека MDA-MB-231, на базе SPF-вивария ИЦИГ СО РАН (г. Новосибирск). 50·10⁶ клетки опухоли перевивали мышам подкожно в области правой лопатки. После развития опухоли животным экспериментальной группы (n=5) внутрибрюшинно вводили раствор наноконъюгата (2 мг/кг). В качестве контроля использовали 5 мышей без введения препарата. Животных сканировали на МР-томографе (Bruker Biospec, 11,7 Т) через 2 и 40 часов после введения наноконъюгата. После сканирования животных умерщвляли используя СО₂, и забирали образцы тканей органов (селезенка, печень, почка, тимус) и опухоли для определения концентрации железа в тканях (феррозиновый метод) и исследований методами гистологического анализа (окрашивание по Перлсу) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

На T2-взвешанных МРТ изображениях экспериментальных животных регистрировали снижение интенсивности сигнала от опухоли уже через два часа после введения наноконъюгата, на T2-изображениях полученных через 40 часов после введения подавление сигнала от опухоли усиливалось, что свидетельствует о накоплении наноконъюгата в опухоли. Эффективное накопление железа в опухоли было подтверждено данными гистологического анализа и определения концентрации железа в тканях. По данным исследования ткани опухоли методом ПЭМ обнаруживали массивное скопление наноконъюгатов во внутриклеточных везикулах.

Таким образом, наноконъюгат Fe₃O₄-pHLIP может быть успешно использован для визуализации опухоли методом МРТ, за счет его способности селективно накапливаться в клетках опухоли.

Список литературы

1. Demin A.M., Pershina A.G., Nevskaya K.V. et al. Correction: pHLIP-modified magnetic nanoparticles for targeting acidic diseased tissue // RSC Advances. – 2016. – Vol. 6. – P. 60196–60199.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ АКТИВАЦИИ КАРБОКСИЛЬНОЙ ГРУППЫ D-ГАЛАКТУРОНОВОЙ КИСЛОТЫ

С.С. Власов, М.С. Ларькина, О.А. Карманова

Научный руководитель: профессор, д. х. н. М.С. Юсубов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: unreal800@gmail.com

Одними из основных лекарственных средств для терапии таких вирусных заболеваний как гепатиты являются интерфероны (ИНФ). Применение интерферона альфа 2 в комплексной терапии с такими средствами как рибавирин обеспечивает высокую эффективность лечения даже осложненных форм гепатита [1]. Однако применение нативных интерферонов ограничивается определенными недостатками, а именно, ускоренное выведение и метаболизм, что вызывает скачки концентрации интерферона в крови до концентраций ниже терапевтических. Это весьма существенно снижает эффективность терапии. Являясь белками, ИНФ легко разрушаются ферментами в желудочно-кишечном тракте и протеазами крови, что снижает их биодоступность и вынуждает клиницистов увеличивать дозу и частоту введения препарата [2]. Так же применение нативных интерферонов может вызывать возникновение не желательных иммунных реакций, что в свою очередь ограничивает его применение.

Для решения данной проблемы разрабатываются методы химической модификации интерферонов, а именно, получения структуры, с ковалентно-связанным полиэтиленгликолем (ПЭГ) различной молекулярной массы. Пегилированные интерфероны обладают гораздо большим временем полувыведения из организма, в результате чего отсутствуют сильные колебания концентраций в организме. Так же они гораздо реже вызывают иммунный ответ. К сожалению, препараты пегилированных интерферонов являются весьма дорогостоящими, что ограничивает их применение. Кроме того, ПЭГ является неприродным соединением. В связи с этим разрабатываются новые способы модификации интерферонов, например с природными полисахаридами, в частности с гиалуроновой кислотой [3].

Целью данной работы явилась разработка способа химической модификации интерферонов путем образования ковалентной связи между молекулами интерферона и цитрусового пектина.

Поскольку в структуру цитрусового пектина входят остатки уроновых кислот (в частности D-галактуроновая кислота), то были подобраны условия для проведения активации карбоксильной группы D-галактуроновой кислоты. Активированные карбоксильные группы цитрусового пектина в дальнейшем будут способны образовывать амидные связи с остатками аминокислоты лизина в структуре ИНФ.

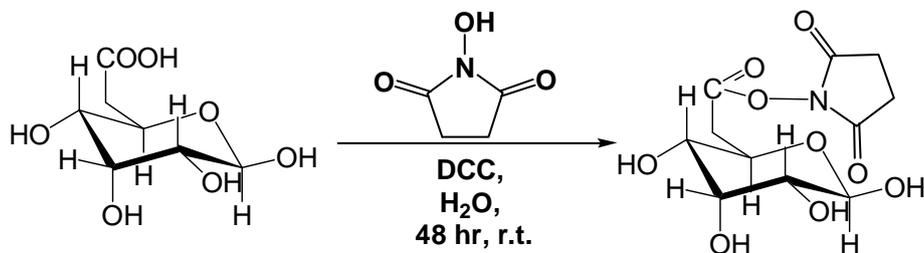


Рис. 1. Реакция активации карбоксильной группы D-галактуроновой кислоты

Одним из эффективных способов активации карбоновых кислот является получение их эфиров с сильными акцепторными заместителями. Для этого нами выбран метод активации N-гидроксисукцинимидом (NHS) в присутствии N,N-дициклогексилкарбодиимида (DCC). Данный способ отличается простотой, доступностью реактивов, не требует в данном случае нагревания, имеет высокие выходы активированной кислоты (рис. 1).

В результате работы была оптимизирована процедура активации D-галактуроновой кислоты и была предложена следующая методика синтеза эфира гидроксисукцинимида D-галактуроновой кислоты: 0,1000 г (0,52 ммоль) D-галактуроновой кислоты растворяют в 2 мл воды очищенной, затем добавляют 0,0718 г (0,63 ммоль) N-гидроксисукцинимида и 0,1288 г (0,63 ммоль) N,N-дициклогексилкарбодиимида. Перемешивают 48 часов при комнатной температуре. Выпавший осадок N,N-дициклогексилмочевины отфильтровывают. Фильтрат экстрагируют метилхлоридом (3 раза), очищенный водный слой лиофильно высушивают. Выход продукта составил 87%. Идентификацию активированной D-галактуроновой кислоты осуществляли с помощью ИК- и ЯМР-спектроскопии.

Таким образом, была предложена простая методика активации карбоксильной группы в D-галактуроновой кислоте, используя воду очищенную в качестве растворителя. В дальнейшем предложенная методика будет использована для образования биоконъюгатов интерферонов с цитрусовым пектином.

Список литературы

1. Ивашкин В.Т., Морозова М.А., Маевская М.В. и др. Препараты растительного происхождения в лечении гепатита С // Российский журнал гастроэнтерологии, гепатологии, колопроктологии. – 2009. – Т. 19, № 3. – С. 70–75.
2. Шитикова О.Г. Иммуотропные эффекты иммобилизованного интерферона альфа-2В и механизм его действия : автореф. дис. ... канд. мед. наук. – Томск, 2016. – 6 с.
3. Schante С.Е., Zuber G., Herlin C. et al. Chemical modifications of hyaluronic acid for the synthesis of derivatives for a broad range of biomedical applications // Carbohydrate polymers. – 2011. – Vol. 85, No. 3. – P. 469–489.

СИНТЕЗ 3-ДИАЗОНИЙ-2-ФЕНИЛИНДОЛ ТОЗИЛАТА КАК ПЕРСПЕКТИВНОГО СУБСТРАТА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОИЗВОДНЫХ ИНДОЛ-ПИРРОЛОВ

Д.Е. Воткина, А.Г. Фефелова

Научный руководитель: профессор, д. х. н. В.Д. Филимонов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: dev2@tpu.ru

Алкалоидные соединения пиррола группы продигиозина образуют особую главу в химии природных продуктов [1]. В связи с большой практической значимостью ярко-красного пигмента продигиозина, синтезируемого энтеробактериями *Serratia marcescens*, возникает необходимость в наработке больших количеств пигмента [2–4].

Существует несколько способов получения продигиозина и его производных синтетическим путем. Синтез подобных молекул многостадийный и с низким общим выходом 0,3% [1]. В настоящее время актуальна проблема синтеза составляющих молекулы продигиозина, а именно производных индол-пирролов (2,2'-индол-пиррол, 3,2'-индол-пиррол, 2,3'-индол-пиррол, 3,3'-индол-пиррол), т.к. эта стадия имеет самый низкий выход целевых продуктов [5].

Целью нашего исследования является получение соответствующих 2 и 3-аминоиндолов, с целью их дальнейшего диазотирования, исследования стабильности и реакционной способности в различных реакциях. Для разработки подходов к получению конечного продукта 3-диазо-2-фенилиндол тозилата в качестве исходного субстрата использовали фенилгидразон ацетофенона, который циклизуется и в дальнейшем вступает в реакцию электрофильного замещения [6–8]. После получения 3-нитрозо-2-фенилиндол провели реакцию восстановления с последующим диазотированием *t*-BuONO в уксусной кислоте (рис. 1) [8–9]. В результате осуществления данной цепочки превращений был получен конечный продукт 3-диазо-2-фенилиндол тозилат.

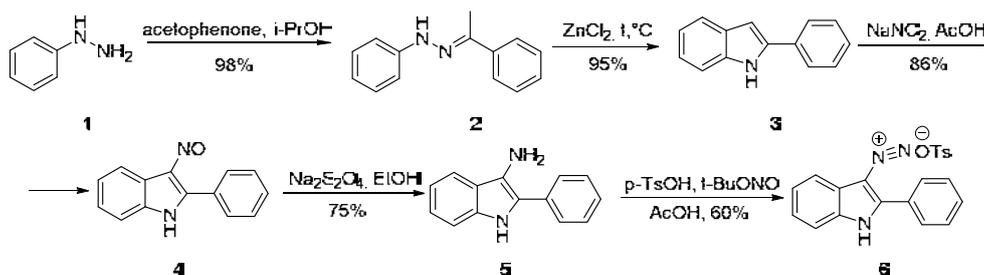


Рис. 1. Схема синтеза 3-диазониий-2-фенилиндол тозилата

Структуры 2-5 были доказаны физико-химическими методами анализа: ^1H ЯМР, ИК, ГХ МС.

Полученный с 60% выходом 3-диазониий-2-фенилиндол тозилат представляет собой темно-изумрудное масло. Однако по результатам ^1H ЯМР исследования полученная тозилатная соль 3-диазониий-2-фенилиндол **6** представляет собой смесь целевого, исходного и побочного продуктов. Таким образом, на данном этапе необходимо подобрать методику получения чистого вещества, увеличить конверсию.

Также перспективным направлением является получение из соединения **6** 3-йод-2-фенилиндола, т.к. йод является хорошо уходящей группой в реакциях С-С – сочетания.

Список литературы

1. Furstner A. Chemistry and biology of roseophilin and the prodigiosin alkaloids: a survey of the last 2500 years // *Angewandte Chemie International Edition*. – 2003. – Vol. 42, No. 31. – С. 3582–3603.
2. Montaner B. et al. Prodigiosin from the supernatant of *Serratia marcescens* induces apoptosis in haematopoietic cancer cell lines // *British Journal of Pharmacology*. – 2000. – Vol. 131, No. 3. – P. 585–593.
3. Han S.B. et al. T-cell specific immunosuppression by prodigiosin isolated from *Serratia marcescens* // *International Journal of Immunopharmacology*. – 1998. – Vol. 20, No. 1. – P. 1–13.
4. Montaner B., Perez-Tomas R. Prodigiosin-induced apoptosis in human colon cancer cells // *Life sciences*. – 2001. – Vol. 68, No. 17. – P. 2025–2036.
5. Kumar K. et al. Prodigiosin alkaloids: recent advancements in total synthesis and their biological potential // *RSC Advances*. – 2015. – Vol. 5, No. 15. – P. 10899–10920.
6. La Regina G. et al. Open vessel and cooling while heating microwave-assisted synthesis of pyridinyl N-aryl hydrazones // *ACS combinatorial science*. – 2010. – Vol. 13, No. 1. – P. 2–6.
7. Boido C.C. et al. Formation of basic compounds during the indole cyclization of ketone phenylhydrazones // *Journal of Heterocyclic Chemistry*. – 1998. – Vol. 35, No. 4. – P. 853–858.
8. Jagtap P., Szabo C., Salzman A.L. Isoquinoline derivatives and methods of use thereof / Patent No. 7,268,143. Washington, DC: U.S. – U.S. Patent and Trademark Office. – 2007.
9. Filimonov V.D. et al. Unusually stable, versatile, and pure arenediazonium tosylates: their preparation, structures, and synthetic applicability // *Organic Letters*. – 2008. – Vol. 10, No. 18. – P. 3961–3964.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДРЕВЕСНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА БИОРАЗЛОЖЕНИЕ КОМПОЗИТА

Н.Р. Галяветдинов, Р.Р. Сафин, Л.В. Ахунова, А.Ф. Гараева

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Р.Р. Сафин
Казанский национальный исследовательский технологический университет
E-mail: nour777@mail.ru

Известно, что объем производства полимерных материалов в последние годы непрерывно и быстро возрастает. При этом, возникают вопросы как повышения надежности, качества, долговечности, получаемых из них изделий, так и вопросы утилизации после истечения срока эксплуатации. Ни захоронение пластмассовых отходов, ни сжигание, ни пиролиз не могут улучшить экологическую обстановку. В определенной степени решает этот вопрос, повторная переработка, но и здесь требуются значительные трудовые и энергетические затраты: отбор из бытового мусора полимерной пластической тары и упаковки, разделение по виду пластика, мойка, сушка, измельчение и только затем переработка в конечное изделие. Следует отметить, что сбор и переработка вторичного и сырья приводит к удорожанию упаковки, а качество рециклизованного полимера также оказывается ниже продукта, полученного непосредственно из первичного сырья. К тому же не каждый потребитель согласен использовать упаковку из переработанных отходов.

Радикальным решением проблемы «полимерного мусора» является создание и освоение широкой гаммы полимеров, способных при соответствующих условиях разлагаться на безвредные для природы компоненты. В мире разрабатываются серии биоразлагаемых материалов различного состава и назначения. Существуют синтетические материалы на основе классических полимеров (полиэтилен, полипропилен и т.д.), насыщенных добавками, ускоряющими деструкцию базового полимера. К таким добавкам относятся сополимеры на основе этилена и моносахарида углерода, винилкетоны и другие материалы [1–4].

С целью ускорения фото- и биоразложения из композиционного материала на основе полиэтилена, в последнее время для изготовления пленок и упаковок для нужд сельского хозяйства, вводят пульпу целлюлозы, крахмал или фрагменты, содержащие карбонильные группы. Полученная из данного материала упаковка сохраняется в течение 5–6 недель, остатки пленки исчезают при бороновании и запахивании. При этом, несмотря на то, что такие композиции, в особенности с полиэтиленом, условно относят к биоразлагаемым, не являются таковыми, так как в процессе компостирования наблюдается быстрое разложение крахмала, а синтетический полимер в большинстве случаев не подвергается биоразложению. Поэтому главной задачей исследований на сегодняшний день является создание полностью биоразлагаемого в природных условиях материала.

В работе представлены результаты исследования композиционных материалов, на основе биоразлагаемых полимеров, основной матрицей которых выступал биоразлагаемый полимер в виде порошка поливинилового спирта (ПВС), а в качестве наполнителя использовались древесная стружка не подверженная термической обработке и стружка предварительно термомодифицированной древесины размерами до 2 мм, термопластичный крахмал. В исследованиях была рассмотрена способность разложения композита в зависимости от количества наполнителя и времени выдержки в грунте и в водной среде. Был проведен анализ водопоглощения и механических свойств композитов двух разных типов составов. Соотношение компонентов композита состава первого и второго типа указано в таблицах 1 и 2, соответственно.

Образцы разных составов были изучены на твердость, прочность на изгиб после выдержки образцов в грунте и водопоглощение в процессе выдержки образцов в водной среде. Изучение биодеградации полученных композитов проводилось в лабораторных условиях. Часть образцов подвергалась испытаниям в грунте, часть в водной среде [5].

В результате выдержки в тестовой среде были замечены снижения механических свойств композитов в зависимости от количества древесной стружки, времени выдержки и влажности тестовой среды. После выдержки заданное время образцы промывались дистиллированной водой, сушились в сушильном шкафу при $T=70\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение суток. Далее для каждого образца дюрометром была измерена их твердость по Шору по шкале А. Часть опытных образцов погружалась в воду и выдерживалась при нормальных условиях в течение нескольких недель. По истечении каждой недели измерялось водопоглощение каждого образца гравиметрическим методом, т.е. разницей веса образцов на момент погружения в воду и после.

В ходе проведенных работ было выявлено, что при увеличении содержания древесного наполнителя в образцах, твердость последних возрастает, однако, вследствие гигроскопичности древесного наполнителя и термопластичного крахмала, в поверхностном слое композитов появляется множество трещин, в связи, с чем образцы и поддаются быстрому разложению на ферменты. Показатели твердости (по Шору по шкале А) биоразлагаемых композитов с древесным наполнителем и термопластичным крахмалом были выше, чем соответствующие показатели пластин ПВС без наполнителя и крахмала. Кроме того, были получены результаты выдержки образцов в водной среде, в ходе которых установлено, что чистый образец поливинилового спирта более устойчив к воде, в то время как образцы, содержащие древесный наполнитель удерживают влагу за счет его адсорбции, что приводит к деструкции полимера. Отсюда следует то что, чем

выше содержание древесного наполнителя, тем более он неустойчив к влагопоглощению, тем более композит поддается скорейшему биораспаду.

Исследования показали, что твердость образцов с древесным наполнителем выше, чем твердость чистых образцов на основе поливинилового спирта и, при повышении количества древесного наполнителя, твердость биоразлагаемого композита возрастает. Также было выявлено, что с повышением в составе композита древесины, возрастает и водопоглощение, чем ускоряется процесс биоразложения. Что же касается испытаний второго типа композита, анализ результатов прочностных характеристик испытываемого материала показал, что предел прочности на растяжение для композитов с немодифицированным наполнителем выше, чем для композитов с древесным наполнителем, подвергнутым предварительной обработке, что объясняется ухудшением смачиваемости термически модифицированных древесных частиц.

Кроме того, установлено, что древесный наполнитель увеличивает способность к биологическому разложению. При этом предварительная термическая обработка древесного наполнителя снижает водопоглощение и способность к биодegradации, что может позволить регулировать продолжительность жизненного цикла изделия в зависимости от требуемых условий эксплуатации. Таким образом, управляя типом и количеством добавок в композиционном материале, можно получить композитные изделия с заранее заданными свойствами.

Представленная работа выполнялась при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук (МД-5596.2016.8).

Список литературы

1. Галяветдинов Н.Р. Биоразлагаемые полимеры как перспективное направление в производстве древесно-наполненных композитов // *Деревообрабатывающая промышленность*. – 2015. – № 4. – С. 49–52.
2. Галяветдинов Н.Р. Технология получения древесно-наполненных композиционных материалов с высокими эластическими характеристиками // *Вестник Казанского технологического университета*. – 2015. – Т. 18. – С. 267–269.
3. Галяветдинов Н.Р. Усовершенствование технологии изготовления древесно-наполненных композиционных материалов // *Деревообрабатывающая промышленность*. – 2012. – № 1. – С. 25–27.
4. Пат. 2464162 РФ. МПК8 В21N 3/18, С08L 97/02. Способ изготовления древесно-наполненного композиционного материала / Р.Р. Сафин, Н.Р. Галяветдинов и др. – Заявлено 14.02.2011; Опубл. 20.10.2012, Бюл. № 29.
5. Safin R.R. Study of strength characteristics of a composite based on polyvinyl alcohol, wood flour and thermoplastic starch // *International Multidisciplinary Scientific GeoConference "Renewable Energy Sources and Clean Technologies", SGEM 16th*. – 2016. – С. 661–667.

ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА НОВЫХ КОМПОЗИТОВ ПОЛИМОЛОЧНОЙ КИСЛОТЫ С ЗАКРЕПЛЕННЫМ НА ПОВЕРХНОСТИ ИОДОМ

С.И. Горенинский, К.С. Станкевич, Н.В. Даниленко

Научные руководители: профессор, д. х. н. В.Д. Филимонов; доцент, к. ф.-м. н. С.И. Твердохлебов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: semgor93@gmail.com

Биоразлагаемые полимеры нашли широкое применение в качестве материалов для изделий медицинского назначения [1]. Наиболее часто используемыми материалами подобного рода являются полимолочная кислота (ПМК) [2], полигликолевая кислота [3], поликапролактон [4], а также их сополимеры.

Иод известен своими антибактериальными свойствами, для медицинских целей наиболее часто используются молекулярный иод [5] и комплекс поливинилпирролидона с иодом [6]. Помимо этого, иод и его соединения используются в качестве рентгеноконтрастных агентов [7], и для радиотерапии изотопами иода [8]. Наиболее изученными и интенсивно применяемыми иодсодержащими полимерными материалами являются комплекс поливинилпирролидона и иода [9], а также нейлон-6, содержащий иод на поверхности волокон [10]. Однако композиты иода и ПМК не описаны.

В данной работе мы разработали метод, обеспечивающий нанесение и закрепление иода на поверхности изделий из ПМК и получили ранее неизвестные композиты, содержащие иод. Предлагаемый подход основан на обработке изделий из ПМК смесью «хороший/плохой растворитель» и ранее использовался для модификации поверхностей ПМК органическими веществами [11, 12]. Предлагаемый метод позволяет нанести на поверхность пленок из полимолочной кислоты до 0,04 г/см² иода, а также получить материалы на основе скаффолдов из полимолочной кислоты с содержанием иода до 0,07%. Методом УФ-спектрофотометрии оценена стабильность иодосодержащего слоя полимера в различных средах. Исследованы механические свойства полученных материалов. Тонкие пленки и скаффолды, модифицированные предлагаемым методом, проявляют антибактериальную активность в отношении *E. coli*.

Таким образом, с применением метода «хороший/плохой растворитель» получены материалы на основе полимолочной кислоты, содержащие на поверхности иод в качестве модифицирующего агента. Разработанные материалы проявляют биологическую активность. Кроме того, показана возможность применения предлагаемого метода для поверхностного модифицирования тканеинженерных матриц, полученных методом электроспиннинга. Полученные композиты могут найти применение в качестве бактерицидных и рентгеноконтрастных имплантатов, а также биосовместимых имплантов, содержащих радиоактивные изотопы иода, для радиотерапии.

Список литературы

1. Ambrose C.G., Clanton T.O. Bioabsorbable implants: review of clinical experience in orthopedic surgery // Annals of Biomedical Engineering Society – 2004. – Vol. 32, No.1. – P. 171–177.
2. Fernandez K., Aburto J., von Plessing C. et al. Factorial design optimization and characterization of poly-lactic acid (PLA) nanoparticle formation for the delivery of grape extracts // Food Chemistry. – 2016. – Vol. 207. – P. 75–85.
3. Rokutanda S., Yanamoto S., Yamada S. et al. Application of polyglycolic acid sheets and fibrin glue spray to bone surfaces during oral surgery: a case series // Journal of Oral and Maxillofacial Surgery. – 2015. – Vol. 73, No. 5. – P. 1017.
4. Douglas P., Kuhs M., Sajjia M. et al. Bioactive PCL matrices with a range of structural & rheological properties // Reactive and Functional Polymers. – 2016. – Vol. 101. – P. 54–62.
5. Lin H., Deng W., Zhou T. et al. Iodine-modified nanocrystalline titania for photo-catalytic antibacterial application under visible light illumination // Applied Catalysis B: Environmental. – 2015. – Vol. 176. – P. 36–43.
6. Jiang Y., Chen L., Zhang S. et al. Incorporation of bioactive polyvinylpyrrolidone-iodine within bilayered collagen scaffolds enhances the differentiation and subchondral osteogenesis of mesenchymal stem cells // Acta Biomaterialia. – 2013. – Vol. 9. – P. 8089–8098.
7. Yvette B.J. Aldenhoff Y.B.J., Krufft M.-A.B. et al. Stability of radiopaque iodine-containing biomaterials // Biomaterials. – 2002. – Vol. 23. – P. 881–886.
8. Eriguchi T., Yorozu A., Kuroiwa N. et al. Predictive factors for urinary toxicity after iodine-125 prostate brachytherapy with or without supplemental external beam radiotherapy // Brachytherapy. – 2016. – Vol. 15, No. 3. – P. 288–295.
9. Vogt P.M., Reimer K., Hauser J. et al. PVP-iodine in hydrosomes and hydrogel—A novel concept in wound therapy leads to enhanced epithelialization and reduced loss of skin grafts // Burns. – 2006. – Vol. 32, No.6. – P. 698–705
10. Singhal J.P., Ray A.R. Absorption of iodine on nylon-6 // Trends Biomater. Artif. Organs. – 2002. – Vol. 16, No.1. – P. 46–51.
11. Stankevich K.S., Gudima A., Filimonov V.D. et al. Surface modification of biomaterials based on high-molecular polylactic acid and their effect on inflammatory reactions of primary human monocyte-derived macrophages: perspective for personalized therapy // Mater. Sci. Eng. C. – 2015. – Vol. 51. – P. 117–126.
12. Goreninskii S., Stankevich K., Bolbasov E. et al. Comparison of the influence of “Solvent/Non-solvent” treatment for the attachment of signal molecules on the structure of electrospun PCL and PLLA biodegradable scaffolds // MATEC Web Conf. – 2016. – Vol. 79.

ГИБРИДНЫЕ БИОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИМОЛОЧНОЙ И ПОЛИАКРИЛОВОЙ КИСЛОТ

Н.В. Даниленко, К.С. Станкевич, С.И. Горенинский

Научные руководители: д. х. н., профессор В.Д. Филимонов; к. ф.-м. н, доцент С.И. Твердохлебов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: nvd1@tpu.ru

Свойства поверхности биоматериала играют ключевую роль при взаимодействии тела и имплантата [1]. Топография, химические свойства поверхности, наличие сайтов связывания, а также пористость являются одними из наиболее важных параметров, которые могут влиять на клеточный ответ [2–5]. Для того чтобы управлять клеточной адгезией, ростом и дифференцировкой было разработано множество методов модифицирования поверхности биоматериала [1, 6]. Большинство таких стратегий направлено на модифицирование поверхности биоразлагаемых полимерных материалов. В последние десятилетия эти биоматериалы были признаны самыми перспективными материалами для регенеративной медицины и тканевой инженерии [7–9].

Поли (молочная кислота) (ПМК) является биоразлагаемым полимером, который повсеместно используется для производства рассасывающихся швов, клипс, пластин, винтов и в качестве устройств доставки лекарств и покрытий для имплантатов, вследствие его биосовместимости и удобства при производстве медицинских материалов [10]. Однако ПМК имеет несколько недостатков, таких как гидрофобность, снижающая эффективность взаимодействия поверхности материала с клетками, небольшое количество реакционноспособных групп/сигнальных групп, обеспечивающих клеточное распознавание, на поверхности материала и затрудняющих химическую модификацию [11].

Методом, который позволяет обеспечить желаемые физико-химические и биологические свойства для биоматериалов на основе ПМК является присоединение биологически активных соединений на их поверхность с помощью вставки сшивающего агента между ПМК и целевым модифицирующим агентом. Сшивающий реагент должен обладать реакционноспособными группами, такими как: карбоксильные, гидроксильные или амино- группы, или их сочетание.

Поли (акриловая) кислота (ПАК) имеет одну карбоксильную группу на мономер, является биологически совместимым и гидрофильным полимером, таким образом, она имеет хороший потенциал для использования в качестве кросс-линкера [12]. ПАК является полианионом и ранее было установлено, что анионные поверхности демонстрируют меньшую цитотоксичность по сравнению с такими же катионными [3]. Мукоадгезивные свойства и способность к комплексообразованию также делает ПАК хорошим материалом для применения при заживлении ран и доставки целевого биологически активного соединения [13, 14].

Таким образом, актуальной задачей является разработка метода нанесения ПАК на ПМК.

Были получены гибридные биоматериалы на основе ПМК-ПАК методом нековалентного нанесения ПАК на поверхность биоматериала на основе ПМК без разрушающей обработки или использования присоединяющих реагентов с использованием метода «хороший/плохой» растворитель. Описанная методика позволяет получать материалы с различной поверхностной морфологией и улучшенной смачиваемостью (57, 62 и 66°). Полученные биоматериалы ПМК-ПАК могут быть дополнительно модифицированы флуоресцентными аминами 2-(5-аминобензо[d]оксазол-2-ил) фенолом и N-(2-(2-гидроксифенил)бензо[d]оксазол-5-ил) ацетамидом, что позволяет оценить емкость полученного слоя ПАК. Емкость созданного ПАК слоя изменяется от 1,5 до 0,1 мкмоль/см². Использование флуоресцентных аминов для количественного определения активных функциональных групп на поверхности композитных материалов является более доступным альтернативным методом XPS. На примере нанесения на поверхность полученных материалов BSA показана возможность нанесения белка (порядка 0,18 нмоль/см²) на поверхность для модулирования необходимого иммунного ответа. Исследование биосовместимости композитных материалов на первичных человеческих макрофагах показало, что полученные композитные материалы не цитотоксичны и не обладают провоспалительными свойствами.

Таким образом, нами был разработан метод, позволяющий закрепить слой ПАК на ПМК без разрушающей обработки и использования дополнительных реагентов. Полученные материалы обладают улучшенными физико-химическими и биологическими свойствами и могут служить в качестве субстрата для закрепления биологически активных соединений различной природы.

Список литературы

1. Sridharan R., Cameron A.R., Kelly D.J. et al. Biomaterial based modulation of macrophage polarization: a review and suggested design principles // *Materials Today*. – 2015. – Vol. 18. – P. 313–325.
2. Dalby M. J., Riehle M.O., Johnstone H. et al. In Vitro reaction of endothelial cells to polymer demixed nanotopography // *Biomaterials*. – 2002. – Vol. 23(14). – P. 2945–2954.
3. Wang Y.-X., Robertson J.L., Spillman W.B. et al. Effects of the chemical structure and the surface properties of polymeric biomaterials on their biocompatibility // *Pharm. Res.* – 2004. – Vol. 21(8). – P. 1362–1373.
4. Hersel U., Dahmen C., Kessler H. Modified polymers: biomaterials for stimulated cell adhesion and beyond // *Biomaterials*. – 2003. – Vol. 24(24). – P. 4385–4415.

5. Karageorgiou V., Kaplan D. Porosity of 3D biomaterial scaffolds and osteogenesis // *Biomaterials*. – 2005. – Vol. 26(27). – P. 5474–5491.
6. Saha K., Pollock J.F., Schaffer D.V. et al. Designing synthetic materials to control stem cell phenotype // *Curr. Opin. Chem. Biol.* – 2007. – Vol. 11 (4). – P.381–387.
7. Middleton J.C., Tipton A.J. Synthetic biodegradable polymers as orthopedic devices // *Biomaterials*. – 2000. – Vol. 21(23). – P. 2335–2346.
8. Nair L.S., Laurencin C.T. Biodegradable polymers as biomaterials // *Prog. Polym. Sci.* – 2007. – Vol. 32(8–9). – P. 762–798.
9. Temenoff J.S., Mikos A.G. Injectable biodegradable materials for orthopedic tissue engineering // *Biomaterials*. – 2000. – Vol. 21(23). – P. 2405–2412.
10. Davachi S.M., Kaffashi B. Polylactic acid in medicine // *Polym. Plast. Technol. Eng.* – 2015. – Vol. 54(9). – P. 944–967.
11. Rasal R.M., Janorkar A.V., Hirt D.E. Poly(lactic acid) modifications // *Prog. Polym. Sci.* – 2010. – Vol. 35(3). – P.338–356.
12. Steffens G.C.M., Nothdurft L., Buse G. et al. High density binding of proteins and peptides to poly(d,l-lactide) grafted with polyacrylic acid // *Biomaterials*. – 2002. – Vol. 23(16). – P.3523–3531.
13. Muller C., Leithner K., Hauptstein S. et al. Preparation and characterization of mucus-penetrating papain/poly(acrylic acid) nanoparticles for oral drug delivery applications // *J. Nanoparticle Res.* – 2012. – Vol. 15(1). – P. 1–13.
14. Johnson R.M., Fraser C.L. Metalloinitiation routes to biocompatible poly(lactic acid) and poly(acrylic acid) stars with luminescent ruthenium tris(bipyridine) cores // *Biomacromolecules*. – 2004. – Vol. 5(2). – P.580–588.

СИНТЕЗ АЗОЛПРОИЗВОДНЫХ РАЗВЕТВЛЕННЫХ АЛКАНОВ

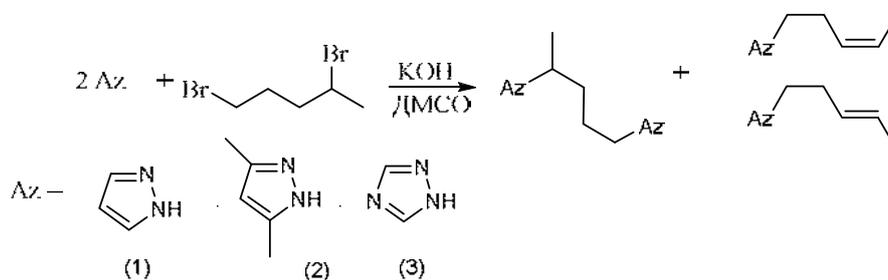
Т.П. Евсеева, Г.А. Аносова

Научный руководитель: старший преподаватель, к. х. н. Г.А. Аносова
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
E-mail: tanya0148@mail.ru

Активные формы кислорода (АФК), генерируемые в процессе нормального метаболизма клетки, участвуют в биохимических процессах, но избыточные количества АФК приводят к повреждению тканей организма. В связи с этим ведется активный поиск стабильных, нетоксичных, низкомолекулярных комплексов меди, которые могут быть использованы в качестве биомиметиков, проявляющих антиоксидантную активность [1].

Органические соединения, содержащие несколько пиразольных циклов, соединенных гибким полиметиленовым мостиком, способны образовывать хелатные комплексы с ионами переходных металлов в том числе и с ионами меди.

Разветвленные бис(азолил)производные алканов тоже могут являться лигандами в процессе комплексообразования с ионами тяжелых металлов. В данном исследовании разработанный авторами подход к синтезу бис(азол-1-ил) алканов, по реакции азолов с α,ω -дибромпроизводными в суперосновной среде КОН/ДМСО использован для синтеза разветвленных производных [2].



Алкилирование азолов дибромпроизводными проводили при комнатной температуре в суперосновной среде КОН/ДМСО. Синтез соединений завершался за 24 часа при двукратном мольном избытке щелочи по отношению к азолу. Повышение температуры приводило к значительному увеличению содержания продуктов, протекающего параллельно элиминированию.

По данным ГХ/МС спектрометрии, совместно с продуктом замещения образуются продукты элиминирования – цис- и транс-3,5-диметил-1-(пент-3-ен-1-ил)азолов.

В дальнейшем предполагается разделение полученных соединений с алкенами для получения низкомолекулярных комплексов меди, которые могут быть использованы в качестве биомиметиков, проявляющих антиоксидантную активность.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках научного проекта № 15-13-10023, Министерства образования и науки РФ в рамках проектной части госзадания на выполнение НИР №4.774.2014/К, Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 16-43-220922, 1/106-16.

Список литературы

1. Рогожин В.В. Пероксидаза как компонент антиоксидантной системы живых организмов. – СПб. : ГИОРД, 2004. – 240 с.
2. Potapov A.S., Domina G.A., Khebnikov A.I. et al. Facile synthesis of flexible bis(pyrazol-1-yl)alkane and related ligands in a superbasic medium // European Journal of Organic Chemistry. – 2007. – P. 5112–5116.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕАКЦИИ АЦИЛИРОВАНИЯ МОДЕЛЬНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИГНИНА СИСТЕМОЙ «УКСУСНАЯ КИСЛОТА – ТИОНИЛХЛОРИД – ТОЛУОЛ – СЕРНАЯ КИСЛОТА»

Д.Д. Ефрюшин

Научный руководитель: доцент, д. х. н. В.В. Коньшин
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
E-mail: vadandral@mail.ru

Существующие в настоящее время процессы химической переработки древесины направлены на трансформацию в целевые продукты преимущественно целлюлозы, при этом лигнин остается в качестве крупнотоннажного отхода.

Наиболее распространенными отходами являются щелочные лигнины – сульфатный, или тиолигнин. С химической точки зрения также представляет интерес гидролизный лигнин, обладающий наибольшей степенью сшивки, и, следовательно, меньшей реакционной способностью функциональных групп по сравнению с другими лигнинами.

Данные отходы наносят значительный вред окружающей среде за счет отчуждения больших территорий и воздействия кислотосодержащих компонентов. Лигнины характеризуются высокой влажностью, высокой реакционной способностью, взрывоопасностью, что существенно ограничивает их промышленную переработку и область использования [1, 2].

Одним из возможных путей использования лигнина является его химическое модифицирование, в частности ацилирование как алифатических, так и фенольных ОН-групп.

Для понимания сущности происходящих при ацилировании лигнинов процессов, нами были изучены реакции некоторых модельных соединений лигнина с системой «углекислота – тионилхлорид – толуол – серная кислота».

Проведенные ранее исследования [3] показали перспективность использования системы «углекислота – тионилхлорид – трифторуксусная кислота» для получения ацилированных производных технических лигнинов.

В качестве более доступного варианта ацилирующей системы нами была предложена смесь «углекислота – тионилхлорид – толуол – серная кислота» [4–6].

В качестве теоретического обоснования применения системы «углекислота (уксусная кислота) – тионилхлорид – толуол – серная кислота» в качестве ацилирующей для технических лигнинов был проведен квантово-химический расчет с использованием программы PC GAMESS. Для качественной оценки возможности направления реакции ацилирования рассчитаны заряды на атомах по Малликену с использованием метода теории функционала плотности (DFT) в рамках базиса B3LYP/6-31G^{*} для фенолпропановых, сирингилпропановых и гваяцилпропановых единиц лигнина, а также ΔH реакции [7–9].

Квантово-химические расчеты показали, что величина заряда практически не изменяется для всех ОН-групп модельных соединений лигнина. Наряду с этим, рассчитанные ΔH реакции свидетельствуют о том, что наиболее вероятной является реакция ацилирования хлорангидридом уксусной кислоты алифатических ОН-групп в β - и γ -положении фенолпропановых единиц.

В качестве практической реализации применения системы «углекислота (уксусная кислота) – тионилхлорид – толуол – серная кислота» проведено ацилирование модельных соединений лигнина на примере фенола, бензилового спирта, ванилинового спирта по схеме (рис. 1).

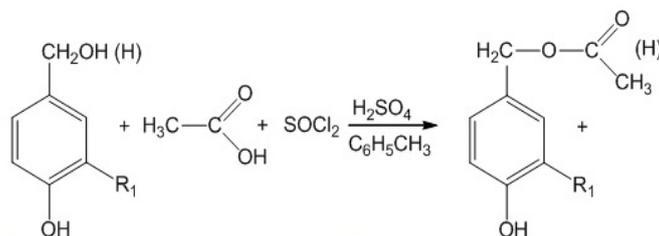


Рис. 1. Схема процесса ацилирования модельных соединений лигнина, где R₁ = Н – бензиловый спирт; R₁ = OCH₃ – ванилиновый спирт

Анализ ИК-спектров [10] ацилированных модельных соединений лигнина (фенола, бензилового и ванилинового спирта) указывает на значительное уменьшение интенсивности полос в области 3600–3300 см⁻¹ (валентные колебания связанных и несвязанных ОН-групп). Полоса 1750–1715 см⁻¹ характерна для валентных колебаний групп С=О в сложноэфирной связи. Полосы поглощения в областях 1610–1450 см⁻¹, соответствующие колебаниям ароматического кольца структурных единиц лигнина. Кроме того, для ацилированного ванилинового спирта характерно большое количество непрореагировавших фенольных ОН-групп в области 3400 см⁻¹. Это свидетельствует о том, в реакцию ацилирования вступают преимущественно α -

алифатические ОН-группы. На основании квантово-химических расчетов установлено, что модельные соединения лигнина вступают в реакцию ацилирования (ацетилирования) преимущественно по алифатическим ОН-группам, находящимся в β - и γ -положении фенилпропановой единицы.

Анализ ацилированных продуктов фенола, бензилового и ванилинового спиртов методом ИК-спектроскопии показал, что в реакцию вступают также фенольные (связанные) и находящиеся в α -положении ОН-группы фенилпропановой единицы.

Таким образом, систему «карбоновая (уксусная) кислота – тионилхлорид – толуол – серная кислота» можно рекомендовать к использованию для получения ацилированных продуктов технических лигнинов с целью получения практически значимых продуктов.

Список литературы

1. Симонова В.В., Шендрик Т.Г., Кузнецов Б.Н. Методы утилизации технических лигнинов // *Journal of Siberian Federal University. Chemistry.* – 2010. – Т. 4, № 3. – С. 340–354.
2. Rabinovich M.L. Wood hydrolysis industry in the Soviet Union and Russia: What can be learned from the history? // *The 2nd Nordic Wood Biorefinery Conference (NWBC-2009).* – Helsinki, 2009. – P. 111–120.
3. Ацетилирование сульфатного лигнина и древесины осины системой "уксусная кислота – тионилхлорид – трифторуксусная кислота" / Д.Д. Ефрюшин, В.В. Коньшин, В.Ю. Зюнова и др. // *Ползуновский вестник.* – Барнаул : Изд-во Алт. техн. ун-та, 2013. – № 1. – С. 200–203.
4. Ефрюшин Д.Д., Коньшин В.В. Ацилирование технических лигнинов системой «карбоновая кислота – тионилхлорид – серная кислота» в среде толуола // *Материалы X Междунар. науч.-практ. конф. «Наука и инновации – 2014».* Вып. 10. Математика. Физика. Новые информ. технол. Строит-во и архитект. Химия и хим. технол. – Пржемысл : Nauka i studia. – С. 61–63.
5. Модификация технических лигнинов карбоновыми кислотами / Д.Д. Ефрюшин, В.В. Коньшин, А.В. Протопопов и др. // *Химия природ. соед.* – 2015. – № 5. – С. 863–864.
6. Modification of technical lignins by carboxylic acids / D.D. Efrushin, V.V. Konshin, A.V. Protopopov et al. // *Chemistry of Natural Compounds.* – 2015. – Vol. 51, No 5. – P. 1007–1008.
7. Granovsky A.A. Introduction to the Firefly [Электронный ресурс]. – Liverpool, 1994–2011. – URL: <http://classic.chem.msu.su/gran/gamess/index.html>.
8. Schmidt M.W. et al. PC GAMESS // *J. Comput. Chem.* – 1993. – Vol. 14. – P. 1347–1363.
9. Бутырская Е.В. Компьютерная химия: основы теории и работа с программами Gaussian и GaussView. – М. : Солон-пресс, 2011. – 224 с.
10. Казицина Л.А., Куплетская Н.Б. Применение УФ, ИК, ЯМР и масс-спектроскопии в органической химии. – М. : Изд-во Московского ун-та, 1979. – 240 с.

МОДИФИКАЦИЯ ТЕХНИЧЕСКИХ ЛИГНИНОВ МЕТОДОМ АЦИЛИРОВАНИЯ

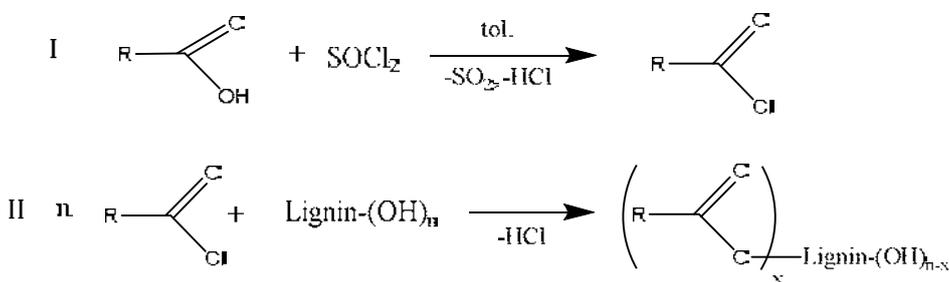
Д.Д. Ефреушин, А.В. Протопопов

Научный руководитель: доцент, д. х. н. В.В. Коньшин
 Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
 E-mail: a_protopov@mail.ru, vadandral@mail.ru

Химическая модификация лигнина позволяет получать новые продукты для различных областей применения. Благодаря высокой активности гидроксильных групп возможно введение в состав лигносодержащих материалов различных функциональных групп. Осуществление химической модификации такого рода даёт возможность получения производных технических лигнинов с заданными свойствами.

Лигнин в ходе проделанной работы обрабатывался ацилирующей смесью: карбоновая кислота – толуол – тионилхлорид. Процесс ацилирования можно представить следующими стадиями:

- растворение карбоновой кислоты в толуоле при интенсивном перемешивании;
- добавление тионилхлорида к смеси и выдерживание при постоянной температуре до полного взаимодействия (I);
- обработка лигнина ацилирующей смесью (II):



Ароматические аминокислоты являются биологически активными веществами, и лигнин, модифицированный такими кислотами будет являться препаратом, обладающим фармакологическим действием. Нами проведены исследования по ацилированию лигнина ароматическими аминокислотами (*n*- [II], *o*- [III] и *m*-аминобензойная [III]) [1, 2].

Таблица 1. Степень превращения в лигнине, модифицированном ароматическими аминокислотами

Кислота в модифицированном лигнине	Время проведения синтеза (ч)	Температура синтеза (°C)				
		25	35	45	55	65
I	1	0.44	0.55	0.66	0.73	1.05
	2	0.83	1.24	1.39	2.03	2.12
	3	0.88	1.35	2.61	2.88	2.76
	5	2.49	2.89	2.93	3.15	3.18
II	1	–	0.53	2.07	3.37	3.61
	2	–	1.43	2.22	3.76	4.14
	3	–	2.22	2.68	3.84	4.49
	5	–	2.53	3.85	4.56	4.87
III	1	–	1.76	2.14	3.49	5.22
	2	–	1.80	3.16	4.69	6.90
	3	–	2.45	3.69	6.69	7.51
	5	–	2.46	4.06	6.83	8.35

Приведенные данные показывают, что с увеличением температуры и продолжительности синтеза возрастает количество связанных гидроксильных групп в ацилированном лигнине. Количество связанных гидроксильных групп не превышает экспериментально установленного максимального количества OH – групп в сульфатном лигнине. Это свидетельствует о том, что ацилируются только алифатические группы лигнина, как более реакционноспособные.

Помимо продуктов лигнина, замещенных ароматическими кислотами, также большой интерес представляют продукты взаимодействия с алифатическими кислотами. Лигнин, модифицированный алифатическими кислотами, может использоваться, в частности, в качестве адсорбентов. Были проведены исследования по взаимодействию лигнина с различными алифатическими кислотами и рассмотрена взаимосвязь реакционной способности с длиной углеводородного радикала. Для всех полученных продуктов [3] выявлены оптимальные условия синтеза – продолжительность и температура. Полученные результаты свидетельствуют, что максимальная степень превращения OH-групп лигнина в ацильные достигается при продолжительности синтеза 4 часа и температуре до 40 °C.

Таблица 2. Результаты анализа ацилированных продуктов сульфатного и гидролизного лигнина ($t = 40\text{ }^{\circ}\text{C}$, продолжительность 4 часа)

Карбоновая кислота, использованная для ацилирования	Степень превращения, α	
	Сульфатный лигнин	Гидролизный лигнин
Уксусная	0.30	0.11
Валериановая	0.66	0.13
Миристиновая	0.76	0.27
Пальмитиновая	0.28	0.07
Стеариновая	0.12	0.04

Результаты химического анализа свидетельствуют о большей реакционной способности сульфатного лигнина по сравнению с гидролизным, что может быть обусловлено тем, что гидролизный лигнин более конденсирован, чем сульфатный.

С увеличением длины углеводородного радикала используемой карбоновой кислоты (от уксусной до миристиновой) количество прореагировавших ОН-групп технических лигнинов возрастает. При введении в макромолекулы технических лигнинов карбоновых кислот с большими размерами углеводородных радикалов (пальмитиновая, стеариновая) количество прореагировавших ОН-групп лигнинов снижается вследствие стерического фактора.

Список литературы

1. Протопопов А.В., Клевцова М.В., Коньшин В.В. и др. Chemical modification of lignins by amino acids // Chemistry of Natural Compounds. – 2015, Sept. – Vol. 51, No. 5. – P. 934–936. – doi 10.1007/s10600-015-1451-0.
2. Протопопов А.В., Клевцова М. В., Бобровская С.А., Ворошилова А.В. Модификация лигнина ароматическими аминокислотами// Биотехнология и общество в XXI веке: сборник статей. – Барнаул : Изд-во Алт. ун-та, 2015. – С. 258–262.
3. Ефрюшин, Д.Д., Коньшин В.В., Протопопов А.В. и др. Modification of technical lignins by carboxylic acids // Chemistry of Natural Compounds. – 2015, Sept. – Vol. 51, No. 5. – P. 1007–1008. – doi 10.1007/s10600-015-1481-7.

СИНТЕЗ КАРБЕНОВОГО КОМПЛЕКСА ПАЛЛАДИЯ МАКРОЦИКЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ НА ОСНОВЕ 1,4-БИС(3,5-ДИМЕТИЛПИРАЗОЛ-1-ИЛ)БУТАНА

Л.В. Затонская¹

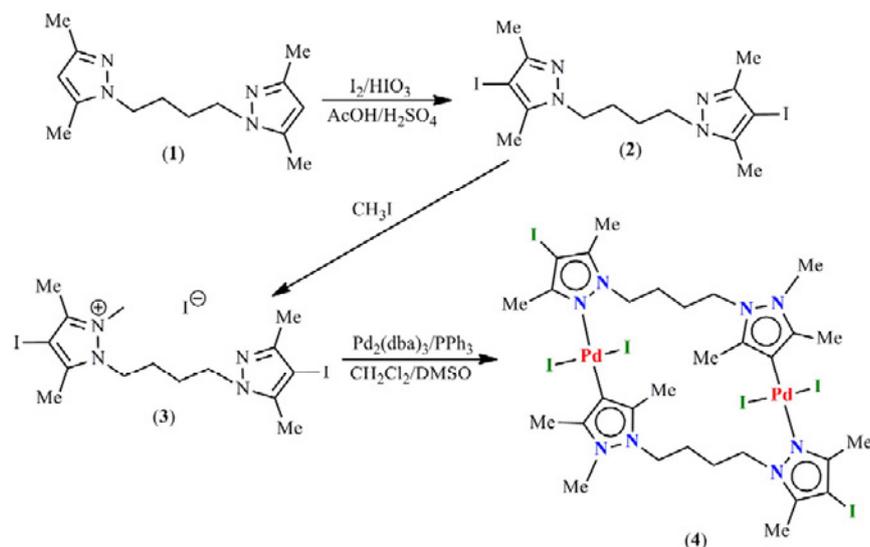
Научный руководитель: д. х. н., профессор А.С. Потапов^{1,2}

¹Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: zatonskayalv@list.ru

Ранее нами был синтезирован широкий ряд новых соединений: были получены бидентатные лиганды пиразола – бис(пиразол-1-ил)алканы и бис(3,5-диметилпиразол-1-ил)алканы, диiodопроизводные этих соединений, а также различные соли моно- и дипиразолия. В ходе исследования свойств полученных соединений было выявлено, что синтезированные соединения обладают цитотоксичностью по отношению к опухолевым клеткам промиелоцитарной лейкемии ТНР1 [1]. На этом изучение свойств полученных нами соединений не остановилось. Так как известно, что соли пиразолия способны образовывать N-гетероциклические карбены [2–4] и в настоящее время активно ведутся исследования в области разработки способов получения устойчивых N-гетероциклических карбенов, связанные с весьма высокой каталитической активностью комплексов карбенов с металлами [5–7], то дальнейшей нашей целью являлось: разработка способов получения N-гетероциклических карбенов на основе производных бис(пиразолил)алканов. В результате чего нами был синтезирован ранее неизвестный карбеновый комплекс палладия макроциклического строения на основе бис(пиразолил)бутана (4), структурная формула которого представлена на схеме.



Способ получения карбенового комплекса (4) состоял из нескольких этапов. Первоначально нами был синтезирован 1,4-бис(4-иод-3,5-диметилпиразол-1-ил)бутан (2) в результате окислительного иодирования 1,4-бис(3,5-диметилпиразол-1-ил)бутана (1) системой I_2 – HIO_3 – H_2SO_4 в присутствии уксусной кислоты. Затем соединение (2) было переведено в соль монопиразолия (3) путем алкилирования атома азота в положении 2 в одном из двух пиразольных колец иодметаном. В дальнейшем при взаимодействии полученного иодида 4,4'-дииод-2-метил-1,1'-(бутан-1,4-диил)пиразолия (3) с трис(добензилиденацетон)дипалладием $[Pd_2(dba)_3]$ и трифенилфосфином в безводном дихлорметане и инертной атмосфере аргона было синтезировано твердое вещество, кристаллы которого затем были выращены из ДМСО и исследованы с помощью рентгеноструктурного анализа.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках проектной части госзадания на выполнение НИР № 4.774.2014/К.

Список литературы

1. Zatonskaya L.V., Schepetkin I.A., Petrenko T.V. et al. Synthesis and cytotoxicity of bis(pyrazol-1-yl)alkane derivatives with polymethylene linkers and related mono- and dipyrazolium salts // Chemistry of Heterocyclic Compounds. – 2016. – Vol. 52, No. 6. – P. 388–401.
2. Han Y., Huynh H.V., Tan G.K. Palladium(II) pyrazolin-4-ylidenes: remote N-heterocyclic carbene complexes and their catalytic application in aqueous Suzuki–Miyaura coupling // Organometallics. – 2007. – Vol. 26, No. 26. – P. 6581–6585.
3. Han Y., Lee L.J., Huynh H.V. Pyrazole-derived remote dicarbenes: versatile ligands for di- and tetranuclear complexes // Chem. Eur. J. – 2010. – Vol. 16. – P. 771–773.
4. Han Y., Huynh H.V. Pyrazolin-4-ylidenes: a new class of intriguing ligands // Dalton Trans. – 2011. – Vol. 40. – P. 2141–2147.

5. Diez-Gonzalez S., Marion N., Nolan S.P. N-heterocyclic carbenes in late transition metal catalysis // Chem. Rev. – 2009. – Vol. 109. – P. 3612–3676.
6. Herrmann W.A. N-heterocyclic carbenes: a new concept in organometallic catalysis // Angew. Chem. Int. Ed. – 2002. – Vol. 41. – P. 1290–1309.
7. Normand A.T., Cavell K.J. Donor-functionalised N-heterocyclic carbene complexes of group 9 and 10 metals in catalysis: trends and directions // Eur. J. Inorg. Chem. – 2008. – P. 2781–2800.

**ИЗУЧЕНИЕ АНТИГЕННОЙ АКТИВНОСТИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ
КОНЬЮГИРОВАННЫХ ВАКЦИН НА ОСНОВЕ СИНТЕТИЧЕСКИХ ОЛИГОСАХАРИДНЫХ
ЛИГАНДОВ И БЕЛКА-НОСИТЕЛЯ CRM197 ПРОТИВ ГОСПИТАЛЬНЫХ ИНФЕКЦИЙ,
ВЫЗЫВАЕМЫХ ГРИБАМИ *CANDIDA ALBICANS*, *ASPERGILLUS FUMIGATUS*, А ТАКЖЕ
БАКТЕРИЯМИ *PSEUDOMONAS AERUGINOSA*.**

С.А. Ищук, Е.Г. Богомолова, О.А. Добровольская, Е.А. Федорова

Научный руководитель: к. б. н. И.В. Духовлинов
Государственный научно-исследовательский институт особо чистых биопрепаратов ФМБА России
E-mail: s.ischuk.spb@gmail.com

В настоящее время отсутствуют эффективные средства лечения ряда социально значимых бактериальных и грибковых заболеваний. β -(1 \rightarrow 3)-Глюканы, то есть полисахариды, состоящие из остатков глюкозы, связанных между собой β -(1 \rightarrow 3)-гликозидными связями, являются принципиальными компонентами клеточной стенки грибов и дрожжей, в том числе таких опасных возбудителей госпитальных инфекций, как *Candida albicans*, *Aspergillus fumigatus* и других. В то же время, β -(1 \rightarrow 3)-глюканы отсутствуют в организме млекопитающих и человека. Все это делает β -(1 \rightarrow 3)-глюканы перспективными компонентами конъюгированных углевод-белковых вакцин для профилактики и лечения грибковых инфекций.

Альгиновые кислоты, построенные из β -(1 \rightarrow 4)-связанных остатков маннуронозойной кислоты, представляют собой внеклеточные полисахариды, продуцируемые бактериями рода *Pseudomonas*, в частности, *Pseudomonas aeruginosa*. Эта бактерия способна колонизировать легкие больных муковисцидозом пациентов с ослабленным иммунитетом. *P. aeruginosa* продуцирует секрет, содержащий значительное количество поли- β -(1 \rightarrow 4)-маннуронозидов. В бактериях эти полисахариды выполняют особую роль: они образуют биопленки, защищающие колонии бактерий от атак иммунной системы организма-хозяина, создавая физико-химический барьер и препятствуя тем самым фагоцитозу. Олиго- β -(1 \rightarrow 4)-олигоманнуронозиды являются перспективными гаптенами для создания конъюгированных углевод-белковых вакцин для профилактики и лечения заболеваний, вызываемых *P. aeruginosa*.

Следует отметить, что природные β -(1 \rightarrow 3)-глюканы и альгиновые кислоты в силу своей гетерогенности часто не соответствуют тем требованиям, которые предъявляются к углеводным лигандам для создания конъюгированных углевод-белковых вакцин. Решением проблемы может стать использование синтетических олигосахаридных фрагментов природных полисахаридов строго определённого строения, высокой степени чистоты и содержащих в заданном положении спейсерную группу, позволяющую проводить конъюгацию с белками-носителями разных типов специфично и воспроизводимо.

Белок CRM197 является производным дифтерийного токсина и характеризуется единичной мутацией, а именно, заменой глицина на глутаминовую кислоту в положении 52, что полностью элиминирует его токсичность. Белок CRM197 нетоксичен, тем не менее, сохраняет те же воспалительные и иммуностимулирующие свойства, что и дифтерийный токсин. В настоящее время данный белок широко используется в качестве безопасного носителя в конъюгированных вакцинах [1]. Классическим способом получения CRM197 является выделение их из лизогенных культур *Corynebacterium diphtheriae*. Альтернативой классическому способу получения CRM197 является экспрессия его гена в клетках *Escherichia coli*, *Bacillus subtilis* и *Pseudomonas fluorescens* [2, 3]. Преимущество использования *Escherichia coli* в качестве продуцента состоит в том, что данный метод является более простым и дешевым и позволяет получать рекомбинантный CRM197 в короткие сроки с использованием непатогенного микроорганизма.

Целью данного исследования было изучение антигенной активности экспериментальных образцов конъюгированных вакцин на основе синтетических олигосахаридных лигандов и белка-носителя CRM197 в реакции конкурентного ИФА. В качестве препаратов для иммунизации лабораторных мышей Balb/c использовали экспериментальные образцы конъюгированных вакцин на основе синтетических олигосахаридных лигандов и белка-носителя CRM197. Глюкозидные и маннуронозидные лиганды были синтезированы в ФГБУН Институт органической химии им. Н.Д. Зелинского РАН [4], белок получен по ранее разработанной методике в ФГУП «Гос.НИИ ОЧБ» ФМБА России [5].

При изучении антигенной активности экспериментальных образцов конъюгированной вакцины против *Pseudomonas aeruginosa* показана способность индуцировать выработку высоких титров антител, а именно 1:25600 в случае конъюгата триманнуронозида и белка-носителя CRM197 и 1:51200 в случае конъюгата пентаманнуронозида и белка-носителя CRM197 и конъюгата гептаманнуронозида и белка-носителя CRM197, после двукратной иммунизации лабораторных мышей линии Balb/c при внутримышечном введении.

При изучении антигенной активности экспериментальных образцов конъюгированных вакцин против грибов *Candida* и *Aspergillus* показано, что все имеющиеся образцы конъюгированных вакцин на основе олигоглюкозидов с различным содержанием мономерных звеньев в цепи (пентасахариды, гептасахариды, наносахариды, а также ундекасахариды) при их двукратном внутримышечном введении мышам линии Balb/c вызывали формирование у иммунизированных животных титра антител на уровне 1:51200.

Высокая avidность формирующихся антител к своим олигосахаридным лигандам была показана в реакции

конкурентного ИФА.

Полученные данные говорят о целесообразности дальнейших доклинических исследований экспериментальных образцов конъюгированных вакцин против грибов *Candida* и *Aspergillus*, а также бактерий *Pseudomonas*. В ближайшее время планируется выявление наиболее иммуногенных и эффективных вариантов вакцин из исследуемых на основании данных о формировании субизотипов антител у иммунизированных животных, а также о наличии опсонизирующей активности сывороток иммунизированных животных.

Исследование выполнено в рамках НИОКР, выполняемых по соглашению № 14.579.21.0022 с Минобрнауки

РФ о предоставлении субсидии из федерального бюджета для прикладных научных исследований по лоту шифр 2014-14-579-0001 по теме: «Разработка конъюгированных вакцин на основе синтетических углеводных лигандов против возбудителей госпитальных инфекций». Соглашение о выделении субсидий № 14.579.21.0022 от 05 июня 2014 г. Уникальный идентификатор прикладных научных исследований (проекта) RFMEFI57914X0022.

Список литературы

1. Blanchard-Rohner G. The B-cell response to a primary and booster course of MenACWY-CRM197 vaccine administered at 2, 4 and 12 months of age // *Vaccine*. – 2013. – Vol. 31, No. 20. – P. 2441–2448.
2. Zhou J. Secretory expression of recombinant diphtheria toxin mutants in *B. Subtilis* // *J. Tongji Med. Univ. Tong Ji Yi Ke Xue Xue Bao*. – 1999. – Vol. 19, No. 4. – P. 253–256.
3. Retallack D.M. Reliable protein production in a *Pseudomonas fluorescens* expression system // *Protein Expr. Purif.* – 2012. – Vol. 81, No. 2. – P. 157–165.
4. Yashunsky D.V., Tsvetkov Y.E., Grachev A.A. et al. Synthesis of 3-aminopropyl glycosides of linear β -(1→3)-D-glucooligosaccharides // *Carbohydrate Research*. – 2016. – Vol. 419, No. 8. – P. 17.
5. Духовлинов И.В., Федорова Е.А., Богомолова Е.Г. и др. Получение рекомбинантного белка CRM197 в клетках *E. coli* // *Инфекция и иммунитет*. – 2015. – № 5(1). – С. 37–44.

НЕСИММЕТРИЧНО ЗАМЕЩЕННЫЕ ДИФЕНИЛОВЫЕ ЭФИРЫ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПРЕДШЕСТВЕННИКИ СИНТЕТИЧЕСКИХ АНАЛОГОВ ИНТЕРЛЕЙКИНА-4

В.А. Катаева, К.С. Станкевич

Научные руководители: профессор, д. х. н. В.Д. Филимонов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: vak38@tpu.ru

IL-4 известен как плейотропный (многофункциональный) цитокин, т.к. он взаимодействует с различными типами клеток [1]. С одной стороны, IL-4 связан с неблагоприятными процессами в организме человека. В частности, он является главным цитокином, участвующем в Th2-опосредованном клеточном иммунном ответе, связанным с аллергией и астмой [2]. Выработка IL-4 раковыми клетками стимулирует расширение ассоциированных с опухолью макрофагов, которые тесно связаны с ростом опухоли и метастазированием [1]. С другой стороны, макрофаги фенотипа M2, генерирующиеся в присутствии IL-4, участвуют в противовоспалительном ответе и заживлении ран. Управляемое высвобождение IL-4 из поверхности биоматериала может помочь избежать фиброз и отторжение имплантатов [3, 4]. Кроме того, IL-4 показал усовершенствование функционального восстановления и долгосрочные результаты после инсульта [5]. Таким образом, создание малых синтетических аналогов IL-4 открывает перспективу для терапии целого ряда заболеваний. В результате *in silico* дизайна подобных аналогов нами были найдены соединения-лиды, эффективно взаимодействующие с ключевыми аминокислотами на поверхности α -субъединицы IL-4 (согласно проведенным расчетам). Было показано, что одним из перспективных для функционализации скаффолдов является несимметрично замещенный дифениловый эфир.

Целью данной работы является получение предшественников синтетических аналогов IL-4 с общим скаффолдом – дифениловым эфиром. Для разработки подходов к получению несимметрично-замещенного дифенилового эфира использовали симметричное ядро – *p*-дитолиловый эфир, которое может быть подвергнуто радикальному монобромированию с последующей ступенчатой функционализацией. Радикальное монобромирование проводили в безводном хлороформе при комнатной температуре под действием УФ излучения (рис. 1). В подобных условиях получается целевой продукт – 4-бромометил-4'-метилдифениловый эфир – с высоким выходом (86%) [6].

Доказательство структуры полученного продукта было проведено с помощью ЯМР: спектры ЯМР ^1H и ЯМР ^{13}C снимали на приборе Bruker AVANCE III HD (Швейцария) с рабочей частотой 400 МГц, внутренний стандарт – ГМДС.

4-бромометил-4'-метилдифениловый эфир: ЯМР ^1H (CDCl_3 , δ , ppm, J, Гц): 2.37 с (3H, CH_3), 4.53 с (2H, CH_2), 6.92 д (2H, 9 Гц, H-2, H-6, *p*-толил), 7.19 д (2H, 8 Гц, H-3, H-5, $\text{C}_6\text{H}_4\text{CH}_2\text{Br}$), 7.36 д (2H, 8 Гц, H-2, H-6, $\text{C}_6\text{H}_4\text{CH}_2\text{Br}$), 7.44 д (2H, 9 Гц, H-3, H-5, *p*-толил); ЯМР ^{13}C (CDCl_3 , δ , ppm): 20.69 (CH_3), 33.21 (CH_2), 117.35 (H-2, H-6, *p*-толил), 119.56 (H-2, H-6, $\text{C}_6\text{H}_4\text{CH}_2\text{Br}$), 130.37 (H-3, H-5, *p*-толил), 130.57 (H-3, H-5, $\text{C}_6\text{H}_4\text{CH}_2\text{Br}$), 132.95 (CCH_3), 133.49 (CCH_2Br), 155.30 (OC, *p*-толил), 158.19 (OC, $\text{C}_6\text{H}_4\text{CH}_2\text{Br}$).

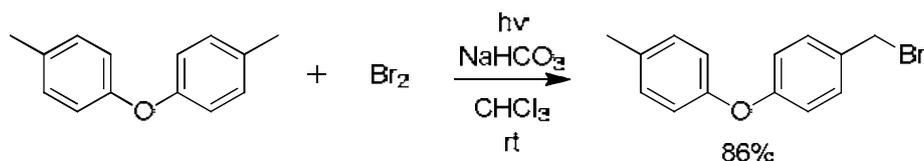


Рис. 1. Синтез 4-бромометил-4'-метилдифениловый эфира

На следующем этапе (рис. 2) полученное монобромпроизводное использовали для алкилирования гуанидина [7]. Реакцию проводили в кипящем метаноле в присутствии основания Et_3N . Целевой продукт – 1-(4-(*p*-толилокси)бензил)гуанидин был зафиксирован с помощью ЯМР, а так же ИК спектроскопии. По сравнению с ИК спектром исходного соединения в ИК спектре продукта были зафиксированы полосы поглощения, соответствующие валентным колебаниям связи N-H первичной амино группы (3349 см^{-1}) и валентные колебания связи $\text{C}=\text{N}$ (1658 см^{-1}).

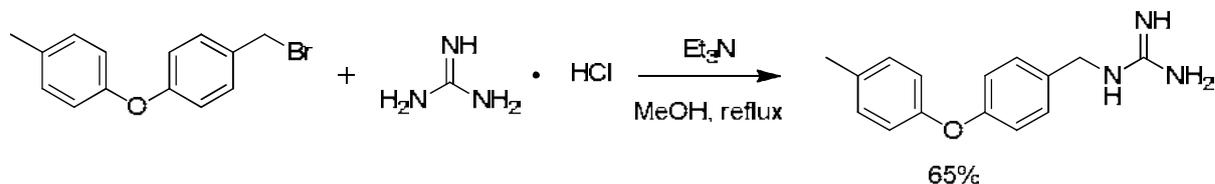


Рис. 2. Синтез 1-(4-(*p*-толилокси)бензил)гуанидина

В дальнейшем планируется разработать метод введения карбоксил содержащего фрагмента (в том числе аминокислот) и предложить способ пошаговой сборки несимметричного продукта.

*Исследование выполнено при поддержке РФФИ
в рамках научного проекта № 16-33-00528 мол_а.*

Список литературы

1. May R.D., Fung M. Strategies targeting the IL-4/IL-13 axes in disease // *Cytokine*. – 2015. – Vol. 75, No. 1. – P. 89–116.
2. Fahy J. V. Type 2 inflammation in asthma--present in most, absent in many // *Nat. Rev. Immunol.* – 2015. – Vol. 15, No. 1. – P. 57–65.
3. Spiller K.L. et al. Sequential delivery of immunomodulatory cytokines to facilitate the M1-to-M2 transition of macrophages and enhance vascularization of bone scaffolds // *Biomaterials*. – 2015. – Vol. 37. – P. 194–207.
4. Paul W.E. History of interleukin-4 // *Cytokine*. – 2015. – Vol. 75, No. 1. – P. 3–7.
5. Liu X. et al. Interleukin-4 is essential for microglia/macrophage M2 polarization and long-term recovery after cerebral ischemia // *Stroke*. – 2016. – Vol. 47, No. 2. – P. 498–504.
6. Venkatachalapathy C., Pitchumani K. Selectivity in bromination of alkylbenzenes in the presence of montmorillonite clay // *Tetrahedron*. – 1997. – Vol. 53, No. 7. – P. 2581–2584.
7. Larinova I. et al. Guanidine alkylation // *Russ. J. Org. Chem.* – 2006. – Vol. 42, No. 5. – P. 766–767.

СИНТЕЗ НОВЫХ НЕЙРОПРОТЕКТОРОВ И ИНГИБИТОРОВ JNK (C-JUN N-ТЕРМИНАЛЬНОЙ КИНАЗЫ)- ПРОИЗВОДНЫХ 11H-ИНДЕНО[1,2b]-ХИНОКСАЛИНА

А.Р. Коврижина, Н.В. Даниленко

Научный руководитель: профессор, д. х. н. А.И.Хлебников
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: anaskowry@gmail.com

Ферменты семейства JNK (C-Jun N-терминальной киназы) участвует в эмбриональном развитии сердца, регуляции метаболизма и нормального функционирования миокарда, кроме того играют важную роль в сигнальных путях, ведущих к апоптозу и некрозу, регулируют процессы, от которых зависит повреждение нейронов головного мозга и кардиомиоцитов при ишемии. В связи с этим разработка специфических ингибиторов JNK является актуальной задачей медицинской химии.

Целью нашего исследования является разработка подходов к синтезу новых производных 11H-индено[1,2b]-хиноксалина с улучшенной биодоступностью и выраженным нейропротекторным и противовоспалительным действием.

Ранее [1] было обнаружено, что оксим 11H-индено[1,2-b]хиноксалин-11-она (IQ-1, схема 1) и его натриевая соль (IQ-1S, рис. 1) являются эффективными и специфическими ингибиторами семейства ферментов C-Jun N-терминальных киназ (JNK) и могут рассматриваться как базовые соединения для разработки противовоспалительных препаратов. Вместе с тем, и сам оксим IQ-1, и даже его натриевая соль IQ-1S имеют крайне низкую растворимость в воде, что оказалось препятствием для проведения детальных исследований на животных и возможных доклинических испытаний.

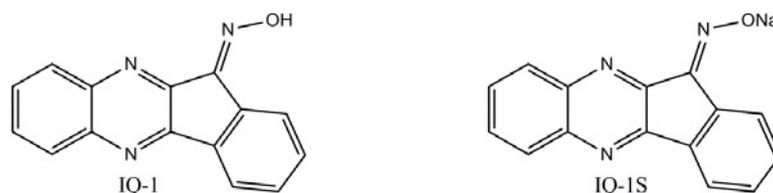


Рис. 1

В связи с этим возникла необходимость создания аналогов соединения IQ-1 с увеличенной растворимостью в воде и сохраняющих рассматриваемые виды биологической активности. Мы использовали возможность синтеза аналогов IQ-1 через производные о-фенилендиамина (2), поскольку оксимная группа легко вступает в реакции алкилирования и ацилирования.

Первым этапом нашего исследования было получение 11H-индено [1,2-b] хиноксалин-11-она (3) [2], вторым – получение 11H-индено [1,2-b] хиноксалин-11-он оксима (4) [3].

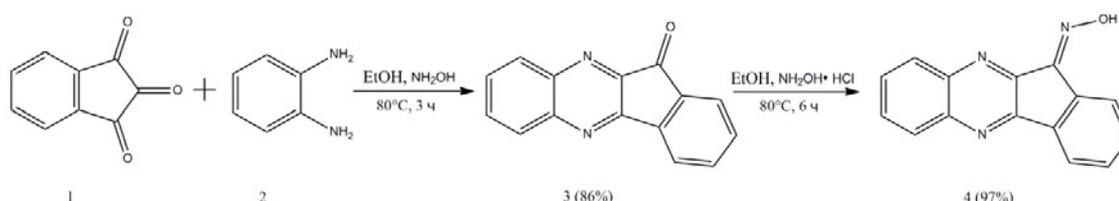


Рис. 2

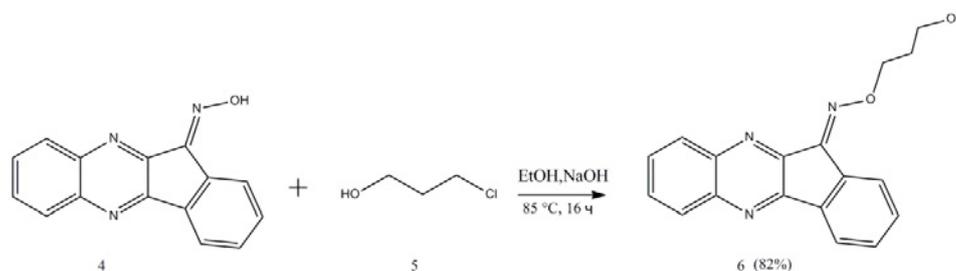


Рис. 3

Известные производные с заместителями в ароматических циклах 11*H*-индено[1,2-*b*]хиноксалиновой системы ограничены в основном алкил- и галогенпроизводными.

В данном случае (рис. 3) в качестве галогенпроизводного мы использовали 3-хлор-1-пропанол (5). Растворителем являлся этиловый спирт. Главным условием реакции является основная среда. Синтез проходил под температурой 80–85 °С на протяжении 16 часов. Выход продукта составил 82%.

В результате проведенной реакции был получен продукт, анализ которого методами ЯМР ¹H-спектроскопии показал, что им является соответствующий замещенный оксим (6) 2,17 м (OCH₂CH₂), 3,90 т (CH₂OH, J 6.3 Гц), 4,74 т (NOCH₂, J 6 Гц), 7,3–8,5 м (H_{ар}).

Чтобы достичь нашей основной цели, мы остановились на данном этапе нашего исследования. Дальнейшее исследование будет направлено на расширение круга заместителей алкилирующих реагентов, таких как остатки глюкозы и аминокислот, галогенпроизводные карбоновых кислот.

Список литературы

1. Schepetkin I.A., Kushnarenko S.V., Ozek G. et al. Modulation of human neutrophil responses by the essential oils from *ferula akitschkensis* and their constituents // *J. Agric. Food Chem.* – 2016.
2. Khan M.S., Munawar M.A., Ashraf M. et al. // *Bioorganic and Medicinal Chemistry.* – 2014. – No. 3. – P. 22.
3. Tseng C.-H., Chen Y.-R., Tzeng C.-C. et al. Discovery of indeno[1,2-*b*]quinoxaline derivatives as potential anticancer agents // *European Journal of Medicinal Chemistry.* – 2016. – P. 108.

СИНТЕЗ СЛОЖНОГО ЭФИРА САЛИЦИЛОВОЙ КИСЛОТЫ И САЛИЦИЛОВОГО СПИРТА И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЕГО В СОСТАВЕ КОРЫ РАСТЕНИЙ РОДА *POPULUS* МЕТОДОМ ГХ-МС

К.Г. Лоскутова, М.Л. Белянин

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: loskutova.ksenia@yandex.ru

Фенолгликозиды, производные салицилового спирта (салицин, тремулацин, салирепозид и др.) широко представлены в различных представителях растений семейства Ивовые [1]. Сложный эфир салицина и салициловой кислоты (салицилоилсалицин **1**) также был обнаружен в составе экстракта коры осины [2]. Возможным предшественником его является саликортин **2**, который в результате кислотнокатализируемой перегруппировки циклогексенового фрагмента образует фенолгликозид **1**[3]. Также, сложный эфир салициловой кислоты и салицилового спирта (2-гидроксibenзилсалицилоат **3**) является агликоном дигликозида – Виргауреозида А [4]. Таким образом, эфир **3** может быть маркером для фитохимического анализа растений. Помимо этого он может использоваться для оценки условий хранения растительного сырья. Ранее соединение **3** получали только в результате ферментативного гидролиза фенолгликозида **1**. Метод полного химического синтеза эфира **3** в литературе отсутствует. Главной трудностью в получении соединения **3** является необходимость селективной защиты обоих фенольных гидроксиллов. Нами было предложено использовать тритильную и ацетильную защитные группы. Использование ранее разработанной нами системы для селективного снятия ацетильных групп в присутствии сложноэфирной связи, образованной ароматической кислотой, позволило в одну стадию удалять все защитные группы [5] (рис. 1).

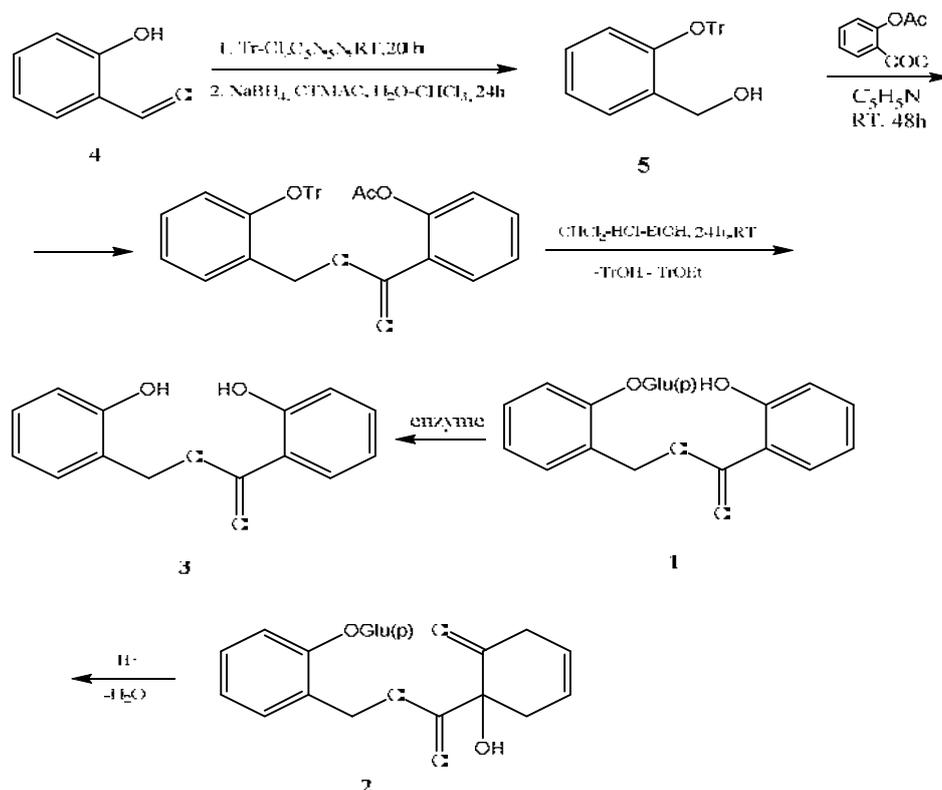


Рис. 1. Реакции образования 2-гидроксibenзилсалицилоата

В качестве исходного соединения нами первоначально был выбран салициловый спирт, который в результате тритилирования, по данным работы [6], дает продукт алкилирования по фенольному гидроксилу **5**. Однако впоследствии нами было установлено, что процесс идет не селективно, и в результате получается смесь *O*-диалкилпроизводного и продукта алкилирования по спиртовому гидроксилу с преобладанием последнего. Поэтому соединение **5** было получено при алкилировании салицилового альдегида тритилхлоридом с последующим восстановлением борогидридом натрия до желаемого продукта **5**. Суммарный выход целевого продукта **3** по трем стадиям, исходя из салицилового альдегида, составлял 17%. Анализ методом газовой хроматографии с масс-спектрометрией (ГХ-МС) агликона **3** оказался невозможен ввиду его низкой термической устойчивости. Однако его тетраметилсилильное производное (ТМС) оказалось пригодным для анализа методом газовой хроматографии. Характерные фрагменты при масс-фрагментации обусловлены распадом между эфирным кислородом и бензильной группой (m/z 179 (100%)) и между эфирным кислородом и

бензоильной группой (m/z 193 (35%)), а также присутствует молекулярный ион (m/z 388 (1%)). В результате исследования методом ГХ-МС ТМС-производных соединений, содержащихся в коре осины (*Populus tremula*) и тополя черного (*Populus nigra*), не было зафиксировано соединения, совпадающего с ТМС-эфиром **3** по времени удерживания и характерной масс-фрагментации. Несмотря на теоретическую возможность последовательного образования эфира **3** из гликозида **2** и гликозида **1**, его отсутствие говорит об устойчивости данных гликозидов в условиях хранения коры и в процессе выделения (экстракции).

Список литературы

1. Boeckler G.A., Gershenzon J., Unsicker S.B. Phenolic glycosides of the Salicaceae and their role as anti-herbivore defenses // *Phytochem.* – 2011. – Vol. 72, No. 13. – P. 1497–1509.
2. Степанова Е.В., Белянин М.Л. Полный синтез природного фенолгликозида салицилоил-салицина и его аналога салицилоил-салирепина // *Фундаментальные исследования.* – 2013. – № 8. – С. 736–740.
3. Pearl I.A., Darling S.F. The structures of salicortin and tremulacin // *Tetrahedron Letters.* – 1970. – No. 44. – P. 5827–3850.
4. Hiller K., Dube G., Zeigan D. Virgaureosid A – ein neues, bisdesmosidisches Phenolglycosid aus *Solidago virgaurea* L // *Pharmazie.* – 1985. – No. 40. – P. 795–796.
5. Belyanin M.L., Stepanova E.V., Ogorodnikov V.D. First total chemical synthesis of natural acyl derivatives of some phenolglycosides of the family Salicaceae // *Carbohydrate Research.* – 2012. – No. 363. – P. 66–71.
6. Sefkow M., Kaatz H. Selective protection of Either the phenol or the hydroxy group in hydroxyalkyl phenols // *Tetrahedron Letters.* – 1999. – No. 40. – P. 6561–6562.

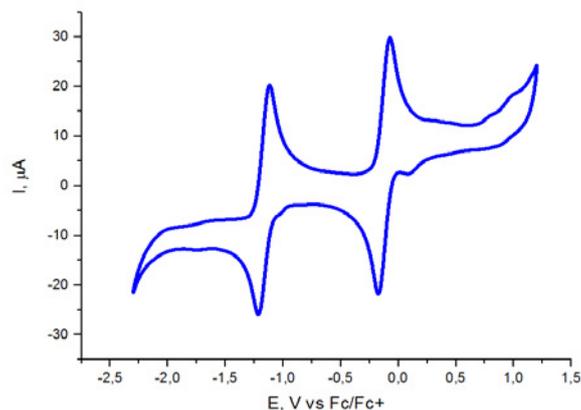


Рис. 2. Циклическая вольтамперограмма вердазильного радикала 1 (0.1 M Bu₄NPF₆ в CH₂Cl₂ vs. Fc/Fc⁺)

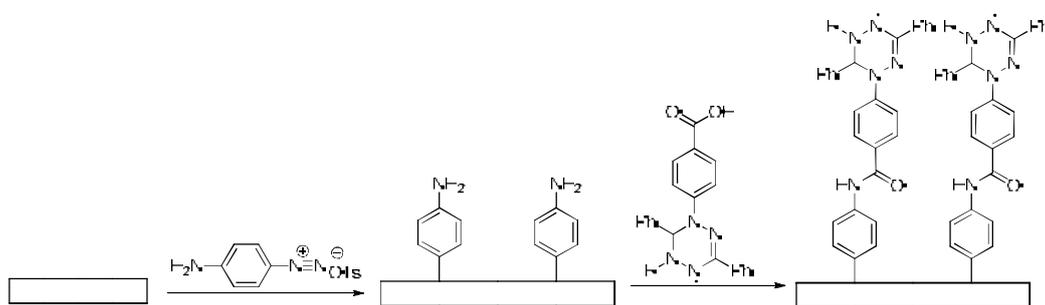


Рис. 3. Планируемый подход к модификации поверхностей радикалом 1

В дальнейшем планируется использование полученного радикала для модификации поверхностей путем образования амидных связей (рис. 3) с предварительной активацией системой дициклогексилкарбодиимид/*N*-гидроксисукцинимид (DCC/NHS), успешно применяемой ранее для иммобилизации соединений, содержащих карбоксильную группу [13, 14].

Список литературы

1. Diez-Gil C. et al. // Chem. Comm. – 2011. – Vol. 47, No. 6. – P. 1842–1844.
2. De Ruiter G. et.al. // J. Am. Chem. Soc. – 2008. – Vol. 130, No. 9. – P. 2744–2745.
3. Mendes P.M. // Chem. Soc. Rev. – 2008. – Vol. 37, No. 11. – P. 2512–2529.
4. Feng X. J., Jiang L. // Adv. Materials. – 2006. – Vol. 18, No. 23. – P. 3063–3078.
5. van der Boom M. E. et al. // Langmuir. – 2003. – Vol. 19, No. 25. – P. 10531–10537.
6. Train C., Norel L., Baumgarten M. // Coord. Chem. Rev. – 2009 – Vol. 253. – P. 2342.
7. Hicks R.G. // Organic & biomolecular chemistry. – 2007. – Vol. 5, No. 9. – P. 1321–1338.
8. Morita Y. et al. // Nature materials. – 2011. – Vol. 10, No. 12. – P. 947–951.
9. Gabellieri C. et al. // Angew. Chem., Int. Ed. – 2010. – Vol. 49, No. 19. – P. 3360–3362.
10. Hicks R.G. – John Wiley & Sons, 2010.
11. Katritzky A.R. et.al. // Canadian Journal of Chemistry. – 1994. – Vol. 72 – P. 1849–1856.
12. Gilroy J.B. et.al. // Org. Lett. – 2007. – Vol. 9, No. 23 – P. 4837–4840.
13. Nicolas J. et al. // Chem. Soc. Rev. – 2013. – Vol. 42, No. 3. – P. 1147–1235.
14. Liu X. et al. // Appl. Surf. Sci. – 2015. – Vol. 327. – P. 226–232.

СЕЛЕКТИВНОЕ КОМПЛЕКСООБРАЗОВАНИЕ КАК МЕТОД РАЗДЕЛЕНИЯ ИЗОМЕРОВ БИС(БЕНЗО-1,2,3-ТРИАЗОЛИЛ)АЛКАНОВ

Р.Д. Марченко

Научный руководитель: профессор, д.х. н. А.С. Потапов
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: rdm1@tpu.ru

Бис(бензо-1,2,3-триазолил)алканы (БТА) являются соединениями, которые способны прочно связывать ионы металлов. В связи с особенностями механизма захвата ионов металлов данный ряд веществ относится к группе лигандов-«скорпионов». Подобные соединения проявляют антиоксидантную активность, эффективно связывают ионы тяжелых металлов и являются емкими сорбентами.

Как было показано ранее, получение бис(бензо-1,2,3-триазолил)метана [1, 2] и других БТА [3] в суперосновной среде приводит к образованию трех изомерных продуктов. Это затрудняет идентификацию и изучение свойств индивидуальных соединений и их комплексов.

Целью данной работы является испытание селективного комплексобразования в качестве метода разделения изомеров различных БТА.

Ряд БТА был получен алкилированием 1Н-бензо-1,2,3-триазола терминальными дибромалканами. Полученные изомеры приведены на рисунке 1.

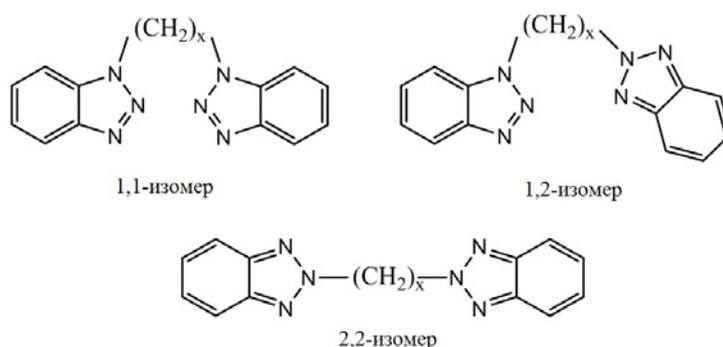


Рис. 1. Структуры полученных БТА, где $x = 3, 4, 5, 6, 7$

Были получены комплексы с хлоридом меди (II). Навески лигандов и хлорида меди двухводного были растворены в ацетоне, растворы были смешаны. После выдержки в течение 1 часа образовавшийся осадок был отфильтрован на фильтре Шотта и промыт ацетоном. Комплекс лиганд-медь был разрушен добавлением небольшого количества ДМСО. Надосадочная жидкость и раствор с ДМСО были разбавлены десятикратным избытком воды. Отстаивание велось в течение 2 суток. Осадки лиганда были отфильтрованы на фильтре Шотта, промыты водным раствором аммиака для удаления следов меди и водой, высушены.

Таблица 1. Состав разделенных комплексобразованием изомеров

Лиганд	Молярное соотношение CuCl_2 :лиганд	Содержание изомеров в комплексе по данным ГХМС, %		
		1,1-изомер	1,2-изомер	2,2-изомер
1,3-БТ-пропан	1:1	91	7	0
	1:2	42	58	0
	1:4	85	15	0
	1:5	93	2	0
1,4-БТ-бутан	1:1	80	20	0
	1:3	93	7	0
	1:4	94	6	0
	1:5	86	14	0
1,5-БТ-пентан	1:2	100	0	0
	1:3	100	0	0
	1:5	100	0	0
1,6-БТ-гексан	1:2	99	1	0
	1:3	100	0	0
1,7-БТ-гептан	1:2	91	9	0
	1:3	96	4	0
	1:5	100	0	0

В случае разделения изомеров 1,5-бис(бензо-1,2,3-триазалил)пентана, 1,6-бис(бензо-1,2,3-триазалил)гексана и 1,7-бис(бензо-1,2,3-триазалил)гептана после отстаивания с избытком воды были получены маслянистые осадки. Была проведена четырехкратная экстракция хлористым метилом, экстракт был промыт водным аммиаком до получения бесцветного раствора в водной фазе, а также промыт водой. После отгонки растворителя полученные осадки были высушены.

Состав полученных лигандов был изучен методами ТСХ и ГХМС. Результаты приведены в таблице 1.

Процентное содержание изомеров в таблице является ориентировочным значением, полученным методом ГХ-МС без использования стандартов, и может отличаться от реального.

Было установлено, что образование комплекса является конкурентным процессом. 1,1-изомер образует самый устойчивый комплекс с ионами меди(II), несимметричный 1,2-изомер способен к образованию комплекса, а 2,2-изомер вовсе не образует комплекс. Селективное комплексообразование может быть использовано для обогащения смеси определенным изомером перед дальнейшим разделением, путем последовательного проведения нескольких очисток посредством комплексообразования можно выделить чистые изомеры БТА.

*Работа выполняется при финансовой поддержке Российского научного фонда,
проект номер 15-13-10023.*

Список литературы

1. Potapov A.S., Khlebnikov A.I. et al. Bis (benzotriazol-1-yl) methane as a linker in the assembly of new copper (II) coordination polymers: synthesis, structure and investigations // Polyhedron. – 2012. – Vol. 48. – P. 253–263.
2. Потапов А.С. Синтез и некоторые свойства бис(пиразол-1-ил)метанов и хелатообразующих олигомеров на их основе : автореф. дис. ... канд. хим. наук. – Барнаул, 2006. – С. 6.
3. Марченко Р.Д., Потапов А.С. Получение ряда ди(бензо-1,2,3-триазалил)алканов и изучение влияние некоторых параметров синтеза на выход и изомерный состав 1,3-ди(бензо-1,2,3-триазалил)пропана // Материаловедение, технологии и экология в третьем тысячелетии : материалы VI Всероссийской конференции молодых ученых. – Томск, 2016. – С. 181–183.

ОСОБЕННОСТИ МОДУЛИРОВАНИЯ ИММУННОГО ОТВЕТА КОМПОНЕНТАМИ МИКРОБИОТЫ ПРИ ОТДЕЛЬНЫХ ВАРИАНТАХ ТЕЧЕНИЯ ХРОНИЧЕСКОЙ ОБСТРУКТИВНОЙ БОЛЕЗНИ ЛЕГКИХ

Д.Д. Недорезова, Н.А. Кириллова, Ю.Б. Дорофеева, В.А. Петров

Научный руководитель: мл. науч. сотрудник, к. мед. н. К.В. Невская
Сибирский государственный медицинский университет Минздрава России
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: darianedorez@icloud.com

По данным Всемирной организации здравоохранения, хроническая обструктивная болезнь легких (ХОБЛ) относится к числу самых распространенных во всем мире. Один из вариантов течения ХОБЛ характеризуется возникновением у пациентов частых обострений: 2 и более в год или хотя бы одно обострение, потребовавшее госпитализации в стационар [1]. Частые обострения являются неблагоприятным фактором, который способствует быстрому прогрессированию ХОБЛ за счет увеличения скорости снижения проходимости дыхательных путей и требует особого подхода к подбору базисной терапии [2, 3]. Нарушения в функционировании иммунной системы являются одними из ключевых звеньев патогенеза ХОБЛ, способствует развитию респираторной инфекции, что, в свою очередь, способствует поддержанию воспаления [4]. Характеристика влияния компонентов микробиоты дыхательных путей на дендритные клетки и их функции имеет ключевое значение в понимании процессов поддержания воспаления при ХОБЛ. Бактериальный геном, в отличие от ДНК позвоночных, включает в себя большое число метилированных деоксицитидил-деоксигуанозин (СрG) динуклеотидов [5]. Малые олигодеоксинуклеотиды (ODN) с метилированными СрG (СрG-ODN), аналогично бактериальной ДНК, способны оказывать модулирующее действие на иммунную систему. Выделяют три основных класса СрG-ODN, однако наибольший вклад в иммунный ответ, опосредованный антигенпредставляющими клетками, вносят классы А и В. В связи с этим представляется актуальным установление роли компонентов микробиоты (СрG-ODN классов А и В) в модификации иммунного ответа при хронической обструктивной болезни легких.

Материалы и методы

В соответствии с протоколом исследования, одобренным в Этическом комитете ФГБОУ ВО СибГМУ Минздрава России (выписка № 4640 от 24.02.2016), в исследование было включено 10 пациентов со стабильной ХОБЛ с частыми обострениями (возраст 69,0 лет (66,0; 75,0)) и 10 пациентов без частых обострений (возраст 66,0 лет (56,0; 68,0)). Периферическую венозную кровь у больных ХОБЛ в объеме 30 мл собирали из локтевой вены утром натощак в стерильную вакуумную пробирку с гепарином. Методами градиентного центрифугирования и магнитного сортирования из крови была выделена моноцитарная фракция. Далее моноциты культивировали в присутствии IL-4 (ProSpec, США) и GM-CSF (ProSpec, США) в течение 3 суток в CO₂ инкубаторе при температуре 37 °С. После чего для стимуляции созревания к полученным незрелым дендритным клеткам добавляли бактериальный липополисахарид, а также СрG-ODN классов А или В. Через 36 часов определяли иммунофенотипический профиль полученных клеток методом проточной цитофлуориметрии с использованием моноклональных антител к антигенам CD40, CD83, CD86 (BD Bioscience, США). Для определения антиген-представляющих свойств полученных дендритных клеток их сокультивировали с CD4⁺ лимфоцитами в течение 7 суток в присутствии IL-2 (ProSpec, США). По окончании времени культивирования оценивали фенотип Т-лимфоцитов с использованием антител к CD4, CD25, CD127 и CD45RO (BD Bioscience, США).

Результаты

Было установлено, что стимуляция СрG-ODN класса А приводит к увеличению содержания дендритных клеток с фенотипом CD40⁺CD83⁺ с 3,5% (1,4; 6,0) до 5,9% (3,1; 8,1) у больных ХОБЛ с частыми обострениями (p=0,027). Стимуляция СрG-ODN класса В у данной группы пациентов не сопровождается изменением содержания CD40⁺CD83⁺ пула клеток – 3,5% (1,4; 6,0) до стимуляции и 4,8% (1,5; 25,8) после. У больных ХОБЛ без обострений не выявлено статистически значимых изменений уровня дендритных клеток с фенотипом CD40⁺CD83⁺ при стимуляции СрG-ODN классов А и В. Статистически значимых различий по содержанию CD86⁺ клеток у больных ХОБЛ вне зависимости от частоты обострений и стимуляции СрG-ODN также не наблюдается. Полученное в рамках эксперимента увеличение содержания дендритных клеток с фенотипом CD40⁺CD83⁺ может свидетельствовать об активации Т-клеточного звена иммунного ответа под воздействием микробных агентов у больных ХОБЛ с частыми обострениями.

Сокультивирование стимулированных СрG-ODN класса А дендритных клеток с Т-клетками у больных ХОБЛ без обострений приводит к увеличению содержания лимфоцитов, несущих рецептор к IL-2 (CD25⁺) в отсутствие экспрессии на поверхности клеток маркера памяти – CD45RO: 3,4% (2,4; 5,9) до и 3,9% (2,7; 6,2) после стимуляции (p=0,0044). У больных ХОБЛ с частыми обострениями такой тенденции не было выявлено: клетки с иммунофенотипом CD25⁺CD45RO⁻ составляли 4,0% (1,7; 4,6) до и 4,1% (2,2; 4,2) от общей популяции после стимуляции СрG-ODN класса А. В ответ на стимуляцию СрG-ODN класса В у больных ХОБЛ без

обострений была отмечена тенденция к увеличению CD25⁺CD45⁺ пула Т-лимфоцитов с 3,4% (2,4; 5,9) до 4,3% (2,5; 6,1). Однако ввиду значительной вариабельности фенотипического профиля клеток у пациентов данной группы полученные изменения были статистически не значимыми. Известно, что IL-2 играет ключевую роль в поддержании воспаления при ХОБЛ [6, 7], в связи с чем полученные результаты могут свидетельствовать о дискоординации иммунного ответа при развитии хронической обструктивной болезни легких.

Таким образом, результаты проведенного исследования позволяют объяснить повышенную восприимчивость к бактериальным инфекциям при ХОБЛ особенно в группе лиц с частыми обострениями.

*Исследование выполнено при поддержке гранта РФФИ мол-а,
договор № 26 16-34-00418\16.*

Список литературы

1. Hurst J.R., Vestbo J., Anzueto A. et al. Susceptibility to exacerbation in chronic obstructive pulmonary disease // N. Engl. J. Med. – 2010. – Vol. 363. – P. 1128–1138.
2. Celli B.R., Thomas N.E., Anderson J.A. et al. Effect of pharmacotherapy on rate of decline of lung function in chronic obstructive pulmonary disease: results from the TORCH study // Am. J. Respir. Crit. Care. Med. – 2008. – Vol. 178. – P. 332–338.
3. Spencer S., Calverley P.M., Burge P.S. et al. Impact of preventing exacerbations on deterioration of health status in COPD // Eur. Respir. J. – 2004. – Vol. 23. – P. 698–702.
4. Shaykhiev R., Crystal R.G. Innate immunity and chronic obstructive pulmonary disease: a mini-review // Gerontology. – 2013. – Vol. 59(6). – P. 481–489.
5. Hacker G., Redecke V., Hacker H. Activation of the immune system by bacterial CpG-DNA // Immunology. – 2002. – Vol. 105(3). – P. 245–251.
6. Mat Z., Grensemann B., Yakin Y., Knobloch J. et al. Effect of lipoteichoic acid on IL-2 and IL-5 release from T lymphocytes in asthma and COPD // Int. Immunopharmacol. – 2012. – Vol. 13(3). – P. 284–291.
7. Knobloch J., Chikosi S.J., Yanik S. et al. A systemic defect in Toll-like receptor 4 signaling increases lipopolysaccharide-induced suppression of IL-2-dependent T-cell proliferation in COPD // Am. J. Physiol. Lung Cell Mol. Physiol. – 2016. – Vol. 310(1). – P. 24–39.

ПОДБОР ОПТИМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ РЕАКЦИИ ГЕТЕРОЦИКЛИЗАЦИИ ОРТО-ТРИАЗЕНИЛБЕНЗОЙНЫХ КИСЛОТ

К.В. Орлова, Н.С. Солдатова

Научный руководитель: доцент, к. х. н. М.Е. Трусова
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: orlova.ksenia.val@gmail.com

Химия гетероциклических соединений широко развивающееся направление в органической химии. Синтетические гетероциклы являются важными строительными блоками для огромного количества биологически активных соединений [1–5]. Одним из перспективных направлений синтеза гетероциклических соединений является гетероциклизация *орто*-замещенных триазенов [6]. Интерес к триазенам, как к субстратам для гетероциклизации, обусловлен стабильностью и уникальным электронным строением триазеновой группы [7].

Ранее нами было обнаружено, что *орто*-триазенилбензойные кислоты (1) реагируют с DCC (2) с образованием соответствующего 3-циклогексил-2-(циклогексиламино)хиназолин-4(3H)-она (3), выход которого составил порядка 20% [8] (рис. 1)

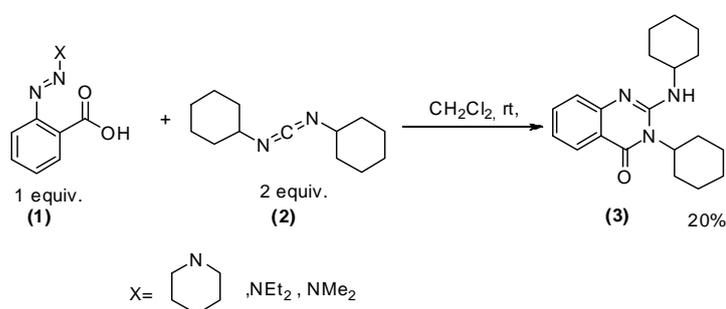


Рис. 1. Синтез 3-циклогексил-2-(циклогексиламино)хиназолин-4(3H)-она

С целью оценки влияния температуры и растворителя на выход продукта реакция была проведена в различных доступных растворителях при комнатной температуре и температуре кипения (табл. 1). Наибольшего выхода продукта удалось добиться, используя ацетонитрил. Кроме того, стоит отметить, что при проведении реакции в тетрагидрофуране наблюдалось образование соответствующей N-ацилмочевины (4) (рис. 2). Так же мы показали, что увеличение температуры мало влияет на выход продукта.

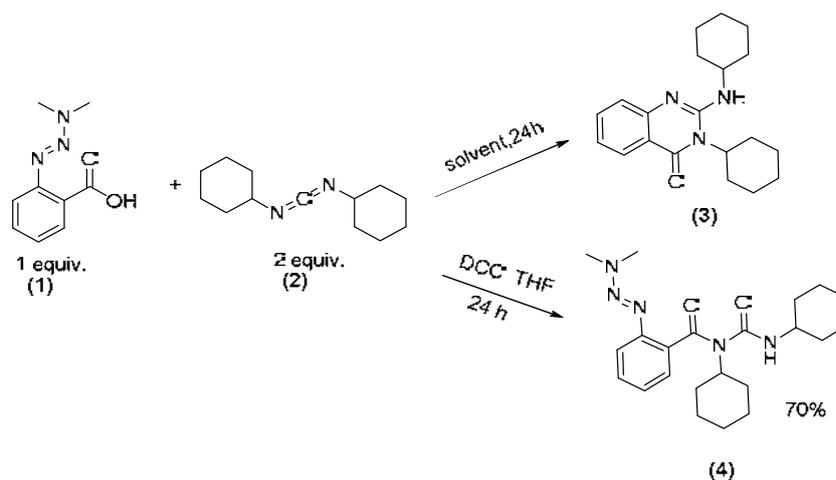


Рис. 2. Синтез 3-циклогексил-2-(циклогексиламино)хиназолин-4(3H)-она в различных растворителях

Далее с целью интенсификации процесса мы провели данную реакцию в условиях микроволнового излучения, при температуре 150°C и мощности 150 Вт (табл. 2). Используя микроволновое облучение, нам удалось значительно сократить время реакции по сравнению с реакцией, проводимой при комнатной температуре.

Таблица 1. Синтез 3-циклогексил-2-(циклогексиламино) хиназолин-4(3H)-она в различных растворителях

Растворитель	Время, ч	Выход, %	
		ком	кип
Четыреххлористый углерод	24	5	
Хлористый метилен	24	2	5
Хлороформ	24	8	0
Толуол	24	4	7
Этилацетат	24	1	9
Ацетонитрил	24	0	2

Таблица 2. Синтез 3-циклогексил-2-(циклогексиламино) хиназолин-4(3H)-она в условиях микроволнового излучения

Растворитель	Время, ч	Выход, %
Хлористый метилен	0,5	44
Хлороформ	1	50
Этилацетат	0,5	47
Этилацетат	1	51
Ацетонитрил	0,5	58
Ацетонитрил	1	55

Полученные данные позволили сделать вывод о том, что наиболее результативной является реакция в условиях микроволнового облучения при температуре 150 °С и мощности 150 Вт в ацетонитриле.

Список литературы

1. Ramesh K., Karnakar K., Satish G. et al. Novel and efficient supramolecular synthesis of pyrroles in the presence of β -cyclodextrin in water // *Chin. Chem. Lett.* – 2012. – Vol. 23. – P. 1331–1334.
2. Yuan S.Z., Liu J., Xu L. A convenient synthesis of pyrroles catalyzed by acidic resin under solvent-free condition // *Chin. Chem. Lett.* – 2010. – Vol. 21. – P. 664–668.
3. Rostami-Charati F., Hossaini Z., Khalilzadeh M.A. et al. Solvent-free synthesis of pyrrole derivatives // *J. Heterocycl. Chem.* – 2012. – Vol. 49. – P. 217–220.
4. Sano T., Horiguchi Y., Toda J. et al. Syntheses of 2-aryl-3-ethoxycarbonyl-D2 -pyrroline-4,5-diones from condensation of enamino-esters with oxalyl chloride // *Chem. Pharm. Bull.* – 1984. – Vol. 32. – P. 497–503.
5. Cheng Y., Yang H., Wang M. et al. Annulation reaction of heterocyclic secondary enamines with dicarboxylic acid dichlorides // *Tetrahedron.* – 2002. – Vol. 58. – P. 2821–283
6. Hudson J.L., Jian H., Leonard A.D. et al. Triazenes as a stable diazonium source for use in functionalizing carbon nanotubes in aqueous suspensions // *Chemistry of Materials.* – 2006. – Vol. 18. – P. 2766–2770;
7. Kimball D.B., Haley M.M. Triazenes: a versatile tool in organic synthesis // *Angewandte Chemie. International Edition.* – 2002. – Vol. 41. – P. 3338–3351.
8. Soldatova N.S. // *Current topics in organic chemistry : book of abstracts of Siberian Winter Conference, Sheregesh, March 20-26, 2015.* – Novosibirsk : NSU, 2015 – P. 192.

СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ЙОД-СОДЕРЖАЩИХ ВЕРДАЗИЛЬНЫХ РАДИКАЛОВ

П.В. Петунин, Е.А. Мартышко

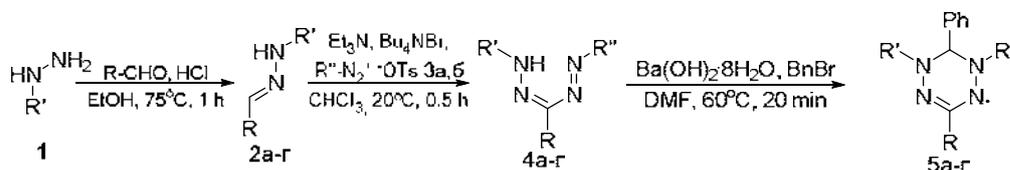
Научные руководители: доцент, к. х. н. М.Е. Трусова; доцент, к. х. н. П.С. Постников
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: petuninpavel@tpu.ru

Исследование различных радикалов и систем радикалов является одним из важных направлений современной органической химии. Стабильные радикалы применяются как магнитные материалы [1], электролиты в органических солнечных батареях [2], спиновые метки [3], как катодные материалы для органических аккумуляторов [4].

Одним из типов органических радикалов являются вердазильные радикалы. Обычно данный тип радикалов является устойчивым к воздействию влаги и кислорода, а также стабильны в твердом виде. И при растущем интересе к формированию полирадикальных систем необходимы методы, позволяющие объединять готовые радикальные блоки в единые молекулы. Наиболее перспективным является использование палладий-катализируемых реакций кросс-сочетания. Однако к настоящему времени отсутствуют примеры синтеза и изучения йод-содержащих вердазильных радикалов как эффективных реагентов для сборки полирадикалов. В связи с этим получение данных соединений является актуальным.

Синтез радикалов осуществлялся в соответствии с известной стратегией: конденсация гидразина **1** с ароматическим альдегидом дает гидразон **2**, который в основных условиях реагирует с ароматической солью диазония **3**, давая формазан **4**. Далее формазан в основных условиях алкилируется бромистым бенzilом с последующей циклизацией и окислением кислородом воздуха давая вердазил **5**. Для синтеза формазанов были впервые применены стабильные арендиазоний тозилаты, позволяющие вести реакцию в гомогенных условиях, что значительно ускоряет время реакции. Также нами было найдено, что проведение реакции циклизации формазанов через последовательное образование формазаната бария, к которому прибавляется небольшой избыток алкилирующего агента позволяет резко уменьшить количество бариевого катализатора и сократить время реакции до 20 минут в сравнении с известными литературными методами [5]. Результаты синтеза радикалов представлены в таблице 1.

Таблица 1. Синтез вердазильных радикалов **5а-г** из соответствующих формазанов **4а-г**.



Радикал	R	R'	R''	Выход 2 , %	Выход 4 , %	Выход 5 , %
5а				80	64	91
5б				78	57	89
5в				82	62	90
5г				79	65	88

Структура радикалов **5а,б,г** была установлена методом рентгеноструктурного анализа монокристаллических образцов, полученных медленным изотерическим испарением раствора радикала в ацетонитриле. Структура радикала **1б** представлена на рисунке 1.

Анализ геометрии вердазильного цикла (табл. 2) показывает, что симметричные радикалы **5а,б** имеют практически равные длины связей C-N и N-N, что указывает на наличие высоко-сопряженной системы N2-N1-C1-N4-N3, в которой атомы азота практически эквивалентны. В отличие от радикалов **5а,б** радикал **5г** имеет несимметричный цикл (отличие длин связей отмечено красным).

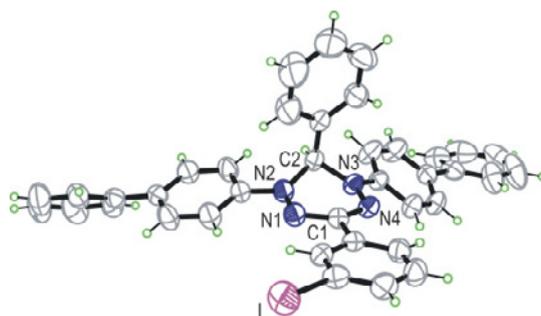


Рис. 1. Структура радикала **5б**

Таблица 2. Анализ структуры радикалов **5а,б,г**.

Связь	Длина связи, Å			
	5а	5б молекула 1	5б молекула 2	5г
N2 – C2	1.456(3)	1.448(5)	1.444(5)	1.459
N3 – C2	1.464(3)	1.456(4)	1.455(4)	1.463
N1 – N2	1.355(3)	1.358(4)	1.353(4)	1.370
N3 – N4	1.355(3)	1.355(4)	1.355(4)	1.358
N1 – C1	1.340(3)	1.342(4)	1.337(4)	1.329
N4 – C1	1.332(3)	1.333(4)	1.339(4)	1.336

Для полученных радикалов были сняты спектры электронного парамагнитного резонанса (ЭПР). Спектр радикала **5а** изображен на рисунке 2 (остальные радикалы имеют аналогичный вид).

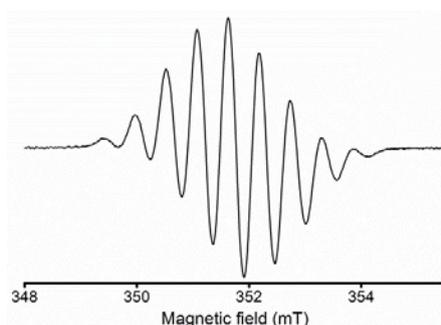


Рис. 2. Спектр ЭПР радикала **5а**

Таким образом, нами впервые получены и охарактеризованы вердазильные радикалы, содержащие в своей структуре легкоходящие заместители для последующего применения в реакциях кросс-сочетания.

Список литературы

1. Koivisto B.D., Hicks R.G. The magnetochemistry of verdazyl radical-based materials // Coordination chemistry reviews. – 2005. – Vol. 249, No. 23. – P. 2612–2630.
2. Kato F. et al. Nitroxide radicals as highly reactive redox mediators in dye-sensitized solar cells // Angewandte Chemie International Edition. – 2012. – Vol. 51, No. 40. – P. 10177–10180.
3. Sato S. et al. Evaluation of glucose-linked nitroxide radicals for use as an in vivo spin-label probe // Spectrochimica Acta Part A: Molecular and Biomolecular Spectroscopy. – 2014. – Vol. 124. – P. 322–327.
4. Xu L. et al. Synthesis and properties of novel TEMPO-contained polypyrrole derivatives as the cathode material of organic radical battery // Electrochimica Acta. – 2014. – Vol. 130. – P. 148–155.
5. Hicks R.G. Verdazyls and related radicals containing the hydrazyl [R2N NR] Group // Stable Radicals: Fundamentals and Applied Aspects of Odd-Electron Compounds. – 2010. – P. 245–279.

СИНТЕЗ ХЕЛАТИРУЮЩЕГО АГЕНТА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ РАДИОФАРМАЦЕВТИЧЕСКИХ ПРЕПАРАТОВ

Е.В. Подрезова¹, В.В. Подрезов¹, А.М. Мацевский²

Научные руководители: профессор, д. х. н. М.С. Юсубов¹; доцент, к. ф. н. М.С. Ларькина²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Сибирский государственный медицинский университет

E-mail: katerina.podrezova06@mail.ru

В последнее время значительное развитие в диагностике и терапии раковых заболеваний получили радиофармпрепараты (РФП). Эти вещества предназначены для наблюдения и оценки физиологических функций отдельных внутренних органов.

В настоящее время широкий интерес представляют радиофармпрепараты на основе ^{99m}Tc , ^{188}Re с различными лигандами. Применение технеция обусловлено как его уникальными свойствами, так и благоприятными ядерно-физическими характеристиками его основного изотопа ^{99m}Tc (относительно короткий период полураспада – 6,02 ч и низкая энергия гамма-излучения) [1]. Характер распределения РФП в организме определяется различными факторами. Одними из основных факторов являются выбор биологически активного соединения (молекулы-носителя), которая определяет мишень для РФП и его распределение в организме, а также выбор функционального хелатирующего агента, который прочно связан с радиоизотопом. Проанализировав существующие подходы к синтезу функционального хелатирующего агента, установлено, что прочными, стабильными и устойчивыми являются комплексы, связанные с атомом азота, серы и кислорода [2]. Известно, что в настоящее время с использованием хелатного центра, содержащий атомы азота (бис(пиридин-2-илметил)амин)), получают меченный человеческий инсулин (рис. 1) [3].

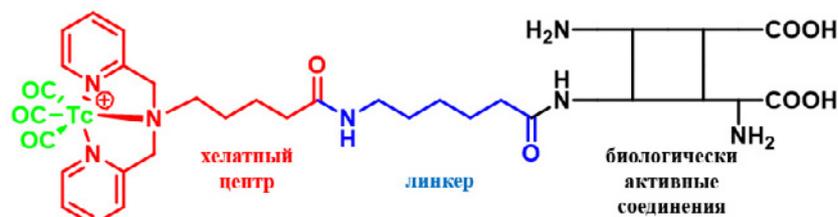


Рис. 1. Меченный человеческий инсулин

Данная работа является продолжением работ по разработке и оптимизации синтеза хелатирующего агента из циклических алифатических кетонов. Так, ранее нами был разработан способ получения 6-ди(пиридин-2-илметил)гексановой кислоты как прекурсора для создания центров хелатирования металлов [4, 5].

Однако, для образования амидной связи с биологически активными соединениями необходима активация карбоксильной группы, поскольку она имеет низкую ацилирующую способность. Для этого мы оптимизировали известный способ активации с использованием N-гидроксисукцинимид в присутствии дициклогексилкарбодиимида для 6-ди(пиридин-2-илметил)гексановой кислоты.

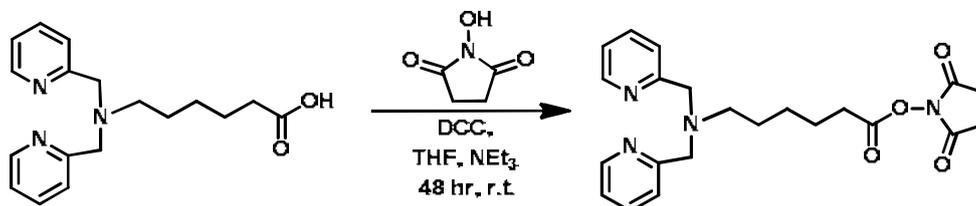


Рис. 2. Схема активации карбоксильной группы

Эмпирическим путем были подобраны условия реакции (время, температурный режим, растворитель). Важным в данной работе явился подбор растворителя для проведения синтеза, использование таких растворителей как вода, ацетонитрил, метилхлорид, диметилформамид показало очень низкие выходы целевого продукта. Оптимальным оказался растворитель безводный тетрагидрофуран, в среде которого существенно повышался выход продукта. Таким образом, реакция протекает при комнатной температуре в среде безводного тетрагидрофурана в присутствии триэтиламина, (т.к. исходная кислота в форме гидрохлорида, необходимо проводить ее депротонизацию), а также в присутствии N-гидроксисукцинимид и

дициклогексилкарбодимида, как водоотнимающего агента. Повышение температуры реакции приводит к снижению выхода целевого продукта. Оптимальным временем синтеза является 48 часов, в течение которых достигается максимальный выход целевого продукта 90 %. Полученный описанным способом хелатирующий агент может быть успешно применен для разработки технеций-99м содержащих РФП.

Список литературы

1. Technetium-99m radiopharmaceuticals : manufacture of kits. – Vienna : International Atomic Energy Agency, 2008. – 189 p.
2. Ardestani M.S., Arabzadeh A.J., Heidari Z. et al. Novel and facile methods for the synthesis of DTPA-mono-amide: a new completely revised strategy in radiopharmaceutical chemistry // J. Radioanal Nucl. Chem. – 2010. – Vol. 283. – P. 447–455.
3. Sundararajan C. Synthesis and characterization of rhenium and technetium-99m labeled insulin // Journal of Medicinal Chemistry. – 2010. – Vol. 53. – P. 2612–2621.
4. Пат. 2404812 РФ, МПК8:С07С55/00 Способ получения ω-иодоалифатических карбоновых кислот и их эфиров / М.С. Юсубов., В.В. Жданкин, М.С. Ларькина, Л.А. Дрыгунова; Заявлено 21.08.2012; Опубл. 27.09.2013. Бюл. № 27
5. Kulibaba E.V., Larkina M.S. New syntheses of bis(2-pyridylmethyl)amino acid // IX international conference of young scientists on chemistry «Mendeleev 2015». – Saint Petersburg, 2015. – P. 250.

АЦЕТИЛИРОВАНИЕ ТЕРПЕНОВ В ПРИСУТСТВИИ ИОННЫХ ЖИДКОСТЕЙ

С.А. Попова

Институт химии Коми НЦ УрО РАН
E-mail: popsyz@yandex.ru

Эфиры терпенов нашли широкое применение в парфюмерии и медицине. Изоборнилацетат является промежуточным продуктом в синтезе камфары [1], используется как компонент пищевых эссенций, отдушек мыла и товаров бытовой химии [2]. Традиционно терпеновые производные получают путем кислотно-катализируемого взаимодействия терпенов по типу Фриделя–Крафтса в присутствии минеральных кислот. Однако этот процесс имеет ряд недостатков, поэтому в условиях все возрастающих экологических требований к производству применение таких катализаторов становится неприемлемым. В качестве катализаторов получения терпеновых эфиров использовались гетерополиоксикислоты [3], цеолиты [4], твердые кислотные катализаторы [5], ионообменные смолы [6]. В последнее время все больше обращают на себя внимание катализаторы на основе ионных жидкостей. Низкая летучесть, умеренная термическая стабильность, регенерируемость и экологическая безопасность делают ионные жидкости (ИЖ) жизнеспособной альтернативой широко применимым катализаторам в процессах современной синтетической химии [7].

В данной работе исследовано ацетилирование камфена I, α - и β -пиненов (III и IV соответственно) в присутствии синтезированных ионных жидкостей с катионами алкилимидазолия и алкилпиридиния (рис. 1).

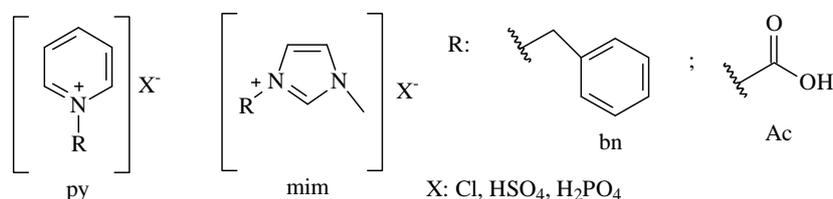


Рис. 1

Реакцию проводили при мольном отношении камфен: уксусная кислота: ИЖ 1:5:0.1 при 55 °С. Ацетилирование камфена I избытком уксусной кислоты (рис. 2) в присутствии дигидрофосфатных ИЖ протекает с незначительным уровнем конверсии (10–17%). Ионные жидкости с гидросульфатным анионом эффективно катализируют ацетилирование камфена. Так использование [bnmim]HSO₄ в качестве катализатора способствует выходу изоборнилацетата II 72%, а [bnpy]HSO₄ 86% соответственно (4 ч).

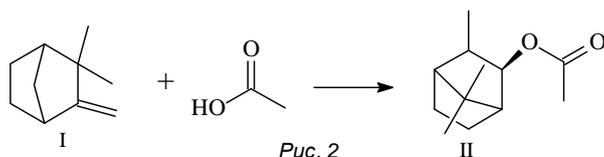


Рис. 2

Ацетилирование α - и β -пиненов (III и IV соответственно) в присутствии [bnpy]HSO₄ при 55 °С в течение 4 ч протекало неселективно и приводило к смеси соединений, основным из которых является терпенилацетат V (рис. 3). Кроме продукта ацилирования в процессе кислотно-катализируемой перегруппировки пинена образовывались камфен I, лимонен VI и терпинен VII. Конверсия исходного терпена была выше в случае α -пинена (80%), для β -пинена – 60%, однако селективность образования терпенилацетата была несколько выше в случае β -пинена (20 и 33% соответственно).

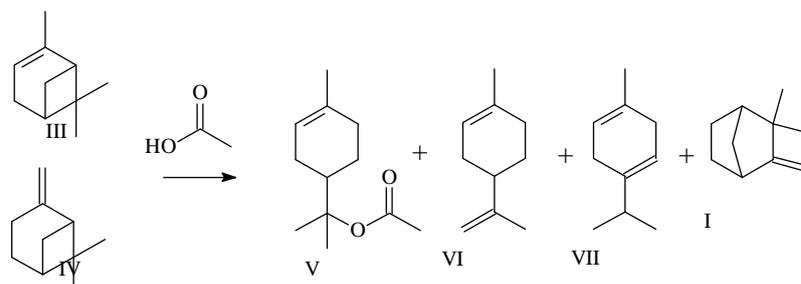


Рис. 3

Таким образом, ацелирование камфена в присутствии гидросульфатных ионных жидкостей протекает с селективным образованием изоборнилацетата, максимальный выход которого 86% достигнут при использовании $[\text{npny}]\text{HSO}_4$. Однако, реакция α - и β -пиненов с уксусной кислотой в присутствии $[\text{npny}]\text{HSO}_4$ не привела к образованию продуктов ацилирования с высоким выходом.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ
(грант 16-33-00540 мол_а).*

Список литературы

1. Рудаков Г.А.. Химия и технология камфары. – М. : Лесная промышленность, 1976. – 208 с.
2. Хейфиц Л.А., Дашунин В.М.. Душистые вещества и другие продукты для парфюмерии. – М. : Химия. 1994. – 256 с.
3. de Meireles A.L.P., da Silva Rocha K.A., Kozhevnikov I.V., Gusevskaya E.V. Esterification of camphene over heterogeneous heteropoly acid catalysts: Synthesis of isobornyl carboxylates // Applied Catalysis A: General. – 2011. – Vol. 409–410. – P. 82–86.
4. Castanheiro J.E., Fonseca I.M., Ramos A.M. et al. Acetoxylation of camphene catalyzed by beta zeolite // Catalysis Communication. – 2008. – Vol. 9. – P. 2205–2208.
5. Machado J., Castanheiro J.E., Matos I. et al. SBA-15 with sulfonic acid group as a green catalyst for the acetoxylation of α -pinene // Microporous and Mesoporous Materials. – 2012. – Vol. 163. – P. 237–242.
6. Liu D., Guan Q., Fang D., Tao A. Kinetics of camphene esterification to isobornyl acetate // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 233–235. – P. 990–998.
7. Wassrscheid P., Welton T. Ionic liquids in synthesis. – Stuttgart : Wiley-VCH, 2002. – 355 p.

СИНТЕЗ ХЛОРМЕТИЛЕНОВЫХ ПРОИЗВОДНЫХ ФЕНОЛГЛИКОЗИДОВ

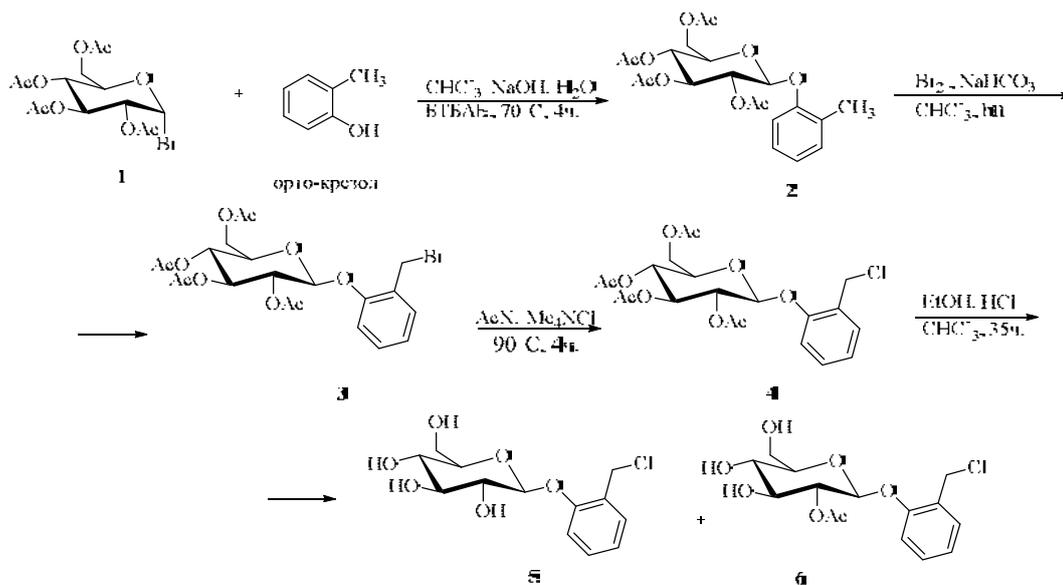
Д.А. Романова

Научный руководитель: ст. преподаватель, к. х. н. Е.В. Степанова
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: da.romanova.93@gmail.com

Одним из наиболее известных представителей фенолгликозидов является салицин. Он встречается в разных частях растений, но чаще всего в коре семейства ивовые [1]. В настоящее время к семейству этих растений проявляется большой интерес, так как на их основе изготавливают массу средств, обладающих противовоспалительными, жаропонижающими и мочегонными качествами.

Известно, что введение галогенов в фармпрепараты может значительно ее увеличивать их фармакологическую активность. Так, если гидроксигруппу салицина заменить на бром или хлор, можно ожидать изменение фармакологических свойств препарата. Однако в литературных источниках нам не удалось найти синтезы этих или подобных гликозидов. Поэтому целью нашей работы является разработка методов полного синтеза хлорметиленовых производных салицина.

В состав рассматриваемых гликозидов входит глюкоза, поэтому получение нашего вещества начинается с получения ацетобромглюкозы **1**, которая является хорошим гликозил-донором для получения арилгликозидов. Далее проводили гликозилирование *o*-крезола ацетобромглюкозой **1** с использованием КФП (бензил третбутил аммоний бромид) в двухфазной системе. Затем полученный гликозид **2** бромировали радикально на свету, с получением монобромпроизводного **3**. Далее провели замещение брома на хлор по реакции нуклеофильного замещения при помощи тетраметиламмоний хлорида [2] с получением гликозида **4**. На конечном этапе провели снятие ацетильных групп в системе HCl-EtOH-CHCl₃ [3]. Реакция потребовала 35 часов для соединения **5** и **6**, после чего продукты разделяли посредством колоночной хроматографии.



Таким образом, нам впервые удалось снять ацетильные группы гликозида **4** с сохранением связи C-Cl в кислых условиях. А, кроме того, нам также удалось выделить продукт **6**, содержащий одну ацетильную группу, который может в дальнейшем быть использован как строительный блок для получения природных гликозидов.

Работа была выполнена в рамках гранта РФФИ № 14-03-00743.

Список литературы

1. Химический анализ лекарственных растений. Учебное пособие для фармацевтических вузов / Е.Я. Ладыгина, Л.Н. Сафронич, В.Э. Отряшенкова и др. ; под ред. Н.И. Гринкевич, Л.Н. Сафронич. – М. : Высшая школа, 1983. – 176 с.
2. Briggs J.C. et al. // Journal of the Chemical Society, Perkin Transactions 1: Organic and Bio-Organic Chemistry (1972-1999). – 1995. – Vol.1. – P. 27–32.
3. Stepanova et al. // Carbohydr. Res. – 2014. – Vol. 388. – P. 105.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИТОКИНОВОЙ СЕКРЕЦИИ У ПАЦИЕНТОВ С ТЕРАПЕВТИЧЕСКИ РЕЗИСТЕНТНОЙ БРОНХИАЛЬНОЙ АСТМОЙ

Е.А. Русакова, К.В. Невская, Н.А. Кириллова, В.А. Петров

Научный руководитель: В.А. Петров
Сибирский государственный медицинский университет
E-mail: rusakova.evg@gmail.com

Бронхиальная астма – одно из самых распространенных хронических бронхолегочных заболеваний, сопряженное со значительным социальным и экономическим ущербом. Бронхиальной астмой страдает более 300 миллионов человек по всему миру [1], что приводит к высокими прямыми (медикаментозное обеспечение, экстренная медицинская помощь), так и косвенными (длительные периоды нетрудоспособности, выплаты по инвалидности) затратами ресурсов здравоохранения [2]. Это заболевание характеризуется полифенотипичностью и гетерогенностью течения и патогенетически связано с развитием легочного воспаления и поляризацией Th2 звена иммунного ответа. Наряду с “классическими” формами бронхиальной астмы, чувствительными к лечению, существует фенотип астмы, связанный с резистентностью к терапии, в частности кортикостероидной [3]. Отсутствие ответа на кортикостероидную терапию является серьезной клинической проблемой. До 24 % больных тяжелой астмой резистентны к кортикостероидам, более того, клинически определить резистентность больного к кортикостероидной терапии достаточно сложно [Clemmer G.L. et al., 2015]. Причины, приводящие к развитию лекарственной резистентности у больных бронхиальной астмы на данный момент недостаточно понятны. Данная работа направлена на поиск возможных механизмов развития терапевтической резистентности у пациентов с бронхиальной астмой.

В исследование были включены 30 пациентов: 10 пациентов экспериментальной группы (терапевтически-резистентная бронхиальная астма), 10 пациентов группы сравнения (тяжелая бронхиальная астма без резистентности) и 10 пациентов контрольной группы (без проявлений бронхиальной астмы и атопии) у которых был проведен забор периферической венозной крови. Для оценки цитокиновой секреции из крови пациентов методом градиентного центрифугирования была выделена лимфоцитарная фракция. Далее, выделенные клетки были прокультивированы в полной питательной среде с добавлением стимулятора конканавалина А и без него. После этого в кондиционных средах была оценена цитокиновая секреция IL-2, IL-12, TNF-alpha, IL-4, IL-5 и IL-6 с использованием ИФА-наборов eBioscience согласно рекомендациям производителя. Для оценки вклада диагноза пациентов в совокупный профиль цитокиновой секреции проводился расчет матриц расстояния между пациентами в метрике Канберра с последующим неметрическим многомерным шкалированием и оценкой достоверности и степени влияния диагноза с использованием непараметрического дисперсионного анализа с расчетом р-значений при 9999 перестановках. Корреляция между матрицами расстояний до и после стимуляции конканавалином А оценивалась с использованием прокрустового анализа и теста Мантела. Для оценки различий в концентрации цитокинов в группах в зависимости от заболевания использовался критерий Краскела-Уоллиса и Манна-Уитни, при анализе зависимых данных использовался модифицированный критерий Манна-Уитни. Статистический анализ проведен в пакетах stats и vegan, визуализация выполнена в пакете ggplot2 языка программирования R. Различия считались достоверными при значениях $p < 0,05$ после применения поправки на множественное сравнение по Бенджамини–Хохбергу. Значения приведены в виде Median [Q1; Q3] пг/мл.

При оценке влияния диагноза на совокупный профиль цитокиновой секреции было установлено, что диагноз пациента вносит достоверный вклад в профиль цитокиновой секреции лимфоцитами до стимуляции конканавалином А ($R^2=0,15$, $p=0,004$), однако после стимуляции вклад диагноза в вариабельность концентрации цитокинов недостоверен ($R^2=0,13$, $p=0,05$). Статистически достоверной корреляции между матрицами расстояний до и после стимуляции не установлено (прокрустов анализ: $R^2=0,34$, $p=0,11$; тест Мантела: $R^2=0,1$, $p=0,21$).

При сравнении концентраций отдельных цитокинов между пациентами с различной патологией было установлено, что у пациентов с терапевтически резистентной бронхиальной астмой статистически достоверно повышается секреция цитокинов IL-4 (резистентная бронхиальная астма 17,64 [16,85; 18,43] пг/мл, тяжелая бронхиальная астма 13,68 [9,73; 15,66] пг/мл, контрольная группа 16,45 [14,67; 18,23] пг/мл; $p=0,0081$) и IL-2 (резистентная бронхиальная астма 17,64 [16,85; 18,43] пг/мл, тяжелая бронхиальная астма 13,68 [9,73; 15,66] пг/мл, контрольная группа 16,45 [14,64; 18,23] пг/мл; $p=0,0081$) по сравнению с пациентами с тяжелой бронхиальной астмой.

При сравнении цитокиновой секреции внутри групп в зависимости от стимуляции было получено, что у пациентов с тяжелой бронхиальной астмой при стимуляции отмечалось повышение концентраций 5 из 6 цитокинов: IL-6 (0,77 [0,63; 2,08] пг/мл против 5,52 [3,16; 13,77] пг/мл; $p=0,006$), IL-4 (1,85 [0,60; 2,47] пг/мл против 4,72 [2,16; 7,10] пг/мл; $p=0,0135$), IL-2 (13,68 [9,73; 15,66] пг/мл против 22,78 [14,67; 30,29] пг/мл; $p=0,015$), IL-5 (0,64 [0,30; 0,86] пг/мл против 5,84 [2,74; 11,75] пг/мл; $p=0,006$), а также TNF-alpha (1,10 [0,17; 1,97] пг/мл против 23,43 [5,66; 28,34] пг/мл; $p=0,012$). У пациентов контрольной группы стимуляция приводила к статистически достоверному повышению концентрации 4 из 6 цитокинов: IL-6 (3,61 [1,70; 5,68] пг/мл против 14,31 [7,93; 18,44] пг/мл; $p=0,004$), IL-4 (2,72 [2,16; 3,29] пг/мл против 5,10 [3,72; 6,04] пг/мл; $p=0,041$), IL-5 (0,64 [0,25; 1,02] пг/мл против 4,29 [2,74; 6,68] пг/мл; $p=0,004$), а также TNF-alpha (0,45 [0,23; 3,38] пг/мл против

26,71 [14,88; 52,75] пг/мл; $p=0,004$). У пациентов с терапевтически резистентной бронхиальной астмой в ответ на стимуляцию отмечалось повышение лишь TNF-alpha (1,10 [0,34; 6,20] пг/мл против 22,15 [13,25; 64,58] пг/мл; $p=0,029$) и IL-5 (1,10 [0,34; 6,20] пг/мл против 7,27 [3,07; 70,22] пг/мл; $p=0,029$).

Повышенная концентрация IL-2 в группе у пациентов с терапевтической резистентностью предположительно может объясняться нарушением механизмов дифференцировки Т-лимфоцитов на путь регуляторных Т-клеток, как следствие, недостаток противовоспалительной активности и компенсаторное повышение экспрессии IL-2. Повышенная концентрация IL-4 у пациентов с терапевтической резистентностью может быть объяснена общим воспалительным фоном у больных с резистентной астмой. Слабый ответ на стимуляцию конканавалином А в группе пациентов с терапевтически резистентной бронхиальной астмой может быть объяснен нарушением прохождения сигнала от рецептора к ядру клетки.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ мол_а 16-34-00778 «Исследование направленности иммунного ответа и генетической экспрессии у больных с тяжелой терапевтически-резистентной бронхиальной астмой»

Список литературы

1. Lambrecht B.N., Hammad H. The immunology of asthma // Nat. Immunol. – 2015, Jan. – Vol. 16(1). – P. 45–56.
2. Loddenkemper R., Gibson G.J., Sibille Y. The burden of lung disease in Europe: why a European White Book on lung disease? // Eur. Respir. J. – 2003, Dec. – Vol. 22(6). – P. 869.
3. Lo C.Y., Michaeloudes C., Bhavsar P.K. et al. Increased phenotypic differentiation and reduced corticosteroid sensitivity of fibrocytes in severe asthma // J. Allergy Clin. Immunol. – 2015, May. – Vol. 135(5). – P. 1186-1195.e1-6.
4. Clemmer G.L., Wu A.C., Rosner B. et al. Measuring the corticosteroid responsiveness endophenotype in asthmatic patients // J. Allergy Clin. Immunol. – 2015, Aug. – Vol. 136(2). – P. 274–281.e8. – doi: 10.1016/j.jaci.2015.03.029.

СИНТЕЗ НЕСИММЕТРИЧНО ЗАМЕЩЕННЫХ ДИФЕНИЛАМИНОВ В КАЧЕСТВЕ ПРЕДШЕСТВЕННИКОВ СИНТЕТИЧЕСКИХ АНАЛОГОВ ИНТЕРЛЕЙКИНА-4

Д.М. Сваровская, К.С. Станкевич

Научные руководители: профессор, д. х. н. А.И. Хлебников; профессор, д. х. н. В.Д. Филимонов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: da-56789@mail.ru

Интерлейкин-4 (ИЛ4) является многофункциональным цитокином, секретируемым Th2-клетками, тучными клетками, эозинофилами и др. [1]. ИЛ4 играет ключевую роль в формировании Th2-опосредованного аллергического иммунного ответа. На молекулярном уровне он способствует развитию таких болезней как артрит, атопический дерматит и др. [2]. С другой стороны, ИЛ4 обладает сильным противовоспалительным эффектом за счет своей способности изменять фенотип макрофагов – ключевых клеток иммунной системы [3–4]. Таким образом, возможно управлять реакциями иммунной системы человека за счет как ингибирования, так и направленного стимулирования секреции ИЛ4. На данный момент разрабатываются аналоги ИЛ4 белковой природы, однако они требуют специальных условий хранения и имеют высокую стоимость. По сравнению с ними малые синтетические аналоги ИЛ4 могут храниться в обычных условиях длительное время, являются более дешевыми и доступными для массового производства. Поэтому дизайн и синтез подобных аналогов является актуальной задачей. Нами был проведен рациональный *de novo* дизайн малых синтетических аналогов ИЛ4, и выявлены соединения-кандидаты, имеющие энергию связывания с ключевым сайтом рецептора, близкую к теоретическому минимуму. Структуры молекул разрабатывались с позиции доступности синтонов и простоты проведения синтеза. Было обнаружено, что одним из перспективных для функционализации скаффолдов является дифениламин.

Целью данной работы было получение несимметрично замещенных дифениламинов в качестве предшественников синтетических аналогов ИЛ4.

Нами была разработана схема синтеза ранее неизвестного соединения – 2,2'-динитро – 4,4'-диформил-N-аллилдифениламина, который является общим предшественником для ряда соединений-кандидатов с дифениламинным скаффолдом (рис. 1).

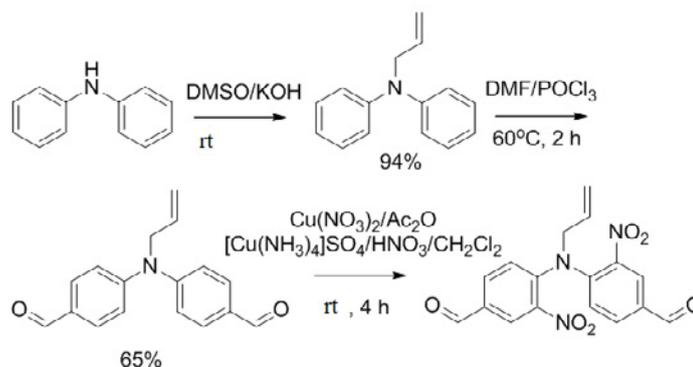


Рис. 1

Аллильный заместитель вводился на первой стадии в качестве защитной группы перед последующим формилированием по Вильсмейеру–Хааку. Аллирование бромистым аллилом проводилось в суперосновной среде ДМСО-КОН согласно методу, описанному в работе [5]. Использованный метод позволяет проводить реакцию в мягких условиях с высоким выходом продукта (94%) (Спектры ЯМР ¹H снимали на приборе Bruker AV300 (Швейцария) с рабочей частотой 300 МГц, внутренний стандарт – ГМДС ЯМР ¹H (CDCl₃, δ, м.д., J, Гц): 4.35–4.45 м (2H, N-CH₂), 5.15–5.36 м (2H, =CH₂), 5.89–6.04 м (1H, CH), 6.9–7.4 м (10H, Ph)).

Для формилирования использовали реагент Вильсмейера–Хаака – ДМФА-РОСl₃. При температуре 60 °С в течение 2 ч был получен ранее неизвестный 4,4'-диформил-N-аллилдифениламин (Спектры ЯМР ¹H снимали на приборе Bruker AV300 (Швейцария) с рабочей частотой 300 МГц, внутренний стандарт – ГМДС. ЯМР ¹H (CDCl₃, δ, м.д., J, Гц): 4.47–4.54 м (2H, N-CH₂), 5.18–5.28 м (2H, =CH₂), 5.83–5.97 м (1H, CH), 7.19 д (4H, J 7 Гц, H-2, H-2'), 7.78 д (4H, J 7 Гц, H-3, H-3'), 9.85 с (2H, CHO)) с умеренным выходом (65%) [6]. Это соединение обуславливает возможность дальнейшей несимметричной функционализации, например, путем монооксимирования и последующего восстановления. Согласно расчетам, лиганд-рецепторное взаимодействие является весьма эффективным, если в соединении присутствуют аминогруппы в орто-положении по отношению к центральному атому азота. Для нитрования 4,4'-диформил-N-аллилдифениламина были использованы различные нитрующие системы: HNO₃/HSO₄, HNO₃/Ac₂O, Cu(NO₃)₂/Ac₂O [7], [Cu(NH₃)₄]SO₄/HNO₃/CH₂Cl₂ [8]. Нитрование проводили при охлаждении и интенсивном перемешивании. Было обнаружено, что нитрование в присутствии концентрированной азотной кислоты (HNO₃/HSO₄, HNO₃/Ac₂O) без растворителя приводит к

осмолению продукта. В более мягких условиях нами был зафиксирован 2,2'-динитро – 4,4'-диформил-N-аллилдифениламин.

В дальнейшем планируется получение несимметричного-промежуточного соединения путем монооксимирования-восстановления с дальнейшей функционализацией и снятием аллильной защиты.

Исследование выполнено при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-33-00528 мол_а.

Список литературы

1. May R.D., Fung M. Strategies targeting the IL-4/IL-13 axes in disease // *Cytokine*. – 2015. – Vol. 75. – P. 89–116. – doi: 10.1016/j.cyto.2015.05.018.
2. Fahy J.V. Type 2 inflammation in asthma – present in most, absent in many // *Nat. Rev. Immunol.* – 2014. – Vol. 15. – P. 57–65. – doi: 10.1038/nri3786.
3. Sridharan R., Cameron A.R., Kelly D.J. et al. Biomaterial based modulation of macrophage polarization: a review and suggested design principles // *Mater. Today*. – 2015. – Vol. 18. – P. 313–325. – doi: 10.1016/j.mattod.2015.01.019.
4. Spiller K.L., Nassiri S., Witherel C.E. et al. Sequential delivery of immunomodulatory cytokines to facilitate the M1-to-M2 transition of macrophages and enhance vascularization of bone scaffolds // *Biomaterials*. – 2015. – Vol. 37. – P. 194–207. – doi: 10.1016/j.biomaterials.2014.10.017.
5. Ахмеджанов Р.Р., Набока О.И., Шилов В.В. и др. Спектральное исследование комплексов микросомального цитохрома р-450 печени с производными имидазола, бензотриазола, феноксазина и дифениламина // *Химико-фармацевтический журнал*. – 2000. – Т. 34, № 1. – С. 38–42.
6. Vishnumurthy K.A. New diphenylamine-based donor–acceptor-type conjugated polymers as potential photonic materials // *Reactive & Functional Polymers*. – 2011. – No. 71. – P. 1119–1128.
7. Ling-Yan Chen, Tao Liu, Xiaokun Zhou, Zhihua Sun. A practical approach for regioselective mono-nitration of phenols under mild conditions // *ARKAT-USA*. – 2014. – P. 64–71.
8. Amina A.S., Kumar Y.A., Arifuddin M. et al. Mild and efficient nitration of aromatic compounds mediated by transition-metal complexes // *Synthetic Communications*. – 2011. – Vol. 41, Issue 19. – P. 2946–2951.

РАЦИОНАЛЬНЫЙ *IN SILICO* ДИЗАЙН МАЛЫХ СИНТЕТИЧЕСКИХ АНАЛОГОВ ИНТЕРЛЕЙКИНА-4

К.С. Станкевич, А.И. Хлебников

Научный руководитель: профессор, д. х. н. В.Д. Филимонов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: xenia.st88@gmail.com

Интерлейкин-4 (IL4) был открыт в 1980-х годах как фактор, способный усиливать пролиферативный ответ В-клеток на анти-иммуноглобулины [1]. В настоящее время известно, что он играет ключевую роль в аллергическом ответе, обусловленном реакцией Th2-клеток, а также в развитии ряда других заболеваний [2]. С другой стороны, IL4 способен влиять на фенотипическую поляризацию макрофагов, приводя к генерации M2 фенотипа, для которого характерна секреция противовоспалительных цитокинов [3]. Если в первом случае актуальной задачей является создание ингибиторов IL4, то во втором – создание соединений, способных стимулировать секрецию IL4. Целью представленной работы был рациональный дизайн синтетических аналогов IL-4 на основании знания о кристаллической структуре комплекса IL4-IL4R (структура 3BPL в Protein Data Bank).

Мы сформулировали ряд основных принципов дизайна подобных малых аналогов и, объединив их со “scaffold hopping” подходом [4], предложили структуры 250 соединений, которые потенциально могут взаимодействовать с IL-4R α цепью рецептора IL4R. В программе Molegro Virtual Docker (MVD) нами был выполнен молекулярный докинг этих лигандов в место связывания рецептора IL-4R α с IL4. В результате молекулярного докинга были найдены три благоприятные геометрические позиции лиганда внутри связывающего центра – “ножницы”, “летучая мышь” и “промежуточная”. Соответствующие позы имеют низкую общую энергию связывания с рецептором и эффективно взаимодействуют с ключевыми остатками (Asp72, Tyr183) (рис. 1). Наилучшие из полученных поз, имевшие потенциальную энергию, близкую к теоретическому минимуму, были охарактеризованы общей энергией связывания с IL-4R α и парциальными энергиями взаимодействия с ключевыми аминокислотными остатками (Asp72, Tyr183).

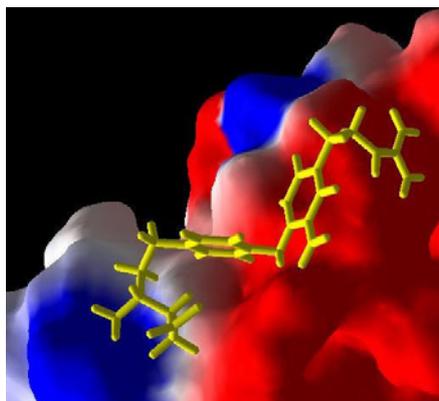


Рис. 1. Лиганд DiphA1am в конформации “летучая мышь” в сайте связывания IL4 и IL-4R α

Были построены SAR модели на основании представления химических структур атомными парами, рассчитанными в оригинальной программе CHAIN [5]. В результате были идентифицированы соединения-кандидаты, являющиеся вероятными миметиками цитокина IL-4. Кроме того, с применением SAR-моделирования было предложено дополнительное соединение, которое является вероятным миметиком цитокина IL-4 при взаимодействии с цепью рецептора IL-4R α . Построенные SAR модели базируются на легко вычисляемых дескрипторах и позволяют классифицировать большие ряды химических структур со сходной топологией без проведения трудоемкого докинга.

Предложенные в качестве аналогов IL4 соединения могут быть синтезированы из недорогих и доступных скаффолдов (дифениламин, дифениловый эфир) путем введения боковых цепей (глутамин, гуанидин и др.). Предлагаемые соединения могут стать как потенциальными ингибиторами IL-4 для снятия Th2-опосредованного аллергического ответа, так и стимуляторами IL-4 для создания smart-биоматериалов, способных управлять клетками иммунитета человека.

Разработка методик синтеза и изучение биологической активности сконструированных соединений будут являться предметом дальнейших исследований.

*Исследование выполнено при поддержке РФФИ в рамках
научного проекта № 16-33-00528 мол_а.*

Список литературы

1. Paul W.E. History of interleukin-4 // Cytokine. – 2015. – Vol. 75. – P. 3–7.
2. Fahy J.V. Type 2 inflammation in asthma – present in most, absent in many // Nat. Rev. Immunol. – 2014. – Vol. 15. – P. 57–65.
3. Spiller K.L., Nassiri S., Witherel C.E. et al. Sequential delivery of immunomodulatory cytokines to facilitate the M1-to-M2 transition of macrophages and enhance vascularization of bone scaffolds // Biomaterials. – 2015. – Vol. 37. – P. 194–207.
4. Sun H., Tawa G., Wallqvist A. Classification of scaffold-hopping approaches // Drug Discov. Today. – 2012. – Vol. 17. – P. 310–324.
5. Khlebnikov A.I., Schepetkin I.A., Quinn M.T. Structure–activity relationship analysis of N-benzoylpyrazoles for elastase inhibitory activity: a simplified approach using atom pair descriptors // Bioorg. Med. Chem. – 2008. – Vol. 16. – P. 2791–2802.

СРАВНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА КОРЫ ТОПОЛЯ ЧЕРНОГО И ОСИНЫ ДРОЖАЩЕЙ МЕТОДОМ ГАЗОВОЙ ХРОМАТОГРАФИИ С МАСС-СПЕКТРОМЕТРИЕЙ

А.А. Степанова, М.Л. Белянин

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: stepanova-sasha00@mail.ru

Осина (*Populus tremula*) издавна считается целебным растением, обладающим широким спектром фармакологической активности. В народной медицине осина используется как противовоспалительное, жаропонижающее и болеутоляющее средство, а также отмечена противоописторхозная активность [1, 2].

О биологической активности коры тополя черного (*Populus nigra*), также как и о его химическом составе, предоставлено мало информации. Но можно предположить, что кора тополя и осины имеют схожий химический состав, так как оба представителя относятся к одному роду *Populus*. Известно, что основными соединениями коры осины являются фенолгликозиды (рис. 1), такие как салицин и его производные, тремулацин, популин, тремулоидин и др. [1, 3].

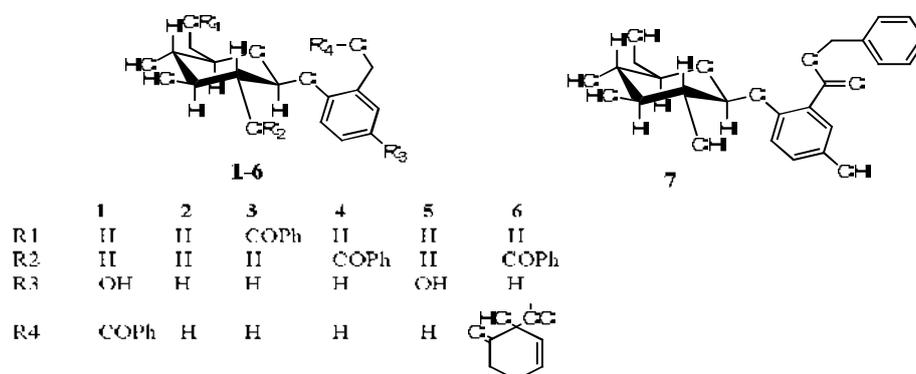


Рис. 1. Фенолгликозиды *Populus tremula*

Таблица 1. Соединения, обнаруженные в составе коры осины и тополя

Вещество	Кора осины	Кора тополя
Бензиловый спирт	+	+
2-метоксибензиловый спирт	-	+
1,2-циклогександиол	+	+
Пирокатехин	+	+
Гидрохинон	+	+
Салициловый спирт	+	+
Ванилиновый спирт	+	+
Азелаиновая кислота	+	-
Бензойная кислота	+	+
3,4-дигидроксibenзойная кислота	+	+
Салициловая кислота	+	+
Феруловая кислота	+	+
Коричная кислота	+	+
3,4-диметоксикоричная кислота	-	+
4-гидроксibenзойная кислота	+	+
4-гидроксикоричная кислота	+	+
Кофейная кислота	+	+
Бензиловый эфир 2,4-дигидроксibenзойной кислоты	+	+
Салирепозид (1)	+	+
Салицин (2)	+	+
Популин (3)	+	-
Тремулоидин (4)	+	-
Салирепин (5)	+	+
Тремулацин (6)	+	-
Трихокарпин (7)	+	+

Сравнение химического состава коры тополя с корой осины поможет предсказать биологическую активность коры тополя.

Компоненты спиртовых экстрактов коры осины и тополя были проанализированы методом ГХ-МС в виде триметилсилильных производных. Идентификацию осуществляли путем сравнения масс-спектров веществ с известными веществами, а также по временам удерживания со стандартными соединениями, полученными синтетически по известным методикам [4–6].

Результаты представлены в таблице 1.

Таким образом, химический состав коры тополя и осины имеет много сходств. Присутствие в коре тополя таких соединений, как салицин и салициловая кислота, позволяет предположить наличие жаропонижающей и анальгетической активности. Однако по ряду соединений есть существенные отличия: кора осины обладает большим разнообразием по фенолгликозидам. В коре тополя черного отсутствуют тремулоидин, тремулацин и популин. Наличие в коре тополя и отсутствие у коры осины 3,4-диметоксикоричной кислоты и 2-метоксибензилового спирта позволит использовать их в качестве хемотаксономических маркеров. Также, нами впервые отмечено наличие трихокарпина в коре тополя черного.

Список литературы

1. Шайбакова Р. Применение экстрактов коры осины [Электронный ресурс]. – 2007. – Режим доступа: <http://www.shaybakova.com/chloksil.htm>, свободный. Загл. с экрана.
2. Болгарович З.Е. Народна медицина украинцев. – Киев : Наукова думка, 1990. – 230 с.
3. Van Hoof J., Torre J., Corthout L.A. // *J. Nat. Prod.* – 1989. – Vol. 2, No. 4. – P. 875–878.
4. Stepanova E.V., Belyanin M.L., Filimonov V.D. Synthesis of acyl derivatives of salicin, salirepin, and arbutin // *Carbohydrate Research.* – 2014. – Vol. 388. – P. 105–111.
5. Belyanin M.L., Stepanova E.V., Ogorodnikov V.D. First total chemical synthesis of natural acyl derivatives of somephenolglycosides of the family Salicaceae // *Carbohydrate Research.* – 2012. – Vol. 363. – P. 66–72.
6. Stepanova E.V., Belyanin M.L. Natural phenolglycoside trichocarpin: synthesis and identification in populus tremula bark // Siberian winter Conference «Current topics in organic chemistry»: book of abstracts. – N.N. Vorozhtsov Novosibirsk Institute of Organic Chemistry, 2015. – С. 195.

Секция 4

РАЦИОНАЛЬНОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МИНЕРАЛЬНЫХ И ВОДНЫХ РЕСУРСОВ

THE USE OF THE FINITE ELEMENT METHOD FOR ENSURING EFFICIENT AND SAFE EXTRACTION OF MINERALS

D.A. Ilyukhin, V.N. Gusev

Scientific supervisor: Professor V.N. Gusev, DSci (Tech)
Saint-Petersburg Mining University
E-mail: dilyuhin@spmi.ru

The development of mineral resources requires predicting its possible impact on the undermined rock mass. The aim of this work is to ensure safe and efficient extraction and minimization of losses. In the past, the deformation process criteria could be established only through a labor-intensive field observations and the creation of physical models. As a result, the prediction was inaccurate and poorly reliable. Safety regulations required to leave the safety pillars of significant size as the only way to ensure safe excavation, resulting in large losses. Accurate calculation of the safety pillar's size was impossible due to the low reliability of the methods. Modern software complexes allow increasing the accuracy of prediction of processes taking place in the undermined mass. As a result, it is possible to reduce the pillar's sizes ensuring extraction safety. This article considers the problem of formation of water conducting fracture zones in terms of its predictability using the finite elements method [3, 4].

Russian federation's safety requirements determine the main criteria of water conducting fracture zone height as the rock mass curvature, which is reached during the excavation. The extraction process leads to the curvature deformations, resulting in forming of through cracks from the excavation to certain height above it. The accumulated rock mass curvature in this point is called the boundary curvature. The main purpose during the prediction was calculation of the boundary curvature value for the mineral deposit's conditions. For the finite element modeling, direct finding of curvature distribution in order to determine the position of the boundary curved layer using software packages is virtually impossible, or extremely difficult, which is a serious disadvantage of curvature as the boundary of the parameter in determining the height and shape of water conducting fracture zone. In order to increase the reliability of prediction it is proposed to establish an additional boundary parameter for the fractured zone height. All widely used software complexes can accurately display the strain distribution by any axis. Getting the value of a boundary horizontal deformation will allow applying this criterion as an additional prognostic factor. The correlation between the curvature and the horizontal deformation is based on the qualitative similarity between the distribution of curvature and horizontal strain: the curvature of the bulge corresponds to the horizontal tensile strain, curvature of concave – horizontal compressive strain [2]. This assumption can be written as a direct correlation between the values of the boundary curvature and the boundary horizontal deformation (ε_r).

$$\varepsilon_r = pK_r \quad (1)$$

where p – the transition coefficient, which reflects the correlation of the boundary curvature and the boundary horizontal deformation.

$$p = \frac{\varepsilon_r}{K_r} \quad (2)$$

The Rules of protection of constructions and natural objects from harmful influence of underground mining [1] represent the estimation of the value of the surface horizontal deformations, the boundary curvature as the derivative of the relative content of clay in the undermined strata, the standard water conducting fracture zone height as the derivative of the curvature.

By combining these equations with formula (1) and (2) it is possible to calculate p and ε_r :

$$\varepsilon_r = pK_r = \frac{0.372 \cdot \sqrt{m}}{\sqrt{K_r}} \cdot K_r = 0.01 \cdot \sqrt{me^A} \quad (3)$$

This fact confirms the validity of the initial assumption. Figure 1 presents the correlation between the boundary horizontal deformation (ε_r) and content of argillaceous rocks (A) for different excavation heights. Plaxis 3D is one of the most used software complexes of the finite elements modeling.

In this case, it is possible to use given formula. Figure 2 shows a test model of conventional undermined strata. In this model, the excavation of 1.5 meters height takes place on the depth of 100 meters. Maximum soil subsidence in the middle of the excavation is 0.08 meters, which can be taken into account as the excavation height for calculations. The relative content of clay in the undermined strata is 0.3.

Calculation of the value of the fracture zone height using standard formula will give the value 17 meters, the height of safety pillar in this case would no less than 20 meters. By the use of formula (3) it is possible to calculate the boundary horizontal deformation, which will be equal to 0.003 (Fig. 2). According to the modeling results, the water conducting fracture zone height value is 7.31 meters, which is much less than the calculated value. In this case, the safety pillar's height will be less than 10 meters.

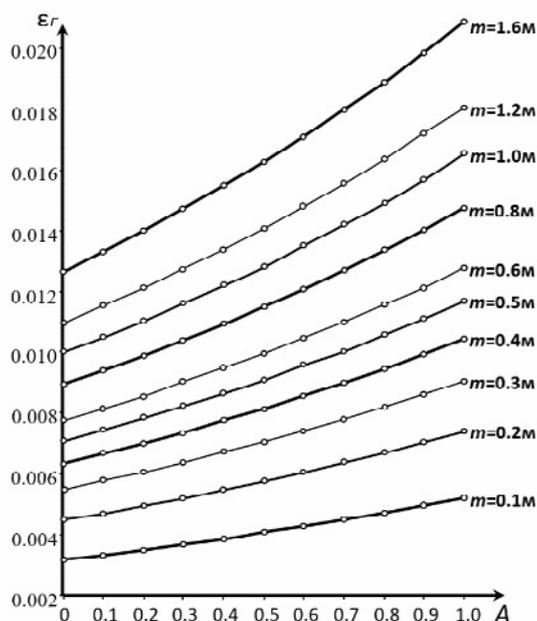


Fig. 1. Correlation between the boundary curvature deformation ϵ_r and the relative content of clay in the undermined strata A, m – excavation height

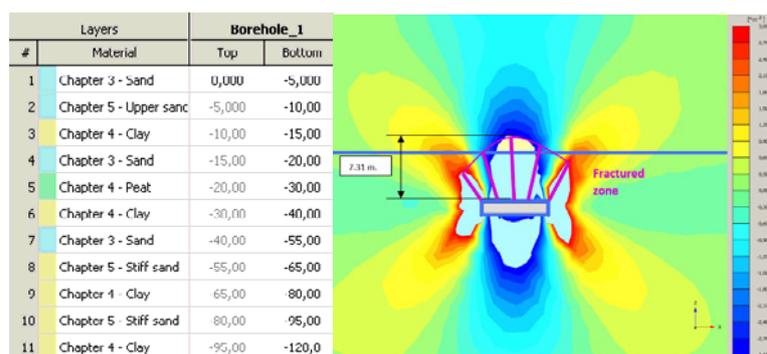


Fig. 2. Geological characteristics of the test model and horizontal strains in Plaxis 3D

Using the finite-elements modeling it is possible to find the fracture zone height with acceptable accuracy. The main disadvantage of the method is a lack of model's correspondence to the real conditions. In this article simple and ideal conditions were modeled, the real undermined rock mass is more complex and needs a model's calibration. Each case of the water object's undermining is unique and requires a specific approach. The application of the proposed method will allow software complexes to take into account the maximum number of factors and ensure the effectiveness and safety of underground works.

References

1. The Rules of protection of constructions and natural objects from harmful influence of underground mining. MUP USSR. – Moscow : Nedra, 1981. – 288 p.
2. Petruk E., Larchenko V. Calculation of horizontal displacement of the Earth's surface // Mining Journal. – 1975. – No. 3. – P. 86–89.
3. Olovyanii A. Mathematical modeling of cracks in the formation of the exhaust beds of potassium salts // Scientific Bulletin of Moscow State Mining University. – 2012. – No. 3. – P. 85–98.
4. Sinegubov V., Popov M. The use of experimental and numerical prediction method of displacement // Mining Journal. – 2011. – No. 6. – P. 70–73.

ТВЕРДЕЮЩАЯ ЗАКЛАДКА НА ОСНОВЕ КАУСТИЧЕСКОГО МАГНЕЗИТА

А.Э. Авлезова

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Н.А. Митина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: aea11@tpu.ru

При разработке проектов ликвидации шахт в соответствии с требованиями «Инструкции о порядке ликвидации и консервации предприятий по добыче полезных ископаемых» [1] предусматриваются мероприятия по предотвращению возможного проникновения на дневную поверхность различных вредных газов; предупреждению сдвижения земной поверхности после ликвидации шахты. Как показывает опыт [2], засыпка вертикальных стволов отходами строительно-ремонтных работ, перегоревшими породами шахтных отвалов не позволяет создавать на месте вертикальных стволов безусадочный и водоупорный закладочный массив, как следствие, в дальнейшем приводит к возникновению гидрогеологических и экологических проблем.

Одним из наиболее целесообразным и доступным способом ликвидации вертикальных горных выработок является их закладка твердеющими смесями на основе вяжущих систем, где используется в основном портландцемент, а также смеси на основе магнезиального и доломитового вяжущих, отвечающие основным требованиям к закладочным материалам [2].

Твердеющая смесь представляет собой композитный материал, способный твердеть в шахтных условиях и состоящий из магнезиального вяжущего материала, инертного заполнителя и водного раствора бикарбоната магния. Однако, причиной незначительного распространения магнезиальных материалов является их низкая водостойкость, так как магнезиальное вяжущее относится к группе воздушных вяжущих веществ. Связано это с использованием в качестве затворителей растворов солей магния, в результате чего в продуктах взаимодействия получаем водорастворимые соединения, которые при контакте с водой или влажной атмосферой растворяются, разрушая структуру изделия и конструкцию в целом.

Целью настоящих исследований является установление возможности получения водостойкой закладочной смеси на основе каустического магнезита для обеспечения прочности и надежности твердеющей закладки, а также экологической безопасности прилегающих к ликвидируемой выработке территорий. Для достижения цели необходимо решить основную задачу – повышение водостойкости магнезиального вяжущего, что достигается путем синтеза водонерастворимых продуктов взаимодействия каустического магнезиального порошка и затворителя.

Сотрудниками ТПУ были проведены исследования по получению водостойких магнезиальных вяжущих с использованием раствора бикарбоната магния [4]. При использовании данной жидкости затворения вместо хлоридов или сульфатов магния в результате гидратации твердения основными структурообразующими кристаллическими фазами являются гидроксид магния и гидрокарбонаты магния с общей формулой $x\text{MgCO}_3 \cdot y\text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot z\text{H}_2\text{O}$ и $\text{MgCO}_3 \cdot x\text{H}_2\text{O}$. Получаемые новообразования нерастворимы в воде и создают прочную водостойкую структуру матрицы.

В работе в качестве исходных каустических магнезиальных порошков использовались каустический магнезит марки ПМК-75 на основе магнезитовой породы Савинского месторождения (Иркутская обл.) с содержанием активного MgO 75,64 мас.% соответственно. Данные материалы были получены обжигом указанных магнезиальных пород при температуре 800 °С на предприятии ООО «Сибирские порошки» (г. Иркутск) [3].

В качестве затворителя был использован водный раствор бикарбоната магния с концентрацией 13–19 г/л, который получали искусственной карбонизацией суспензии каустического магнезиального порошка пропуском через суспензию газа CO_2 .

В качестве заполнителя использовали доломит фракцией 0–5 мм – вмещающая порода ряда месторождений Республики Саха (Якутия).

Для определения оптимального состава твердеющих закладочных смесей готовились композиции магнезиальное вяжущее – минеральный заполнитель и затворялись раствором бикарбоната магния. Формовались образцы-кубики, которые твердели в течение 28 сут в разных средах: на воздухе, в воздушно-влажностной среде (в камере нормального твердения) и в воде. Результаты испытаний представлены на рисунке 1.

В результате определения прочностных характеристик образцов закладочных смесей, твердевших в разных условиях, можно сделать заключение о водостойкости данных материалов и возможности их эксплуатации при повышенной влажности окружающей среды. Коэффициент водостойкости определяли по отношению прочности при сжатии образцов, твердевших в воде, к прочности при сжатии образцов, твердевших на воздухе. При исследовании установлено, что водостойкость композиций колеблется в пределах 1,05–2,73, что позволяет сделать вывод о высокой водостойкости композиций и возможности твердения их и службы в условиях повышенной влажности и проникновения подземных вод.

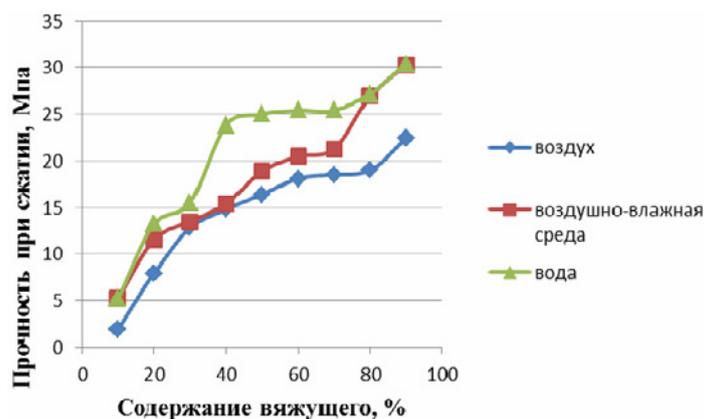


Рис. 1. Прочность образцов закладочного материала на основе доломитовой породы, твердевших в разных условиях

В соответствии с требованиями к твердеющим закладочным смесям [2] необходимая прочность закладки составляет не менее 2 МПа. Закладочные смеси с содержанием магниезального вяжущего от 10 до 30%, имеющие прочность на сжатие от 5 до 13 МПа, удовлетворяют и превосходят условие минимального значения предела прочности и способствует значительной экономии магниезального вяжущего – каустического магнезита. Увеличение содержания магниезального вяжущего в составе закладочных смесей приводит к увеличению прочности при сжатии, что показывает возможность их использования в ответственных конструкциях геологического комплекса. Кроме водостойкости, затвердевшие закладочные смеси указанных составов обладают высокой экологичностью, так как продукты взаимодействия имеют химический состав, аналогичный природным соединениям гидромагнезитовых пород, образующихся как сопутствующая порода магниезальных месторождений.

Список литературы

1. Инструкция о порядке ликвидации и консервации предприятий по добыче полезных ископаемых : постановление Гостехнадзора СССР от 11.07.85 г. N 28.
2. Циганек И. (ВШБ, Чехия), Ярембаш И.Ф. Выбор закладочного материала ликвидируемых вертикальных стволов. – Острава, 1993.
3. Лотов В.А., Митина Н.А. Получение водостойкого магниезального вяжущего // Техника и технология силикатов. – 2010. – Т. 17, № 3. – С. 19–22.
4. Лотов В.А, Лотова Л.Г. Магниезальное вяжущее : пат. РФ 2404144. – Заявл. 31.07.2009. – Оpubл. 20.11.2010, Бюл. № 32.

ПРИМЕНЕНИЕ РЯСКИ (*LEMNA MINOR*) ДЛЯ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ИЗ МЕТАНТЕНКА

А.А. Аль Кассаб, Г.А. Шевченко, А.А. Хвацевская

Научный руководитель: доцент, к. т. н. В.В. Тихонов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: neroeyes@gmail.com

Хранение органических отходов сельского хозяйства (навоза) на площадках складирования приводит к потере большого количества питательных веществ в результате их вымывания дождевыми водами в почву и грунтовые воды, неконтролируемым выбросам метана в атмосферу в результате разложения органики. При анаэробной переработке навоза в метантенках получается биогаз и сточные воды, обогащенные питательными веществами. Эффективное извлечение питательных веществ из полученных сточных вод (следовательно, их очистку) можно осуществить с помощью ряски. В данной работе приводятся результаты изучения очистки сточных вод, полученных из метантенка с помощью вида ряски *Lemna minor*.

Ряска – это маленькое свободно плавающее водное растение, принадлежащее к семейству Lemnaceae. Это семейство разделяется на четыре рода (расположены по убыванию количества видов): *Spirodela*, *Lemna*, *Wolffiella* и *Wolffia* [1, 2]. Ряска обладает высокой скоростью поглощения питательных веществ (азот, фосфор, микроэлементы), ее легко собирать – это позволяет использовать ее для очистки различных сточных вод и в дальнейшем перерабатывать, либо использовать непосредственно биомассу ряски как белковый корм.

По сравнению с другими растениями, ряска обладает рядом преимуществ. Главное – это время удвоения ее биомассы, которое составляет в среднем 2–3 дня [3, 4]. Также для очистки сточных вод очень важна скорость поглощения ионов аммония, так как аммоний является основной формой азота в сточных водах и может вызвать эвтрофикацию открытых водоемов или превратиться в нитраты при попадании в грунтовые воды [5].

В период роста ряска может поглощать до 83,7% и 89,4% азота и фосфора из сточных вод [6]. Согласно исследованиям [7], ряска может поглотить до 98% азота (по Кельдалю) и 98,8% общего фосфора, при этом скорость поглощения азота составляет 4,4 г/(м²·д), а концентрация растворенного кислорода увеличилась в очищаемых сточных водах в среднем с 0 до 3,0 мг/л. В работе [8] для очистки использовался вид ряски *L. punctata* и сточные воды с начальной концентрацией ионов аммония 240 мг/л, скорость поглощения аммония при этом составила 1,0 мг/(л·ч) и фосфат-ионов 0,13 мг/(л·ч). Ряска *S. polyrrhiza* также хорошо поглощает питательные элементы из сточных вод свиных ферм – она может поглощать до 84 и 89% общего азота и общего фосфора соответственно. В ходе исследования способности *Lemna minor* очищать сточные воды свиных ферм была установлена скорость поглощения азота и фосфора 2,1 г/(м²·д) и 0,6 г/(м²·д) соответственно [9].

Для оценки способности ряски очищать воду в природных условиях в водоеме с ряской за корпусом ТГУ были взяты три образца воды. Первый образец был взят 15 августа 2016 г., следующие два – с интервалом в две недели. За месяц в этом водоеме концентрация ионов аммония уменьшилась в 33 раза, полифосфатов в 63 раза, значение ХПК в 13 раз (рис. 1).

Для оценки параметров скорости роста ряски и поглощения ею питательных веществ из сточных вод в лабораторных условиях был поставлен эксперимент по выращиванию ряски *Lemna minor* на растворе сточных вод, полученных из метантенка при переработке коровьего навоза. Для роста ряски поддерживались оптимальная температура, освещенность и период освещения.

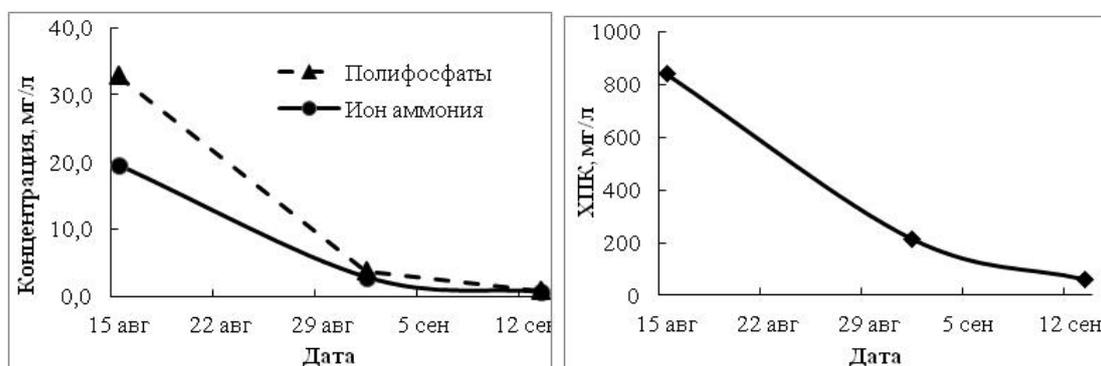


Рис. 1. Изменение концентрации ионов аммония, полифосфатов (слева) и ХПК (справа) в водоеме с ряской в районе корпуса ТГУ

Содержание в неразбавленных сточных водах ионов аммония составило 200 мг/л, нитрат-ионов 21 мг/л, полифосфатов 23 мг/л, ХПК 2238 мг/л. Для приготовления питательных субстратов эти сточные воды разводились дистиллированной водой до концентрации сточных вод 20%, 40% и 60%. В полиэтиленовые

баночки, стенки которых не пропускают свет, помещалось 250 мл раствора и 10 грамм ряски таким образом, чтобы ряска образовывала одиночный слой, что необходимо для подавления роста водорослей. На полученных субстратах ряска выращивалась продолжительностью от 3 дней до 1 месяца, отбор проб субстрата для анализа осуществлялся каждый понедельник и четверг.

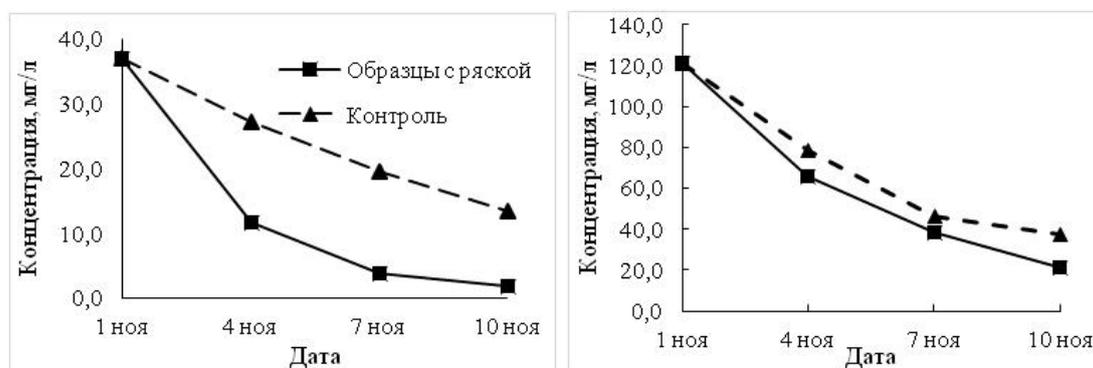


Рис. 2. Динамика изменения концентрации ионов аммония при начальной концентрации субстрата 40 мг/л и 120 мг/л

Примерно за 10 дней в растворе с исходной концентрацией субстрата 20 % ряска поглотила 11,47 мг/л аммония, а в растворе с исходной концентрацией субстрата 60 % – 16 мг/л с учетом контрольных образцов (рис. 2). Однако в растворах с концентрацией субстрата 20% биомасса ряски примерно в 1,5 раза больше, что можно объяснить накоплением белка и уменьшением количества крахмала в биомассе ряски, выращиваемой в растворах с начальной концентрацией субстрата 60%.

Список литературы

1. Hillman W.S., Culley D.D. The Uses of Duckweed: The rapid growth, nutritional value, and high biomass productivity of these floating plants suggest their use in water treatment, as feed crops, and in energy-efficient farming // *American Scientist*. – 1978. – Vol. 66, No. 4. – P. 442–451.
2. Landolt E., Kandeler R. Biosystematic investigations in the family of duckweeds (Lemnaceae) (vol. 4) // *The family of Lemnaceae—a monographic study*. – 1987. – Vol. 2. – P. 211–234.
3. Datko A. H., Mudd S. H., Giovanelli J. Lemna paucicostata Hegelm. 6746 Development of standardized growth conditions suitable for biochemical experimentation // *Plant physiology*. – 1980. – Vol. 65, No. 5. – P. 906–912.
4. Seth P. N., Venkataraman R., Maheshwari S.C. Studies on the growth and flowering of a short-day plant, Wolffia microscopica // *Planta*. – 1970. – Vol. 90, No. 4. – P. 349–359.
5. Oron G., de-Vegt A., Porath D. Nitrogen removal and conversion by duckweed grown on waste-water // *Water Research*. – 1988. – Vol. 22, No. 2. – P. 179–184.
6. Xu J., Shen G. Growing duckweed in swine wastewater for nutrient recovery and biomass production // *Bioresource Technology*. – 2011. – Vol. 102, No. 2. – P. 848–853.
7. Mohedano R. A. et al. High nutrient removal rate from swine wastes and protein biomass production by full-scale duckweed ponds // *Bioresource Technology*. – 2012. – Vol. 112. – P. 98–104.
8. Cheng J. et al. Nutrient recovery from swine lagoon water by Spirodela punctata // *Bioresource Technology*. – 2002. – Vol. 81, No. 1. – P. 81–85.
9. Cheng J. et al. Nutrient removal from swine lagoon liquid by Lemna minor 8627 // *Transactions of the ASAE*. – 2002. – Vol. 45, No. 4. – P. 1003.

РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ И ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КАМНЕЛИТЫХ СИЛИКАТНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИХ

А.О. Артемов, М.Н. Игнатов, А.М. Игнатова

Научный руководитель: профессор, д. т. н. М.Н. Игнатов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: artemoff87@mail.ru

Силикатно-оксидные материалы востребованы во всех сферах промышленности, в том числе и в оборонной, однако, их применение ограничивается технологическими возможностями формообразования. Поэтому расширение номенклатуры технологических решений формообразования изделий из силикатно-оксидных материалов является актуальным вопросом.

Методом, позволяющим получать изделия больших объемов и сложной конфигурации с наименьшими затратами, является литье. Технология литья применяется для получения силикатно-оксидных материалов в петругическом (камнелитейном) производстве, расплав для реализации технологии каменного литья чаще всего получают электродуговым способом [1]. Сфера применения камнелитых изделий ограничена [2], тем не менее, следующим шагом развития камнелитейного производства является синтез на основе этой технологии синтетических минеральных сплавов, которые сочетали бы в себе простоту формообразования и возможность обеспечения более широкого спектра свойств. Получение функциональных камнелитых силикатных материалов требует исследований физико-химических процессов, обуславливающих формирование свойств материалов, получаемых из расплавов и непосредственно исследований эксплуатационных характеристик самих литых изделий из синтетических минеральных сплавов.

В камнелитейном производстве для получения силикатных расплавов используют шихту из горных пород магматического происхождения. В настоящее время, все чаще рассматривается возможность организации петругического производства с использованием в качестве сырья вторичных техногенных промышленных отходов [3]. В частности, для оценки технологических свойств сырья, а именно температуры плавления, вязкости, кристаллизационной способности, интервала кристаллизации, а также поведение расплава при определенной скорости охлаждения проведены исследования по методу термического анализа. Минеральный состав и соотношение минеральных фаз определены при рентгенофазовом анализе и растровой электронной микроскопии [4].

Однако проведение столь обширных и трудоемких исследований для каждого предполагаемого образца сырья не целесообразно. Следовательно, для повышения информативности оценки сырья и ее рационализации необходимо комбинировать аналитические и практические методы, был составлен определенный алгоритм. Предложенный алгоритм, хорошо себя зарекомендовал себя для оценки природных и техногенных ресурсов Уральского региона [5].

На разработанной опытно-промышленной малогабаритной дуговой печи для плавки петругического сырья была опробована опытная серия плавок [6] (табл. 1).

Таблица 1. Опытная серия плавок петругического сырья Уральского региона

Петругический материал	Оксидный состав, %										
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	FeO	Fe ₂ O ₃	MgO	MnO	K ₂ O+Na ₂ O	TiO ₂	V ₂ O ₅	П.п.п.
Габбро-диабазы, (Ломовское месторождение, Пермский край)	46,5	13,3	8,3	–	15,8	4,2	0,1	3,6	3,0	–	3,5
Горнблендит, (Качканарский ГОК, Свердловская обл.)	40,5	10,0	13,5	11,1	3,5	13,0	–	3,4	1,0	–	2,0
Доменный шлак, (ОАО «ЧМЗ», г. Чусовой)	25,0	15,5	31,0	2,0	–	12,5	0,5	-	9,0	0,2	–

В результате проведенных исследований [7], установлено, что минеральное и техногенное сырье Уральского региона имеет ультраосновной характер (SiO₂ – 34–49, Al₂O₃ – 10–25, MgO – 8–12, Fe₂O₃ – 8–16, %); отличается низким содержанием S – 0,01–0,12, % и P – 0,01–0,09, %; средний показатель коэффициента кислотности составляет 1,68; величина пироксенового модуля в пределах от 2,4 до 3,2.

В минеральных разновидностях сырья обнаружены частицы тугоплавкого модификатора Cr₂O₃, а в техногенном – TiO₂. Термический анализ образцов сырья, проведен в температурном диапазоне испытаний 20–1300 °С при нагреве и 1300–600 °С при охлаждении (скоростью нагрева и охлаждения – 20 °С/мин), позволил установить, что его температура плавления находится в пределах 1180–1260 °С. Реакции, происходящие в большинстве образцов сырья при охлаждении, в интервале 1300–780 °С (т.е. до затвердевания) не сопровождаются фазовыми изменениями, приводящими к разрушению (рис. 1).

Результаты исследований природных и техногенных ресурсов Уральского региона доказывают их пригодность, доступность и целесообразность использования для петругигической электродуговой переработки, с целью получения нового вида силикатных камнелитых материалов с высокими физико-механическими показателями [8].

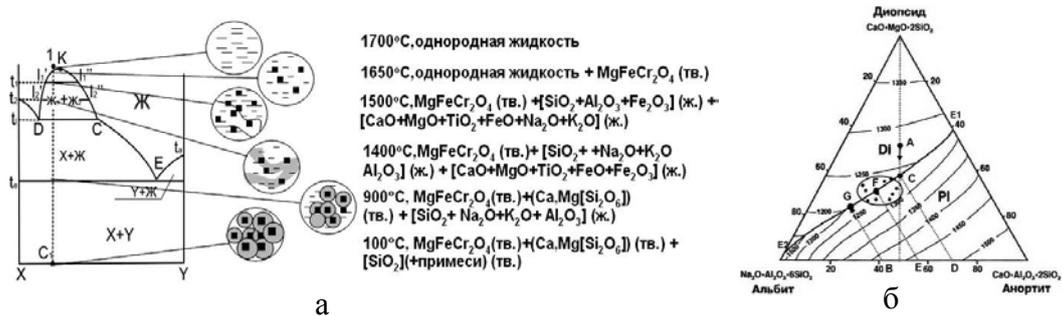


Рис. 1. Физико-химические процессы при синтезе камнелитых силикатных материалов:

а – последовательность структурообразования и формирования минералогических составляющих камнелитого материала силикатно-хромитового типа; б – фигуративные точки техногенных и минеральных ресурсов, пригодных по составам для петругигического производства

Список литературы

1. Кораблин В.П. Технологические особенности получения каменного литья. – Киев : Ин-т технической информации, 1965. – 237 с.
2. Евсеев В.И., Вагин В.В., Крылов В.С. и др. Конструкции и изделия из каменного и шлакокаменного литья // Огнеупоры и техническая керамика. – 1999. – № 11. – С. 44–46.
3. Чантурия В.А., Козлов А.П. Инновационные процессы глубокой и комплексной переработки техногенного минерального сырья // Фундаментальные основы технологий переработки и утилизации техногенных отходов. – Екатеринбург : УИПЦ. – 2012. – С. 245–252.
4. Артемов А.О., Игнатов М.Н., Игнатова А.М. Анизотропия структуры и механических свойств синтетических минеральных сплавов // Фундаментальные исследования. – 2012. – № 11, ч. 1. – С. 134–139.
5. Артемов А.О., Игнатова А.М., Наумов С.В. Информативность методов и алгоритм оценки и выбора петругигического сырья // Научно-технический вестник Поволжья. – 2012. – № 4. – С. 111–115.
6. Артемов А.О., Наумов С.В., Игнатова А.М. и др. Разработка методики и оборудования для получения синтетических минеральных сплавов // Молодые ученые Прикамья – 2011. – 2011. – С. 183–188.
7. Артемов А.О., Игнатов М.Н., Игнатова А.М. и др. Минералого-петрографическая характеристика техногенных минеральных ресурсов Урала и Предуралья для их переработки петругигией // Научно-технический журнал Георесурсы. – 2012. – № 6(48). – С. 79–83
8. Артемов А.О., Игнатов М.Н., Игнатова А.М. Исследование пулестойкости синтетических минеральных сплавов // Фундаментальные исследования. – 2013. – № 10, ч. 2. – С. 261–265.

ВЫБОР ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ РЕЗЕРВУАРНЫХ УСТАНОВОК СЖИЖЕННОГО УГЛЕВОДОРОДНОГО ГАЗА

Н.С. Бессонова

Научный руководитель: доцент, д. т. н. О.Н. Медведева
Саратовский государственный технический университет имени Ю.А. Гагарина
E-mail: medvedeva-on@mail.ru

В современной отечественной и зарубежной практике широкое применение находят системы энергоснабжения потребителей с использованием сжиженного углеводородного газа (СУГ). Ежегодно на эти цели реализуется свыше 1.35 млн тонн указанного продукта. Применение сжиженного газа в качестве энергоносителя для бытовых и хозяйственных нужд, технологических процессов и установок в полной мере отвечает социальным, экологическим и санитарно-гигиеническим требованиям. Указанное обстоятельство, в сочетании с высоким уровнем автономности и инженерного сервиса, обуславливает широкие перспективы применения СУГ в качестве первичного энергоресурса для малых населенных пунктов и сопутствующих им объектов агропромышленного комплекса, удаленных от опорных пунктов энергоснабжения.

Резервуарные установки (РУ) являются важным звеном в технологической цепочке снабжения потребителей сжиженным углеводородным газом. Они обеспечивают прием и хранение продукта, поступающего с газонаполнительных станций (ГНС), его регазификацию и подачу паровой фазы к газоиспользующим установкам. Для создания необходимого запаса газа у потребителей применяются резервуары различного объема с наземным или подземным размещением [1, 2]. Эффективная организация снабжения потребителей СУГ от подземных резервуарных установок с естественной регазификацией требует научного обоснования расчетных технологических параметров указанных установок: геометрического объема резервуара, их количества в групповой резервуарной установке (ГРУ), расчетный уровень газа в резервуарах перед заправкой, продолжительность их эксплуатации между заправками [2]. Целью работы является разработка экономико-математической модели оптимизации подземных резервуарных установок с естественной регазификацией сжиженного газа (РУЕР). В качестве методической подосновы к постановке задачи воспользуемся следующими предпосылками. В проектном режиме эксплуатации резервуарная установка должна обеспечивать необходимую паропроизводительность, обусловленную потребностью газифицируемого объекта. При этом подразумевается, что заправка резервуаров производится своевременно, с периодичностью, по достижении расчетного уровня заполнения. Если заправка по каким-либо причинам не может быть обеспечена (перебои в доставке газа по погодным или дорожным условиям), согласно нормативным указаниям, резервный запас газа в резервуарах должен гарантировать пятисуточную эксплуатацию установки с паропроизводительностью не менее 70 % ее номинальной величины [2, 3].

Указанные методические предпосылки реализует следующая система уравнений:

$$G_{\text{расч}} = \alpha \cdot n \cdot G_p(V_p; \varphi_{\text{расч}}; \Delta t; \lambda_{\text{гр}}); G_{\text{ост}} = \alpha \cdot n \cdot G_p^{\text{ост}}(V_p; \varphi_{\text{ост}}; \Delta t; \lambda_{\text{гр}}) = 0.7 G_{\text{расч}};$$

$$G_{\text{расч}} \cdot \rho_{\text{п}} \cdot 24 \cdot \tau_3 = V_p \cdot n \cdot \rho_{\text{ж}} \cdot (\varphi_{\text{н}} - \varphi_{\text{расч}}); 0.7 \cdot G_{\text{расч}} \cdot \rho_{\text{п}} \cdot 24 \cdot \tau_{\text{ост}} = V_p \cdot n \cdot \rho_{\text{ж}} \cdot (\varphi_{\text{расч}} - \varphi_{\text{ост}}),$$

где $G_{\text{расч}}$ – расчетная паропроизводительность резервуарной установки, кг/ч; $G_{\text{ост}}$ – то же в условиях резервного газоснабжения, кг/ч; G_p – паропроизводительность одиночного резервуара, кг/ч; $G_p^{\text{ост}}$ – то же, в условиях резервного газоснабжения, кг/ч; α – коэффициент, учитывающий взаимное тепловое влияние резервуаров при установке в группе; V_p – геометрический объем резервуара, м³; n – количество резервуаров в групповой установке, шт; $\varphi_{\text{н}}$ – начальный уровень заполнения резервуаров газом, %; $\varphi_{\text{расч}}$ – расчетный уровень заполнения перед заправкой, %; $\varphi_{\text{ост}}$ – остаточный уровень заполнения в условиях резервного газоснабжения, %; Δt – температурный перепад между грунтом и СУГ, °С; $\lambda_{\text{гр}}$ – коэффициент теплопроводности грунта, Вт/(м·К); $\rho_{\text{п}}, \rho_{\text{ж}}$ – плотность паровой и жидкой фаз СУГ, кг/м³; $\tau_{\text{ост}}$ – длительность эксплуатации установки в условиях резервного газоснабжения; τ_3 – длительность эксплуатации резервуарной установки между соседними заправками, сут.

Расчетная паропроизводительность одиночного резервуара определяется по [4] в зависимости от его геометрического объема, уровня заполнения газом, температурного напора между грунтом и сжиженным азотом и теплопроводности грунта. Аналогично определяется паропроизводительность резервуара в условиях резервного газоснабжения [5]. Задача решается методом последовательных приближений. В качестве целевой функции задачи примем удельные (на единицу паропроизводительности) интегральные затраты в сооружение и эксплуатацию РУ:

$$Z = \left[K + I \cdot \sum_{t=1}^T (1+E)^{-t} \right] \cdot \frac{1}{G_{\text{расч}}};$$

где K – капитальные вложения в резервуарную установку, руб; I – годовые расходы по эксплуатации, руб/год; t – расчетный год эксплуатации; T – срок службы; E – коэффициент эффективности капитальных вложений, 1/год.

При заданных значениях паропроизводительности и количества резервуаров в ГРУ оптимальный объем резервуара находится из условия минимизации функции затрат.

Совместный анализ результатов исследований позволяет определить оптимальные параметры ГРУ (рис. 1).

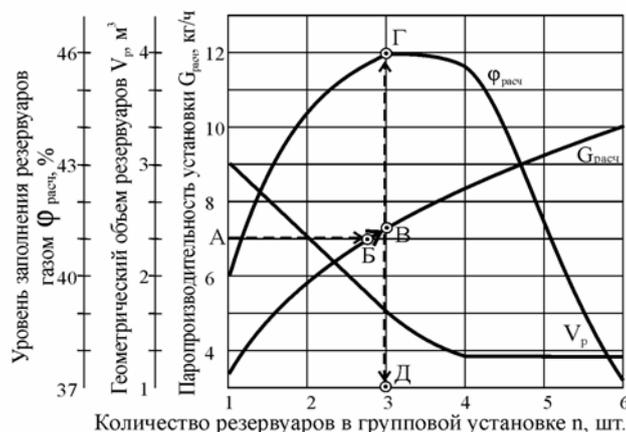


Рис. 1. К выбору оптимальных параметров резервуарных установок:
 А, Б, В, Г – рабочие точки, поясняющие порядок работы алгоритма

Как видно из графика, заданной паропроизводительности соответствуют оптимальные значения технологических параметров: V_p^{opt} , n_{opt} , $\Phi_{расч}^{opt}$. Внедрение предложенных рекомендаций в проектную и эксплуатационную практику снижает удельные интегральные затраты в сооружение и эксплуатацию резервуарных установок (в расчете на единицу паропроизводительности) в среднем на 35÷40 %.

Список литературы

1. Богданов В.П., Курицын Б.Н. Групповые установки сжиженного газа с комбинированным отбором жидкой и паровой фаз // Жилищное и коммунальное хозяйство. – М. : Стройиздат, 1976. – № 9. – С. 21–22.
2. Медведева О.Н. Газоснабжение населенных пунктов : монография. – Саратов : СГТУ, 2011. – 104 с.
3. Усачев А.П. Подземные резервуарные установки сжиженного газа для районов с неблагоприятными климатическими и геологическими условиями // Совершенствование систем теплогазоснабжения и вентиляции : межвуз. научн. сб. – Саратов : СГТУ, 1994. – С. 72–77.
4. Шамин О.Б. Паропроизводительность подземных резервуарных установок сжиженного газа с вертикальным размещением резервуаров // Совершенствование архитектурных решений строительных конструкций, технологий и организации строительства: межвуз. научн. сб. – Саратов : СГТУ, 1997. – С. 185–189.
5. Курицын Б.Н. Системы снабжения сжиженным газом. – Саратов : СГУ, 1988. – 196 с.

ГЕОХИМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ Au-Te ЭПИТЕРМАЛЬНЫХ РУД МЕСТОРОЖДЕНИЯ ПОДГОЛЕЧНОЕ (ЦЕНТРАЛЬНО-АЛДАНСКИЙ РУДНЫЙ РАЙОН, ЯКУТИЯ)

Я.Ю. Бушуев, В.И. Леонтьев

Санкт-Петербургский горный университет
E-mail: bushuev@spmi.ru, leontev@spmi.ru

Большая часть коренных месторождений золота Центрально-Алданского рудного района расположена в породах платформенного чехла. В кристаллических комплексах древнего фундамента промышленное золотое оруденение до недавнего времени было известно лишь в пределах Эльконского горста, где оно пространственно связано с урановыми рудами. В результате поисковых работ, проведенных ГУП РС (Я) «Алдангеология» в 2003-2006 годах, было открыто месторождение Подголецное, золоторудная минерализация которого размещалась как в породах осадочного чехла, так и в породах фундамента. Оруденение в породах осадочного чехла является аналогом оруденения лебединского типа, а рудные тела в породах фундамента представлены новым для Центрального Алдана эпитеpmальным золото-теллуридным типом, связанным с щелочными интрузивными породами (A-type) [1].

Руды, относимые к этому типу, представлены адуляр-флюоритовыми метасоматитами, состоящими из карбоната, серицита, роскоэлита, флюорита, адуляра и реликтов пород фундамента. Главным рудным минералом является пирит, реже встречаются галенит, сфалерит, халькопирит. Меньшим распространением пользуются теллуриды висмута, золота и серебра, браннерит, монацит и редкоземельный фторпатит, киноварь.

В работе [1] вывод о принадлежности этих руд к эпитеpmальному типу сделан на основе сравнения месторождения Подголецное с месторождениями – типичными представителями данного типа оруденения (по минеральному составу руд, особенностям залегания рудных тел, общей геологической позиции). Для сравнения не были использованы данные о геохимическом составе руд. Данный доклад должен заполнить этот пробел.

Для анализа была доступна выборка из 12 штучных проб адуляр-флюоритовых метасоматитов, в которых определены содержания Au, Ag и ряда попутных компонентов. Содержания элементов определены в лаборатории АО «СЖС Восток Лимитед», г. Чита: Au определялось пробирным анализом, Ag – методом ААС с разложением в царской водке; элементы-примеси определялись комплексом методов ICP-AES/ICP-MS.

Из-за малого количества проб резко ограничен выбор методов статистической обработки данных. Анализировались однородность выборки, корреляционные связи Au с другими элементами, коэффициенты обогащения элементов-примесей и распределение РЗЭ.

Характер и сила связи между элементами определялась графически (попарные диаграммы рассеяния проб в координатах содержаний элементов). Уверенно констатировать наличие корреляции можно только для пары Au и Ag (рис., а). По этому графику так же можно судить об однородности выборки, выделяются: проба с аномально высоким содержанием Ag ($C_{Ag}=88,9$ г/т), проба с аномально высоким содержанием Au ($C_{Au}=16$ г/т). Оставшаяся совокупность проб, хоть точки на графике, их характеризующие, образуют отчетливый линейный тренд, разделена по содержанию Au 3 г/т, так как на этом уровне «разрыв» в облаке точек.

Для сравнения выделенных совокупностей и подтверждения корректности разделения, были построены кривые распределения редкоземельных элементов (РЗЭ) (рис., б). Группы проб адуляр-флюоритовых метасоматитов ($C_{Au}<3$ г/т и C_{Au} 3–7 г/т), при имеющемся разбросе содержания РЗЭ, очень схожи по характеру кривых. Разделять их на отдельные подвыборки не имеет смысла. В то время как аномальные (по содержанию Au и Ag) пробы резко отличны и по кривым распределения РЗЭ.

Для выделенных проб с аномально высокими содержаниями Au и Ag и для группы безаномальных проб были рассчитаны коэффициенты обогащения относительно гранитов, по которым они образовались. Из-за малого объема выборки вмещающих пород, отобранных непосредственно на месторождении Подголецное, были использованы данные [3] (53 пробы); для Se и Te взяты кларки для кислых пород [2].

Получены следующие коэффициенты обогащения. Проба с аномально высоким содержанием Au: $Au_{8000}Ag_{422}As_{171}Sb_{65}V_{54}W_{24}Li_{12}U_{11}Y_{10}Nb_9Bi_8Co_7Cu_6Sc_6; Sn_{0,4}Mo_{0,3}Pb_{0,3}Th_{0,3}; Te_{31000}Se_{360}$. Метасоматиты без аномально высоких содержаний Au и Ag: $Au_{1047}Ag_{45}As_{27}W_{18}Sb_{17}V_9Nb_8U_7; Th_{0,2}; Te_{3700}Se_{164}$. Проба с аномально высоким содержанием Ag: $Ag_{2403}Au_{1430}As_{14}Sb_6Bi_6; Mo_{0,3}Ti_{0,2}P_{0,06}Th_{0,03}; Te_{50000}Se_{88}$.

В работе [4] приведены элементы индикаторы данного типа оруденения – это Au, Ag, As, Sb, Pb, Zn, F, Ba, V, Te, Bi. Можно утверждать, что исследуемые метасоматиты с определенной оговоркой (нет концентрации Pb, Zn, Ba) соответствует геохимической характеристики руд Au-Te эпитеpmального типа. Не менее важный вывод – изученная выборка проб неоднородна, что может отражать полигенный характер изученных руд. Однако надо помнить, что исследуемая выборка очень мала, поэтому ко всем сделанным выводам надо относиться с долей сомнения, избавиться от которого можно только в результате дальнейших исследований.

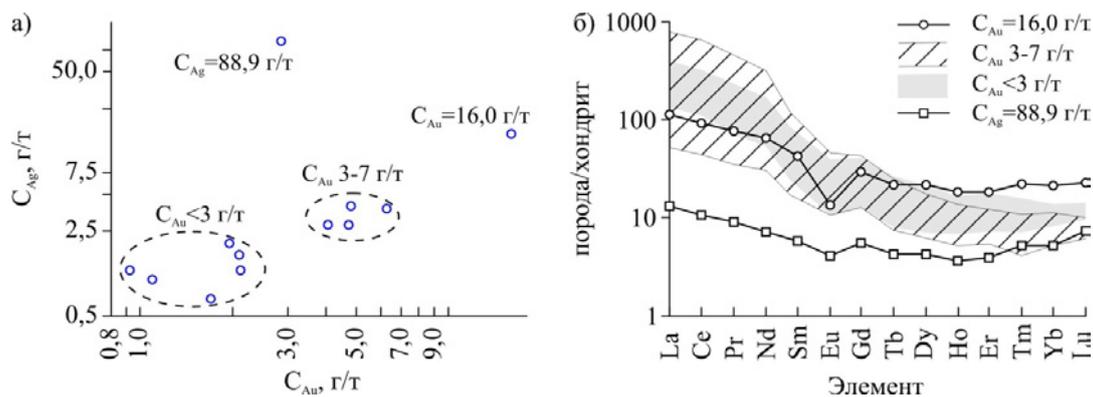


Рис. Разделение выборки адуляр-флюоритовых метасоматитов на однородные части: а) зависимость содержания Au от содержания Ag; б) кривые распределения РЗЭ (состав хондрита по [5])

Зачастую в современной геологоразведочной практике пренебрегают анализом проб на попутные компоненты. Однако это может отрицательно сказаться на правильности оконтуривания рудных тел (различные геохимические типы руд могут отличаться условиями залегания), на оценке комплексности минерального сырья (отсутствует учет попутных полезных и вредных компонентов), что, в итоге, ведёт к неэффективному ведению геологоразведочных работ и нерациональному использованию минерального сырья.

Проведенные исследования геохимических особенностей адуляр-флюоритовых метасоматитов подтверждают принадлежности данного типа руд к Au-Te эпитегрмальному типу, и позволяют сделать предположение о геохимической неоднородности руд, что требуется учесть при ведении дальнейших геологоразведочных работ.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-35-00334 мол_а

Список литературы

1. Леонтьев В.И. Геолого-генетические закономерности локализации золотого оруденения на месторождении Подголецное (Алданский щит) : автореф. дис. ... канд. геол.-мин. наук. – СПб., 2016. – 20 с.
2. Ронов А.Б., Ярошевский А.А., Мигдисов А.А. Химический состав земной коры и геохимический баланс главных элементов. – М. : Наука, 1990. – 182 с.
3. Терехов А.В. Рудноность гидротермально-метасоматических образований Эльконского золото-уранового рудного узла (Южная Якутия) : дис. ... канд. геол.-мин. наук. – СПб., 2012. – 220 с.
4. Richards J.P. Alkalic-type epithermal gold deposits – a review // Magmas, fluid and ore deposits / Mineralogical Assoc. of Canada. Short course ser. – 1995. – Vol. 23. – P. 367–400.
5. Sun S.-S., McDonough W.F. Chemical and isotopic systematics of oceanic basalts: implications for mantle composition and processes // Geological Society, London, Special Publications. – 1989. – Vol. 42. – P. 313–345.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ПЕРЕРАБОТКА ДИСТИЛЛЕРНОЙ ЖИДКОСТИ АММИАЧНО-СОДОВОГО ПРОИЗВОДСТВА

Н.А. Быковский, П.А. Рахман, Д.Н. Пучкова, Н.Н. Фанакова

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Н.А. Быковский
Филиал ФГБОУ ВО «Уфимский государственный нефтяной технический университет» в г. Стерлитамаке
E-mail: nbikovsky@list.ru

Кальцинированная сода широко применяется в различных областях народного хозяйства. В настоящее время в мире насчитывается более 75 содовых предприятий, производящих 30–35 млн т кальцинированной соды в год. Крупнейшими производителями кальцинированной соды являются США (7–8 млн т в год), европейские страны, Россия (1,5–2 млн т в год) Китай, Япония. Из существующих методов производства кальцинированной соды наибольшее распространение (70%) получил аммиачный способ [1].

Для получения кальцинированной соды раствор хлорида натрия насыщают аммиаком и диоксидом углерода. Образующийся в результате гидрокарбонат натрия выпадает в осадок, его отфильтровывают и прокаливают, в результате получают соду. Регенерация аммиака из маточного раствора, содержащего хлорид аммония, осуществляется при взаимодействии с $\text{Ca}(\text{OH})_2$. Источником диоксида углерода и гидроксида кальция является продукты обжига карбонатного сырья с последующим гашением окиси кальция [2]. В этом случае на каждую тонну получаемой соды после регенерации аммиака образуется до 9 м³ дистиллерной жидкости, содержащей около 100 г/л CaCl_2 , около 50 г/л NaCl и около 2 г/л других примесей [3]. В настоящее время дистиллерная жидкость почти не перерабатывается и со станции дистилляции сначала направляется в накопители (так называемые белые моря), а затем сбрасывается в водоемы, что приводит к их загрязнению и засаливанию [3].

Можно после специальной подготовки, использовать дистиллерную жидкость для закачки в нефтяные скважины с целью поддержания пластового давления [4]. Однако такой способ ее утилизации возможен при расположении производства кальцинированной соды в районе добычи нефти.

Описан метод переработки дистиллерной жидкости с получением CaCl_2 и NaCl [4]. Этот метод основан на процессе трехступенчатой выпарки, что обуславливает многостадийность производства, сложное технологическое оборудование, использование газа известковых печей и большие энергозатраты. Так на переработку 1 м³ дистиллерной жидкости по этой технологии необходимо 13,2 м³ газа известковых печей и 2,31 ГДж энергии

Нами исследован процесс переработки дистиллерной жидкости с получением $\text{Ca}(\text{OH})_2$, NaOH и HCl . Для исследований была взята дистиллерная жидкость, содержащая 129,6 г/л CaCl_2 и 34,7 г/л NaCl . Процесс состоял из двух стадий.

На первой стадии дистиллерная жидкость обрабатывалась NaOH . В результате происходило образование осадка $\text{Ca}(\text{OH})_2$, а водная часть содержала в основном NaCl . Концентрация CaCl_2 в водной части после отделения осадка $\text{Ca}(\text{OH})_2$ определяется количеством взятой щелочи. При этом увеличение мольного отношения $\text{CaCl}_2 : \text{NaOH}$ более чем 1:2 не приводит к заметному понижению концентрации хлорида кальция в водной части [5].

Полученный таким образом фильтрат содержал 170 г/л NaCl , 43,2 г/л NaOH и 0,50 г/л CaCl_2 .

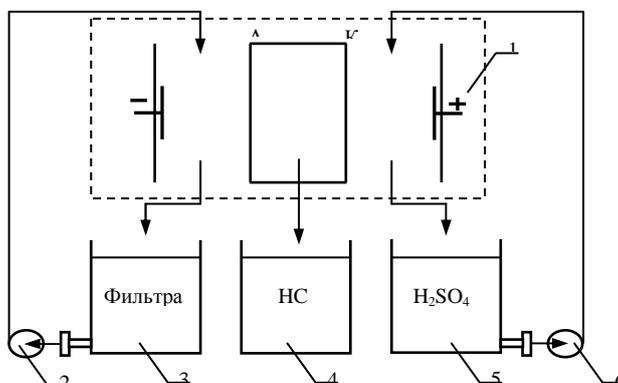


Рис. 1. Схема экспериментальной установки
1 – электролизер; 2, 6 – насосы; 3, 4, 5 – емкости; А – анионообменная мембрана;
К – катионообменная мембрана

На второй стадии фильтрат подвергался переработке в трехкамерном мембранном электролизере 1 (см. рис. 1). Камеры электролизера были изготовлены из пластин ПВХ толщиной 2мм. Для разграничения камер использовались катионообменная мембрана (К) марки МК-40, анионообменная мембрана (А) марки МА-40 и электроды из титана, покрытого окисью рутения. Рабочая поверхность каждого электрода и мембраны составляла 41 см². В катодной камере аппарата циркулировал фильтрат, полученный на первой стадии. В анодной камере электролизера циркулировал 0,1 н раствор серной кислоты. Средняя камера, выполненная в виде мешка, перед опытом заполнялась 0,1 н раствором соляной кислоты. Начальные объемы растворов, циркулирующих в катодной и анодной камерах аппарата, во всех опытах равнялись 200 мл. В катодной камере электролизера происходит разложение воды на электроде с образованием газообразного водорода и ионов гидроксила, приводящих к концентрированию в камере гидроксида натрия. Ионы хлора в электрическом поле мигрируют через анионообменную мембрану в среднюю камеру. Дальнейшему продвижению их к аноду препятствует катионообменная мембрана. В анодной камере электролизера на электроде происходит разложение воды с образованием газообразного кислорода и ионов водорода. Ионы водорода мигрируют в среднюю камеру, образуя с ионами хлора раствор соляной кислоты, покидающий среднюю камеру по мере накопления.

Наряду с извлечением ионов хлора в катодной камере электролизера происходит концентрирование гидроксида натрия. Максимальная концентрация гидроксида натрия, достигнутая в опытах, составила около 80 г/л. наибольшая концентрация соляной кислоты достигает величины около 130 г/л.

В результате переработки дистиллерной жидкости по предложенному методу можно жидкости получить гидроксид кальция, смесь гидроксида натрия и хлорида натрия, а также соляную кислоту.

Список литературы

1. Островский С.В. Химическая технология неорганических веществ : учеб. пособие. – Пермь : Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2006. – 150 с.
2. Зайцев Д.И., Ткач Г.А., Стоев Н.Д. Производство соды. – М. : Химия, 1986. – 311 с.
3. Общая химическая технология / под. ред. И.П. Мухленова. – М. : Высшая школа, 1970. – 600 с.
4. Ткач Г.А., Шаповров В.П., Титов В.М. Производство соды по малоотходной технологии : монография. – Харьков : ХГПУ, 1998.
5. Быковский Н.А., Р.Р. Даминев, Курбангалеева Л.Р. Переработка дистиллерной жидкости в двухкамерном проточном мембранном электролизере // Новые химические технологии: производство и применение : сборник статей Международной научно-технической конференции. Пенза, август, 2011. – 2011. – С. 24–27.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБЕЗЖЕЛЕЗИВАНИЯ БОКСИТА СОЛЯНОЙ КИСЛОТОЙ МЕТОДАМИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Д.В. Валеев¹, В.А. Бычинский², К.В. Чудненко²

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Ю.А. Лайнер

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

²Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН

E-mail: dmvalееv@yandex.ru

Россия является мировым лидером в производстве алюминия, однако основная часть исходно сырья (~70% боксита и глинозема) завозится из-за границы. В условиях направленности экономики на импортозамещение весьма актуальным является переориентация промышленности на отечественную рудную базу [1]. В связи с этим, разработка солянокислотной технологии переработки низкокачественных бокситов Североонежского месторождения (Архангельская область) является перспективной задачей. Это приведет к строительству новых глиноземных заводов и обеспечит сырьевую безопасность страны [2].

В ИМЕТ РАН были проведены исследования по автоклавному вскрытию бемит-каолининовых бокситов соляной кислотой различной концентрации при температурах 150–180 °С [3]. Получены данные о скорости растворения основных алюмосодержащих минералов (бемит, каолинит, гиббсит) [4]. Предложено использовать полученные растворы в качестве смешанных коагулянтов для очистки питьевых и сточных вод. Изучена эффективность этих реагентов по основным параметрам: цветность, мутность, остаточное содержание алюминия и железа [5].

Основной примесью при кислотной технологии получения глинозема является железо, которое вместе с алюминием переходит в раствор при выщелачивании руды в соляной кислоте. В данной работе были проведены исследования по предварительному обезжелезиванию боксита соляной кислотой низкой концентрации (рис. 1). Положительный эффект достигается за счет различной реакционной способности минералов железа (гетит и гематит) и алюминия (бемит и каолинит). Выщелачивание проводили в конической колбе объемом 250 мл установленной на магнитную мешалку с подогревом, температура пульпы измерялась при помощи термомпары.

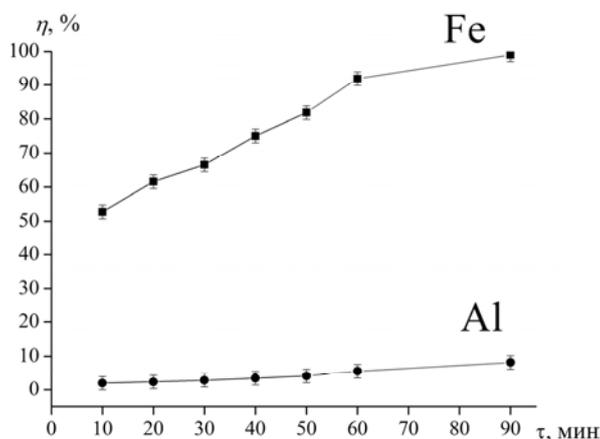


Рис. 1. Зависимость степени извлечения железа и алюминия в раствор (η) от продолжительности выщелачивания (τ) ($T = 100^\circ\text{C}$, $T : \text{Ж} = 1 : 10$, $C_{\text{HCl}} = 10\%$, $\omega = 350$ об/мин)

Степень извлечения железа в раствор составляет ~95–98%, алюминия ~6–8%. Данный подход является более эффективным, так как протекает в одну стадию по сравнению с многостадийной мокрой магнитной сепарацией с последующим удалением железа из солянокислых растворов с помощью макропористой катионной смолы D001 [6].

С помощью программного комплекса «Селектор» было выполнено термодинамическое моделирование физико-химических процессов, протекающих при кислотном разложении боксита в системе Al-Fe-Cl-H-O-e методом минимизации энергии Гиббса [7]. Определена растворимость минералов железа (гетит, гематит, магнетит, гидроксид железа (III)) в солянокислых растворах при 25, 50 и 100 °С. Показано, что основными формами нахождения железа в растворе при выщелачивании гетита и гематита являются хлориды железа (FeCl_2^{2+} , FeCl_2^+). Алюминий содержится в растворе в форме Al^{3+} [8].

Полученные после кислотного выщелачивания железосодержащие растворы нейтрализовались гидроксидом натрия до $\text{pH} = 1,7\text{--}2,2$. При данных условиях происходил гидролиз железа в форме $\text{Fe}(\text{OH})_3$. Гидроксид железа прокаливали с образованием гематита, который может быть использован в качестве пигмента.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № №16-38-50247 мол_нр) и поддержке Фонда содействия инновациям (программа «СТАРТ» договор 1409ГС1/22707).

Список литературы

1. Senyuta A., Panov A., Suss A. et al. Innovative technology for alumina production from low-grade raw materials // *Light Metals*. – 2013. – P. 203–208.
2. Валеев Д.В., Лайнер Ю.А., Самохин А.В. и др. Физико-химические исследования процесса термогидролиза хлорида алюминия // *Перспективные материалы*. – 2016. – № 1. – С. 64–73.
3. Valeev D.V., Lainer Yu. A., Pak V.I. Autoclave leaching of boehmite-kaolinite bauxites by hydrochloric acid // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2016. – Vol. 7 (2). – P. 272–277.
4. Valeev D.V., Lainer Y.A., Mikhailova A.B. et al. Reaction of bauxite with hydrochloric acid under autoclave conditions // *Metallurgist*. – 2016. – Vol. 60 (1–2). – P. 204–211.
5. Беляк А.А., Жаворонкова В.И., Смирнов А.Д. и др. Изучение коагулирующей способности новых алюминийсодержащих коагулянтов для очистки природных вод // *Водоснабжение и санитарная техника*. – 2013. – № 5. – С. 32–36.
6. Чжаохуа Го, Цуньди Эй, Пэйпин Чжан и др. Способ получения металлургического глинозема с применением летучей золы, образующейся в кипящем слое : пат. 2510365 МПК С01F7/02; В09В3/00. – Заявлено 27.04.2011. – Оpubл. 27.03.2014, Бюл. № 9. – 21 с.
7. Чудненко К.В. Термодинамическое моделирование в геохимии: теория, алгоритмы, программное обеспечение, приложения. – Новосибирск : Гео, 2010. – 287 с.
8. Valeev D.V., Bychinskii V.A., Chudnenko K.V. A study of acidic aluminum-containing solutions through modeling physico-chemical equilibria by the thermodynamic potential minimization method // *Russian Journal of Inorganic Chemistry*. – 2015. – Vol. 60 (11). – P. 1428–1432.

СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ АЛЮМОСИЛИКАТНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ СУХАРНОГО ГЛИНИСТОГО СЫРЬЯ

Л.П. Девяшина, А.П. Потапова

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Т.В. Вакалова
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: tvv@tpu.ru

Перспективность алюмосиликатной керамики определяется сочетанием высокой огнеупорности, химической стойкости и повышенной прочности, а также доступностью природных и техногенных сырьевых материалов, таких как огнеупорные глины и каолины, бокситы, силикаты глинозема, отходы огнеупорных и металлургических производств, что обуславливает дальнейшее традиционное использование таких материалов в черной и цветной металлургии, стекольной и цементной производствах, строительной индустрии др.

Среди всего многообразия огнеупорного глиносодержащего сырья особое значение имеют сухарные глинистые породы, непластичность или малопластичность которых в исходном состоянии обусловлены агрегированием глинистых частиц за счет цементирующего действия алюмокремниевых коллоидов сложного состава.

Сухарности глинистого сырья обычно сопутствует целый комплекс специфических особенностей, таких как низкая пластичность и связующая способность, слабая размокаемость и набухаемость, агрегативная устойчивость, неполная дезагрегация в процессе измельчения сухим способом в дезинтеграторе, шаровой и трубной мельницах, что затрудняет практическое использование таких глин, особенно, в технологиях по полусухой схеме. Поэтому для проявления пластических свойств сухарных огнеупорных глин и каолинов необходима полная дезагрегация их глинистых частиц, приводящая к созданию высокодисперсного материала.

Целью данной работы явился поиск способов повышения прочностных характеристик керамических материалов на основе полусухарных каолинов Боровичско-Любытинского месторождения Новгородской области.

Оценка структуры и свойств исследуемых каолинов свидетельствует о том, что по химическому составу они представляют собой основные глины со средним содержанием красящих оксидов. По минералогическому составу боровичские каолины – это мономинеральное сырье каолинитового состава с содержанием каолинита от 80 до 90 мас.% с примесью в глинистой части гидрослюда типа иллита в количестве 2,5–4 мас.%, в непластичной части – кварца в количестве от 5 до 13 мас.%. Специфика химико-минералогического состава определяет технологические свойства исследуемых каолинов: малую пластичность и низкую чувствительность к сушке. По поведению в обжиге они относятся к неспекающемуся до 1400 °С глинистому сырью. Присутствие в фазовом составе проб, обожженных при оптимальной температуре (1400 °С), высокого содержания кристобалита (32–36 мас.%) обуславливает относительно невысокую прочность на сжатие образцов пластичного формования (не более 40 МПа).

По данным электронной микроскопии для исследуемых каолинов характерно наличие глинистых агрегатов размером от 3 до 5 мкм из пластинчатых частиц, размером не более 0,5 мкм. Сопоставительный анализ структуры обожженных образцов из боровичского каолина в спеченном состоянии характеризуются фрагментарной микроструктурой, представляющей отдельные припекшиеся фрагменты, разобщенные глубокими сквозными извилистыми порами. С учетом полученных сведений о сухарности исследуемых каолинов эта особенность может быть объяснена локальным спеканием частиц в объеме глинистого агрегата и частичным припеканием агрегатов между собой. Такая неоднородность и пористость микроструктуры образцов из боровичско-любытинских каолинов является одной из причин низкой прочности обожженных прессованных образцов. Поэтому для повышения прочностных характеристик образцов на основе данного каолина в работе рассматривались следующие способы: 1) влияние способа измельчения (мокрого или сухого помола в шаровой мельнице) полусухарного боровичского, 2) применение минерализующих добавок и 3) влияние предварительной термообработки каолина.

Основываясь на результатах ранее проведенных исследований авторов [1], прокаливание исходного глинистого сырья (каолина) в брикетированной виде проводилось при двух температурах: 850, 900 и 980 °С. Измельчение прокаленного каолина проводилось путем тонкого помола сухим и мокрым способом в шаровой мельнице до полного прохода через сито 00б3. В качестве добавок-минерализаторов были выбраны добавки следующих оксидов: MnO_2 – в виде марганцевого концентрата; Fe_2O_3 – в виде пиритных огарков; MgO – в виде каустического магнетита. Формование образцов из прокаленного каолина осуществляли полусухим прессованием под давлением 10 МПа, в качестве связующего компонента использовали 0,3 % раствор карбоксиметилцеллюлозы. Спекующий обжиг прессованных образцов проводился в температурном интервале 1350, 1400 и 1450 °С с выдержкой при максимальной температуре в течение 2 часов.

Проведенные исследования по оценке влияния предварительной подготовки глиносодержащего сырья на прочностные показатели прессованных образцов показали, что при увеличении температуры прокаливания каолина от 850 °С до 980 °С в зависимости от температуры спекающего обжига образцов (1350–1450 °С) наблюдается увеличение прочности и снижение водопоглощения материала практически в 2–2,5 раза (с 40 до

100 МПа и с 5 до 2 % соответственно). Упрочнение образцов из исследуемых каолинов в зависимости от температуры их предварительной термообработки обусловлено как активацией спекания (уплотнения) образцов, так и изменением их фазового состава при температуре спекающего обжига (активацией синтеза муллита и снижением содержания остаточного кварца).

Опробование комплексного влияния условий термодготовки каолина (при температурах 900, 980, 1100 °С) и введения минерализующих добавок на процесс упрочнения алюмосиликатной керамики (при температуре спекающего обжига в интервале температур 1300, 1350 и 1450 °С) показало наибольшую эффективность упрочняющего действия добавки 2 % MgO и 5% Fe₂O₃ к каолину, прокаленному при температуре 900°С, независимо от температуры спекающего обжига.

Температура подготовки каолина, °С	Помол прокаленного каолина						Температура обжига образцов, °С			
	сухой способ			мокрый способ						
900	MnO	Fe ₂ O ₃ , MgO		MnO	MgO	Fe ₂ O ₃	1400			
Кoeffициент упрочнения	0,7	0,8	1,1	1,2	0,5	0,8	1,2	1,3	1,6	2
980	MnO		MgO, Fe ₂ O ₃		MnO	Fe ₂ O ₃	MgO	1450		

Рис. 1. Упрочнение каолина в зависимости от вида модифицирующей добавки (2% MnO, 2% MgO, 5% Fe₂O₃), способа помола прокаленного каолина и режима термической обработки сырья и композиций

Сопоставление влияния способа измельчения прокаленного полусухарного каолина показало, что термообработанный каолин, прошедший стадию мокрого помола значительно лучше спекается, о чем свидетельствуют показатели водопоглощения ниже 2%, которые в случае составов без добавок и с модифицирующими добавками Fe₂O₃ в количестве 5 мас.% и MgO в количестве 2 мас.% достигаются уже при температуре 1400 °С. Образцы полусухого прессования на основе каолина, подготовленного сухим способом, даже при температуре обжига 1450 °С не достигают показателей водопоглощения ниже 5%. Прочностные показатели данных образцов значительно ниже по сравнению с составами на основе каолина мокрого помола (на 100–200 МПа). Поэтому в случае использования этих каолинов как основного сырья для получения прочной алюмосиликатной керамики целесообразно изменение схемы подготовки каолина путем перехода на мокрый способ помола с последующим обезвоживаем шликера в башенных распылительных сушилах, что позволит получить стабильный по составу, строению и свойствам сырьевой компонент для последующего его использования в технологии алюмосиликатной керамики.

Список литературы

1. Vakalova T.V., Govorova L.P., Reshetova A.A. et al. Activation of synthesis and sintering of mullite aluminosilicate ceramics based on natural raw materials // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 1040. – P. 268–271.

ПОРИСТАЯ СТРУКТУРА ПРОДУКТОВ НЕРАВНОВЕСНОГО ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ МЕДЬ-КАДМИЕВОЙ СИСТЕМЫ

А.С. Долинина, В.В. Коробочкин, Н.В. Усольцева, Е.В. Попова

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.В. Коробочкин
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: vkorobochkin@tpu.ru

В производстве нанодисперсных порошков широко используют многокомпонентные функциональные системы, в которых каждый компонент выполняет свою функцию. Медь-кадмиевая система применяется в качестве активной массы химических источников тока, для производства аккумуляторов, как компонент полупроводниковых материалов и люминофоров, а в гомеопатической медицине в качестве противоопухолевых препаратов [1–2].

Одним из перспективных направлений является разработка производств на основе электрохимических процессов, позволяющих отказаться от применения химических окислителей и восстановителей, существенно сократить или полностью исключить образование отходов минеральных солей, более эффективно использовать исходное сырьё и материалы, что еще более повышает его практическую ценность.

Традиционные химические технологии (золь-гель метод, метод «мокрого» сжигания) обладают различными недостатками: образование большого количества сильнозагрязнённых сточных вод; накопление значительного количества трудноутилизуемых отходов минеральных солей, а также сложность в выборе необходимых окислителей или восстановителей. Эти недостатки приводят к серьёзным экологическим последствиям [3].

Медь-кадмиевая оксидная система, полученная при совместном окислении, ранее не была изучена, поэтому представляет большой научно-практический интерес. Основное преимущество получение систем электролизом на переменном токе является то, что появляется возможность получения очень чистых гидроксидов и оксидов, а регулирование электрических параметров процесса электролиза позволяет формировать порошки с заданными физико-химическими характеристиками.

Целью настоящей работы является исследование пористой структуры оксидных материалов, полученных совместным электрохимическим окислением на переменном токе меди и кадмия в растворе хлорида аммония [4].

РФА показал, что продукты, полученные в растворах NH_4Cl с концентрацией 3 мас. %, преимущественно содержат $\gamma\text{-Cd}(\text{OH})_2$ и Cu_2O , в то время как при использовании растворов хлорида аммония с концентрацией 25 мас. % в состав продуктов входит $\gamma\text{-Cd}(\text{OH})_2$, Cu_2O , а также CuO и $\text{Cu}(\text{OH})_2$.

Согласно адсорбционным измерениям следует, что продукты электрохимического окисления меди и кадмия, полученные в растворе хлорида аммония при концентрациях электролита 3 и 25 мас.% и плотностях тока 1 и 3 A/cm^2 , имеют удельную поверхность в интервале 2–18 $\text{m}^2/\text{г}$, незначительный суммарный объем пор в интервале 0,0199–0,042 $\text{cm}^3/\text{г}$. Вместе с тем, все продукты характеризуются примерно одинаковым диаметром пор, находящимся в мезадиапазоне (4–18 нм), строгой корреляции между диаметром пор материала и удельной поверхностью не существует, это также касается зависимости удельной поверхности от параметров электролиза. Значительной удельной поверхностью обладают продукты электролиза, синтезированные при плотностях тока 1 и 3 A/cm^2 в растворе хлорида аммония с концентрацией 3 мас. %.

На рисунках 1–4 представлены электронно-микроскопические снимки образцов. Продукты электрохимического окисления меди и кадмия, при совместном электрохимическом окислении на переменном токе, полученные при концентрации хлорида аммония 3 мас. % и плотностях тока 1 и 3 A/cm^2 представляют собой агрегаты мелких шарообразных и игольчатых частиц, различающиеся формой и размерами. На снимках видно, что образцы 1 и 2 имеют агрегаты с преобладанием игольчатых частиц, что характерно для дендритной структуры кадмия.

Продукты электрохимического окисления металлической меди и кадмия на переменном токе представляют собой смесь оксидов меди (I) и (II), гидроксидов кадмия кристаллического и амфорного характера. Образцы, синтезированные в растворах хлорида аммония с концентрацией 3 мас.%, преимущественно содержат $\gamma\text{-Cd}(\text{OH})_2$ и Cu_2O . В незначительных количествах присутствуют оксидные фазы переменного состава. В продуктах электрохимического синтеза при использовании растворов хлорида аммония с концентрацией 25 мас. % кроме $\gamma\text{-Cd}(\text{OH})_2$, Cu_2O , присутствуют также CuO и $\text{Cu}(\text{OH})_2$.

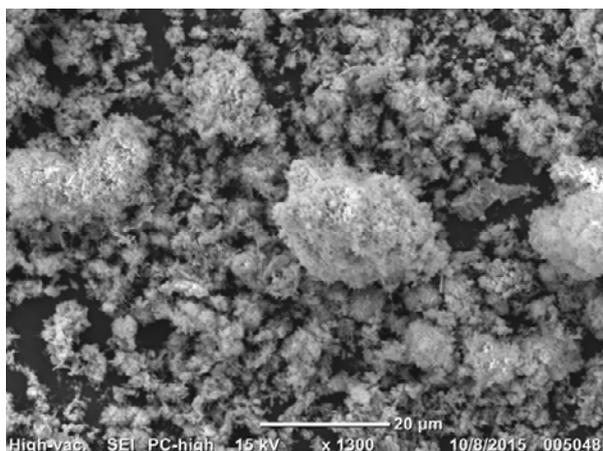


Рис. 1. Электронно-микроскопический снимок образца 1

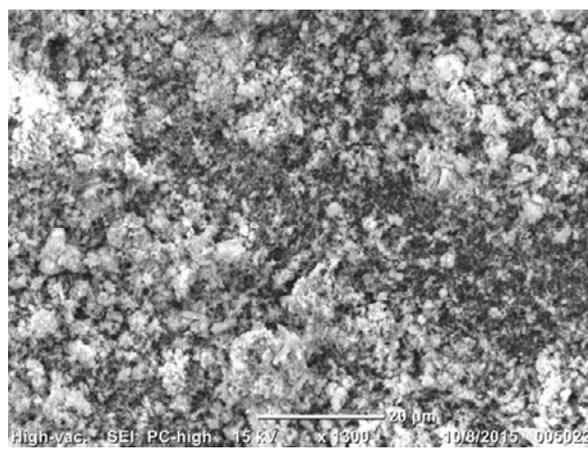


Рис. 2. Электронно-микроскопический снимок образца 2

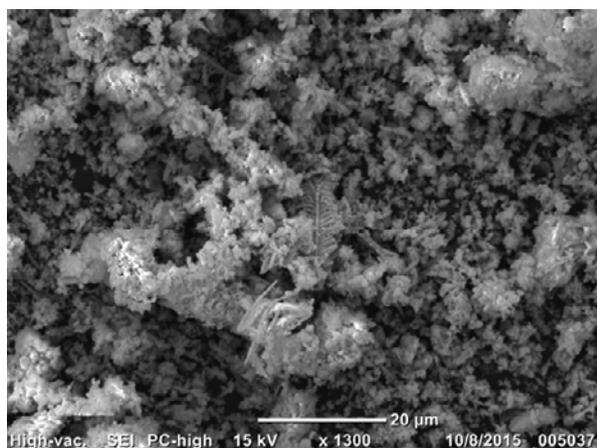


Рис. 3. Электронно-микроскопический снимок образца 3

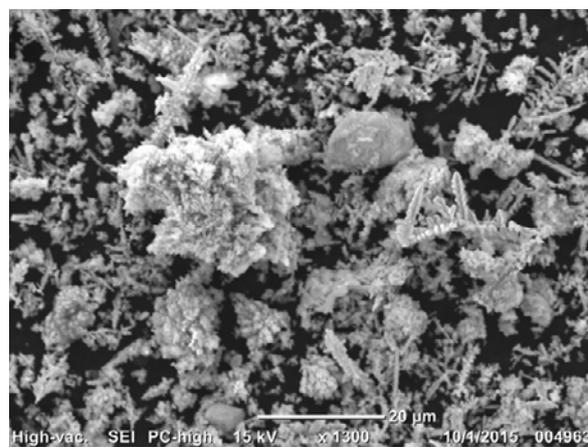


Рис. 4. Электронно-микроскопический снимок образца 4

Список литературы

1. Yang C., Tang A., Li X., Zhang F. et al. Electrochemistry of Cu(I) doped CdS nanoparticles hosted by DNA-CTMA in aqueous electrolyte // *Materials Chemistry and Physics*. – 2014 – Vol. 147(3). – P. 1074–1078.
2. Hamouda I.M., Current perspectives of nanoparticles in medical and dental biomaterials // *Journal of Biomedical Research*. – 2012 – Vol. 26 (3). – P. 143–151.
3. Wang H., Lu Z., Lu D. et al. The synthesis of Cu/plate-like ZnO nanostructures and their self-assembly mechanism // *Solid State Sciences*. – 2016. – Vol. 55. – P. 69–76.
4. Dolinina A.S., Korobochkin V.V., Usoltseva N.V. et al. Textural characteristics of products obtained by electrochemical oxidation of copper and cadmium using alternating current // *Key Engineering Materials*. – 2016. – Vol. 712. – P. 112–116.

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ КРАСНОГО ШЛАМА УРАЛЬСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО ЗАВОДА С ПОЛУЧЕНИЕМ ПРОДУКЦИИ ДЛЯ МЕТАЛЛУРГИИ И СТРОИТЕЛЬСТВА

Д.В. Зиновеев, В.П. Корнеев, П.И. Грудинский, В.Г. Дюбанов

Научный руководитель: к. т. н. В.Г. Дюбанов
Институт металлургии и материаловедения РАН
E-mail: ZinoveevIMET@yandex.ru

В процессе производства глинозема по методу Байера образуется большое количество отходов – красных шламов. По разным оценкам при производстве 1 т глинозема получают от 1 до 1,5 т красных шламов [1], а их общее накопление в 2015 году по оценкам составило около 4 млрд. т. В настоящее время красные шламы складировать в отвалы, которые занимают большие площади и загрязняют окружающую среду.

Различными исследователями предложены сотни способов рециклинга красных шламов [2], но наиболее перспективными с точки зрения переработки большого количества шламов являются методы восстановительной плавки с извлечением железа и получением шлаков пригодных для использования в строительстве.

В данной работе исследовали возможность извлечения железа из необработанного и обесщелоченного красного шлама Уральского алюминиевого завода с получением шлаков пригодных для производства цемента. Химический состав шламов представлен в таблице 1.

Таблица 1. Содержание основных компонентов красных шламов, % масс.

Компонент	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	Na ₂ O	TiO ₂	MgO	P	S	п.п.п
Необработанный красный шлам	50	12,07	10,4	11,5	4,1	4,05	0,91	0,33	0,93	6
Обесщелоченный красный шлам	36,9	11,8	8,71	23,8	0,27	3,54	1,01	0,42	0,14	13,4

Исследование фазового состава показало, что основным минералом необработанного красного шлама является гематит (Fe₂O₃), содержание которого составляет свыше 80%, остальные элементы примерно поровну распределены между гроссуляром (Ca₃Al₂[SiO₄]₃(OH)₄), бемитом (AlOOH) и гетитом (FeOOH). Фазовый состав обесщелоченного красного шлама представлен гематитом (Fe₂O₃), шамозитом (гидроалюмосиликат Fe, Mg, Al) – 20–25%, кальцитом (CaCO₃) – 10–15%, перовскитом (CaTiO₃) – 5%, гексагидратом сульфата магния (MgSO₄·6H₂O) – 5%, железным купоросом (FeSO₄·7H₂O) – 5%, портландитом (Ca(OH)₂) – 5%, сидеритом (FeCO₃) – 5%.

Восстановительные плавки красных шламов проводили в высокотемпературной печи сопротивления с графитовым нагревателем (печь Таммана) в графитовых тиглях. В качестве восстановителя использовали графит. Смеси нагревали до температуры 1500–1750 °С и выдерживали в течение 30 минут в атмосфере аргона, после чего отключали нагрев. Тигель остывал вместе с печью.

В результате плавки красного шлама во всех экспериментах получили легко разделяемые металл и шлак, фотографии которых представлены на рисунке 1.

На рисунке 2 представлен химический состав получаемого металла, а в таблице 2 химический состав получаемых шлаков. Полученный металл представляет собой чугуны с низким содержанием серы, который можно отнести к передельно-литейному чугуны. Такой чугуны можно использовать для литья или в сталеплавильном переделе.

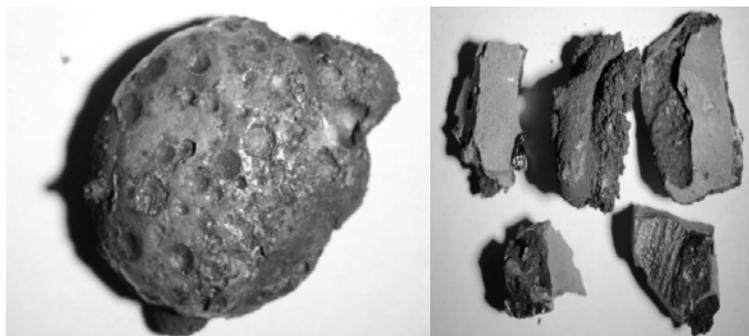


Рис. 1. Металл и шлак, полученные после плавки обесщелоченного красного шлама

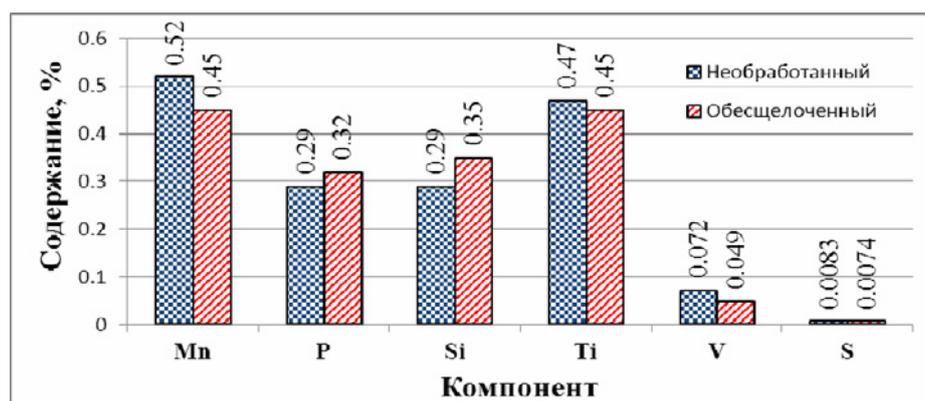


Рис. 2. Химический состав, полученного металла

Таблица 2. Химический состав шлаков полученных путем восстановительной плавки необработанного (№ 1) и обесщелоченного (№ 2) красных шламов, % масс.

Компонент	FeO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	Na ₂ O	TiO ₂	P ₂ O ₅	S
№1	5,16	18,78	30,43	19,47	7,27	14,56	0,29	0,77
№2	10	22,63	17,78	39,3	0,45	7,21	0,69	0,12

Сравнение составов получаемых шлаков с областью составов глиноземистого и портландцементного клинкеров показало, что такие шлаки не могут быть использованы в качестве цементного клинкера непосредственно. Шлак, полученный после восстановительной плавки необработанного красного шлама, может быть использован в качестве сырьевого компонента портландцементного клинкера после выщелачивания из него глинозема. Шлак, полученный после восстановительной плавки обесщелоченного красного шлама наиболее близок по своему составу к клинкеру глиноземистого цемента. Получение такого цемента из обесщелоченного красного шлама возможно непосредственно в процессе восстановительной плавки при добавках к шихте извести и глинозема.

Список литературы

- Zhang R., Zheng S., Ma S., Zhang Y. Recovery of alumina and alkali in Bayer red mud by the formation of andradite-grossular hydrogarnet in hydrothermal process // J. Hazard. Mater. – 2011. – Vol. 189. – P. 827–835.
- Sutar H., Mishra S.C., Sahoo S.K. et al. Progress of Red Mud Utilization: an overview // American Chemical Science Journal. – 2014. – Vol. 4, Issue 3. – P. 255–279.

СРАВНЕНИЕ ПРОГНОЗИРУЕМЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ ГРАВИТАЦИОННОГО ОБОГАЩЕНИЯ КРУПНЫХ КЛАССОВ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УГЛЕЙ В РАЗЛИЧНЫХ АППАРАТАХ

В.А. Кандинский, И.А. Королев

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.И. Удовицкий
Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева
E-mail: korolev.ivan@inbox.ru

В последние десятилетия во всем мире и России в частности все большее внимание уделяется проблеме рационального использования природных ресурсов. Ввиду повсеместного истощения запасов невозобновляемых источников энергии возникает необходимость комплексного использования ископаемого топлива и как можно более полного извлечения полезных компонентов из него. Каменный уголь до сих пор играет значительную роль в топливно-энергетическом балансе страны [1], что делает его важным объектом исследований по обоснованию и созданию технологий и аппаратов, в совокупности обеспечивающих наиболее эффективное превращение минеральных ресурсов в продукты с высокими потребительскими качествами для последующего использования в различных отраслях промышленности, в первую очередь – при производстве электроэнергии. Повышение качества энергетических углей осуществляется путем его обогащения физическими, физико-химическими и другими методами. В данной работе выполнено сравнение результатов обогащения энергетических углей крупных классов с помощью наиболее распространенных гравитационных методов, основанных на различии в плотности между органической и минеральной составляющей угля.

Обогащение крупных классов энергетических углей, как правило, осуществляют в одну стадию с выделением двух продуктов: концентрата и отходов (породы). Плотность разделения зависит от фракционного состава углей, требований к качеству получаемых продуктов и принимается равной от 1,65 до 2,05 г/см³ [2]. Мировая практика показывает, что чаще всего для обогащения крупных энергетических углей применяются тяжелосредние колесные сепараторы типа СКВП, тяжелосредние барабаны WEMCO, а также отсадочные машины ВАТАС и машины ROMJIG с подвижным решетом. В дальнейшей работе расчеты выхода и зольности угольного концентрата осуществлялись для процессов обогащения в перечисленных аппаратах с учетом их эффективности.

В качестве исходного материала для прогнозирования результатов гравитационного обогащения в различных аппаратах использованы данные фракционного анализа эксплуатационных проб (табл. 1), выполненного аккредитованной лабораторией в соответствии с требованиями нормативных документов. Пробы класса крупности 25–100 мм являются представительными для двух месторождений энергетического угля марки «Д» (длиннопламенный) и имеют разную категорию обогатимости – от средней до очень трудной.

Таблица 1. Фракционный состав проб исходного материала

Плотность фракций, г/см ³	Месторождение № 1, обогатимость – очень трудная		Месторождение № 2, обогатимость – средняя	
	Выход, γ, %	Зольность, А°, %	Выход, γ, %	Зольность, А°, %
< 1,4	53,7	12,2	68,9	7,7
1,4–1,5	20,8	20,9	7,1	23,1
1,5–1,6	6,3	27,3	2,2	34,6
1,6–1,8	3,5	38,8	3,3	47,5
> 1,8	15,7	85,1	18,5	77,7
Итого:	100,0	27,3	100,0	23,6

Расчет выходов и зольностей продуктов обогащения в гравитационных аппаратах при различной плотности разделения (табл. 2 и 3) выполнен по известным формулам [3]:

$$\gamma_k = \sum_{i=1}^n \gamma_i \cdot F(x_i); A^d = \frac{\sum_{i=1}^n \gamma_i \cdot A_i^d \cdot F(x_i)}{\sum_{i=1}^n \gamma_i \cdot F(x_i)}$$

где n – количество фракций; $F(x_i)$ – функция извлечения i -ой фракции в концентрат (расчет значений данной функции подробно рассмотрен в работе [4]); γ_i , A_i^d – выход и зольность фракций; x_i – отклонение средней плотности фракций от намечаемой плотности разделения.

Вычислительными экспериментами установлено, что для механизированного удаления породы с целью снижения зольности энергетических углей крупных классов может быть целесообразно применение как тяжелосреднего обогащения, так и отсадки. Кроме того, прогнозируемые значения выхода концентрата тяжелосредних сепараторов несколько выше, а зольности – ниже аналогичных показателей работы отсадочных машин при высокой плотности разделения. При более низкой плотности разделения ситуация

противоположная. При этом следует учитывать, что минимальная плотность разделения для отсадочной машины ROMJIG равна 1,5 г/см³ в силу конструкционных и технологических особенностей.

Таблица 2. Расчетные результаты обогащения угля очень трудной категории обогатимости

Плотность разделения, г/см ³	СКВП		WEMCO		БАТАС		ROMJIG	
	γ , %	A^d , %						
1.40	49.74	12.68	53.12	12.28	50.49	12.78	–	–
1.45	63.11	13.67	64.09	13.63	63.17	13.73	–	–
1.50	71.98	14.53	73.83	14.61	71.38	14.53	70.86	14.52
1.55	77.06	15.11	77.63	15.15	76.38	15.09	75.96	15.08
1.60	79.76	15.50	80.36	15.57	79.29	15.50	79.02	15.49
1.65	81.22	15.78	81.08	15.71	81.09	15.82	80.93	15.81
1.70	82.53	16.12	82.55	16.12	82.32	16.09	82.20	16.08
1.75	83.65	16.42	83.91	16.49	83.18	16.30	83.07	16.29
1.80	84.17	16.56	84.26	16.58	83.75	16.46	83.67	16.46

Таблица 3. Расчетные результаты обогащения угля средней категории обогатимости

Плотность разделения, г/см ³	СКВП		WEMCO		БАТАС		ROMJIG	
	γ , %	A^d , %						
1.40	69.16	8.11	69.83	7.90	69.87	8.14	–	–
1.45	73.23	8.62	73.89	8.70	73.28	8.64	–	–
1.50	75.53	9.10	75.81	9.11	75.46	9.12	75.36	9.12
1.55	77.00	9.49	77.09	9.50	76.97	9.53	76.91	9.54
1.60	78.12	9.87	78.17	9.86	78.12	9.91	78.09	9.92
1.65	79.08	10.24	79.10	10.24	79.08	10.29	79.06	10.30
1.70	79.94	10.62	79.97	10.62	79.92	10.65	79.90	10.66
1.75	80.69	10.98	80.74	11.00	80.66	11.01	80.65	11.02
1.80	81.30	11.29	81.34	11.30	81.33	11.36	81.32	11.36

Список литературы

1. Росстат. Баланс энергоресурсов за 2014 г. [Электронный ресурс]. – URL: http://www.gks.ru/free_doc/new_site/business/prom/en_balans.htm. – 06.11.16.
2. Справочник по обогащению углей / под ред. И.С. Благова. – М. : Недра, 1984. – 614 с.
3. Артюшин С.П. Сборник задач по обогащению углей. – М. : Недра, 1979. – 223 с.
4. Кандинский В.А. Вычисление интеграла Гаусса при моделировании технологических процессов обогащения каменных углей // Россия молодая : материалы VI Всероссийской научно-практической конференции. – Кемерово, 2014.

МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ С ПОМОЩЬЮ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

Г.В. Кузнецов

Научный руководитель: ст. преподаватель, А.Е. Вебер
ТТИ НИЯУ МИФИ, г. Трехгорный
E-mail: corvinbrand@mail.ru

Одним из возможных путей перехода на новый уровень познания в области физической химии растворов, физики жидкостей и биофизики является разработка новых экспериментальных методов исследования жидкостей [1].

Одним из таких методов является метод исследования водных растворов с помощью переменных магнитных и электрических полей.

Существующие методы исследования диэлектрических и магнитных свойств веществ:

- 1) кондуктометрия;
- 2) диэлькометрия.

Кондуктометрия – метод физико-химического анализа, основанный на измерении электропроводности растворов.

Под диэлькометрией понимаются методы измерений, основывающиеся на определении диэлектрической проницаемости ϵ (сокращенно ДП) и тангенса диэлектрических потерь $\text{tg}\delta$ [2].

Целью данной работы является исследование диэлектрических и магнитных свойств водных растворов с использованием L-ячейки и C-ячейки.

Главная цель данного метода – это измерения свойств веществ в переменном магнитном и электрическом поле. L-ячейка представляет собой катушку индуктивности, по которой протекает переменный ток, создавая во внутреннем пространстве катушки переменное магнитное поле. C-ячейка представляет собой стеклянный сосуд в форме параллелепипеда, который заполняется измеряемым раствором. В зависимости от помещенного раствора, изменяется емкость C-ячейки или индуктивность L-ячейки. Растворы разных веществ, которые взаимодействуют с магнитным или электрическим полем, будут вносить разные потери в колебательный контур.

Установка, с помощью которой реализован данный метод, представляет автогенератор с LC колебательным контуром.

К отличительным достоинствам метода относятся: высокая чувствительность, простота, универсальность.

Недостатком является влияние внешних магнитных полей на результаты измерений. Но он устраним с помощью применения экранирования.

Реализованный метод позволяет измерять потери в колебательном контуре в широком частотном диапазоне (700...140000 Гц). Программное обеспечение создано в среде графического программирования LabVIEW и позволяет проводить математическую обработку, преобразование и протоколирование результатов измерений с представлением в необходимом виде [3].

Список литературы

1. Семихина Л.П. Диэлектрические и магнитные свойства воды в водных растворах и биообъектах в слабых электромагнитных полях. – Тюмень : Издательство ТюмГУ, 2005. – 173 с.
2. Надь Ш.Б. Диэлектрометрия / под ред. В.В. Малова. – Энергия, 1976. – 200 с.
3. Яковлев А.Д., Сбитня М.Ю., Вебер А.Е. Потери в резонансном колебательном контуре, измерения, аспекты практического применения. – Трехгорный.

РУДНАЯ МИНЕРАЛИЗАЦИЯ АДУЛЯР-ФЛЮОРИТОВЫХ МЕТАСОМАТИТОВ ЭПИТЕРМАЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ ЩЕЛОЧНОГО ТИПА (А-ТИПА). ПОДГОЛЕЧНОЕ (ЦЕНТРАЛЬНО-АЛДАНСКИЙ РУДНЫЙ РАЙОН, РОССИЯ)

В.И. Леонтьев, Я.Ю. Бушув

Санкт-петербургский горный университет
E-mail: leontyev@spmi.ru

Месторождение Подголецкое принадлежит Джекондинскому рудному узлу Центрально-Алданского рудного района и расположено в восточной части Верхне-Якутского прогиба вблизи зоны сочленения этой структуры с Эльконским горстом. Оно находится на юго-восточном склоне г. Шаман и приурочено к Шаманской структуре центрального типа. В геологическом строении месторождения принимают участие образования двух структурных ярусов. Нижний ярус – кристаллический фундамент – представлен архей-протерозойскими гнейсами и кристаллическими сланцами, слагающими разномасштабные реликты в поле протерозойских гранитоидов. Верхний ярус – осадочный чехол – сложен доломитами вендского возраста, со стратиграфическим несогласием залегающими на породах фундамента. Описанные выше комплексы прорваны мезозойскими интрузивными образованиями, представленными дайками и силлами сиенит-порфириров и минетт. Наиболее крупным является штокообразное тело гольца Шаман, сложенное щелочноземельными сиенитами лебединского комплекса. В пределах месторождения выделено оруденение двух типов: 1) локализованное в породах осадочного чехла и является аналогом оруденения лебединского типа [1], 2) локализованное в породах фундамента и представлено новым для Центрального Алдана эпиптермальным щелочным типом (А-типа) [2].

Целью работы является описание особенностей проявления рудной минерализации адуляр-флюоритовых метасоматитов, характеризующих новый для рудного района тип оруденения. Работа основана на комплексном минералого-петрографическом изучении коллекции руд и метасоматитов месторождения Подголецкое, собранной авторами в ходе полевых работ. Минераграфическое и микронзондовое исследование шлифов для анализа последовательности минералообразования и выявления закономерностей распределения, а также определение состава рудной минерализации произведено на оптическом микроскопе Leica DM2700 P и на сканирующем электронном микроскопе модели CamScan MV 2300 с энергодисперсионным микроанализатором LINK Pentafet (Oxford Instr.) (ЦАЛ ВСЕГЕИ, аналитик Е.Л. Грузова).

Рудные тела, характеризующие эпиптермальную щелочную тип, локализованы в докембрийских образованиях кристаллического фундамента. Руды представлены фиолетово-серыми метасоматитами брекчиевой, прожилково-полосчатой, массивной и пористой текстуры, состоящими из новообразованных карбоната, серицита, роскоэлиты, пирита, флюорита, адуляра и реликтов кристаллических пород фундамента. Структуры руд мелко- и тонкозернистые, текстуры зависят от степени гидротермально-метасоматической проработки и представлены вкрапленными, прожилково-вкрапленными гнездово-вкрапленными и пятнистыми разновидностями. Главным рудообразующим минералом является пирит, к редким относятся галенит, сфалерит, халькопирит. Меньшим распространением пользуются теллуриды висмута, золота и серебра, браннерит, монацит и редкоземельный фторапатит, киноварь. Количество рудных минералов варьирует в пределах 5–15 %.

Пирит представлен хорошо огранёнными изометричными кристаллами пентагон-додекаэдрического габитуса и слагает гроздевидные зернистые агрегаты, тонкие прожилки или цепочки отдельных зёрен в метасоматических прожилках. Размеры зёрен варьируют в интервале от сотых долей, до первых миллиметров. В некоторых случаях, в пирите выделяются обособления неправильной формы, представленные халькопиритом, реже шеелитом. Химический состав пирита близок к теоретическому. Халькопирит также может быть представлен самостоятельными выделениями, имеющими неправильную форму и размеры до сотых долей миллиметра. В интерстициях между зёрнами пирита, пирита и жильных минералов, а также по трещинам в пирите развиваются галенит и сфалерит. Иногда они обрастают кристаллы пирита и флюорита. Размеры их выделений достигают сотых долей миллиметра.

Au-Ag-Te минералы чаще всего образуют тонкие каплевидные включения в пирите, выполняют интерстиции в его агрегатах, а так же замещают халькопирит и сфалерит. *Гессит* является наиболее часто встречаемым минералом этой группы. Он выполняет интерстиции и трещины в пирите. Форма зёрен чаще всего вытянутая, размеры выделений колеблются от субмикронных до 150 мкм. Достаточно часто развивается по сфалериту и халькопириту, в единичном случае установлено развитие гессита по паразиту в паразит-роскоэлитовом агрегате. Из нерудных минералов иногда ассоциирует с баритом, с которым выполняет тонкие трещины в пирите. Часто встречается в многофазных выделениях совместно с петцитом. В некоторых случаях отчётливо видно, как петцит корродирует гессит по краям, что позволяет предполагать более поздний характер петцита. *Петцит*, по-видимому, является главным носителем золота. Чаще всего он образует самостоятельные минеральные фазы размером до 30 мкм, которые обрастают пирит, выполняют интерстиции между его агрегатами и трещины в нём, реже представляет собой мелкие каплевидные выделения в том же пирите. Так же, как и гессит, отмечается в ассоциации с баритом. Реже прочих золотосеребряных теллуридов отмечены *штютцит* и *монтбраит*. Они представлены собственными минеральными фазами, размером до 5 мкм и чаще всего встречаются в виде каплевидных включений в пирите, реже в интерстициях между зёрнами пирита. В

единственном случае отмечены три близкорасположенные минеральные фазы, по составу отвечающие *теллуровисмутиту*. Они представлены изометричными выделениями неправильной формы, с размерами, не превышающими 5 мкм. *Самородное золото* встречается довольно редко. Оно представлено изометричными зёрнами неправильной формы, размером до 20 мкм, локализованными в интерстициях между зёрнами пирита или пирита и флюорита. Проба золота изменяется в пределах 842–883%. Стоит отметить, что в зоне окисления руд теллуриды не диагностированы, но присутствует самородное золото. Средний размер золотинок 40 мкм. В основном это плёночные выделения и плоские дендриты, менее распространены комковидные формы. Золото характеризуется высокой пробой, которая изменяется в пределах 943–973% (среднее 956%, $n = 26$). По-видимому, выделенное в зоне окисления самородное золото, которое отличается по своему составу, размеру и granulometрии от описанного в первичных рудах, образуется при окислении золотосодержащих теллуридов.

Урановая минерализация на месторождении установлена в виде *браннерита*. Также отмечаются тонкие (первые мкм) фазы других минералов урана в пирите. Браннерит встречается в пирите и флюорите в виде вытянутых кристаллов неправильной формы с неровными, иногда зубчатыми прямоугольными краями, и имеет размеры от 4 до 30 мкм. В качестве примесей в браннерите отмечаются V (до 0,6%), Sr (до 0,7%), Ag (до 1,75%).

Редкоземельная минерализация связана с *фторопатитом* и *монацитом*. Монацит слагает гнезда и вкрапленники неправильной формы во флюорите и фторопатите. Размер таких вкрапленников не превышает 30 мкм. Фторопатит распространён в более крупных (до 1 мм) гипидиоморфных кристаллах и иногда содержит существенные примеси редкоземельных металлов: La – 1,54–5,17%, Ce – 4,15–40,47%, Nd – 2,02–3,50%.

Главным полезным компонентом, извлекаемым из руд месторождения, является золото, попутно извлекается серебро. Учитывая, что первичные руды в настоящий момент являются нерентабельными для отработки, а в балансовый контур входят только окисленные и полуокисленные руды, которые практически отработаны, остро встает вопрос о расширении минерально-сырьевой базы действующего предприятия. Выполненное исследование демонстрирует комплексный состав руд, потенциал которых слабо изучен в отношении редких, редкоземельных и радиоактивных металлов. Дальнейшее изучение возможности комплексного освоения месторождения может обеспечить прирост запасов и повысить извлекаемую ценность руд за счёт попутных компонентов.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ
в рамках научного проекта № 16-35-00334 мол_а*

Список литературы

1. Леонтьев В.И., Платонова Н.В. Особенности проявления золотого оруденения лебединского типа в Джекондинском рудном узле (Центрально-Алданский рудный район) // Региональная геология и металлогения. – 2016. – № 65. – С. 84–92.
2. Леонтьев В.И. Геолого-генетические закономерности локализации золотого оруденения на месторождении Подголецное (Алданский шит) : автореф. дис. ... канд. геол.-мин. наук. – СПб., 2016. – 20 с.

СМЕСИТЕЛЬ

Ю.А. Лыско, Д.И. Селезнева

Научные руководители: А.Б. Голованчиков, Л.А. Ильина
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
E-mail: ylysko@inbox.ru

Для интенсификации гидромеханических процессов, протекающих в химическом и нефтехимическом оборудовании, перспективным направлением является использование вибрационного эффекта. Увеличение эффективности перемешивания структурированных неньютоновских жидкости на микро уровне за счет разрушения структуры и уменьшения эффективности вязкости внутри слоев этих жидкостей за счет того, что в смесителе содержащим вертикальный корпус, которого на вращающемся вертикальном валу рядами по его высоте размещены наклонные лопасти, расположенные между наклонными отражателями, жёстко закреплёнными рядами на внутренней поверхности корпуса, причём угол наклона лопастей и отражателей каждого ряда увеличивается сверху вниз, а лопасти в каждом ряду установлены со смещением относительно лопастей соседнего ряда, при этом каждая лопасть выполнена в виде рамки, внутри которой натянуты струны с силой, определяемой по выражению (1):

$$F = \pi \rho (\omega l d n)^2 \quad (1)$$

где F – сила натяжения каждой струны внутри рамки лопасти;

π – число Архимеда;

ρ – плотность материала струны, кг/м³

ω – скорость вращения вала, об/с;

l – длина каждой струны, м;

d – диаметр каждой струны;

n – число отражателей в каждом ряду.

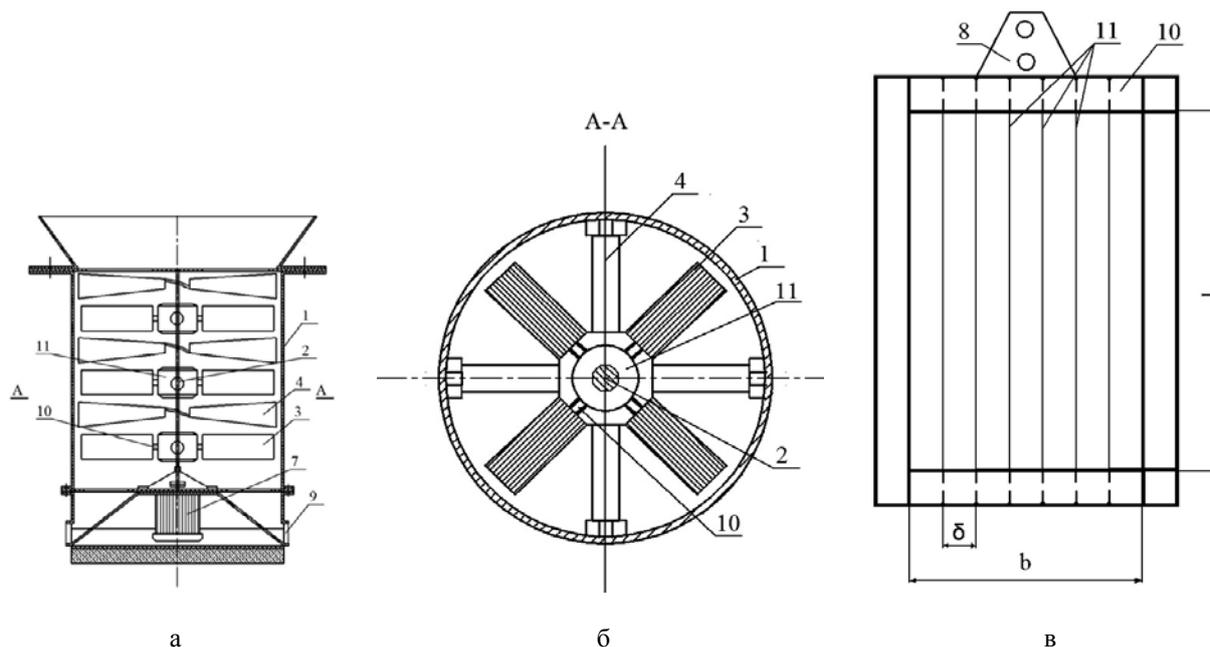


Рис. 1. Смеситель: а – общий вид, б – поперечный размер А-А, в – общий вид рамки со струнами
1 – корпус; 2 – вертикальный вал; 3 – наклонные лопасти; 4 – наклонные отражатели; 5 – рамка; 6 – струны;
7 – привод; 8 – патрубок для подачи; 9 – патрубок для отвода; 10 – косынка; 11 – ступица

Выполнение каждой лопасти в виде рамки, позволяет закрепить внутри неё в радиальном направлении концы струн, колебания которых при вращении вала создают вибрацию в потоках перемешиваемой жидкости, разрушая при этом структуру структурированных жидкостей и уменьшая эффективную вязкость и неньютоновских жидкости, тем самым обеспечивают микроперемешивание и увеличивает общую эффективность смешения (рис. 1).

По данной разработке принята заявка № 2016129361 на положительное решение, приоритет 18.07.16.

ВЛИЯНИЕ ТОКСИЧНОСТИ ОТХОДОВ БУРЕНИЯ НА ВОДНЫЕ РЕСУРСЫ

А.С. Мишунина, А.А. Мех

Научный руководитель: С.В. Азарова
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: sashenbka@yandex.ru

Водные ресурсы планеты одни из основных, подвергающихся воздействию человека. Без воды жизнь на планете остановится, но пока складывается впечатление, что человек этого не осознает. Большинство предприятий, базируемых на территории РФ, сбрасывают сточные воды именно в водные источники. Ввиду большой площади страны, удаленности мест и недостаточного контроля уследить путь отходов бывает довольно сложно.

Из официальных источников Томской области известно, что сбросы в водные объекты промышленных предприятий от общего объема составляют 11% [1].

Отходы нефтяной промышленности являются потенциально опасными для окружающей среды. Загрязнение происходит на всех этапах: при строительстве и эксплуатации скважин, транспортировке и переработке углеводородного сырья.

Нефтедобывающие предприятия в Российской Федерации, находятся внутри лесных массивов, и Томская область не исключение. Вследствии чего для Томской области характерна добыча вблизи озер и болот.

По результатам Томскгеомониторинг, ответственной организации за проведение мониторинга биосферы ТО оценка поверхностных вод составляет, как «умеренно загрязненные», «загрязненные», воды малых рек в бассейне р. Томи оцениваются как «очень грязные», они фиксируются как наиболее испытывающие по степени антропогенное воздействие.

В свою очередь, воды рек и озер на территории Томской области могут быть источником загрязнения подземных вод (при наличии гидравлической связи). Как известно, на территории Томской области подземную воду используют, как питьевую воду и воду для с/х нужд (причина возникновения некоторых заболеваний, связанных с культурно-бытовым использованием водотоков и водоемов).

При несоблюдении мероприятий по обеспечении экологической безопасности при размещении буровых отходов, например, неправильная гидроизоляция дна и стенок шламового амбара, возможно загрязнение компонентов природной среды, в том числе подземных вод.

Рассмотрим стандартные буровые растворы, (лаборатория ООО «СХТ», руководитель направления – Мишаев К.М.) применяемые на территории Западной Сибири и Сибирской низменности.

Докажем математически увеличение степени опасности воздействия на окружающую среду при увеличении компонентного состава промышленной эмульсии на примере бурового раствора.

Подтвердим опасность для водных водоемов при проведении анализа на водорослях Хлорелла (*Chlorella vulgaris Beijer*), как представителя живых организмов. Метод биотестирования позволяет установить токсичность среды с помощью тест-объектов, которые сигнализируют об опасности независимо от того, какие вещества и в каком сочетании вызывают изменения жизненно важных функций у тест-объектов.

Таблица 1. По расчету класса опасности

№ п/п	Компонент	Содержание, мг/кг	(X _i)	(Z _i)	(W _i), мг/кг	(K _i)
1	КМЦ	10000	3	3,67	4677,35	2,14
2	NaCl	80000	3,33	4,11	13182,57	6,07
3	Техн. вода	910000	4	5	100000	0,91
4	Техн. вода при глинопорошке	830000	4	5	100000	0,83
5	Глинопорошок	80000	3,1	3,8	6309,5	12,67

Где относительный показатель опасности компонента отхода для ОПС (X_i), стандартизованный показатель опасности компонента отхода для ОПС (Z_i), коэффициент степени опасности компонента отхода для ОПС (W_i), мг/кг, показатель степени опасности компонентов отходов для ОПС (K_i). Рассчитываем показатель степени опасности отхода для ОПС (K) в соответствии с формулой по Критериям опасности [2].

Без глинопорошка показатель степени опасности компонентов составляет $K = 9,12$. Расчетная величина K находится в диапазоне: ($K < 10$), следовательно, суспензия соответствует 5 классу опасности «Неопасные».

При добавлении глинопорошка, показатель степени опасности компонентов увеличивается до $K = 21,71$, это соответствует 4 классу опасности. Следовательно, при добавлении уже одного элемента, мы можем смоделировать степень изменения опасности. Большой же процент буровых растворов при 7-15 компонентном составе. Не говоря уже об отработанных буровых растворах.

Из проведенных исследований можно сделать вывод, что с добавлением солей увеличивается степень токсичности, несмотря на то, что соли в целом токсичными не являются. Предположительно, взаимодействие добавочных компонентов с основой буровых растворов (эфир целлюлозы) может вызывать усиление токсического эффекта. Также наибольшую опасность для объектов окружающей среды имеет водно-миграционный путь распространения токсичных компонентов отходов.

Таблица 2. Определение качества водных образцов компонентов буровых растворов на водорослях Хлорелла (*Chlorella vulgaris* Beijer)

№ п/п	Компонент бурового раствора	Величина токсической кратности разбавлений	Повторяемость г*, %	Результат токсикологического анализа (качество водной вытяжки)
1	КМЦ	7	10	Среднетоксичная
2	КМЦ +NaCl	9	5	Токсичная
3	Контроль	0	14	Нетоксичная

Хочется особое внимание уделить болотам, находящимся неподалеку от месторождений и в частности на территории Томской области. Чаще всего при описании влияния, большинство авторов рассматривают различные природные среды, но уделяют минимальное внимание либо никак не рассматривают – болото.

Важнейшая функция болот — очищение атмосферы, за что их называют гигантским естественным фильтром. Болотный торф поглощает токсичные вещества, связывает углерод и таким образом предотвращает парниковый эффект, насыщает воздух кислородом [3].

Многие месторождения находятся поблизости и при миграции веществ могут затрагивать такую уникальную в рамках планеты экосистему. Болота связаны с водным балансом планеты, т.к. элемент гидрологической сети и крупнейший резервуар пресных вод. Фактически это огромная, удерживающая воду губка. Истоки всех крупных российских рек находятся на территории крупнейших болотных экосистем, которые выполняют функцию своеобразных водонапорных башен, Томская область не исключение.

На данный момент нами собраны доказательства влияния на водную среду не заболоченного типа, дальнейшие исследования планируется проводить с болотной водой на подвижных живых элементах присутствующих в данных средах (например, инфузориях).

Список литературы

1. Департамент природных ресурсов и охрана окружающей среды Томской области [Электронный ресурс]. –URL: <http://green.tsu.ru> (дата обращения 25.10.16).
2. Приказ министерства природных ресурсов и экологии РФ от 4 декабря 2014 г. N 536 "Об утверждении критериев отнесения отходов к I-V классам опасности по степени негативного воздействия на окружающую среду.
3. Вомперский С.Э., Цыганова О.П., Ковалев А.Г. и др. Заболоченность территории России как фактор связывания атмосферного углерода. Круговорот углерода на территории России. – М., 1999. – С. 124–145.

РАЗРАБОТКА ШЛАКОВОЙ ОСНОВЫ ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ ИЗ ТЕХНОГЕННЫХ ОБРАЗОВАНИЙ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ УРАЛА

С.В. Наумов, М.Н. Игнатов

Научный руководитель: профессор, д. т. н. М.Н. Игнатов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: NaumovStanislav@yandex.ru

Разработаны шлаковые основы для сварочных материалов из минерального сырья и техногенных образований Уральского региона. Проведены успешные комплексные исследования и испытания сварочных плавящихся флюсов, а также наплавленного металла и сварных соединений, полученных этими сварочными материалами. Установлено, что наплавленный металл, полученный разработанными сварочными материалами, обладает низким содержанием вредных примесей (S до 0,01 % масс.), что обусловлено получением шлаковой основы сварочных материалов в электродуговых печах, исходными чистыми минеральным и техногенным сырьем и физико-химическими реакциями в процессе сварки.

Ключевые слова: минеральное сырье, шлаковая основа, сварочный материал, плавящийся флюс, сварка, сварное соединение, сварной металл, сера.

Известны и успешно используются сварочные материалы на основе признанных газо- и шлакообразующих компонентов (ESAB, Lincoln, украинские и европейские сварочные флюсы и др.). Однако в последнее время существует большая номенклатура компонентов в сварочных материалах, которые в большей своей части находятся в странах ближнего и дальнего зарубежья, из-за чего производство сварочных материалов дорого, связанное с необходимостью дальних перевозок. В то же время на территориях горно-металлургических комплексов Уральского региона (как и в других, промышленно развитых регионах/странах) существуют значительные запасы техногенных образований, которые могут служить основой (однокомпонентной) сварочных материалов. Однако их использование требует мониторинга доступности и пригодности для производства сварочных материалов и выявления физико-химических и технологических основ в их использовании.

Целью работы является разработка шлаковой основы для сварочных плавящихся флюсов широкой номенклатуры на базе габброидной группы минерального сырья Урала.

На Урале выражены габброиды: габбро-диабазы, горнблендиты и техногенные отходы из них (отсевы). По химическому составу, физико-механическим свойствам, литологии и петрографии габброиды всех даек практически однотипны, что обеспечивает заранее более стабильный химический состав шихты (SiO_2 46,6–48,6%; TiO_2 3,0–4,4%; Al_2O_3 12,4–13,3%; $FeO+Fe_2O_3$ 8,6–13,3%; MnO 0,1–0,2%; MgO 3,7–4,2%; CaO 8,3–8,5%; K_2O+Na_2O 3,5–3,7%; P_2O_5 0,47%; $S_{общ}$ <0,03%).

Все габброиды, как и большинство базальтов, находятся ближе к фазовому составу кислых шлаков. Для кислых расплавов характерно преобладание стекловидной фазы. Система $CaO-MgO-SiO_2-Al_2O_3$ с некоторым приближением соответствует составам флюсов ФЦ-16, ФЦ-16А, АН-47 и АН-15, область этих флюсов лежит между изотермами 1400 и 1500 °С, что приближенно к области габброидов и базальтоидов Урала, 1300-1400 °С, обладающие благоприятной температурой плавления [1].

В процессе прокатки или переплавки [2] сырьевых и вторичных ресурсов получены следующие шлаковые основы флюсов: № 1 флюс из отсевов габбро-диабазы прокатанный при 900 °С, № 2 на основе плавящего горнблендита, № 3 из плавящихся техногенных образований на основе базальта, № 4 многокомпонентный плавящийся флюс (горнблендит 93%, кварцевый песок 2%, хромовая руда 3%, плавиковый шпат 2%) и проведены сварочно-технологические испытания на режимах: $I=550$ А, $U=31$ В, $V=54$ см/мин как соответствующие параметры для сварки стали S235 толщиной 15 мм [3].

Благоприятная форма шва (рис. 1), глубина проплавления, отделимость шлаковой корки говорит о хороших сварочно-технологических свойствах и пригодности сырья Урала для производства сварочных материалов. Неметаллические включения 3–5 балла.

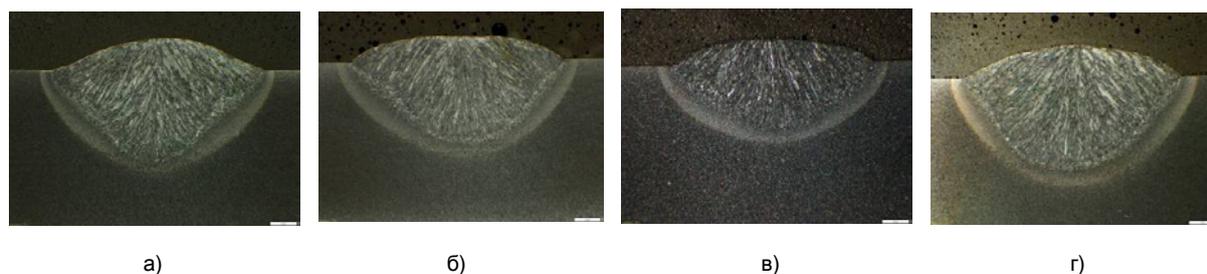


Рис. 1. Макрошлифы: а) – флюс № 1; б) – флюс № 2; в) – флюс № 3; г) – флюс № 4

Наиболее высокой оценкой по отделимости шлаковой корки обладает сварочный флюс основы №4, имеет наибольшее отклонение коэффициента теплового расширения α от α_{Me} ($\alpha = 1,19-1,61 \cdot 10^{-6}/^{\circ}C$ в области температур 20–1000 $^{\circ}C$), где по РД 03-613-03 был определен 5 максимальный балл. Однако флюс из габбро-диабазы имеет 4 балл, отделимость шлаковой корки при незначительном механическом воздействии. Это объясняется тем, что значения α на всех интервалах температур более близки к α_{Me} ($\alpha = 5,04-9,94 \cdot 10^{-6}/^{\circ}C$ в области температур 20–1000 $^{\circ}C$). Флюс АН-348А обладает, как и флюс на основе № 4, 5 баллом отделимости шлаковой корки ($\alpha = 0,71-2,59 \cdot 10^{-6}/^{\circ}C$) [4].

Проведен химический анализ сварных швов, выполненных сваркой под флюсом (табл. 1). По основным легирующим элементам все сварные швы имеют значения в пределах нормы по сравнению с основным металлом. Содержание примесей серы и фосфора не превышают регламентированных пределов (S = 0,002–0,003 %; P = 0,004–0,005 %).

Таблица 1. Химический состав сварных швов, выполненных сваркой под флюсом

№ основы	Химические элементы, %											
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Co	Ti
№ 1	99,351	0,047	0,291	0,569	0,005	0,003	0,023	0,031	0,029	0,02	0,012	0,004
№ 2	99,431	0,046	0,328	0,481	0,004	0,003	0,041	0,026	0,032	0,012	0,011	0,007
№ 3	99,375	0,053	0,191	0,569	0,045	0,002	0,028	0,027	0,03	0,016	0,012	0,009
№ 4	99,547	0,049	0,317	0,509	0,005	0,002	0,083	0,018	0,031	0,014	0,01	0,004

Заключение

Разработан алгоритм полного цикла разработки сварочных материалов и комплексная оценка качества их от пригодности техногенных образований Урала до технологических характеристик сварных соединений. Для минерального сырья и техногенных образований, выбранных в качестве основы шихты сварочных материалов, уточнены данные по физико-химическим свойствам (вязкость 2–2,5 Пуаз, $T_{пл}=1350$ $^{\circ}C$, $\alpha=1,19-9,94 \cdot 10^{-6}/^{\circ}C$), которые близки соответственно к характеристикам плавящихся оксидных флюсов. Установлены закономерности взаимодействия компонентов шлаковой основы сварочных материалов, обеспечивающие образование шпинелей $MgFeCr_2O_4$ и других сложных оксидных соединений в процессе затвердевания шлаковой корки, уменьшение окислительной способности основы, хорошую отделимость шлаковой корки (5 балл по РД 03-613-03) и низкое содержание примесей в металле шва (серы и фосфора до 0,002–0,024, масс.%).

Список литературы

1. Artemov A.O., Naumov S.V., Ignatova A.M. et al. Mineralogical and petrographic characterization of technogenic mineral resources of the Urals to their processing of stone casting // Georesursy. – 2012. – No. 6(48). – P. 79–83.
2. Ignatova A.M., Naumov S.V., Kaminsky M.M. et al. Design and planning solution module for the production of fused welding flux from technogenic raw materials of stone casting // Scientific and technical Volga region bulletin. – 2013. – No. 2. – P. 115–119.
3. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Roor A.V. et al. New carbon-fluorine additives for welding fluxes // Steel in translation. – 2015. – No. 4. – P. 251–253.
4. Kornienko E.E., Ignatov M.N., Ignatova A.M. et al. Dependence of thermal expansion coefficients of metal and welding slag temperature in the range 100...1000 $^{\circ}C$ // Obrabotka metallov. – 2012. – No. 3(56). – P. 116–119.

ИССЛЕДОВАНИЕ УГЛА ЕСТЕСТВЕННОГО ОТКОСА ПОРОШКООБРАЗНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Н.В. Николаев

Научный руководитель: доцент, к. т. н. О.К. Семакина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: drum.shmel@mail.ru

Современные полимерные композиции состоят, как правило, из смеси основного полимера с различными технологическими и функциональными добавками – наполнителями, смазками, антиоксидантами, антипиренами, пластификаторы, термо- и светостабилизаторами, красителями и т.д., которые упрощают процессы переработки и улучшают потребительские свойства готовой продукции.

Дисперсный состав порошковых материалов имеет большой разброс по величине. Высоко и низко дисперсные порошки имеют свои достоинства и недостатки. Высокодисперсные порошки быстрее сплавляются, но в отличие от низко дисперсных порошков они сильнее увлажняются. Предпочтение следует отдавать порошкам с узким фракционным составом.

Хорошая сыпучесть – одно из необходимых требований, предъявляемых к порошкам. Сыпучесть, как известно, зависит от внутреннего трения между частицами и оценивается чаще всего по скорости истечения порошка из отверстий или по углу естественного откоса, который колеблется в пределах 36–45°. При отсутствии требуемой сыпучести затрудняется дозирование порошков в полимерную матрицу.

Сыпучесть материалов зависит от дисперсности порошка; формы его частиц; электризации частиц порошка за счет сил трения, вызывающей прилипание частиц к стенкам воронки и друг к другу; влажности материала и др. [1]. Наихудшей текучестью обладают мелкодисперсные порошки с большой контактной поверхностью и с неправильной формой частиц, контуры которой создают возможность взаимных зацеплений. Негативным и нежелательным следствием неравномерности подачи добавок в основной полимер становится нестабильность свойств перерабатываемого компаунда и изготавливаемых из него изделий.

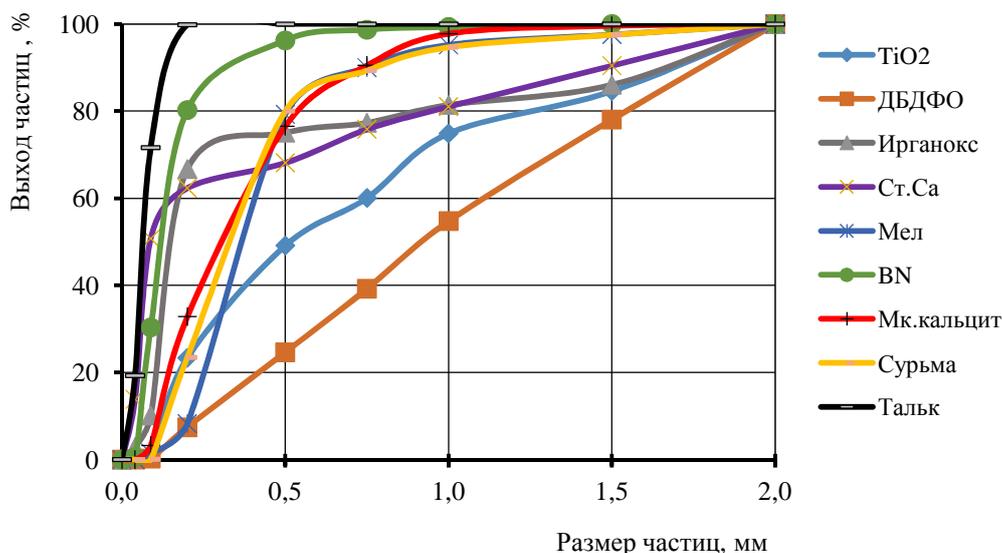


Рис. Фракционный состав порошков

Объектами исследования являлись порошки, добавляемые в полимерную композицию на основе полипропилена, применяемую для кабельной изоляции. В качестве наполнителя использовался мел, окись титана, тальк, микрокальцит и нитрид бора (BN); в качестве антипирена – оксид сурьмы (III) Sb_2O_3 и декабромдифенилоксид (ДБДФО); в качестве стабилизатора – ирганокс 1010 и стеарат кальция.

Целью работы является определение угла естественного откоса порошкообразных материалов естественной влажности, применяемых для получения кабельной полимерной композиции.

Фракционный состав исследуемых порошков представлен на рис., из которого видно, что самым тонкодисперсным материалом является тальк, размер частиц которого менее 0,25 мм. Самым крупными частицами обладает порошок ДБДФО: 50 % составляют частицы размером менее 1 мм и 50 % – частицы от 1 до 2 мм.

Угол естественного откоса определялся с помощью цилиндрической трубы, установленной вертикально на горизонтальной плоскости и заполненной испытуемым материалом. При медленном поднимании трубы

высыпавшийся материал располагался на плоскости под углом естественного откоса. Замеряется высота и диаметр основания конуса порошка относительно горизонтальной поверхности, и рассчитывается угол. Для исследования использовались трубы из стекла, алюминия и полипропилена. Засыпка порошка в трубу была свободная без уплотнения. Полученные результаты сведены в таблице 1.

Таблица 1. Насыпная плотность и угол откоса порошков при свободной засыпке

Вещество	Алюминиевая труба		Полипропиленовая труба		Стеклоянная труба	
	Насыпная плотность, г/см ³	Угол откоса, град	Насыпная плотность, г/см ³	Угол откоса, град	Насыпная плотность, г/см ³	Угол откоса, град
Микрокальцит	1,61	25	1,45	21	1,56	24
ДБДФО	1,07	35	0,97	32	1,03	28
Sb ₂ O ₃	0,89	35	0,77	30	0,88	31
TiO ₂	0,67	30	0,59	24	0,64	32
Ирганокс	0,55	29	0,49	24	0,54	22
Тальк	0,45	34	0,42	36	0,44	27
Стеарат кальция	0,42	35	0,38	30	0,32	32
Мел	0,31	40	0,27	36	0,31	38
BN	0,27	35	0,25	31	0,26	26

Анализируя полученные данные по углу естественного откоса, можно сделать выводы. Угол естественного откоса большинства порошков находится в пределах 22–35°, что говорит о хорошей и очень хорошей сыпучести. И только порошок мела обладает удовлетворительной степенью сыпучести. Поверхность труб также играет важную роль для угла откоса. Для порошков, высыпавшихся из стеклянной трубки, значительно меньше угла откоса для материала, высыпавшегося из алюминиевой трубки. Это объясняется различным коэффициентом трения порошка по поверхности трубы. Так как полипропиленовая и стеклянная поверхность обладает низким коэффициентом трения, то исследуемый материал быстрее высыпается, поэтому угол откоса уменьшается.

Насыпная плотность порошков также влияет на угол откоса: так для микрокальцита, обладающего самой большой насыпной плотностью, угол откоса составляет 25°, а для мела с малой насыпной плотностью угол откоса 40°.

В производственных условиях порошок, находящийся в бункере, под действием силы тяжести верхних слоев уплотняется, сила сцепления увеличивается и текучесть уменьшается, что приводит к увеличению насыпной плотности и числа точек контакта между частицами. Исследован угол откоса и насыпная масса уплотненного порошкообразного материала.

Список литературы

1. Першина С.В., Катамылов А.В., Однолько В.Г. и др. Весовое дозирование зернистых материалов. – М. : Машиностроение, 2009. – 260 с.

ФИТОТЕСТИРОВАНИЕ КАК ОДИН ИЗ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЭВТРОФИЦИРОВАННОСТИ ВОДНЫХ ОБЪЕКТОВ

И.В. Овсянникова, Г.В. Юнусова, Д.А. Жуков

Научный руководитель: к. т. н., доцент Л.Р. Асфандиярова
Филиал ФГБОУ ВО Уфимский государственный нефтяной технический университет в г. Стерлитамаке
E-mail: inna.ovsyannikova.80@mail.ru

Эвтрофикацией называется процесс обогащения воды биогенами, особенно соединениями азота или фосфора, что приводит к заболачиванию или «старению» водных экосистем.

Поскольку определение уровня эвтрофикации требует многочисленных измерений, необходимо разрабатывать наиболее простые, дешёвые, но не менее точные методы выявления данного процесса. В данной работе изучено совместное влияние биогенных и токсичных веществ на эвтрофицированность водного объекта. Эксперимент проводился с использованием методики ПНД Ф Т 14.1:2:4.19-2013 [1]. Отбор проб осуществлялся на двух створах выше и ниже промышленного города в межень, паводковый и послепаводковый периоды (рис. 1).



Рис. 1. Схема мест пробоотбора:
1 – выше города; 2 – ниже города

Для оценки уровня эвтрофикации поверхностных вод в среднем течении водного объекта в окрестностях промышленного города предлагается использовать «коэффициент эвтрофикации». В качестве основного показателя используется средняя длина проростка кресс-салата в неразбавленных пробах. Данный коэффициент учитывает совместное влияние процессов эвтрофикации и токсикации, протекающих в реальных условиях одновременно [2].

Наибольший коэффициент эвтрофикации наблюдался во время паводка выше города и составил 175,8 мм, ниже города коэффициент эвтрофикации зафиксирован немного меньше и составил 157,67 мм (рис. 2, 3).

После паводка коэффициент эвтрофикации составил 146,0 мм выше города и 112,89 мм ниже города, в межень выше города коэффициент эвтрофикации составил 140,7 мм ниже города 147,2 мм.

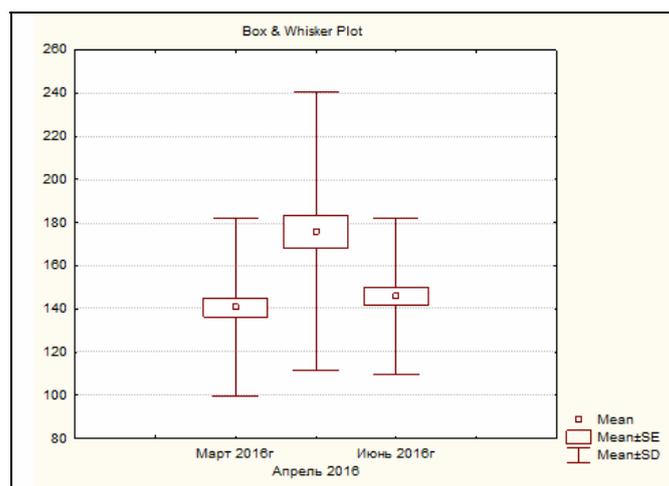


Рис. 2. Изменение коэффициентов эвтрофикации выше города. По оси абсцисс месяц отбора проб, по оси ординат средние коэффициенты эвтрофикации (мм), стандартная ошибка и стандартное отклонение

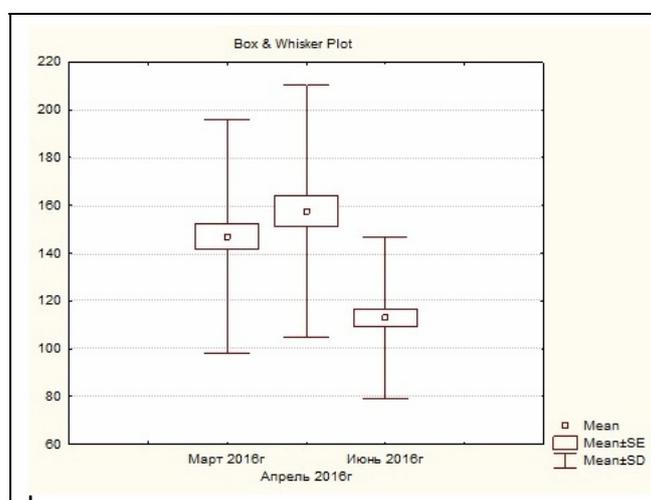


Рис. 3. Коэффициенты эвтрофикации ниже города. По оси абсцисс месяц отбора проб, по оси ординат средние коэффициенты эвтрофикации (мм), стандартная ошибка и стандартное отклонение

Из выше описанных данных видно, что за весь период наблюдений самый высокий уровень эвтрофикации наблюдался в паводковый период. Минимальный коэффициент эвтрофикации наблюдался после паводка, ниже города.

Список литературы

1. Методика определения токсичности питьевых, грунтовых, поверхностных и сточных вод, растворов химических веществ по измерению показателей всхожести, средней длины и среднего сухого веса, проростков семян кресс-салата (*Lepidium sativum*) / УГНТУ кафедра «Экологии и рационального природопользования» // ПНД Ф Т 14.1:2:4.19-2013. – М., 2013.
2. Аскарлов Р.Р., Зейферт Д.В., Овсянникова И.В. Сезонная динамика показателей эвтрофицированности поверхностных вод среднего течения реки белой в районе города Стерлитамака // Башкирский химический журнал. – 2014. – Т. 21, № 1. – С. 92–96.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РТУТЬОРГАНИЧЕСКИХ ПЕСТИЦИДОВ В ВОДЕ

А.К. Посвященная

Научный руководитель: доцент, к. х. н. Т.Н. Волгина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: soch94@mail.ru

Мировое сообщество относит ртутьорганические пестициды (РОП) к группе особо опасных загрязнителей, представляющих угрозу для здоровья человека и окружающей среды. Большинство РОП представлено соединениями Hg(II) типов RR'Hg и RHgX (R, R' – органические радикалы; X – Hal.). РОП широко использовались 60–90 гг. прошлого века в качестве фунгицидов и бактерицидов, среди них особо популярными были: гранозан, меркуран, фализан, агронал, радосан и др. Содержание д.в. колеблется в пределах от 2 до 5 % мас., остальное – инертный пылевидный наполнитель, который окрашивают в фиолетовый, розовый или оранжевый цвет с целью распознавания токсикантов. В последнее время большинство РОП были запрещены к применению и теперь находятся на складах, авиационных площадках сельскохозяйственного назначения, полигонах-могилищах по захоронению и уничтожению ядохимикатов, а также на несанкционированных свалках [1]. Такого рода объекты хранения представляют собой экологическую угрозу и требуют строгого контроля РОП в воздухе, почве и воде, а также в продуктах питания, т.к. не редки случаи использования запрещенных препаратов недобросовестными фермерами [2].

Анализ пестицидов проводят с помощью тонкослойной, газовой и жидкостной хроматографии [3–6], колориметрии [3, 7], спектрофотометрии [3, 4], а также инверсионной вольтамперометрии [8]. Методы достаточно трудоемки и малочувствительны, необходимые пределы обнаружения достигаются лишь после предварительного концентрирования пробы. В связи с этим внимание исследователей все больше привлекает сорбционно-спектроскопический метод [9], позволяющий быстро и количественно определить содержание токсичного компонента, как в лабораторных, так и в полевых условиях. Настоящая работа посвящена изучению возможности использования дитизона (I), дитизоната меди (II), пиридилазонафтаола (III) и 2-фенилгидразида фенилазомуравьиной кислоты (IV), иммобилизованных в полиметакрилатную матрицу (ПММ) для твердофазного спектрофотометрического определения ртутьорганических пестицидов гранозан и фализан (табл. 1). Метод основан на взаимодействии ионов ртути с органическими реагентами с образованием окрашенных комплексных соединений.

Таблица 1. Объекты исследования

№	Название препарата	Действующее вещество	Вспомогательные компоненты	Брутто-формула	Класс опасности
1	Гранозан	Этилмеркурхлорид	Тальк, краситель	C ₂ H ₅ HgCl	1
2	Фализан	Фенилмеркурпирокатехин		C ₁₂ H ₁₀ O ₂ Hg	1

Перед проведением анализа раствор с РОП (pH = 3–4) фильтровали (для удаления талька), пропускали через слой силикагеля (для устранения мешающего влияния красителей) и подвергали УФ-обработке в присутствии окислителя, в результате которой происходила деструкция органической молекулы действующего вещества по схеме:



Далее в анализируемую пробу помещали полиметакрилатные матрицы с иммобилизованными компонентами, выдерживали при перемешивании в течение 15 минут и регистрировали спектры поглощения в диапазоне – 400...750 нм или измеряли оптическую плотность (A) при максимуме полосы поглощения для каждого типа матриц на спектрофотометре Evolution 201.

По экспериментальным данным определили, что максимальное количество ионов ртути (при исходной концентрации пестицида 1 г/л) высвобождается после 10 минут облучения (табл. 2).

Таблица 2. Влияние УФ-облучения на содержание Hg²⁺ в водном растворе фализана

Время облучения, мин	0	2,5	5	10	15
Оптическая плотность, A ⁵¹⁰	0,00	0,09	0,14	0,18	0,16

При взаимодействии Hg²⁺ с модифицированными ПММ происходит образование цветных комплексов ртути разного строения (табл. 3).

Таким образом, полиметакрилатная матрица с иммобилизованными органическими реагентами, может быть использована для визуально-тестового качественного и количественного экспресс-анализа РОП в водных средах. Это позволит сократить время и ресурсы на проведение анализа и определять пестициды на уровне ПДК и ниже как в лабораторных, так и в полевых условиях.

Таблица 3. Цветовые характеристики ПММ с иммобилизованными реагентами после контакта с водными растворами гранозана

Реагент	I	II	III	IV
Цвет ПММ до взаимодействия с Hg ²⁺	желтый	серый	оранжевый	розовый
Цвет ПММ после взаимодействия	оранжевый	бардовый	красный	фиолетовый

Список литературы

1. International POPs Elimination Network – IPEN, 2004. – 66 p.
2. Wen Jun Zhang, Fu Bin Jiang, Jian Feng Ou. Global pesticide consumption and pollution: with China as a focus // Proceedings of the International Academy of Ecology and Environmental Sciences. – 2011. – Vol. 1. – P. 125–144.
3. Handbook of pesticides: methods of pesticide residues analysis / editors: Leo M.L. Nollet, Hamir S. Rathore. – Taylor and Francis Group, 2010. – 608 p.
4. Bhadekar R., Pote S., Tale V. et al. Developments in analytical methods for detection of pesticides in environmental samples // American Journal of Analytical Chemistry. – 2011. – Vol. 2. – P. 1–15.
5. Амелин В.Г., Лаврухин Д.К., Третьяков А.В. и др. Определение полярных пестицидов в воде, овощах и фруктах методом высокоэффективной жидкостной хроматографии // Вестник Московского университета. Серия «Химия». – 2012. – Т. 53, № 6. – С. 392–400.
6. Wasik A., Namiesnik J. Speciation of Organometallic Compounds of Tin, Lead, and Mercury // Polish Journal of Environmental Studies. – 2001. – Vol. 10. No. 6. – P. 405–413.
7. Елагина А., Галкина А., Арсланова С. и др. Колориметрические методы для скрининга фосфорорганических пестицидов в сырье // Комбикорма. – 2014. – № 1. – С. 87–89.
8. Волгина Т.Н., Катюхин В.Е., Новиков В.Т. Применение инверсионной вольтамперометрии для анализа металлосодержащих пестицидов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – Т. 74, № 10. – С. 13–15.
9. Гавриленко Н.А., Саранчина Н.В., Гавриленко М.А. Колориметрический сенсор для определения кобальта на основе полиметакрилатной матрицы с иммобилизованным 1-(2-пиридилазо)-2-нафтолом // Журнал аналитической химии. – 2015. – Т. 70, № 12. – С. 1283–1287.

ИММОБИЛИЗАЦИЯ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ В ПЕРОВСКИТОПОДОБНУЮ МАТРИЦУ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННУЮ В РЕЖИМЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ГОРЕНИЯ

Д.В. Посохов, В.С. Кузьмин

Научный руководитель: А.О. Семенов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: posokhov.d.v@gmail.com

На данный момент, в нашей стране накоплено около пяти ста шестидесяти (560) миллионов кубических метров радиоактивных отходов, большая часть из них находится в ожидании дальнейшей переработки [1].

Одной из перспективной технологии переработки РАО является использование матричных материалов. Предлагаемая матрица для иммобилизации радиоактивных отходов является перовскитная керамика. Являющейся аналогом природных устойчивых минералов, отвечающая установленным требованиям к свойствам материалов для иммобилизации РАО. Которые могут быть использованы в качестве надежных матриц для окончательного захоронения РАО в течение долгого времени.

В данной работе рассматривается производство матричного материала на основе модифицированного перовскита, полученного технологией самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. К преимуществам технологии СВС следует отнести простоту аппаратного исполнения, малые времена протекания синтеза, сравнительно малые энергозатраты. Кроме того, СВ-синтез характеризуется такой уникальной особенностью, как существование в течение протекания взаимодействия высокотемпературной среды, допускающей различные типы дополнительных внешних воздействий, посредством которых представляется регулирование структуры и свойств конечных продуктов, т.е. позволяет получать новые материалы с требуемым набором свойств.

Анализируя данные полученные РФА, было установлено что температура реакции в образцах при протекании СВС не достигает необходимого уровня для образования перовскита NdAlO_3 , на периферии образцов. Добиться повышения температуры реакции можно добавлением Ni в исходную шихту и проведением синтеза в техническом вакууме.

Фаза перовскита обнаружена только в центральных частях образцов. Данное обстоятельство, скорее всего, вызвано низким значением температур, развиваемых в ходе процесса синтеза, вследствие недостаточного энергетического выхода реакции получения конечного продукта.

Повышение энергетического выхода реакции позволит развить требуемые для синтеза температуры и приведет к уменьшению тепловых потерь за счет конвективного излучения при СВС в техническом вакууме.

Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза может быть использован для синтеза композитов на основе перовскитов состава XAlO_3 , включающих актиноидную фракцию ВАО.

Список литературы

1. Петров Г.А. Инновационные энергосберегающие технологии переработки радиоактивных отходов / под ред. А.Г. Мержанова. – М. : Книжный мир, 2012. – С. 122–123.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОЧИСТКА НЕФТЕЗАГРЯЗНЕННЫХ ГРУНТОВ

В.В. Пряничникова, Н.С. Шулаев, Н.А. Быковский, Р.Р. Кадыров

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Н.С. Шулаев
Филиал ФГБОУ ВО «Уфимский государственный нефтяной технический университет» в г.Стерлитамаке
E-mail: prvaleria@mail.ru

Одной из экологических проблем нефтедобывающих регионов является загрязнение обширных площадей почв нефтью и нефтепродуктами. Загрязнение такими веществами приводит к изменению физико-химических характеристик почв, их влагоемкости и, как следствие, к подавлению развития и даже гибели растительности [1].

Естественный процесс восстановления нефтезагрязненных земель возможен, но, как правило, протекает очень медленно (десятилетиями), в связи с этим актуальной является разработка эффективных технологий по их очистке.

Одним из современных методов очистки является электрохимическая обработка почв [2–5]. В данной работе приводятся результаты экспериментов по восстановлению почв, загрязненных при разливе, основанных на электрохимическом методе очистки от нефти и нефтепродуктов.

Электрохимическая очистка применяется для удаления из почвы хлорсодержащих углеводородов, различных нефтепродуктов, фенолов, а так же тяжелых металлов [6].

В процессе движения электрического тока сквозь почву осуществляется электролиз воды, электрокоагуляция, реакции электрохимического окисления и электрофлотации.

При электрохимическом методе в загрязненную почву погружаются электроды (катоды и аноды), к которым подводится постоянное электрическое напряжение. Метод основан на том, что большинство почв содержит в порах между частицами то или иное количество водных растворов солей и поэтому обладает электропроводностью. Следует отметить, что при нефтяных разливах происходит загрязнение почв не только нефтью, но и попутно-добываемыми (пластовыми) водами, насыщенными различными солями, что обеспечивает достаточно высокую электропроводимость.

Многие загрязняющие вещества растворяются в почвенной воде и под воздействием электрического поля перемещаются в направлении к катодам, осаждаются на них и затем извлекаются. При этом снижение концентрации нефти и нефтепродуктов за счет окисления происходит в основном на аноде. В случае, когда процесс окисления идет до конца, происходит разложение до CO_2 , воды, NH_3 . При неполном окислении часть нефтепродуктов может накапливаться на электроде.

В зависимости от свойств почвы перемещение загрязняющих веществ может происходить вследствие миграции или электроосмоса, либо по обоим механизмам одновременно.

Основным преимуществом электрохимического метода очистки является возможность его применения для малопроницаемых (глинистых) почв.

Технология может применяться как самостоятельно, так и в комплексе с другими восстановительными мероприятиями [7].

Для изучения закономерностей электрохимической очистки использовалась модельная почва, приготовленная в соответствии с составом почвы, отобранной с участка разлива нефти Ишимбайского месторождения. Состав модельного грунта включал: нефтепродукты – 1100 мг/кг почвы и раствор солей (NaCl , CaCl_2 , MgCl_2 , Na_2CO_3 , NaHCO_3) до 480900 мг/кг почвы. Проводилась серия опытов электрохимического воздействия на грунт при силе тока между электродами 0,1, 0,3, 0,5, 0,8 А, что соответствует плотности тока, изменявшейся в интервале от 22 до 174 А/м². Электрический ток пропусклся в течение тридцати, шестидесяти и девяноста минут. После чего определялась концентрация нефтепродуктов в грунте по методике «Определение валового содержания нефтепродуктов в пробах почвы методом инфракрасной спектроскопии» [8].

Уменьшение концентрации нефтепродуктов в почве не зависит от электродной плотности тока, а определяется количеством пропущенного электричества. Причем, до значения удельного заряда $0,96 \cdot 10^7$ Кл/кг нефтепродуктов снижение концентрации нефтепродуктов доходит до 275 мг/кг, а при дальнейшем увеличении количества пропущенного электричества концентрация нефтепродуктов уменьшается со значительно меньшей скоростью.

Анализ полученных данных позволяет производить технологические расчеты для реализации процесса электрохимической очистки в полевых условиях. Предлагается погружение в грунт анодов, которые представляют собой графитовые цилиндры, и катодов, представляющих собой стальные трубы. Аноды и катоды соединяются параллельно каждый своей шиной. Такой тип соединения позволяет пропускать необходимое количества электричества при минимальном напряжении около 18 В, что является безопасным для окружающей среды. Описанный метод очистки почвы от нефтезагрязнения является одним из достаточно эффективных и обладает рядом достоинств, таких, как мобильность и отсутствие отходов, образуемых в процессе очистки почвы. Важным является то, что очистка производится непосредственно на месте загрязнения без изъятия почв и организации специальных площадок или полигонов.

Таким образом, из анализа результатов проведенных исследований, можно сделать вывод о том, что электрохимическая очистка нефтезагрязненных грунтов достаточно эффективна, степень очистки составляет 60,6–77,1%. При рассматриваемых параметрах эффективность очистки достигает 77,1% при удельных энергозатратах 172,8 МДж/кг (48 кВт ч/кг) нефтепродуктов. Полученные энергозатраты определяются только за счет электрохимической обработки грунта, учет процессов естественного окисления кислородом и деятельности микроорганизмов, а так же последующей фиторемедиации позволит существенно снизить энергозатраты и сделать процесс экономически целесообразным. Кроме того, к снижению энергозатрат приведет увеличение времени обработки, что позволит уменьшить электрический ток и напряжение между электродами. Данный метод может использоваться при очистке почв на местах разливов при добыче нефти. При этом подбор размеров электродов осуществляется исходя из конкретных условий загрязнения.

Список литературы

1. Шулаев Н.С., Пряничникова В.В., Быковский Н.А. и др. Изучение воздействия нефтяного загрязнения почв на развитие высших растений на примере рогоза широколистного // Успехи современного естествознания. – 2016. – № 2. – С. 193–197.
2. Пряничникова В.В., Шулаев Н.С., Быковский Н.А. Электрохимическая очистка грунта, загрязненного при разливах нефти // Научные исследования и образовательные практики в XXI веке: состояние и перспективы развития : сб. научн. тр. по материалам Международной науч.-практ. конф. – Смоленск : Новаленсо, 2015. – С. 139–141.
3. Пряничникова В.В., Шулаев Н.С., Быковский Н.А. и др. Электрокинетическая очистка почв // Образование и наука в современных условиях : сб. материалов Внутривузовской научно-практ. конф. – Стерлитамак : Полиграфия, 2016. – С. 98–101.
4. Пряничникова В.В., Шулаев Н.С., Быковский Н.А. и др. Изучение воздействия электрического тока на нефтезагрязненный грунт // Автоматизация, энерго- и ресурсосбережение в промышленном производстве : сб. материалов I Междунар. науч.-технич. конф. – Уфа : Нефтегазовое дело, 2016. – С. 151–153.
5. Пряничникова В.В., Шулаев Н.С., Кадыров Р.Р. и др. Защита окружающей среды при добыче нефти // Современные технологии в нефтегазовом деле : сб. трудов Международной научно-технической конференции. – Октябрьский : УГНТУ, 2016. – С. 275–278.
6. Королев В.А. Электрохимическая очистка загрязненных грунтов // Геоэкология. Инженерная геология. Гидрогеология. Геокриология. – 2003. – № 3. – С. 226–236.
7. Пряничникова В.В., Бикбулатов И.Х., Бахонина Е.И. Рекультивация нефтешламных амбаров с использованием геомембранной пленки и нефтезагрязненных почв // Башкирский химический журнал. – 2013. – № 1. – С. 22–28.
8. Методика – РД 52.18.575-96 «Определение валового содержания нефтепродуктов в пробах почвы методом инфракрасной спектроскопии. Методика выполнения измерений» [Электронный ресурс]. – URL: <http://docs.cntd.ru/document/1200036911>.

ИЗУЧЕНИЕ СОРБЦИОННЫХ СВОЙСТВ СИНТЕТИЧЕСКИХ СОРБЕНТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ОСНОВЕ ПОЛИАЛЮМОФЕНИЛСИЛОКСАНА

М.А. Самусь, Н.П. Моргун, М.А. Цветнов

Научный руководитель: доцент, к. х. н. С.Г. Красицкая
Дальневосточный федеральный университет
E-mail: samusih@mail.ru

Сорбенты играют важную роль при очистке водных ресурсов от различных загрязнителей. Синтетические сорбенты имеют ряд преимуществ перед природными, главным является тот факт, что при синтезе синтетического сорбента, задав определенные условия, можно контролировать строение и свойства полученных сорбентов. Целью нашего исследования явилось изучение удельной поверхности и сорбционной активности ранее полученных синтетических сорбентов.

Синтетические сорбенты получили, частично расщепляя силоксановую связь в полиалюмофенилсилоксане ($Si/M = 3$) растворами NaOH заданной концентрации. Нами было исследована зависимость свойств полученных сорбентов от условий получения, а именно от концентрации NaOH в растворе.

Удельную поверхность полученных сорбентов ($S_{уд}$) и распределение пор по размерам определяли по адсорбции азота на анализаторе ASAP 2020. Значения $S_{уд}$ рассчитывались с использованием метода БЭТ на основе изотерм адсорбции азота, а распределение пор по размерам – по методу Дубинина–Астахова.

Показано, что площадь удельной поверхности образцов выше $S_{уд}$ исходного полимера, аналогичная закономерность соблюдается при распределении пор по объему, рассчитанному по методу Дубинина – Астахова. Диаметр пор с увеличением концентрации NaOH закономерно уменьшается, что подтверждает увеличение пористости полученных продуктов (рис. 1–3).

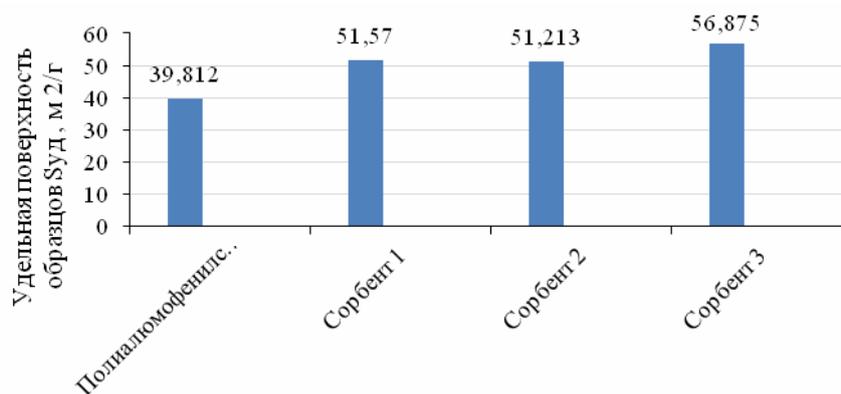


Рис. 1. Удельная поверхность образцов $S_{уд}$, м²/г

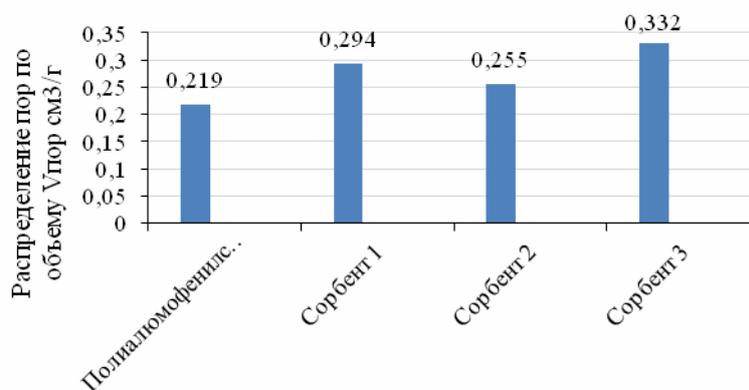


Рис. 2. Распределение пор по объему $V_{пор}$, см³/г

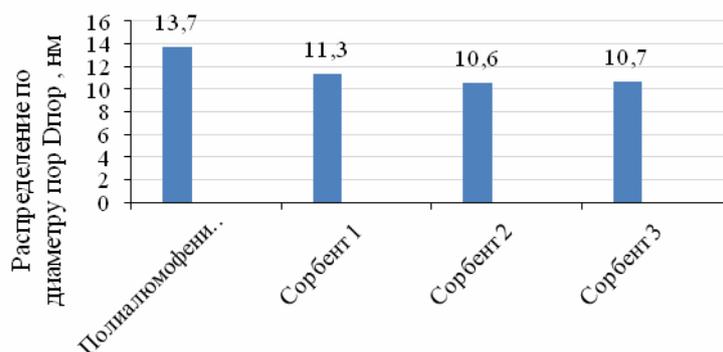


Рис. 3. Распределение по диаметру пор $D_{\text{пор}}$, нм

Сорбционную активность полученных образцов изучали по методике в соответствии с ГОСТ 4453-74 [1]. Оптическую плотность измеряли на спектрофотометре UNICO-1201 (United Products & Instruments Inc., США), используя светофильтр с длиной волны (λ) 400 нм в кюветках с толщиной поглощающего свет слоя 10 мм.

Сравнивали сорбционную активность образцов с сорбционной активностью природного цеолита Чугуевского месторождения с диаметром фракции 0,25 см (табл. 1).

Таблица 1. Сорбционная активность исследуемых образцов

	Вещество	Сорбционная активность, мг/г
1	Полиалюмофенилсилиоксан	74,3
2	Сорбент 1	96,7
3	Сорбент 2	116,7
4	Сорбент 3	149,8
5	Природный цеолит	104,81

Показано, что сорбционная активность полученных нами синтетических цеолитов превышает сорбционную активность природного цеолита.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Минобрнауки РФ (НИР № 4.1517.2014К).

Список литературы

1. ГОСТ 4453-74. Уголь активный осветляющий древесный порошкообразный. Введ. 01.01.1976. – М. : Изд-во стандартов, 1999. – 24 с.

КОРРЕЛЯЦИОННАЯ СВЯЗЬ ИЗВЛЕЧЕНИЯ ПОЛЕЗНОГО КОМПОНЕНТА И ПОВЕРХНОСТНОГО ДАВЛЕНИЯ НАСЫЩЕННЫХ КАРБОНОВЫХ КИСЛОТ ПРИ ФЛОТАЦИОННОМ ОБОГАЩЕНИИ

Д.В. Семьянова

Научный руководитель: д.т.н. С.А.Кондратьев
Институт горного дела им. Н.А.Чинакала СО РАН
E-mail: d.semjanova@yandex.ru

Флюорит – важнейшее сырье для металлургической, химической и ряда специальных отраслей промышленности. Он пользуется постоянно возрастающим потребительским спросом. Вместе с тем отмечают снижение содержания флюорита в рудах (за последние годы содержание CaF_2 снизилось с 35–40 до 24–28%), повышение содержания кальцита и соответственно снижение карбонатного модуля, что отрицательно сказывается на технологических и экономических показателях работы предприятий [1]. Ситуация вовлечения в переработку все более труднообогатимого сырья с низким содержанием полезного компонента характерна и для других руд. В связи с этим, поиски повышения эффективности процессов обогащения приобретают все большую актуальность.

В работах [2, 3] предложен механизм, объясняющий экстремальную зависимость собирательной активности карбоновых кислот и их мыл от длины углеводородного фрагмента. Механизм предполагает наличие физической формы сорбции реагента. Физическая форма сорбции, обладая поверхностно-активными свойствами, при образовании флотационного комплекса переходит с поверхности минерала на границу раздела фаз «газ-жидкость». Вследствие высокой скорости растекания она увлекает в свое движение воду, находящуюся в прослойке между объектами взаимодействия. В результате растекания реагента и принудительного удаления воды из прослойки снимаются кинетические ограничения, препятствующие образованию флотационного комплекса. Скорость движения фронта пленки реагента обеспечивается ее высоким поверхностным давлением. Поверхностное давление определяют по формуле $\Pi_0 = \sigma_{L-V} - \sigma_{Min}$, где σ_{L-V} – поверхностное натяжение на границе «газ-жидкость»; σ_{Min} – минимальное поверхностное натяжение раствора реагента-собираателя. Рост поверхностного давления в пленке увеличивает собирательную способность реагента. Зависимость флотационной силы реагента от поверхностного давления его молекул на границе раздела «газ-жидкость» позволяет установить количественную связь молекулярной структуры с флотационной активностью реагента, дать их сравнительную характеристику.

Цель настоящей работы заключалась в экспериментальном подтверждении существования предполагаемой корреляционной связи между извлечением полезного компонента и поверхностным давлением.

Материалы и методы

Флотационные эксперименты проводились на низкосортной карбонатно-флюоритовой руде Ярославской горнорудной компании, содержащей CaF_2 – 24,39%, CaCO_3 – 9,15%.

Кальцийсодержащие минералы флюорит и кальцит имеют в своем составе одинаковые катионы, значения энергии их кристаллических решеток близки. Трудность отделения флюорита от кальцита возрастает по мере уменьшения карбонатного модуля ($M_k = \alpha_{\text{CaF}_2} / \alpha_{\text{CaCO}_3} = 2,66$) [1].

В качестве реагентов-собираателей использовались насыщенные карбоновые кислоты: каприловая (C8), каприновая (C10) и миристиновая (C14). pH устанавливали с помощью HCl и NaOH.

Поверхностное натяжение определяли методом максимального давления в пузырьке с помощью тензиометра LAUDA MPT C.

Флотационный эксперимент и эксперимент по определению поверхностного натяжения миристиновой кислоты проводился при pH=8 и температуре 60 °C. В практике флотации при использовании карбоновых кислот с длинным углеводородным фрагментом для получения удовлетворительных результатов пульпу подогревают. Необходимость подогрева пульпы связана с низкой растворимостью, мицеллообразованием и потерей собирательных свойств длинноцепочечных жирных кислот.

Результаты и обсуждение

Был проведен эксперимент по определению поверхностного натяжения растворов карбоновых кислот. Результаты эксперимента представлены в таблице 1. Поверхностное давление определялось как разница поверхностного натяжения воды ($\sigma = 72,7$ мН/м при 20 °C и 66,2 мН/м при 60 °C) и поверхностного натяжения исследуемого раствора. Установлено, что с увеличением длины цепи карбоновой кислоты поверхностное натяжение раствора уменьшается. Наибольшее поверхностное давление при этом определено для каприновой кислоты. Таким образом, можно предположить, что каприновая кислота будет обладать наибольшей собирательной способностью.

Результаты флотационного эксперимента, приведенные в таблице 2, подтверждают выдвинутое предположение. Так, наибольшее извлечение полезного компонента получено при использовании в качестве реагента-собираателя каприновой кислоты.

Таблица 1. Поверхностное натяжение и поверхностное давление растворов карбоновых кислот

Наименование кислоты	Поверхностное натяжение σ , мН/м	Поверхностное давление π , мН/м	Концентрация С, М
Каприловая	70,4	2,3	$4,8 \cdot 10^{-3}$
Каприновая	69,2	3,5	$1 \cdot 10^{-3}$
Миристиновая	64,5	1,7	$7 \cdot 10^{-4}$

Таблица 2. Результаты флотационного эксперимента с карбоновыми кислотами

Наименование кислоты	Выход, %	Содержание, %		Извлечение, %	
		CaF ₂	CaCO ₃	CaF ₂	CaCO ₃
Каприловая					
Пенный пр.	34,7	42.77	13.33	66.5	57.1
Камерный пр.	65,3	11.47	5.32	33.5	42.9
Каприновая					
Пенный пр.	47,5	40.9	12.09	85.3	69.5
Камерный пр.	52,5	6.4	4.81	14.7	30.5
Миристиновая					
Пенный пр.	20,94	39.82	11.44	38.7	26.0
Камерный пр.	79,06	16.71	8.6	61.3	74.0

Каприновая кислота создает пленку молекул на границе раздела «газ-жидкость» с высоким поверхностным давлением. Оно обусловлено меньшей растворимостью реагента и большей сорбцией на минеральной поверхности, в сравнении с кислотой с более короткой углеводородной цепочкой.

Каприловая кислота обладает большей растворимостью, и меньшей поверхностной активностью ($d\sigma/dC$) в сравнении с каприновой кислотой. Она хуже сорбируется на поверхности частиц. В связи с этим поверхностное давление и скорость растекания пленки реагента меньше.

Миристиновая кислота, напротив, имеет более длинный углеводородный фрагмент в сравнении с каприновой кислотой и обладает низкой растворимостью. Снижение ее флотационной активности обусловлено уменьшением поверхностного давления в пленке реагента и объясняется увеличением когезии молекул и малой скоростью растекания монослоя.

Таким образом, предложенный механизм позволяет с помощью оценки величины поверхностного давления объяснить влияние реагентов-собирающих с разной длиной углеводородного фрагмента на результаты флотации.

Выводы

Установленная связь результатов флотационного извлечения с изменением длины углеводородного фрагмента и поверхностным давлением физической формы сорбции объяснена в рамках предлагаемого механизма действия флотационного собирателя;

Подтверждена корреляционная связь извлечения полезного компонента с поверхностным давлением пленки физической формы сорбции реагента-собирающего на границе раздела «газ-жидкость».

Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФ (проект №15-17-10017).

Список литературы

1. Помазов В.Д., Кондратьев С.А., Ростовцев В.И. Совершенствование процесса флотации тонковкрапленных карбонатно-флюоритовых руд с использованием реагента Флотол-7,9 // ФТПРПИ. – 2012. – № 5. – С. 164–172.
2. Кондратьев С.А. Физически сорбируемые реагенты-собирающие в пенной флотации и их активность // ФТПРПИ. – 2009. – Ч. 2, № 2. – С. 85–94.
3. Кондратьев С.А. Оценка активности и селективности действия карбоновых кислот, используемых в качестве флотационных реагентов // ФТПРПИ. – 2012. – № 6. – С. 116–125.

ОТРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗВЛЕЧЕНИЯ СЕРЕБРА С ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОДЕТАЛЕЙ ЙОДАТНЫМ МЕТОДОМ

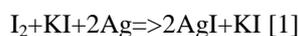
В.Д. Супруненко

Научный руководитель: доцент, к. х. н. В.В. Шагалов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail:vladislav94ru@mail.ru

В настоящее время существует большое количество различных технологических схем для переработки того или иного полезного ископаемого. При этом большая часть реагентов, которая используется в технологической схеме идет в отвал, а не возвращается в производство, что помогло бы значительно улучшить экологию и сэкономить на приобретении таких же реагентов. Предложенная технология поможет извлечь серебро с поверхности электродеталей йодатным методом, и вернуть в цикл йод, который используется для окисления серебра.

Извлечения драгоценных металлов с поверхности электродеталей является перспективным, во-первых, не нужно тратиться на добычу руды, а использовать уже отработавшие элементы электролома, которые не пригодны для прямого использования, во-вторых, возможность попутно извлекать такой металл как медь, что является целесообразным.

Цель научной работы отработать технологию извлечения серебра с поверхности электродеталей. В данной работе проводились опыты по снятию серебра с поверхности электродеталей, путем взаимодействия электродеталей с раствором йода и йодида калия.



Взяты были соотношения йода и йодида калия как 1 к 5 соответственно. После получения йодида серебра, проводили электролиз раствора йодида серебра. На катоде осаждалось серебро с медью, а на аноде окислялся йод. В качестве катода использовали медь, а в качестве анода графит. Полученный осадок очистили от меди, с применением царской водки.

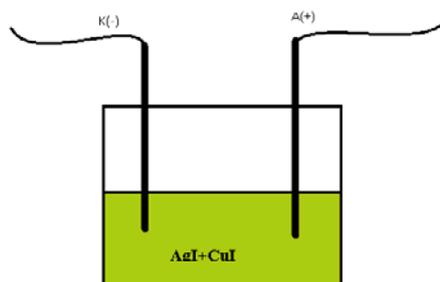
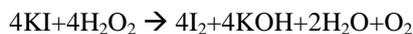


Рис. 1. Схема электролизера

Далее оставшийся раствор, который содержит йодид калия, окисляем перекисью водорода до изменения окраски к 250мл раствора добавляем 2 мл перекиси водорода, чтобы окислить йодид калия до йода [2].



С помощью данного метода можно извлекать серебро с различных электродеталей, которые уже являются непригодными для своего прямого использования и возвращать окислитель обратно к первой стадии процесса.

Список литературы

1. Орешков Г.Д., Сатаров В.А. Процессы электролиза благородных металлов // Сборник научных трудов, юбилейный выпуск. – Санкт-Петербург : Теза. – 2011. – С. 41–44.
2. Ромашков Б.А. Галиницын А.П. Йод йодатные методы вскрытия благородных металлов. – М. : Теза, 2002. – В. 69. – Р. 8786–8788.

ВЫБОР ИОНООБМЕННОЙ СМОЛЫ ДЛЯ ВЫДЕЛЕНИЯ ВОЛЬФРАМАТ-ИОНОВ

М.В. Супруненко

Научный руководитель: ст. преподаватель, к. т. н. Ю.В. Передерин
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: mvt6@tpu.ru

Для переработки вольфрамсодержащих руд используются различные способы, к примеру, фтораммонийная переработка [1] и кислотное выщелачивание [2], однако наиболее распространенным способом остается автоклавно-содовое выщелачивание. По данной технологии из вольфрамсодержащего раствора после осветления, полученного в процессе выщелачивания, вольфрамат- и карбонат-ионы извлекаются методом ионного обмена с применением высокоосновных анионитов [3]. Главными достоинствами переработки руд данным методом является существенное сокращение объемов сбросных вод и регенерация исходного выщелачивающего агента, а также наиболее полное извлечение вольфрама.

На первой стадии сорбции процесса ионного обмена сорбируются карбонат-ионы, на второй стадии сорбции – вольфрамат-ионы. При десорбции карбонат-ионов из десорбата получают соду, которая вновь используется на начальной стадии вскрытия руды. При десорбции вольфрамат-ионов получают вольфрамат аммония, при кристаллизации которого образуется паравольфрамат аммония, являющийся товарным продуктом.

На полноту протекания ионного обмена влияют условия проведения процесса: кислотность среды, концентрация исходного раствора, скорость прохождения раствором ионообменной колонны при проведении процесса в динамических условиях, состав десорбирующего раствора и др. Немаловажным фактором является способность ионита к регенерации, то есть способность десорбировать ионы, а также выдерживать как можно больше циклов сорбции-десорбции. Однако проверку перечисленных условий целесообразней осуществлять на ионообменных смолах, проверенных в статических условиях.

Целью работы является выбор высокоосновного анионита для выделения вольфрамат-ионов из раствора автоклавно-содовой переработки вольфрамсодержащих руд.

В ходе работы проведен сравнительный анализ различных ионообменных смол по способности сорбироваться и десорбироваться вольфрамат-ионов из раствора после автоклавно-содовой переработки. В качестве используемых смол были выбраны высокоосновные аниониты: Purolite A400, Purolite A500, Purolite A600, Ambersep 920U, АВ-17-8 с различными техническими характеристиками (табл. 1).

Таблица 1. Характеристики анионообменных смол

№	Название	Ионная форма	Общая обменная емкость, г экв/дм ³	Средний размер гранул, мм	Коэффициент однородности
1	Purolite A-400	Cl ⁻	0,8	0,3–1,2	1,6
2	Purolite A-500	Cl ⁻	0,8	0,3–1,2	1,6
3	Purolite A-600	Cl ⁻	1,4	0,3–1,2	1,7
4	Ambersep 920-U	Cl ⁻	1,0	0,75–0,95	1,5
5	АВ-17-8	Cl ⁻	1,15	0,315–1,25	1,7

Насыщение анионитов проходило в статических условиях при взаимодействии продуктивного вольфрамсодержащего раствора с ионообменной смолой в отношении Т : Ж = 1 : 1 в течение 1 часа. Десорбция проводилась раствором хлорида аммония концентрацией 2 моль/л, также в отношении Т : Ж = 1 : 1 в течение 1 часа.

Наибольшее количество вольфрамат-ионов сорбировалось на анионите Ambersep 920U, однако десорбция происходит менее эффективно, чем десорбции ионов с других смол. Наибольшая доля вольфрамат-ионов десорбируется со смолы Purolite A600 (рис. 1). Десорбция происходит не полностью вследствие установления динамического равновесия распределения вольфрамат-ионов между раствором и матрицей ионообменной смолы.

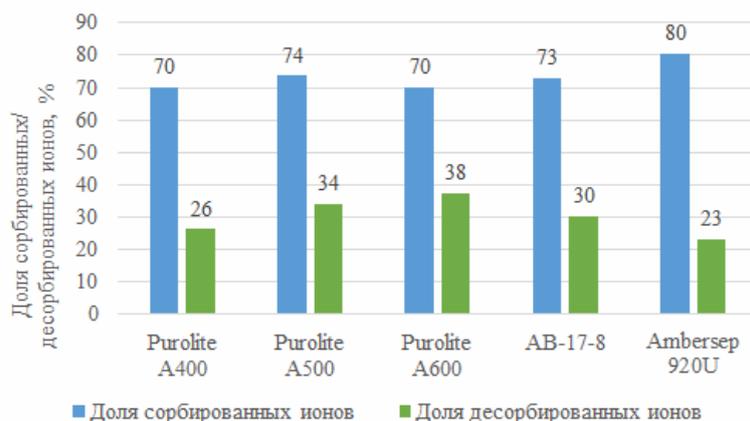


Рис. 1. Количество сорбированных и десорбированных вольфрамат-ионов на различных анионообменных смолах

Для проведения ионного обмена в статических условиях выбран анионит Ambersep 920U, однако в этом случае важен состав десорбирующего раствора, так как с использованием хлорида аммония концентрацией 2 моль/л десорбция вольфрамат-ионов с анионита Ambersep 920U протекает в меньшей степени, чем с анионитов других марок.

Список литературы

1. Kurchenko E.I., Mitkin V.N., Ostvald R.V. Chemical concentration of low-grade tungsten-containing industrial waste discharge // International Symposium on Inorganic Fluorides: Chemistry and Technology, 2–6 June, 2014 / National Research Tomsk Polytechnic University (TPU), Russian. – Tomsk, 2014. – P. 88.
2. Зеликман А.Н., Меерсон Г.А. Металлургия редких металлов. – М. : Metallurgy, 1973. – 432 с.
3. Крайденко Р.И., Передерин Ю.В., Филатов Д.С. и др. Технология добычи вольфрама: современное состояние технологий // Ползуновский вестник. – 2015. – Т. 2, № 4. – С. 135–139.

МЕТОД УТИЛИЗАЦИИ РТУТЬСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ

К.А. Фатеев, Л.А. Ильина, А.Б. Голованчиков

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Л.А. Ильина
Волгоградский государственный технический университет
E-mail: fateevk@yandex.ru

Предлагаемый метод относится к комбинированным установкам для извлечения ртути одновременно из отработанного катализатора гидрохлорирования ацетилена или другого технологического процесса, связанного с выходом ртутьсодержащих отходов и из ртутных люминесцентных ламп.

Задачей являлось создание метода извлечения, обеспечивающего совмещение процессов одновременной переработки отходов, содержащих металлическую ртуть, её пары и соли ртути.

Поставленная задача достигается тем, что по прототипу установки (рис. 1) было решено дополнительно на входе установить дробилку для измельчения ртутных люминесцентных ламп или других отработанных изделий, содержащих ртуть или её пары, а та же на выходе установить вакуум-насос для создания разрежения, в аппаратах и трубопроводах, которое позволяет прокачивать воздух через все аппараты [1].

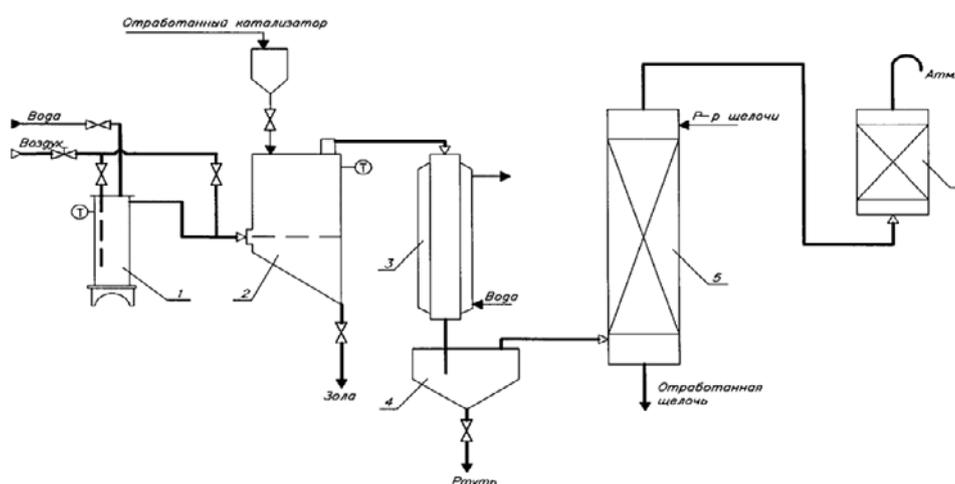


Рис. 1. Прототип установки для извлечения ртути [1]: 1 – увлажнитель; 2 – реактор; 3 – конденсатор; 4 – сборник; 5 – колонна щелочной отмытки; 6 – угольный адсорбер

Предлагаемый метод позволит:

- одновременно утилизировать ртутные отходы содержащие металлическую ртуть и её пары, и ртутьсодержащих соединений (хлоридов ртути);
- экономить время переработки ртутьсодержащих отходов;
- расширяет диапазон ртутьсодержащих материалов, из которых можно извлекать ртуть с соблюдением требований техники безопасности и охраны окружающей среды.

Установка может быть использована в различных отраслях промышленности для утилизации отработанных материалов (люминесцентные лампы, ртутные термометры, ртутьсодержащие тонометры, гальванические элементы и т.д.).

Небольшие энергетические затраты на эксплуатацию, простота конструкции и доступность материалов делает предлагаемую установку привлекательной для практической реализации.

По известной производительности и концентрации веществ в отработанном катализаторе был определен материальный поток, поступающий в реактор и установлена тепловая нагрузка на реактор. Данные расчеты позволяют подобрать наиболее эффективное оборудования для предлагаемой установки.

В качестве экспериментальной установки использовать молотковую дробилку типа А2-ШИМ (рис. 2).

Молотковая дробилка А2-ШИМ устроена следующим образом. На роторе 3, вращающемся от электродвигателя через клиноременную передачу, радиально закреплены на осях 5 молотки 4.

Ротор помещен внутри корпуса 2, верхняя часть которого представляет собой рифленую полукруглую поверхность 6, называемую отбойной плитой. В нижней части, заканчивающейся разгрузочным патрубком, закреплена легко снимаемая металлическая сетка 12 с отверстиями диаметром 0,5 мм, через которую измельченный продукт сыпается в емкость. Исходный продукт подается через боковой патрубком питающим механизмом 7, представляющим собой двухфазный шнек, приводимый в движение червячной передачей. В загрузочной воронке 11 помещен шибер 8, регулирующий подачу продукта в дробилку крупных кусков материала и посторонних предметов. Для выхода и очистки его от частиц пыли предназначен рукавный матерчатый фильтр 1 из плотной ткани, прикрепленный к направленному вверх патрубку дробилки [2].

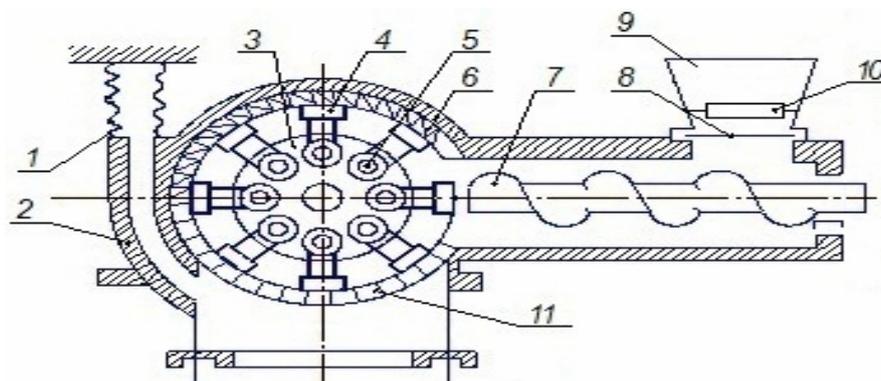


Рис. 2. Схема молотковой дробилки А2-ШИМ [2]: 1 – рукавный матерчатый фильтр; 2 – корпус; 3 – ротор; 4 – молотки; 5 – ось; 6 – рифленая поверхность; 7 – шнек; 8 – шибер; 9 – сетка; 10 – предохранительная решетка; 11 – загрузочная воронка; 12 – сетка; 13 – магнитный сепаратор

Уровень помола на молотковой дробилке до размера фракции 5–30 мм будет достаточным, чтобы в дальнейшем измельчённое стекло подать в реактор для обработки. Далее стекло после термообработки можно использовать во вторичном производстве стекольной промышленности, что позволит ощутимо сократить расход сырьевых материалов.

В результате эксперимента будет получена зависимость степени измельчения от времени, производительности от степени измельчения и удельного расхода энергии от степени измельчения, что позволит подбирать для различных твердых материалов оптимальные режимы работы мельницы.

На предлагаемой установке для утилизации ртутьсодержащих отходов одновременно проводится утилизация ртутных люминесцентных ламп содержащих металлическую ртуть и её пары, и ртутьсодержащих соединений (хлоридов ртути), находящихся в гранулах отработанного катализатора гидрохлорирования ацетилена, что позволит нам экономить время на переработку отходов и расширить диапазон перерабатываемых отходов. Установка на выходе вакуум-насос позволяет прокачивать воздух без потерь паров ртути и её соединений в окружающую среду. Подана заявка на полезную модель.

Список литературы

1. Юрин В.П., Гринина Т.В., Бацинин М.В., Храмцова Е.Ю., Юрин П.В. Способ извлечения ртути из отработанного катализатора гидрохлорирования ацетилена : пат. 2320737 РФ. МПК С 22 В 43/00. – Заявлено 21.08.2006; Опубликовано 27.03.2008.
2. Мельница «Трибокинетика-3050 М»: руководство по эксплуатации / ООО «Дезинтергратор». – Щёкино, 2016. – 64 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ АКТИВНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО ГАЗООБРАЗОВАТЕЛЯ

М.А. Шалабаева

Научный руководитель: к. т. н., доцент С.А. Антипина
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: madina_2095@mail.ru

Основным потребителем алюминиевой пудры является строительная промышленность, при использовании ее в качестве газообразователя в производстве ячеистого бетона. Основным показателем качества ячеистого бетона является пористость (от 20 до 98%), от которой зависят теплофизические и прочностные свойства готового ячеистого бетона. Поэтому строительно-эксплуатационные свойства этих материалов рассматриваются в функциональной зависимости от их плотности и пористости [1].

В связи с этим, газообразователю уделяется особое внимание в изучении его исходных характеристик и изучении его стабильности во времени. Одним из основных показателей качества алюминиевой пудры является содержание активного алюминия.

Целью данной работы является определение массовой доли активного алюминия в гидрофильной алюминиевой пудре и гранулах на ее основе, и исследование стабильности этого показателя во времени.

В работе исследовалась гидрофильная алюминиевая пудра марок RA20-RA60 производства ООО «СУАЛ-ПМ», г. Шелехов и алюминиевых гранулы на ее основе. Марка алюминиевой пудры соответствует среднему размеру алюминиевых частиц: 20, 30, 40, 50 и 60 мкм соответственно.

Гидрофильная алюминиевая пудра марки RA представляет собой смесь мелкоизмельченных частиц алюминия пластинчатой формы со специальными органическими добавками, обеспечивающими гидрофильные свойства и снижающие толщину оксидной пленки и слипаемость чешуек.

Исследование активности алюминиевых пудр и гранул на ее основе проводилось согласно ГОСТ 5494-95 [2]. Метод основан на измерение объема выделившегося водорода в результате протекания реакции алюминиевых частиц с гидроксидом натрия.

В работе исследовались свежие образцы гидрофильной алюминиевой пудры и гранул на ее основе и после 12 месяцев хранения в полиэтиленовой упаковке (при неоднократном вскрытии упаковки). Результаты исследований приведены в таблице 1.

Таблица 1. Содержание активного алюминия в гидрофильной алюминиевой пудре и гранул на ее основе в зависимости от сроков хранения

Свойства	Гидрофильная алюминиевая пудра					Гранулы на основе алюминиевой пудры				
	20	30	40	50	60	20	30	40	50	60
Средний размер частиц, мкм	20	30	40	50	60	20	30	40	50	60
Содержание активного алюминия, %	свежая партия									
	92	92	94	95	96	88	88	89	89	90
	через 12 месяцев хранения									
	90	90	92	92	95	88	88	89	89	90

Анализ полученных результатов показал, что содержание активного металла в гидрофильной алюминиевой пудре высокое, более 92%. Содержание активного металла в RA увеличивается с увеличением размера частиц. После 12 месяцев хранения RA в полиэтиленовой упаковке при неоднократном вскрытии происходит окисление частиц алюминия за счет контакта кислорода с пудрой. Снижение содержания активного металла после 12 месяцев незначительное и составляет до 2%. Гранулы на основе гидрофильной алюминиевой пудры содержат от 88% активного металла. После 12 месяцев хранения гранул, содержание активного металла не изменилось, это видимо связано с образованием дополнительной оболочки связующего вещества, которая выполняет функции как связующего, так и стабилизирующего вещества. Дополнительная оболочка, созданная в процессе грануляции гидрофильной алюминиевой пудры, препятствует окислению алюминиевых частиц.

Список литературы

1. Антипина С.А., Митина Н.А. Основы технологии строительных материалов на основе вяжущих веществ: учебное пособие; Томский политехнический университет. – Томск : Изд-во ТПУ, 2014. – 86 с.
2. ГОСТ 5494-95 «Пудра алюминиевая. Технические условия» [Электронный ресурс]. – URL: <http://vsegost.com/Catalog/24/2420.shtml>.

Секция 5

ПРОБЛЕМЫ НАДЕЖНОСТИ МАШИНОСТРОЕНИЯ И МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

A THREE-DIMENSIONAL BEM FOR DYNAMIC ANALYSIS OF ANISOTROPIC ELASTIC MULTI-CONNECTED BODIES

L.A. Igumnov, I.P. Markov

National Research Lobachevsky State University of Nizhni Novgorod
 E-mail: teanku@gmail.com

Recently utilization of materials with anisotropic properties in the design of structural elements with complicated geometries and under complex static or dynamic loading conditions has considerably increased. Efficient and safe application of these materials relies on the numerical methods to deal with the emerging engineering and scientific problems. Traditional boundary element method proved to be capable and accurate numerical approach for the three-dimensional isotropic elastodynamics, but it is rarely applied to the dynamic problems of anisotropic elasticity [1]. The main difficulty associated with the BEM formulations for transient analysis of generally anisotropic linear elastic solids is the lack of closed-form expressions for fundamental solutions. Due to the complex form of the dynamic fundamental solutions, dual reciprocity boundary element method (DRBEM) formulations which only use much simpler static fundamental solutions were developed. However, in general DRBEM requires using interior nodes for an accurate representation of the inertia terms. We present a frequency-domain boundary element approach based on the Laplace transform, which can be used for transient analysis of 3D problems of linear anisotropic elasticity in multiply connected domains. Integral representations of the three-dimensional dynamic fundamental solutions in Laplace domain are employed [2, 3]. Construction of the time-domain results is performed by the numerical inverse Laplace transform [4].

Consider the domain occupied by a three-dimensional linear anisotropic elastic solid enclosed by the boundary which may consist of several parts. We assume that the initial displacements and velocities are both zero and that the body force vanishes. We employ a non-singular self-regular Laplace domain displacement BIE which reads as follows:

$$\int_{\Gamma} [\bar{u}_k(\mathbf{y}, s) - \bar{u}_k(\mathbf{x}, s)] \bar{T}_{jk}(\mathbf{x}, \mathbf{y}, s) d\Gamma(\mathbf{y}) - \int_{\Gamma} \bar{t}_k(\mathbf{y}, s) \bar{U}_{jk}(\mathbf{x}, \mathbf{y}, s) d\Gamma(\mathbf{y}) = 0,$$

where s is the Laplace parameter and the overbar symbol denotes the transformed variable; \mathbf{x} and \mathbf{y} are the source and the field point, respectively; \bar{u}_k and \bar{t}_k are displacements and tractions; \bar{U}_{jk} and \bar{T}_{jk} represent three-dimensional displacement and traction fundamental solutions in Laplace domain, respectively. In present formulation the geometry of the boundary is approximated via quadrangular quadratic boundary elements. Utilizing the idea of mixed elements, the displacements and tractions are interpolated in these elements using linear and constant shape functions, respectively. Then, applying the boundary conditions and using the standard nodal collocation technique we assemble a linear system of equations and after solving it the unknown displacements and tractions on the boundary are obtained in the Laplace domain. Time-domain response is calculated using numerical inversion routine, namely modified Durbin's method [4]. According to Wang and Achenbach [2, 3], three-dimensional anisotropic elastic fundamental solutions can be expressed as a sum of the static and dynamic parts. The static singular part is given by an integral over a unit circle and the dynamic regular part is given by an integral over a half of a unit sphere.

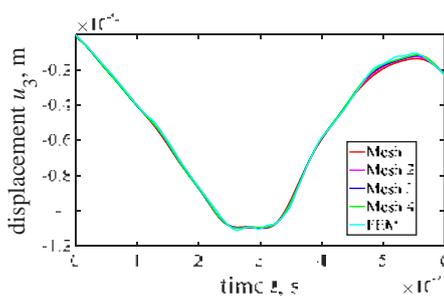


Fig. 1. Displacements $u_3(t)$.

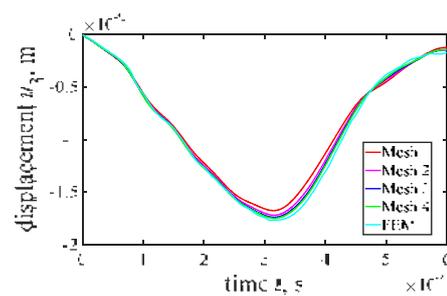


Fig. 2. Displacements $u_3(t)$.

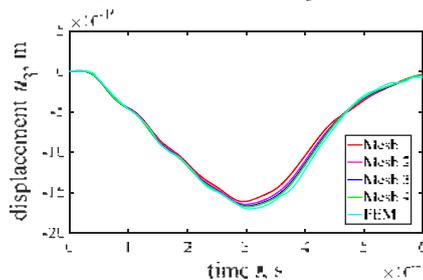


Fig. 3. Displacements $u_3(t)$.

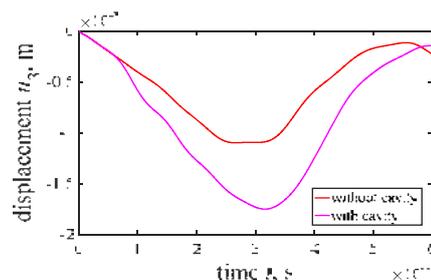


Fig. 4. Displacements $u_3(t)$.

The validity of proposed formulation is numerically tested. An anisotropic elastic cube with and without central cubic cavity is considered. The edge length of the cube is 1 m and when the cavity is present the length of its edge is 0.45 m. In both cases the top of the cube in x_3 -direction is subjected to a Heaviside-type load and at the opposite end of the cube zero displacements in all directions are prescribed. In addition, the rest of the surface is traction free. Considered anisotropic elastic material is orthotropic [8]. The influence of the spatial discretization on the results of BEM analyses is studied. Four different uniform surface meshes with 312, 600, 984, 1464 and 216, 384, 600, 864 elements were used for cube with and without cavity, respectively. Obtained transient response of u_3 displacement at the mid point of the loaded end is plotted in Figure 1 for cube without cavity and in Figure 2 when cavity is present. Figure 3 shows the time domain results of the u_3 displacement at the mid point of the top surface of the cavity. Corresponding FEM solutions provided for the reference. Comparison of the BEM solutions for cube with and without cavity is given in Figure 4.

Convergence studies clearly indicate that in the case of multiply connected body a larger number of boundary elements is required compared to the case of the simply connected body. Although in both cases acceptable results are obtainable even with a considerably small number of boundary elements.

The work is financially supported by the Russian Foundation for Basic Research (RFBR) under grant No. 16-38-60097 mol_a_dk.

References

1. Furukawa A., Saitoh T., Hirose S. Convolution quadrature time-domain boundary element method for 2-D and 3-D elastodynamic analyses in general anisotropic elastic solids // Eng. Anal. Boundary. Elem. – 2014. – Vol. 39. – P. 64–74.
2. Wang C.Y., Achenbach J.D. Elastodynamic fundamental solution for anisotropic solids // Geophys. J. Int. – 1994. – Vol. 118. – P. 384–392.
3. Dravinski M., Niu Y. Three-dimensional time-harmonic Green's functions for a triclinic full-space using a symbolic computation system // Int. J. Numer. Meth. Eng. – 2002. – Vol. 53. – P. 455–472.
4. Zhao X. An efficient approach for the numerical inversion of Laplace transform and its application in dynamic fracture analysis of a piezoelectric laminate // Int. J. Solids. Struct. – 2004. – Vol. 41. – P. 3653–3674.

THE USE OF ELECTROMAGNETIC-ACOUSTIC METHOD FOR ESTIMATING THE STRESS-STRAIN STATE OF THE METALLIC ELEMENTS POWER EQUIPMENT

I.G. Khusnutdinova^a, M.G. Bashirov^b

Branch of "Ufa State Petroleum Technological University" in Salavat
^alvina011@mail.ru, ^beapp@yandex.ru

This article proposes the use of acoustic electromagnetic method for estimating the stress-strain state of the metal to diagnose the state of electric power equipment. The transmission function is an integral parameter that allows to assess the state of the metal object of control. It was established relationship between the quantitative values of the roots of a polynomial of the transmission function of the system of «control object – electromagnetic acoustic transducer» and the level of stress-strain state of the metal.

Keywords: electromagnetic acoustic method, power equipment, stress-strain state of the metal, damage, transmission function.

Introduction

One of the main conditions for sustainable operation and development planning of power systems and power plants is to ensure reliability, safety and efficiency of operation of power equipment.

Today electric energy in Russia is generated mainly by thermal power plants and hydroelectric power plants. In the total installed capacity, their share is about 68 and 21%.

Over the past thirty years in the main building of thermal power plants was about 30 major accidents. In the period from 1970 to 1980 took place 3 of these events, from 1980 to 1990 and from 1990 to 2000 – 11, and from 2000 to 2010 – 5. According to statistics, about 90% of major accidents were caused by failures in the equipment, and were accompanied by fire, 10% were the result of damage to building structures. The proportion of accidents occurring in the engine rooms is 72% of the total, in boiler rooms – 23% and in cable tunnels – about 5% [1].

The turbogenerator is the main power equipment the most prone to mechanical stress. Prolonged operation in intense conditions, the impact of cyclic loads causing damage due to metal fatigue. As a result, in the metallic structural elements of generator occur defects, leading to failure of the generator and, consequently, to underproduction of electrical energy of the order 2278 GW per day (due to mechanical damage), representing 48.4% of the total underproduction.

Experimental part

Although the failure rate due to these defects is small (about 0,001), but the damage is determined not only with the long downtime (up to one year or more), but also with damage to the turbine generator, with damage to the machine room and with probability of victims, so the risk of such failures determines the degree of safety the machine room.

The objects of research in the experiments were previously deformed under uniaxial tension, flat samples steels (steel 10 and 09G2S). To create a static loading conditions, the samples were deformed on the universal testing machine UMM-5, which is designed for static tensile, for compression, for bending and for shear and which is has electromechanical drive.

To investigate the level of the stress-strained state of metal hardware, identify areas of abnormal concentrations of mechanical stresses, predict the nucleation of defects is proposed to use electromagnetic acoustic transducer. The operating principle of the transducer is based on generating a noncontact ultrasonic vibrations in the metal with means of eddy currents, which are excited by a special winding, and by the constant magnetic field.

In the works of Strizhak V.A., Muraviev V.V. [2, 3] are listed the design of electromagnetic acoustic transducers. On the basis of these studies it was created electromagnetic device that constitutes the inverter consisting of the inductor and the constant magnet, made of neodymium, having a residual magnetic flux density B_r , equal to 1.45 Tesla. The inductor in the form of a «butterfly» is made on the basis of fiberglass, the distance from the center of the coil to the metal surface of the 3 mm.

General view of the electromagnetic acoustic transducer is shown in Figure 1. The transmitter housing has been made with the help of 3D-printer. As a result of the experiment were obtained tabular (numerical) and graphical results of the system response to the impact of the ultrasonic vibrations generated by electromagnetic acoustic transducer in the sample steel 09G2S. According to the results of studies proposed for a comprehensive assessment of changes in the mechanical, acoustic and electrical properties of the metal samples in the process of changing the stress-strain state and the accumulation of damage to use the transmission function of the system of «control object – electromagnetic acoustic transducer» [4].

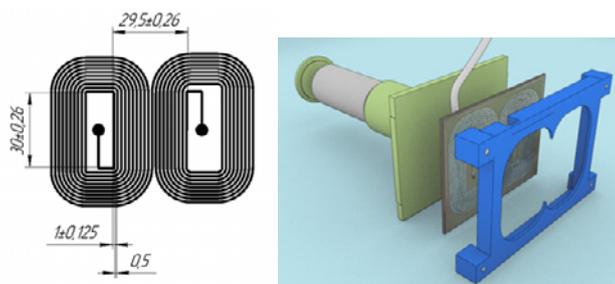


Fig. 1. The inductor of the electromagnetic acoustic transducer

Results

Experimental studies have shown that there is a relationship between value of the real part of the complex roots of the characteristic equation of the transmission function of system «control object – electromagnetic acoustic transducer» and between the level of of the stress-strain state of samples of steels 09G2S and St3.

Sharing use of real part and the argument of the complex roots of the characteristic equation of the transfer function allows you to get an unambiguous relationship between the stress-strain state of the control metal samples and the parameters of the transfer function of the system of "control object – electromagnetic acoustic transducer". The coordinates of the roots of the characteristic equation of the transmission function of system «control object – electromagnetic acoustic transducer» form a region system stability D and correspond zone to the elastic deformation of the metal. If the coordinates of the characteristic equation roots are outside this area, then the loss of stability of the system occurs, ie, metal passes from one state of stress area to another – from the elastic deformation zone in the flow area.

References

1. Belov V.V., Pergamenshchik B.K. Major accidents in the thermal power plants // Engineering survey and inspection of buildings. Special construction. Bulletin MSUCE. – 2013. – No. 4. – P. 61–69.
2. Strizhak V.A., Pryakhin A.V., Balabanov E.N. et al. Features of the construction of the sensor for the emission and reception of acoustic pulses of electromagnetic-acoustic method for controlling stress-strain state of the wheel rim // Magnetic phenomena: Sat. Articles – Iz. : IzhSTU, 2012. – P. 164–177.
3. Muravev V.V., Balabanov E.N. Features of the acoustic strain measurement method in metal products // Proceedings of the XIII All-Russian school-seminar on the physics of condensed matter. – Ekaterinburg : IMP UroRAN, 2012. – P. 190.
4. Bashirov M.G., Khusnutdinova I.G. Development of electromagnetic-acoustic method of diagnostics of power equipment // Science. Technology. Production of the 2014 Abstracts of the International scientific-technical conference of students, graduate students and young scientists. – 2014. – P. 68–70.

METHOD OF CONTACT STRESSES RESEARCH OVER SURFACES OF A CUTTER

V. Kozlov^a, J. Zhang^b, J. Cui^c, M. Bogolyubova^d

National Research Tomsk Polytechnic University
^akozlov-viktor@bk.ru, ^b965075948@qq.com, ^ctszyan@mail.ru, ^dmabogol@mail.ru

Calculation of cutting tool strength requires knowledge about distribution of contact loads (external stresses or specific loads) over a face and a flank surfaces of a wedge. They can be investigated experimentally by three methods: 1) by the optical polarization method, 2) by the method of interference, 3) by the method of a “split cutter” (sectional tool) [1].

The method of a “split cutter” allows to research distribution of contact loads (external stresses) with industrial cutting mode, but one demands creation of rigid dynamometer [1, 2]. In order to be sure about constant condition during experiments it is necessary to measure total components of a cutting force P_z (tangential component) and P_y (radial component) by a lower level of elastic measuring elements 4 (Fig. 1). These forces are large and thickness of walls are large – measuring elements 4 are more rigid in comparison with the upper elastic measuring elements 3.

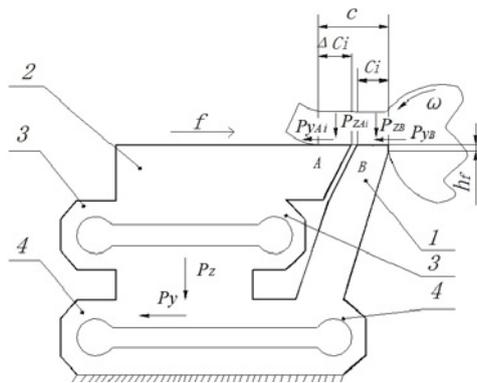


Fig. 1. The research of contact loads distribution over a face surface of the cutting tool by the method of the “split cutter” on a lathe with horizontal feed rate f

Upper level of elastic measuring elements 3 is used for measurement of force components P_{zA} and P_{yA} which act on the surface of part A of the “split cutter”. This dynamometer is named as “four-component dynamometer for a split cutter” [1].

Specific contact loads are calculated as a ratio of an increment of forces over the plate A to an increment of area of this surface. For the free orthogonal cutting and for the rake angle $\gamma=0^\circ$ $P_{zAi} = N_{Ai}$, $P_{yAi} = F_{Ai}$. We consistently displace the dynamometer with the cutter along periphery of the disk on the length l_i relatively the initial position, cut the disk and measure force components P_{zAi} and P_{yAi} (Fig. 1).

The increment of the normal force over increment area with length $\Delta C'_{i+1}$ is a force on the plate A for the considered position minus force for the previous position: $\Delta N'_{Ai+1} = N_{Ai+1} - N_{Ai}$. Also for the tangential force $\Delta F'_{Ai+1} = F_{Ai+1} - F_{Ai}$.

The ratio of these forces increment to the contact area increment is the specific normal and tangential cutting force over the increment of zone (i+1) (with the length $\Delta C'_{i+1}$). For the rake angle $\gamma=0^\circ$: $q_{N'i+1} = \Delta N'_{Ai+1} / (\Delta C'_{i+1} \cdot b_c)$; $q_{F'i+1} = \Delta F'_{Ai+1} / (\Delta C'_{i+1} \cdot b_c)$.

For very small displacement of the dynamometer along the disk periphery ($\Delta l_i \rightarrow 0$) the specific normal force $q_{N'i+1}$ over this area will be considered as a normal stress over rake surface σ ($\sigma_{i+1} \approx q_{N'i+1}$). Similarly for a shearing stress τ ($\tau_{i+1} \approx q_{F'i+1}$).

Elements 4 are deformed elastically under forces P_{zB} and P_{yB} , which act on the plate B, and are shifted slightly lower and in the left direction (out from workpiece) together with the elements 3, which are mounted on the lower level of elastic measuring elements 4. Exceeding (projection) of the plate A relatively the plate B is not formed.

Research of contact load distributions over the flank-land with use of above scheme of cutting faces a problem of elastic deformation of measuring elements 3 (Fig. 2).

The force P_{yAi} acts on the plate A and slightly displaces the plate A in the left direction (out from plate B) due to small rigidity of element 3, that leads occurrence exceeding the plate B relatively the plate A. The sharp projection of the plate B starts to cut off an additional chip from the surface of the disk. The slit between plates A and B is hammered that leads to violation of forces measurement and even to breakage of plates.

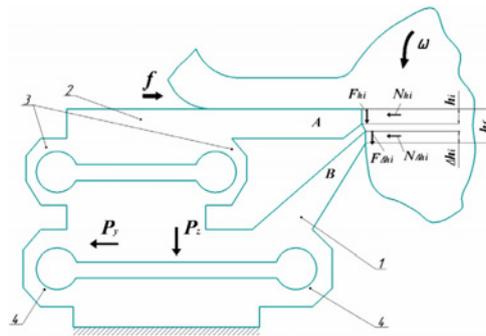


Fig. 2. The research scheme of contact loads distribution over the flank-land of the cutting tool by the method of the "split cutter" on a lathe with horizontal feed rate f

For elimination of the specified undesirable phenomena it is necessary to change the cutting scheme: research of contact loads over the flank surface is necessary to carry out on a horizontal milling machine with the vertical feed f of machine tool table (Fig. 3).

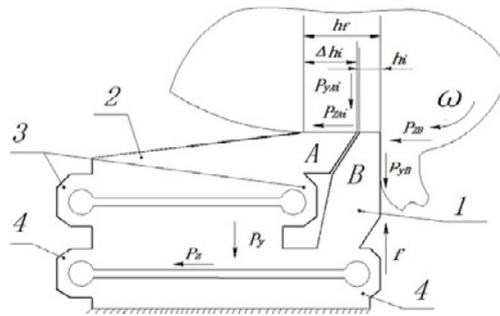


Fig. 3. The research scheme of contact loads distribution over the flank-land of the cutting tool by the method of the "split cutter" on a horizontal-milling machine with vertical feed rate f of a table

Forces P_{zB} and P_{yB} act on the plate B over the face and some part of the flank-land surface of this plate. Elements 4 are deformed elastically and are shifted slightly lower and in the left direction (out from workpiece) together with elements 3, which are mounted on the lower level of elastic measuring elements 4. Exceeding plate A relatively plate B is not formed.

Force P_{yA} act on the plate A over an area with length Δh_i ($\Delta h_i = h_f - h_i$) of the flank-land and displaces plate A slightly lower than plate B due to small rigidity of elements 3. Exceeding plate A relatively plate B is not formed due to large rigidity of elements 4.

The ratio of forces increment $\Delta N'_{A i+1}$ and $\Delta F'_{A i+1}$ to the contact area increment is a specific normal and tangential cutting force over the area with the length $\Delta h'_{i+1}$:

$$q_{N'h'_{i+1}} = \Delta N'_{A i+1} / (\Delta h'_{i+1} \cdot b_{dc}) = \Delta P'_{y A i+1} / (\Delta h'_{i+1} \cdot b_{dc});$$

$$q_{F'h'_{i+1}} = \Delta F'_{A i+1} / (\Delta h'_{i+1} \cdot b_{dc}) = \Delta P'_{z A i+1} / (\Delta h'_{i+1} \cdot b_{dc}).$$

For $\Delta l_i \rightarrow 0$ a specific normal force $q_{N'h'_{i+1}}$ can be considered as a normal stress σ_h ($\sigma_{h'_{i+1}} \approx q_{N'h'_{i+1}}$). Similarly for a shearing stress τ_h ($\tau_{h'_{i+1}} \approx q_{F'h'_{i+1}}$).

References

1. Poletika M.F., Krasilnikov V.A. Dynamometer for measurement of force and stresses over a rake surface of cutter // Machine tools and cutting tools. – 1971. – Vol. 2. – P. 37–38.
2. Bogoljubova M.N. et al. Mathematical simulation and optimization of cutting modes in turning of titanium alloy workpieces // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 124. – P. 012–045

INFLUENCE OF CUTTING TOOL WEAR ON CONTACT STRESSES AND TEMPERATURE DISTRIBUTION IN TITANIUM ALLOY MACHINING

V. Kozlov^a, J. Zhang^b, E. Letshiner^c, W. Zhao^d

National Research Tomsk Polytechnic University
^akozlov-viktor@bk.ru, ^b965075948@qq.com, ^cletshiner@bk.ru, ^dZhaosaner110@gmail.com

Generally, the wear of cutting tool is estimated by the length of the wear on the flank h_f and with clearance angle α_h (ordinary $\alpha_h \approx 0^\circ$) which limits the wear for cemented carbide tool about 0.75 mm for a heavy cut in steel machining. The machining of titanium alloy parts causes very intensive wear on the flank due to very small heat conductivity of titanium alloys and h_f reaches 2.5...5 mm, and cutting edge rounding radius reaches $\rho = 0.3...5$ mm [1–3], but even with this big value, cutting tool is still capable of working, which is obscure.

The distribution of contact stresses has been received in free orthogonal turning a disk made from difficult-to-machine titanium alloy BT3-1 (Ti-6Al-3Mo-2Cr-0.3Si) with radial feed rate f by means of "sectional tool" method and by the method of variable flank wear length on the special four-component dynamometer for a sectional cutter [2]. Wear was simulated by a chamfer ground on a flank surface with a length h_f and with a clearance angle $\alpha_h = 0^\circ$; for research of rounding influence – by artificial rounding of a cutting edge with the demanded radius ρ . Temperature distribution in a cutting wedge was received by painting a lateral surface of a cutter with a temperature sensitive paint [4] and by measuring the colour borders on the toolmaker's microscope after cutting. The focus of research was given to experimental research of contact stresses distribution over a flat section of an artificial flank-land, which was used to simulate flank wear.

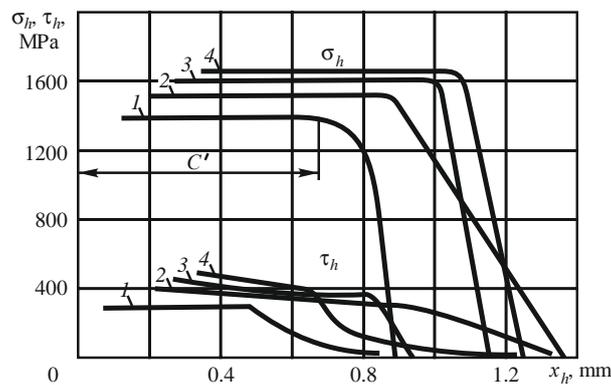


Fig. 1. Distribution of normal σ_h and tangential τ_h contact stresses (MPa) over the artificial wear flank land of the cutter in titanium alloy machining by a cutter with cutting edge rounding with radius ρ . BT3-1 – BK8, $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 10^\circ$, $\alpha_h = 0^\circ$, $V = 1$ m/s, $f = 0.21$ mm/r; 1 – $\rho = 0.07$ mm; 2 – $\rho = 0.2$ mm; 3 – $\rho = 0.28$ mm; 4 – $\rho = 0.35$ mm

Machining of titanium alloy BT3-1, which forms discontinuous chip, by a cutter without cutting edge rounding, shows the greatest value of the normal contact stress σ_{hmax} ($\sigma_{hmax} = 3400\text{--}2200$ MPa) near the cutting edge [2] due to the elastic recovery of the transient surface at the moment of chip elements separating from the workpiece [5], but then σ_h is dramatically reduced to 1100...500 MPa far from the cutting edge. This feature explains working capacity of very worn-out cutting tools in machining titanium alloys. Reduction of the normal contact stresses magnitude in three times far from the cutting edge may be due to the high value of contact temperature (Fig. 2) and contact layer softening [6].

Small value of shear contact stresses ($\tau_h = 800\text{--}700$ MPa) and reducing far from the cutting edge ($\tau_h = 300\text{--}200$ MPa) is explained also by the high value of contact temperature and contact layer softening.

Machining of titanium alloy BT3-1 by a cutter with a rounded cutting edge (Fig. 1) shows uniform pattern of normal contact stresses distribution and reduction of normal contact stresses almost in 2 times compared to cutting without cutting edge rounding. We explain this paradoxical phenomenon by formation of a seizure zone on the cutter face in the region of rounding, which reduces contact of the transient surface with the flank land. It is indirectly proved by the presence of the scratch marks on the rounded part, left during sharpening of the cutting tool. The uniform pattern of normal contact stresses distribution is observed also in brass machining by a cutter with a rounded cutting edge [2].

Temperature distribution in a cutting wedge is presented on the Figure 2. It is possible to mark the temperature rise to 1000 °C at essential wear on the flank surface. Such high value of temperature on contact areas causes reducing the strength of work material, and explains a small value of tangential contact stresses τ_h and reducing normal contact stresses σ_h far from the cutting edge (Fig. 1).

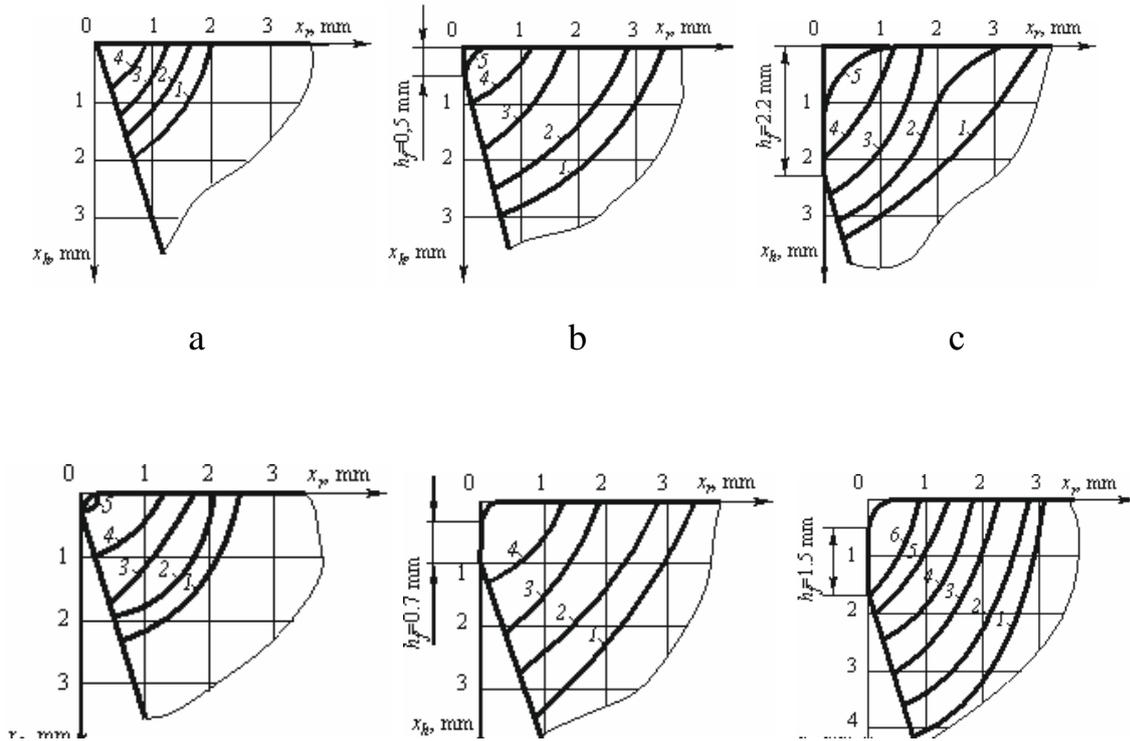


Fig. 2. Distribution of temperature in cutting wedge in titanium alloy machining. BT 3-1 – BK8, $\gamma=0^\circ$, $\alpha_h=0^\circ$, $v=1$ m/s, $f=0.21$ mm/r, Ordinate – distance from the cutting edge on the surface of flank land x_h (mm), abscissa – distance from the cutting edge on the rake surface x (mm).

a – $h_f = 0$ mm, $\rho = 0.002$ mm; b – $h_f = 0.5$ mm, $\rho = 0.002$ mm; c – $h_f = 2.2$ mm, $\rho = 0$ mm;
 d – $h_f = 0$ mm, $\rho = 0.07$ mm; e – $h_f = 0.7$ mm, $\rho = 0.07$ mm; f – $h_f = 1.5$ mm, $\rho = 0.35$ mm;
 1 – 500 °C; 2 – 600 °C; 3 – 700 °C; 4 – 800 °C; 5 – 900 °C; 6 – 1000 °C.

References

1. Narutaki N. et al. Study on machining of titanium alloys // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 1983. – Vol 32(1). – P. 65–69.
2. Kozlov V.N., Gerasimov A.B., Kim A.B. Distribution of contact loads over the flank-land of the cutter with a rounded cutting edge // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 124. – P. 012–173.
3. Hu J., Chou Y. Characterizations of cutting tool flank wear-land contact // Wear. – 2007. – Vol. 263(7-12). – P. 1454–1458.
4. Lee J.J., Dutton J.C., Jacobi A.M. Application of temperature-sensitive paint for surface temperature measurement in heat transfer enhancement applications // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2007. – Vol 21(8). – P. 1253–1262.
5. Kozlov V. Flank contact load distribution at cutting tool wear // Proceedings 7th International Forum on Strategic Technology, IFOST. – 2012. – Article number 6357713.
6. Wang B. et al. Investigations of yield stress, fracture toughness, and energy distribution in high speed orthogonal cutting // International Journal of Machine Tools & Manufacture. – 2013. – Vol. 73. – P. 1–8.

USE OF ACOUSTIC PARAMETER MEASUREMENTS FOR EVALUATING THE RELIABILITY CRITERIA OF MACHINE PARTS AND METALWORK

Yu.V. Li, A.G. Lunev, L.B. Zuev

Research supervisor: Professor S.A. Barannikova, PhD
Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS
E-mail: jul2207@mail.ru

The acoustical methods of studying the properties of solids are quite promising [1–3]. It was established previously [4, 5] that the ultrasound propagation rate measured directly for metal specimens tested in tension would depend on material structure, total deformation and flow stress. Similar data were obtained for small total strains in [6–8]. Of particular interest is the form of ultrasound propagation rate dependence on flow stress obtained for the tested brass specimen (Fig.1). This consists of three linear parts that can be described [4] by the equation

$$V_s = V_0 + \xi\sigma \quad (1)$$

Here the empirical constants V_0 and ξ have different values for the different stages of the flow process. From Figure 1 follows that ξ can be both positive and negative. However, the proportionality $V_0 \sim \sigma$ is always fulfilled within a single stage with the correlation coefficient $|p| \geq 0,9$.

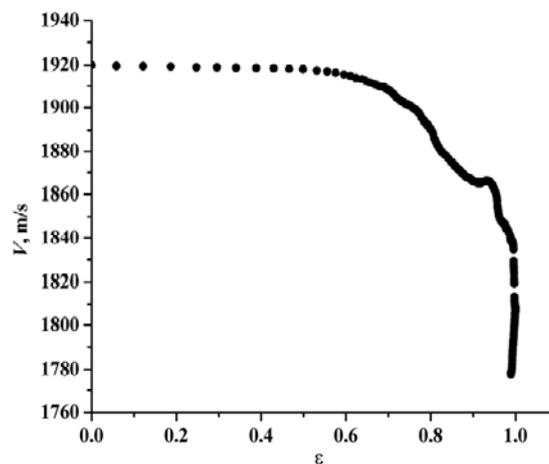


Fig. 1. The ultrasound propagation rate dependence on flow stress obtained for the tested brass specimen

The goal of the present study is to verify that Eq. 1 can be used for the evaluation of mechanical characteristics of materials by the non-destructive method developed. To elucidate the issue the dependence was obtained for various kinds of metals and alloys (steel, duralumin, Al-Mg, Al-Li, Zr-Nb etc.). The propagation rate of Rayleigh waves was measured directly for flat specimens tested in tension by the method of sound impulses self-circulation.

The units designed for ultrasound method implementation and made in small lots are Acoustic Strain Tester Rapid (ASTR) and Acoustic Non-Destructive Analyzer (ANDA). These are meant for structural integrity inspection of metals and alloys in metalwork and machine parts during long-term service in both regular and severe conditions. The general principle of operation of the units is self-circulation frequency measurement of Rayleigh wave impulses. They are simple in operation and allow the ultrasound rate to be measured to an accuracy of $\sim 3 \times 10^{-5}$.

This study with using the non-destructive method designed for estimation of mechanical characteristics facilitates considerably residual stress measurement in real objects. This is based on the correlation between the ultrasound rate and the level of residual internal macro-stresses in tubes and round billets. The applications of the ultrasound method also include:

- analysis of stress-strained state of heavily loaded large-sized metalwork, e.g. bridges;
- evaluation of the remaining lifetime of water-tube boiler parts and pipelines;
- estimation of residual stresses in steels and alloys by welding;
- monitoring of high pressure vessels in chemical industry;
- monitoring of cumulative fatigue damages;
- analysis of chemical heat-treatment of surface (carburizing, nitriding, hydrogen saturation);
- monitoring and evaluation of the remaining lifetime of railway transport parts.

The work was supported by the Russian Foundation for Basic Research (project No. 16-19-10025).

References

1. Xiang Y., Zhu W., Liu Ch. et al. Creep degradation characterization of titanium alloy using nonlinear ultrasonic technique // *NDT&E. Int.* – 2015. – Vol. 72. – P. 41-49.
2. Cheeke J.D.N. *Fundamentals and applications of ultrasonic waves.* – Boca Raton : CRC Press, 2002.
3. Weng J.X., Yue W.H., Zhu Y.X. et al. Fatigue life prediction methods evaluation for remanufacturing mechanical parts // *Key. Eng. Mat.* – 2015. – Vol. 579. – P. 573-579.
4. Zuev L.B., Semukhin B.S., Bushmelyova K.I. et al. On the acoustic properties and plastic flow stages of deforming Al polycrystals // *Mater. Lett.* – 2000. – Vol. 42. – P. 97-101.
5. Kobayashi M., Tang S., Miura S. et al. Ultrasonic nondestructive material evaluation method and study on texture and cross slip effect under simple and pure shear states // *Int. J. Plasticity.* – 2003. – Vol.19. – P. 771-804.
6. Bingol Y., Okeil A. Ultrasonic signal characteristics for nondestructive-yield detection in steel structures // *J. Mater. Civ. Eng.* – 2014. – Vol. 27, No.10. – Content ID 04014271.
7. Kobayashi M. Analysis of deformation localization based on proposed theory of ultrasonic wave velocity propagating in plastically deformed solids // *Int. J. Plasticity.* – 2010. – Vol. 26. – P. 107-125.
8. Kobayashi M. Ultrasonic nondestructive evaluation of microstructural changes of solid materials under plastic deformation – Part II. Experiment and simulation // *Int. J. Plasticity.* – 1998. – Vol. 14. – P. 523-535.

EVALUATION OF CRITICAL SIZE CRACK OF VERTICAL STEEL TANK WITH NOMINAL VOLUME 20000m³

A.A. Lyagova

Saint-Petersburg Mining University
E-mail: anastasiya.geras@mail.ru

The normative documents of structural assessment of vertical steel tank include the organization of full engineering diagnostics and calculation of residual life. Defects are classified by results of technical diagnosis. The time of safety maintenance is calculated and the needs repair size is determined. Should be noted that the cracks, wetted area, arc burn, penetration defect and oilcan of all sizes are critical defects according normative documents. The stress state of vertical steel tanks, mechanical property of material and service load are not taken into account. In respect to evaluation of residual life of tank with cracks using of these rules are lead to increase of repair size, material costs and time of maintenance operation. Problem of estimation of critical crack size in tank wall is very important both reach the end of tank useful life and routine servicing. Decision of this question gives opportunity for cost optimization and justification of repair.

The analysis of technical diagnosis of tank and scientific research [1, 2] are shown that tank with cracks can be operated a safely during the long time. The tank durability during the crack growth through the wall is a considerable part of residual life all construction. There is time for repair until crack will achieve the critical size. So the differentiated approach for estimation critical size of crack should be introduced. In such case the real stress state of tank and property of material should be considered. The existing practices of results of technical diagnosis, experimental investigation of the cyclic crack resistance of structural steel under biaxial loading, theory of fracture mechanics underpin innovation for security evaluation of crack size under static and cyclic tank operation.

According the basics of fracture mechanics the crack growth is dependent from mechanical characteristics of the metal C and n and stress intensity factor (SIF). The Paris' law is used for determination of the crack growth (1). The SIF (2) expresses the intensity of the stress field singularity near the crack tip. It depends on the K calibrations function. So, it is necessary to have an expression for the SIF, which describes the special geometrical and loading conditions for the estimation of the safe operating life time of tanks.

$$db/dN = C(\Delta K)_i^n, \quad (1)$$

$$\Delta K = Y_I \Delta \sigma \sqrt{\pi b}, \quad (2)$$

where db/dN is the fatigue crack growth rate per cycle ; ΔK is the stress intensity factor; Y_I is the K -calibration function, which depends on the geometry of the body, geometry of crack and loading conditions; $\Delta \sigma$ is the stress range; b is the crack depth.

The dependencies of mechanical characteristics of the metal C and n under biaxial loading are described in research [3, 4].

The calculation of the SIF is carried out in two steps. Firstly, a global finite element (FE) model of the whole tank with nozzles without crack is generated. The result of this step of analysis is the stress-strain state at the positions where a crack initiation from a defect would be likely. Then, the SIF is calculated in a submodel, in order to obtain more accurate results. The finite element method is used for SIF calculation. The tank with 20000 m³ is modeled. The tank is constructed according typical design TD.1.000.4.10302. The A516-55 steel is used. This loads and boundary conditions are applied to the model: fixed support of the bottom edge, symmetry conditions at the end edges of the tank, the weight of the steel sheet, superimposed loads (live load of roof, equipment, snow), hydrostatic pressure and evaporation pressure. The technique of calculation is described in research [5].

For practical convenience, it's necessary to have expression for calculating the hoop stress without finite element modeling. It must take into account the defect location (c , m) and level of oil (h , m). The function is written as (3)

$$\begin{aligned} f(c, H) = & -0,4192 + 2,005c - 0,01067h + 1,556c^2 + 0,1146ch + 0,001004h^2 - 3,556c^3 - \\ & - 0,21c^2h - 0,006377ch^2 - 3,754e^{-5}h^3 + 1,817c^4 + 0,1238c^3h + 0,006656c^2h^2 + \\ & + 0,0002305ch^3 - 0,2843c^5 - 0,0286c^4h - 0,0004062c^3h^2 - 0,0002278c^2h^3 \end{aligned} \quad (3)$$

It's well known, that maximum depth point of crack front has a higher values of SIF than others points. So the SIF of the depth point is important for prediction residual life of vertical steel tanks with external surface cracks. The SIF of the middle of the crack front is plotted for various ratios b/t , see Figure 1. The distribution SIF along the crack front is plotted for various ratios b/t , see Figure 2. Crack is located on the height of 800 mm from the bottom

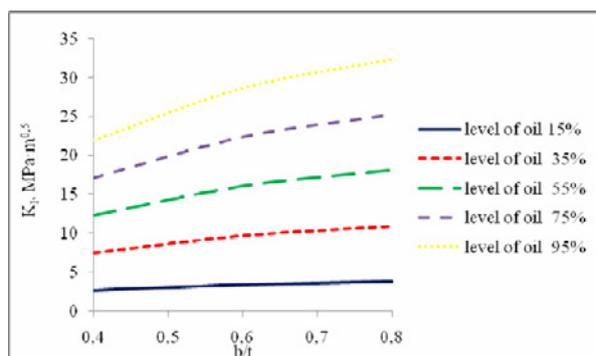


Fig. 1. Stress intensity factors for $\varphi = 0$

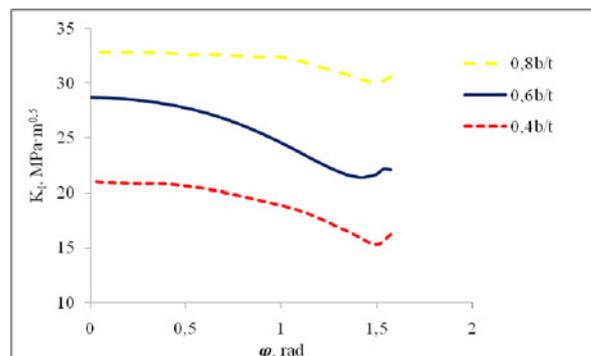


Fig. 2. Stress intensity factors along the parametric angle

For practical application the analytical expression of K-calibration functions should be defined. The function can be expressed with the polynomial dependences (4) for various location of the crack

$$Y_I(b/t, h) = q + d \cdot (h) + e \cdot (b/t) + f \cdot (h)^2 + i \cdot (h) \cdot (b/t) + j \cdot (b/t)^2 \quad (4)$$

where q, d, e, f, i, j are coefficients dependent on crack location, service load and crack size.

The critical depth (5) should be defined as

$$b_c = K_{fc}^2 / (Y_I \cdot \sigma_{hoop}^{max})^2 \pi, \quad (5)$$

where K_{fc} is critical stress intensity factor and σ_{hoop}^{max} is maximum nominal hoop stress in tank wall.

References

1. Bolotin V.V. Service life of machinery and constructions – M. : Mashinostroenie, 1990. – 447 p.
2. Xanukov X.M. Analysis of the causes of tank accidents, design, regulatory and technical support for their safe operation // International research-to-practice conference «New decisions for construction, technology of design and repair steel tank». – Neftegazmach, 2007. – P. 112–120.
3. Shlyannikov V., Tumanov A., Zakharov A. et al. Surface crack growth subject to bending and biaxial tension-compression // Fracture and Structural Integrity. – 2016. – No. 35. – P. 114–124.
4. Shlyannikov V., Tumanov A., Zakharov A. et al. Surface flaws behavior under tension and biaxial tension-compression [Электронный ресурс] // International Journal of Fatigue. – URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112316300895>.
5. Gerasimenko A. Estimation of residual life of vertical steel tank by the cyclic crack resistance under biaxial loading : thesis ... PhD. – Saint-Petersburg, 2014. – 160 p.

MODELING OF WAVE PROPOGATION IN THE UNSATURATED SOILS USING BOUNDARY ELEMENT METHOD

A.N. Petrov¹, S.M. Aizikovich¹, L.A. Igumnov²

¹Research and Education Center «Materials», Don State Technical University

²Research Institute for Mechanics of Lobachevsky University
 E-mail: andrey.petrov@mech.unn.ru

Mechanics of advanced materials, such as poro-, visco- or poroviscoelastic materials, is relevant to geophysics, geo – and biomechanics, seismology, physical chemistry, petroleum engineering etc. Because of the complexity of the inertial viscosity and mechanical phases coupling in porous media most transient response problems can only be solved via numerical methods. The most widely used theories for developing soil and rock models are the extensions of elasticity, such as poroelasticity and poroviscoelasticity. All these models may be used to adequately describe the stress-strain behavior of soils or rocks, however the most appropriate one will vary according to the problem under consideration and the required level of accuracy [1].

In present work problems of wave propagation in poroelastic bodies and media are considered. The behaviour of the poroelastic medium is described by Biot theory for partially saturated material. Mathematical model is written in term of five basic functions – elastic skeleton displacements, pore water pressure and pore air pressure in the Laplace domain [2]:

$$\begin{aligned} G\bar{u}_{i,jj} + (K + \frac{G}{3})\bar{u}_{j,ij} - (\rho - \beta S_w \rho_w - \gamma S_a \rho_a) s^2 \bar{u}_i - (\alpha - \beta) S_w \bar{p}_{,i}^w + (\alpha - \gamma) S_a \bar{p}_{,i}^a &= -\bar{F}_i, \\ -(\alpha - \beta) S_w s \bar{u}_{i,i} - (\zeta - S_{aa} S_w + S_u) s \bar{p}^a + \frac{\beta S_w}{\rho_w s} \bar{p}_{,ii}^w - (\zeta S_{ww} S_w + \frac{\phi}{K_w} S_w - S_u) s \bar{p}^w &= -\bar{I}^w, \\ -(\alpha - \gamma) S_a s \bar{u}_{i,i} - (\zeta S_{ww} + S_u) s \bar{p}^w + \frac{\gamma S_a}{\rho_a s} \bar{p}_{,ii}^a - (\zeta S_{aa} + \frac{\phi}{K_a} S_a - S_u) s \bar{p}^a &= -\bar{I}^a, \quad x \in \Omega, \end{aligned}$$

Where K_w and K_a are bulk moduli of the fluid, ϕ is porosity, \bar{F}_i , \bar{I}^w , \bar{I}^a are bulk body forces. The bulk density is denoted by $\rho = (1 - \phi)\rho_s + \phi S_w \rho_w + \phi S_a \rho_a$, where ρ_s is the density of the solid, ρ_w is wetting fluid density, ρ_a is non-wetting fluid density. The saturation degrees are defined as the ratios of the volume occupied by the fluid V_w or V_a to the void volume.

Boundary integral equation method is used with step method of numerical inversion of Laplace transform to obtain the solution [3, 4]. Research is based on direct boundary integral equation of three-dimensional isotropic linear theory of poroelasticity. Green's matrices and, based on it, boundary integral equations are written for basic differential equations in partial derivatives. Discrete analogue are obtained by applying the collocation method to a regularized boundary integral equation. To approximate the boundary consider its decomposition to a set of quadrangular and triangular 8-node biquadratic elements, where triangular elements are treated as singular quadrangular. Every element is mapped to a reference one. Interpolation nodes for boundary unknowns are a subset of geometrical boundary-element grid nodes. Local approximation follows the Goldshteyn's generalized displacement-stress matched model: generalized boundary displacements are approximated by bilinear elements whereas generalized tractions are approximated by constant. Integrals in discretized boundary integral equations are calculated using Gaussian quadrature in combination with singularity decreasing and eliminating algorithms [5].

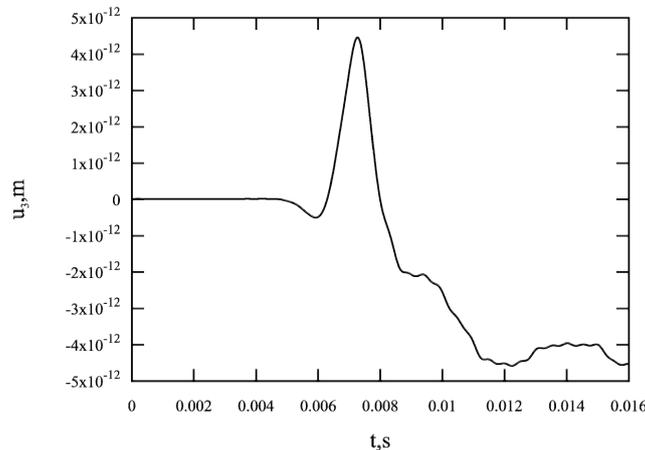


Fig. 1. Displacements

A problem of vertical load $t_3 = t^0 f(t)$, $t^0 = -1 N/m^2$ to a surface element $abcd$ of homogeneous poroelastic half-space is considered, where $f(t)$ is Heaviside function [6]. The area of $abcd$ is $0,5 m^2$. The rest of the surface is free and impermeable. The pore size distribution index ν is set to 1,5, the residual water saturation S_{rw} is set to 0, and the air entry saturation S_{ra} is set to 1, $S_w = 0,9$. The column is made of Massilon sandstone with the following properties: $K = 1,02 \cdot 10^9 N/m^2$, $G = 1,44 \cdot 10^9 N/m^2$, $\phi = 0,23$, $\rho_s = 2650 kg/m^3$, $\rho_w = 997 kg/m^3$, $\rho_a = 1,10 kg/m^3$, $K_s = 3,55 \cdot 10^{10} N/m^2$, $K_w = 2,25 \cdot 10^9 N/m^2$, $K_a = 1,10 \cdot 10^5 N/m^2$, $\kappa = 2,5 \cdot 10^{-12} m^2$, $\eta_w = 1,0 \cdot 10^{-3} Ns/m^2$, $\eta_a = 1,8 \cdot 10^{-5} Ns/m^2$. Response of displacements at point 5,8 m from the excitation area are shown in Figure 1. It is clearly observed that the amplitude of the Rayleigh wave peak around about 0.0073. The arrival of compression wave and shear wave is not possible to determinate at such a short distance.

The research was carried out under the financial support of the Russian Scientific Foundation (project no. 15-19-10056).

References

1. Carcione J.M. Wave fields in real media: wave propagation in anisotropic, anelastic, and porous media. – Amsterdam : Pergamon Press, 2001. – 390 p.
2. Li P., Schanz M. Time domain boundary element formulation for partially saturated poroelasticity // Engineering Analysis with Boundary Elements. – 2013. – Vol. 37(11). – P. 1483–1498.
3. Lubich C. Convolution quadrature and discretized operational calculus I // Numer. Math. – 1988. – Vol. 52(2). – P. 129–145.
4. Lubich C. Convolution quadrature and discretized operational calculus II // Numer. Math. – 1988. – Vol. 52(4). – P. 413–425.
5. Bazhenov V.G., Igumnov L.A. Metody granichnyh integralnyh uravneniy i granichnyh elementov v reshenii zadach tryohmernoy dinamicheskoy teorii uprugosti s sopryazhyonnymi polyami. – Moscow : PhysMathLit, 2008. – 352 p.
6. Igumnov L.A., Litvinchuk S.Y., Petrov A.N. et al. Boundary-element modeling of 3-D poroelastic half-space dynamics // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 1040. – P. 881–885.

ПЛАНЕТАРНАЯ ПЕРЕДАЧА С ЗАЦЕПЛЕНИЕМ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ТЕЛ

Ф.Р. Алиев, Ан И-Кан

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Ан И-Кан
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: faruh_aliev@mail.ru

Зубчатые передачи являются неотъемлемой частью большинства машин, и от их надежности во многом зависит качество и конкурентоспособность машиностроительной продукции. Известные виды передач на основе эвольвентных профилей изучены достаточно полно и резервы улучшения качественных показателей практически исчерпаны. В этом плане определенный интерес представляет передачи с зацеплением промежуточных тел. Введение промежуточных тел в зацепление позволяет улучшить многие характеристики передачи: КПД за счет уменьшения потерь на трение, увеличение нагрузочной способности за счет многопарности зацепления, компактность, конструктивная гибкость и т.д. Большое число таких передач находят практическое применение в различных видах техники и отраслях промышленности [1–3].

На кафедре «Теоретическая и прикладная механика» НИ ТПУ разработана конструкция одной из разновидностей планетарной передачи (рис. 1), обладающей всеми выше упомянутыми достоинствами: высоким КПД, компактностью, большим передаточным отношением, а также высокой надежностью и долговечностью.

Планетарная передача с промежуточными телами-шариками содержит два солнечных колеса 1, одно из которых связано с корпусом 2, а второе – с выходным валом 3; водило 4, установленное на подшипниках 5; сателлит 6, установленный на водиле 4 с опорным подшипником 7; две группы промежуточных тел-шариков 8, размещенных во впадинах зубьев 9, выполненных на торцевых поверхностях солнечных колес 1 и сателлита 6; два сепаратора 10, фиксирующие положения промежуточных тел-шариков 8; радиальный 11 и упорный 12 подшипники, воспринимающие опорные усилия от подвижного солнечного колеса.

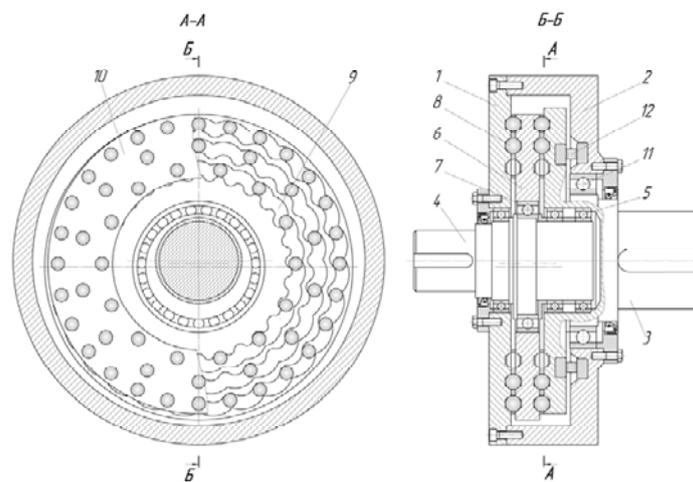


Рис. 1. Планетарная передача с промежуточными телами-шариками

Геометрические параметры в данной передаче связаны таким образом, что в каждой паре зацеплений, составленной солнечным колесом, сателлитом и сепаратором с промежуточными телами-шариками, являющимся условным самоустанавливающимся «паразитным» колесом, оси зацепления совмещены и, тем самым, сепаратор освобождается от усилий, так как силы, действующие в зацеплениях, находятся в одной плоскости, проходящей через две совмещенные оси зацепления и центр промежуточного тела-шарика. В передаче неопределенность положения промежуточных тел-шариков исключается. Более того, промежуточные тела-шарики могут находиться и тех местах, где боковые поверхности зубьев отсутствуют из-за подрезания или самопересечения и тем самым обеспечивается надежная работа передачи. Особенностью передачи являются промежуточные тела-шарики активны (передают усилия) в любой фазе зацепления.

В рамках данной работы решены следующие задачи:

1. Найдены уравнения поверхностей зубьев колес [4]. Поверхностями зубьев на солнечных колесах и сателлите являются поверхности, соприкасающиеся с трубчатыми поверхностями, образованными сферическими поверхностями промежуточных тел-шариков в их заданных относительных движениях.
2. Установлены связи между геометрическими параметрами передачи из условия отсутствия нагрузки на сепараторах.
3. Доказана самоустанавливаемость сепараторов по Чебышеву [5].

4. Выполнен анализ закона перемещения промежуточного тела-шарика относительно поверхностей зубьев. Выявлено, что можно подобрать сочетания геометрических параметров передачи при которых скольжение в кинематических парах будут минимальными.
5. Разработана методика упрощенного прочностного расчета на основе работ [6, 7].
На основании выполненного исследования можно сделать заключение о том, что изделие может применяться в узлах самых различных устройств: бытовой техники, летательных аппаратов, горно-шахтных и нефтегазовых оборудований и т.д.

Список литературы

1. An I-Kan, Pii A.S., Lazurkevich A.V. Aspects of geometric calculation of the planetary gear train with intermediate rollers. Part 1 [Electronic resource] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 124 : Mechanical Engineering, Automation and Control Systems (MEACS2015). – [012003, 5 p.]. URL: <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/124/1/012003>.
2. An I-Kan, Pii A.S., Lazurkevich A.V. Load analysis of the planetary gear train with intermediate rollers. Part 2 [Electronic resource] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 124 : Mechanical Engineering, Automation and Control Systems (MEACS2015). – [012004, 6 p.]. – URL: <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/124/1/012004>.
3. An I-Kan. Force distribution within a KHV planetary mechanism // Russian Engineering Research. – 2016. – Vol. 36, No. 8. – P. 640–642.
4. Faydor L., Litvin A.F. Gear geometry and applied theory. – 2nd Edition. – Cambridge University Press, 2004. – 801 p.
5. Артоболовский И.И. Теория механизмов и машин. –М. : Наука, 1988.– 640 с.
6. Svetashkov A.A., Kupriyanov N.A., Manabaev K.K. Modifications of the mathematical crisher model for effective moduli of two-component elastic isotropic composite [Electronic resource] // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 685 : High Technology: Research and Applications. – 2015. – [P. 206-210]. – URL: <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.685.206>.
7. Pavlov S.M., Svetashkov A.A. Iteration method for solving linear viscoelasticity problems // Russ. Phys. J. – 1993. – Vol. 36, No. 4. – P. 400–406.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ТВЕРДОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ TiC + P6M5

А.В. Барановский¹, М.Г. Кривицын^{1,2}

Научный руководитель: гл. н. с., д. т. н. Г.А. Прибытков²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: Nigalisha@gmail.com

Металломатричные композиты «тугоплавкий карбид – металлическая связка» обладают уникальным сочетанием твердости и вязкости, что обеспечивает им широкое применение в качестве объемных материалов и покрытий на деталях, работающих в условиях интенсивного износа. Большой проблемой при напылении композиционных порошков на основе карбида вольфрама является деградация карбида в результате его взаимодействия с расплавом металлической связки, которая образуется при нагреве плазмой в процессе напыления [1]. В этом отношении более перспективным можно считать карбид титана, имеющий более высокую термическую стабильность ($T_{пл} = 3073$ °С по сравнению с 2785 °С для WC) [2]. Перспективным способом получения металломатричных порошков является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). В настоящей работе приведены результаты исследований плазменных покрытий, напыленных с применением СВС композиционных порошков «TiC+связка из быстрорежущей стали P6M5». Для сравнения также приведены результаты исследования покрытий, напыленных стальным порошком.

Для СВ синтеза композиционного порошка «карбид титана – 50 об% P6M5» использовали полидисперсный порошок титана (<160 мкм), технический углерод (сажу) марки П-803 и стальной порошок ПР-P6M5 (<90 мкм). Пористые СВС спеки дробили и ситовым рассевом выделяли пригодную для напыления фракцию 25–55 мкм. СВС композиционный порошок после дробления спеков имеет преимущественно осколочную форму. На поверхности гранул просматриваются дисперсные карбидные включения в структуре металломатричного композита.

Покрытия напыляли на универсальной установке УПУ-3д с местной защитой от воздуха (с насадкой) при следующих режимах: расход плазмообразующего газа Ar-N₂ 36,5 л/мин, ток дуги плазмотрона 350 А и напряжение 52 В. Порошок подавали в плазмотрон из тарельчатого порошкового питателя при расходе 21 г/мин. Напыление производили на подогретую в печи до 300 °С подложку. Толщина покрытий составляла 0,5 мм.

Покрытия, напыленные стальным и композиционным порошком, имеют типичную слоистую макроструктуру (рис. 1 а,в), сформировавшуюся при соударении напыляемых частиц и разделением их затвердевании на подложке при скоростях охлаждения до 10⁸ К/с. Между напыленными частицами располагаются поры, содержание которых в покрытии, напыленном стальным порошком, визуально значительно меньше, чем в покрытии, напыленном композиционным порошком. Механизм формирования микроструктуры внутри напыленных частиц в покрытиях различный. Стальные частицы сформировались из полностью расплавленного материала и, видимо, представляли гомогенный расплав. При напылении керметного порошка частицы карбида титана не растворяются в жидкой матричной фазе и сохраняются в покрытии. Полужидкое состояние напыляемых керметных частиц подтверждается характерным поверхностным рельефом покрытия (рис. 1 г).

Согласно данным, приведенным в таблице 1, введение карбида титана кратно увеличивает твердость и износостойкость плазменных покрытий на основе быстрорежущей стали. При увеличении твердости в 2 раза абразивная износостойкость увеличивается более чем в 7 раз. Повышение твердости объясняется присутствием в структуре композита мелкодисперсных частиц карбида титана с рекордной для металлических карбидов твердостью. Высокая дисперсность карбидной фазы в структуре композита предотвращает хрупкое разрушение карбидных частиц, которое наблюдалось [3] при изнашивании покрытий, наплавленных порошковыми смесями с шихтовым карбидом дисперсностью 45–150 мкм.

Таблица 1. Твердость и износостойкость покрытий

Напыляемый порошок	Скорость износа, мг/час	Твердость, H ₂₀₀
P6M5	268,5±5,4	4287,82 ± 417,48
TiC+50 об% P6M5	35,4	8602,55± 1521,49
Улучшение характеристики	7,6 раз	2,0 раза

Таким образом, применение для плазменного напыления композиционных порошков с мелкодисперсной (около 1 мкм) карбидной фазой, равномерно распределенной в стальной связке обеспечивает кратное увеличение твердости и износостойкости покрытий по сравнению с покрытиями, напыленными стальным порошком.

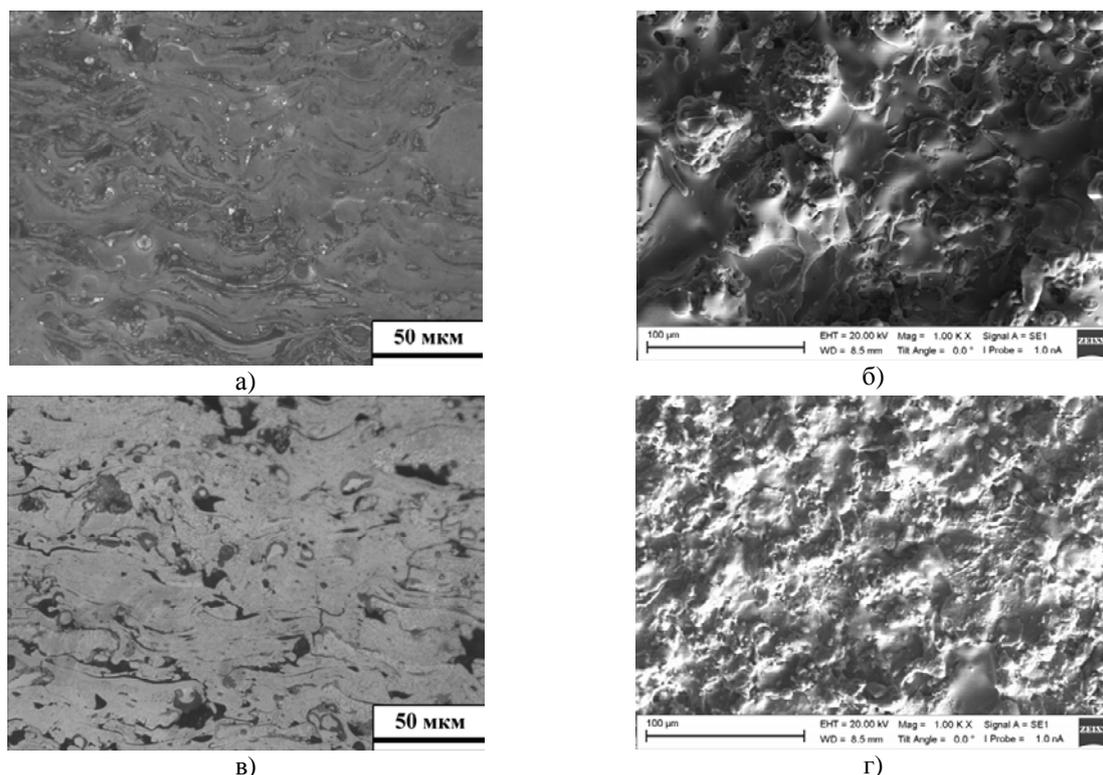


Рис. 1. Микроструктура покрытий, напыленных стальным (а, б) и композиционным (в, г) порошком. (а, в) – поперечное сечение, (б, г) – поверхность покрытий

Список литературы

1. Chivavibul P., Watanabe M., Kuroda S. et al. Effects of carbide size and Co content on the microstructure and mechanical properties of HVOF-sprayed WC–Co coatings // *Surface & Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 202. – P. 509–552.
2. Solonenko O.P., Chesnokov A.E., Smirnov A.V. Production and plasma spraying of cermet powders TiC–NiCr with given volume content of carbide ultra-fine inclusions // *International Thermal Spraying of the Conference in Barcelona/Spain on May 21–23*. – 2014. – P. 373–378.
3. Janaki Ram G.D., Yang Y., Stucker B.E. Deposition of Ti/TiC coatings on implant structures using laser engineering net shaping // *Proceedings of Int. Solid Freeform Fabrication Symposium*. – Austin, Texas, USA, 2007. – P. 527–539.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАБЛЮДАТЕЛЯ СКОРОСТИ В ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ СИСТЕМЕ НА БАЗЕ ВЕНТИЛЬНОГО ДВИГАТЕЛЯ

А.В. Белоногов, П.В. Варзаносов

Научный руководитель: Е.М. Солодкий
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет
 E-mail: sanya_renin@mail.ru

Один из самых перспективных путей повышения надежности электромеханических систем с вентильным двигателем это использование векторных систем управления, однако для работы данного способа регулирования обязательно требуется наличие обратной связи по скорости вращения ротора. Для решения этой задачи на практике используются различные типы датчиков, но часто по тем или иным причинам их применение не желательно или даже невозможно [1].

В таких случаях обычно используются специальные наблюдатели скорости. От выбора применяемой методики оценки скорости в динамических режимах работы будет зависеть точность и устойчивость системы управления двигателем, а, следовательно, и надежность всей электромеханической системы.

Определение скорости вращения ротора можно осуществить по формуле (1), используя величину наводимой в обмотках статора ЭДС [2]:

$$\omega = \frac{E}{\Psi_f \cdot Z_p}, \quad (1)$$

где E – амплитуда наводимого вектора ЭДС статора; Ψ_f – амплитуда потокосцепления, индуцируемого постоянными магнитами ротора; Z_p – число пар полюсов двигателя.

Амплитуда вектора ЭДС статора может быть найдена по его проекциям во вращающейся системе координат в осях d и q [2].

$$E = \sqrt{E_d^2 + E_q^2}, \quad (2)$$

$$E_d = U_d - L_d \frac{dI_d}{dt} - I_d \cdot R_s, \quad (3)$$

$$E_q = U_q - L_q \frac{dI_q}{dt} - I_q \cdot R_s, \quad (4)$$

где U_q, U_d, I_d, I_q – проекции векторов напряжения и тока статора на оси d и q соответственно; R_s – активное сопротивление обмотки статора; L_d и L_q – индуктивности обмотки статора соответственно по осям d и q .

Моделирование разработанной системы с наблюдателем скорости выполнено в среде имитационного моделирования *MexBios Development Studio* с использованием двухфазной модели вентильного двигателя [1, 3, 4]. Структура предложенного наблюдателя представлена на рисунке 1.

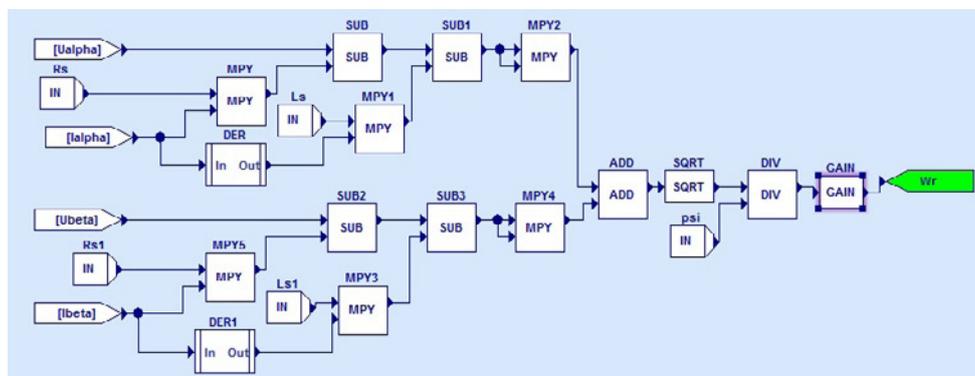


Рис. 1. Структура наблюдателя в среде имитационного моделирования MexBios Development Studio

Результаты моделирования векторной системы управления с использованием наблюдателя скорости по наводимой ЭДС представлены на рисунке 2.

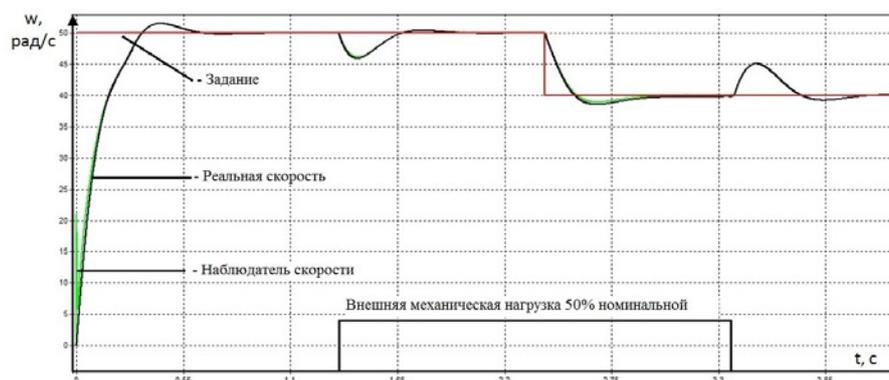


Рис. 2. Моделирование переходных процессов

Из достоинств предложенного наблюдателя скорости стоит отметить сравнительно высокую точность в установившихся режимах работы, как с внешней механической нагрузкой в 50% от номинальной, так и в режиме холостого хода.

Однако существенным недостатком предложенного метода является неточность оценки скорости на этапе первоначального запуска двигателя, где наблюдается скачок скорости (см. рис. 2). Это связано с использованием процедуры дифференцирования токов при вычислении наводимой ЭДС по формулам (3) и (4). По этой же причине в работе наблюдателя присутствует запаздывание, что заметно в переходных режимах при изменении скорости и набросе/сбросе нагрузки, но величина этого искажения не имеет критичного характера [4].

В заключении стоит отметить, что применение наблюдателей скорости в векторной системе управления в целом должно способствовать повышению надежности электромеханической системы, поскольку исключается физическое устройство для измерения скорости, которое обладает своими показателями надежности и имеет ограниченный ресурс работы. При этом в рассмотренной системе управления не снижается качество управления в установившихся и переходных процессах в сравнении с датчиковым управлением [3]. Однако как показывают результаты моделирования (рис. 2), имеется существенная проблема обеспечения первоначального запуска двигателя. Следовательно, для обеспечения надежной работы во всех режимах работы необходимо использование в наблюдателе скорости особых алгоритмов для этапа пуска. Поэтому актуальной задачей дальнейших исследований является разработка и интеграция алгоритма пуска двигателя в системе управления с предложенным наблюдателем скорости, а также экспериментальное исследование предложенной системы на лабораторном стенде.

Список литературы

1. Киселёва О.А., Киселёв Д.П. Моделирование наблюдателя состояния в электромеханической системе на базе бесконтактного двигателя постоянного тока // Моделирование, оптимизация и информационные технологии. – 2014. – № 3(6).
2. Калачев Ю.Н. Векторное регулирование. – М.: ЭФО, 2013.
3. Костыгов А.М., Солодкий Е.М., Даденков Д.А. Синтез регуляторов тока и скорости в системе векторного управления вентильным электроприводом // Фундаментальные исследования. – 2014. – № 11–7.
4. Костыгов А.М., Даденков Д.А., Солодкий Е.М. и др. Бездатчиковое векторное управление вентильным двигателем с коррекцией ошибки вычисления электрического угла // Информационно-измерительные и управляющие системы. – 2015. – Т. 13, № 9.

ВОПРОСЫ ИССЛЕДОВАНИЯ РОБАСТНОСТИ ЭЛЕКТРОННЫХ СХЕМ В УСЛОВИЯХ ИНТЕРВАЛЬНОЙ НЕОПРЕДЕЛЕННОСТИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ СИСТЕМ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ

А.В. Бондарев¹, Е.А. Муравьева²

¹Оренбургский государственный университет, Кумертауский филиал

¹E-mail: BondarevAV@kfosu.edu.ru

²Уфимский государственный нефтяной технический университет, филиал в г. Стерлитамаке

²E-mail: muraveva_ea@mail.ru

В задачах математического моделирования процессов измерения, обработки и управления важное значение имеет исследование способности электронных устройств сохранять свои характеристики в условиях интенсивных внешних и внутренних возмущений. В данной статье рассматриваются вопросы оценки неопределенности математической модели устройств названного класса, позволяющей оценивать их робастность на этапе схемотехнического проектирования.

Математическая модель электрического многополюсника представляет собой замкнутую систему уравнений в гибридном базисе топологических и параметрических уравнений ветвей связного графа электронной схемы исследуемого устройства [1, 2].

$$\begin{bmatrix} 0 & \hat{L} \\ \hat{C} & 0 \end{bmatrix} \frac{d}{dt} \begin{bmatrix} \Delta U_C^P \\ \Delta I_L^X \end{bmatrix} = Q_1 \begin{bmatrix} \Delta U_C^P \\ \Delta I_L^X \end{bmatrix} + Q_2 \begin{bmatrix} \Delta U_H^P \\ \Delta I_H^X \end{bmatrix} + F_{HE3}^I \quad (1), \quad \text{где} \quad \hat{L} = \begin{bmatrix} \text{diag}\{L_k + \Delta L_k\} & 0 \\ 0 & \text{diag}\{L_l^{HE3} + L_l^{3ab}(\Delta i)\} \end{bmatrix} -$$

$$P_1(\Delta I_H^X, \Delta U_H^P) \cdot \begin{bmatrix} \Delta U_H^P \\ \Delta I_H^X \end{bmatrix} = P_2 \cdot \begin{bmatrix} \Delta U_C^P \\ \Delta I_L^X \end{bmatrix} + F_{HE3}^H$$

матрица индуктивностей ($k = \overline{1, n_{LL}^X}$, $l = \overline{1, n_{HL}^X}$, $n_{LL}^X + n_{HL}^X = n_L^X = \dim \Delta U_L^X$);

$$\hat{C} = \begin{bmatrix} \text{diag}\{C_k + \Delta C_k\} & 0 \\ 0 & \text{diag}\{C_l^{HE3} + C_l^{3ab}(\Delta u)\} \end{bmatrix} - \text{матрица емкостей} \quad (k = \overline{1, n_{LC}^P}, \quad l = \overline{1, n_{HC}^P},$$

$$n_{LC}^P + n_{HC}^P = n_C^P = \dim \Delta I_C^P); \quad \begin{bmatrix} -B_I & -Z_{ЭКВ} \\ -V_{ЭКВ} & -D_I \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} -B_{III} & 0 \\ 0 & -D_{III} \end{bmatrix} \cdot G_1 = Q_1 \quad \text{и}$$

$$\begin{bmatrix} -B_{II} & 0 \\ 0 & -D_{II} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} -B_{III} & 0 \\ 0 & -D_{III} \end{bmatrix} \cdot G_2 = Q_2; \quad B_i, D_i - \text{соответственно блоки матриц главных контуров и}$$

сечений, размерности которых определяются числом особых ветвей графа схемы;

$$\begin{bmatrix} B_{IX} & \hat{R} \\ \hat{Y} & D_{IX} \end{bmatrix}^{-1} \cdot \begin{bmatrix} -B_{VII} & 0 \\ 0 & -D_{VII} \end{bmatrix} = G_1, \quad \begin{bmatrix} B_{IX} & \hat{R} \\ \hat{Y} & D_{IX} \end{bmatrix}^{-1} \cdot \begin{bmatrix} -B_{VIII} & 0 \\ 0 & -D_{VIII} \end{bmatrix} = G_2, \quad \begin{bmatrix} B_{IX} & \hat{R} \\ \hat{Y} & D_{IX} \end{bmatrix}^{-1} = M;$$

$$\hat{R} = \text{diag}\{R_k + \Delta R_k\}, \quad k = \overline{1, n_R^X}, \quad n_R^X = \dim \Delta U_R^X; \quad \hat{Y} = \text{diag}\{Y_k + \Delta Y_k\}, \quad k = \overline{1, n_R^P}, \quad n_R^P = \dim \Delta I_R^P;$$

$$E_{HE3}^R = [(E_{HE3}^L)_k]_{n_R^X \times 1}; \quad J_{HE3}^R = [(J_{HE3}^L)_k]_{n_R^X \times 1}; \quad Z_{ЭКВ} = \begin{bmatrix} 0 & \\ & \text{diag}\{Z_{HE3}^L + Z_{3ab}^L(\Delta i)\}_l \end{bmatrix}, \quad (l = \overline{1, n_{HL}^X}) -$$

$$\text{матрицы эквивалентных сопротивлений и } V_{ЭКВ} = \begin{bmatrix} 0 & \\ & \text{diag}\{G_{HE3}^C + G_{3ab}^C(\Delta u)\}_l \end{bmatrix}, \quad (l = \overline{1, n_{HC}^P}) -$$

$$\text{эквивалентных проводимостей нелинейных индуктивностей и емкостей; } E_{ЭКВ}^L = \begin{bmatrix} (E_{HE3}^L)_k & \\ & [(E_{HE3}^L + E_{3ab}^L(\Delta i))_k]_{n_{HL}^X \times 1} \end{bmatrix}^T, \quad J_{ЭКВ}^C = \begin{bmatrix} (J_{HE3}^C)_k & \\ & [(J_{HE3}^C + J_{3ab}^C(\Delta u))_k]_{n_{HC}^P \times 1} \end{bmatrix}^T - \text{эквивалентные}$$

$$\text{векторы источников токов и напряжений; } \begin{bmatrix} B_V & Z_X(\Delta I_H^X) \\ G_P(\Delta U_H^P) & D_V \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{VI} & 0 \\ 0 & D_{VI} \end{bmatrix} \cdot G_2 = P_1;$$

$$\begin{bmatrix} -B_{VI} & 0 \\ 0 & D_{IV} \end{bmatrix} \cdot M \begin{bmatrix} E_{HE3}^R \\ J_{HE3}^R \end{bmatrix} - F_{HE3}^H = F_{HE3}^H; \quad \begin{bmatrix} -B_{IV} & 0 \\ 0 & -D_{IV} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} -B_{VI} & 0 \\ 0 & -D_{VI} \end{bmatrix} \cdot G_1 = P_2;$$

$$Q_3 \begin{bmatrix} E_{HE3}^R \\ J_{HE3}^R \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} E_{ЭКВ}^L \\ J_{ЭКВ}^C \end{bmatrix} = F_{HE3}^H; \quad \begin{bmatrix} -B_{II} & 0 \\ 0 & -D_{II} \end{bmatrix} \cdot M = Q_3; \quad \Delta U_L^X, \Delta I_L^X - \text{приращения напряжений и токов на}$$

индуктивных хордах; $\Delta U_C^P, \Delta I_C^P$ – приращения напряжений и токов на емкостных ребрах; $\Delta U_H^X, \Delta U_H^P$,

$\Delta I_H^P, \Delta I_H^X$ – приращения напряжений и токов на нелинейных ребрах и хордах [4,5].

При проектировании устройств указанного класса необходимо обеспечить в реальном масштабе времени расчет и оптимизацию режима, который гарантированно будет лежать в области допустимых режимов и будет реализуем системами автоматического управления нижнего уровня иерархической системы управления. Интервальный подход позволяет навести математическую строгость в построении численных алгоритмов, которые традиционно основывались на аппроксимации точного значения одним достаточно близким к нему приближением [3].

При минимаксном подходе операции над неопределенными величинами сводятся к соответствующим операциям над областями, однако даже в случае простых исходных областей неопределенности в результате операций над ними получаются области сложной формы, требующие для своего описания большого числа параметров.

Рассматривая наиболее широко распространенный метод Рунге–Кутты четвертого порядка применительно для решения данной системы уравнений (1), видим, что данный метод так же, как и метод Ньютона требует определения производной и к тому же применяется для исследования окрестности некоторой точки.

Однако при решении задачи анализа робастности электронных схем на этапе схемотехнического проектирования приходится как раз оперировать некоторыми областями значений параметров изделия, что само по себе вызывает некую неопределенность [6]. Изложенный в данной статье подход позволяет существенно сократить вычислительные затраты, поскольку не требует многократных расчетов для различных сочетаний варьируемых параметров.

Список литературы

1. Fedorov S.V., Bondarev A.V., Muraveva E.A. et al. The questions of circuitry design when forming the switching functions of the control system of the matrix frequency converter // *Indian Journal of Science and Technology*. – 2015. – Vol. 8(S10). – P. 1–8.
2. Bondarev A.V., Muravyova E.A., Kadyrov R.R. et al. The analysis of opportunities of construction and use of avionic systems on base COTS-modules // *ARPJ Journal of Engineering and Applied Sciences*. – 2016. – Vol. 1, No 1.
3. Бондарев А.В. Поддержка принятия решений при исследовании робастности систем управления в условиях интервальной неопределенности // *Information Technologies for Intelligent Decision Making Support (ITIDS'2016) : Proceedings of the 4th International Conference*. – 2016. – P. 153–158.
4. Bondarev A.V., Anischenko V.A. Research problem of a robustness of electronic schemes by methods of interval calculations in the conditions of uncertainty // *CSIT'2015 Proceedings of the 17th International Workshop on Computer Science and Information Technologies*. – 2015. – P. 145–149.
5. Бондарев А.В. Формирование математических моделей полупроводниковых приборов для анализа робастности электронных схем // *Нелинейный мир*. – 2013. – Т. 11, № 11. – С. 799–805.
6. Bondarev A.V. Algorithm of support of decision-making for an assessment of a robustness of onboard radio-electronic systems on the basis of COTS modules // *Proceeding of the 18th Workshop on Computer Science and Information Technologies*. Czech Republic, Prague, Kunovice. September 26-30, 2016. – P. 76–82.

РОЛЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ВНУТРЕННИХ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА В СОПРОТИВЛЕНИИ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

Д.В. Борисюк, Т.Ф. Елсукова

Научный руководитель: ст. н. с., д. ф-м. н. Т.Ф. Елсукова
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: dasha.94.5165@mail.ru

При одноуровневом описании деформируемого твердого тела принято считать, что первичное пластическое течение связано с движением дислокаций в кристаллической решетке. Из ротационных мод деформации рассматривается только формирование ячеистых дислокационных субструктур, в которых разориентация ячеек увеличивается с ростом степени деформации. Однако в реальных условиях, когда нарушается трансляционная инвариантность кристаллической решетки и изменяется ее метрика, развивается широкий спектр ротационных мод деформации.

В настоящей работе анализ закономерностей ползучести поликристаллов проводится на основе представлений физической мезомеханики, рассматривающей деформируемое твердое тело как многоуровневую, нелинейную, иерархически организованную систему, состоящую из двух самостоятельных подсистем: 3Д-кристаллической и 2Д-планарной, включающей поверхностные слои и все внутренние границы раздела. Рассмотрение поверхностных слоев и внутренних границ раздела как самостоятельной функциональной 2Д-планарной подсистемы приводит к заключению, что все деформационные дефекты зарождаются на интерфейсах 3Д-кристаллической и 2Д-планарной подсистем, где возникают зоны локализованной кривизны кристаллической структуры. При этом структурные трансформации в 2Д-планарной подсистеме играют ведущую функциональную роль.

Работа посвящена исследованию функциональной роли планарной подсистемы в рамках многоуровневого описания пластической деформации поликристаллов при ползучести, когда интенсивно развивается зернограничное скольжение.

Материалом исследования является высокочистый поликристаллический алюминий А999. Он характеризуется высокой сдвиговой устойчивостью кристаллической решетки вследствие высоких значений модуля сдвига G (270 ГПа) и энергии дефекта упаковки γ (250 мДж/м²).

Плоские образцы в виде двойной лопатки с размером рабочей части (37×8×1,2) мм³ готовили из листового проката с последующим отжигом при 240°C 30 мин. Полированную поверхность образцов для структурных исследований получали электролитической полировкой. Для измерения зернограничного скольжения (ЗГС) и распределения деформации по поликристаллу на поверхность образцов перед испытанием наносили координатную сетку. Испытания на ползучесть проводили в условиях растягивающей нагрузки при температуре 50 °С и различных напряжениях (9–13 МПа). Удлинение образцов измеряли индикаторами часового типа с точностью ±1 мкм. Структурные изменения на разных стадиях ползучести изучали методами оптической (Neophot-21) и интерференционной (New View 6200) микроскопии.

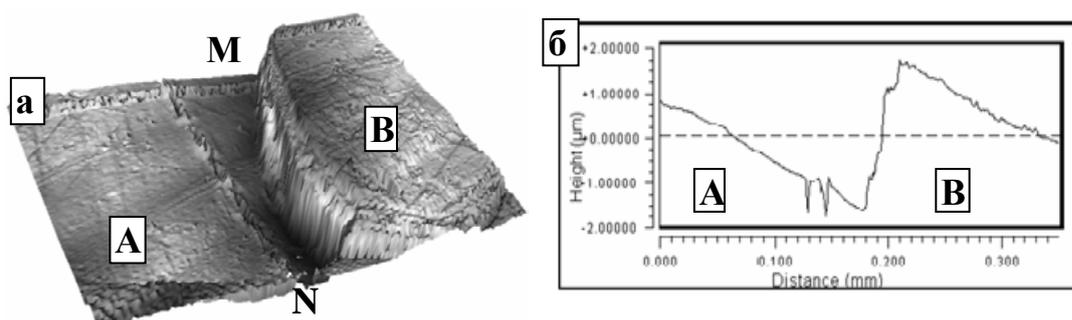


Рис. 1. Зернограничное скольжение зерен А и В при ползучести: а) профиль поверхности, нормальный к MN, $\times 500$, б) интерференционная профилограмма

На рисунке 1 представлена структура границы зерен, испытывавших зернограничное скольжение, нормальное к поверхности плоского образца (ЗГС_⊥). На этой границе выявлена система индивидуальных вертикальных полос скольжения высотой около 3 мкм.

На рисунке 2 отчетливо видна связь вертикальных полос на границе зерен А и В, испытывавших ЗГС_⊥, и протяженных мезополос локализованного скольжения в поверхностном слое зерна В. Это свидетельствует о том, что вертикальные полосы на границе MN являются генераторами мезополос на поверхности зерна А.

На рисунке 3 представлен стык трех зерен, где видно, что зерно А вызывает сильное ЗГС в зоне ОО' зерна В и возникновение кривизны поверхности зерна С.

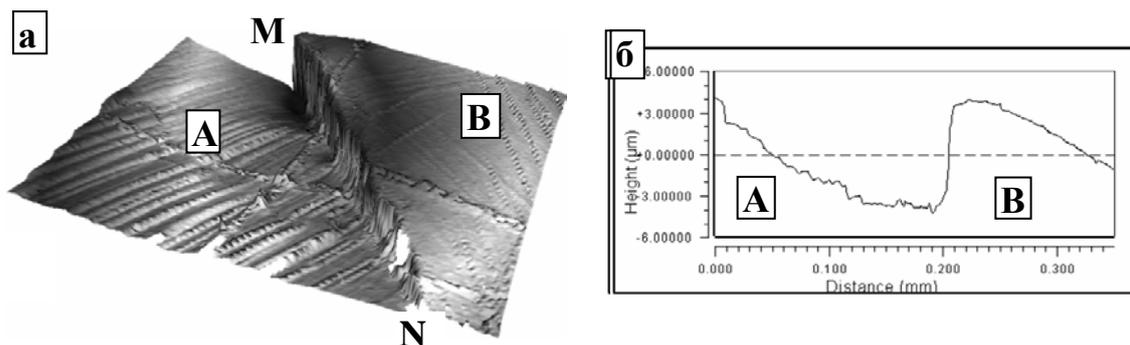


Рис. 2. Самосогласованное развитие зернограничного скольжения вдоль границы MN и образование полос локализованной деформации в зерне A: а) профиль поверхности, нормальный к MN, $\times 500$, б) интерференционная профилограмма

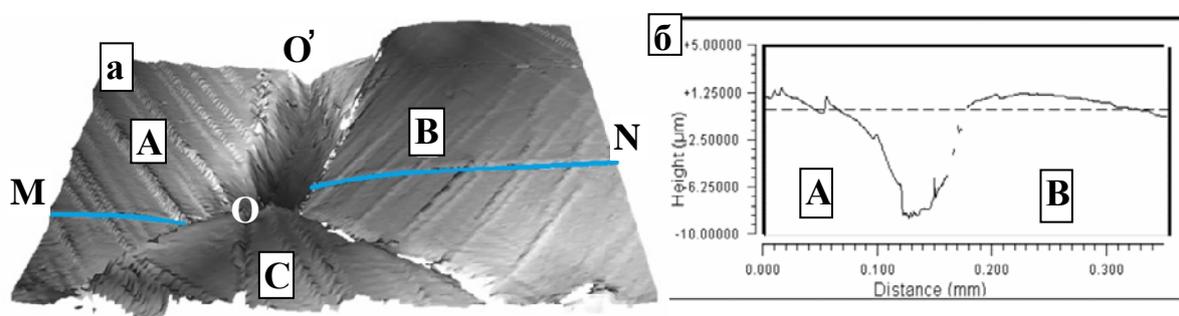


Рис. 3. Тройной стык зерен A-B-C; зернограничное скольжение вдоль OO'; а – профиль поверхности, нормальный к OO', $\times 500$, б – интерференционная профилограмма

Таким образом, экспериментально показано, что зернограничное скольжение при ползучести поликристаллов высокочистого алюминия является ведущим процессом трансляционно-ротационного скольжения. С ним связана многоуровневая генерация дислокаций на интерфейсе «2Д-граница зерна – 3Д-кристаллическое зерно». Движение дислокаций в зернах является аккомодационным трансляционно-ротационным процессом. Многоуровневая самоорганизация всех видов трансляционно-ротационных процессов обуславливает развитие сильной неупругой кривизны кристаллической структуры алюминия при ползучести, что существенно снижает его пластичность в условиях ползучести.

НОВЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ ТОЧНОСТИ МЕТОДОВ АНАЛИЗА

Е.Ю. Босикова

Научный руководитель: доцент, к. т. н. М.А. Полякова
Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
E-mail: bossikova.elena@yandex.ru

Повышение надежности машин и механизмов неразрывным образом связано с достоверностью и точностью различного рода измерительной информации в результате проведения анализа состава веществ и материалов, испытаний, измерений. При этом получаемые результаты используются не только для констатации уровня тех или иных показателей, свойств, характеристик объекта исследования, но также могут быть использованы в ходе технологического процесса производства изделий, корректировки технологических режимов, в ряде случаев являясь основой для предъявления претензий и рекламаций. С этой точки зрения выявление и анализ факторов, определяющих точность методов анализа, испытаний, измерений является важной технической задачей.

В настоящее время одним из видов нормативных документов являются стандарты, регламентирующие процедуры проведения различных методов испытаний. Однако в нормативных документах изложена только последовательность выполнения тех или иных методов анализа, используемое оборудование, порядок обработки и представления результатов. При этом за рамками нормирования остаются вопросы оценки, на сколько обеспечиваемая тем или иным методом анализа точность соответствует ожиданиям потребителя такого рода информации.

Следует отметить, что в настоящее время мало внимания уделяется вопросам комплексного подхода к анализу существующих методов анализа. С этой точки зрения целесообразно рассмотреть не столько физическую сущность метода анализа, сколько функции, для выполнения которых он предназначен. В настоящее время существует множество методов структурирования функций по свойствам продукции [1]. Одним из таких методов является функционально-целевой анализ (ФЦА) [2–4], сущность которого заключается в установлении взаимосвязи между целью использования объекта, выполняемых им полезных функций, и свойств, которые обеспечивают выполнение данных функций. Применение ФЦА заключается в дезинтеграции комплексного качества на измеримые составляющие, называемые единичными показателями, а затем их синтез – интеграция, свертка оценок измеримых свойств в комплексную оценку. Использование такого подхода применительно к методам анализа позволит получить комплексную количественную оценку метода анализа, смысл которой будет заключаться в установлении степени удовлетворения требований потребителя точностью измерительной информации.



Рис. 1. Взаимосвязь цели, функции и свойств рентгенофлуоресцентного анализа, определенная с использованием функционально-целевого анализа

Рассмотрим применение ФЦА на примере рентгенофлуоресцентного анализа (РФА). Сущность данного анализа заключается в регистрации характеристического рентгеновского излучения при воздействии на исследуемый объект. Определяющим фактом является то, что энергия или длина волны рентгеновского кванта является характеристической для элемента, из которого он был эмитирован. Этот метод позволяет определять все элементы Периодической системы Д.И. Менделеева.

На рисунке 1 представлен результат ФЦА рентгенофлуоресцентного анализа. Функции РФА можно сформулировать следующим образом: получение сигнала измерительной информации, воздействие на объект анализа, взаимодействие объекта с внешним воздействием, получение сигнала от объекта анализа, анализ сигнала. Следующим этапом ФЦА является анализ свойств РФА, обеспечивающих выполнение этих функций. При этом все свойства могут быть разделены на две большие группы: свойства, обеспечивающие генерацию сигнала (рентгеновское излучение, которое и воздействует на анализируемый объект), и свойства, связанные с детектированием получаемого сигнала (отклик исследуемого объекта анализа на воздействие рентгеновского излучения). Так, генерация сигнала обусловлена следующими свойствами: воздействие рентгеновского излучения на образец, «выбивание» электронов с энергетических оболочек, переход электронов на более высокие энергетические уровни и выделение энергии. К группе «Детектирование сигнала» относятся такие свойства: возникновение импульсов при ионизации атомов и молекул, регистрация амплитуд импульсов, анализ и распределение амплитуд импульсов. Показателями, позволяющими оценить точность анализа количественно либо с использованием известных формул и зависимостей, являются толщина слоя анализируемого образца, интенсивность рассеяние излучения, рабочий диапазон счетчика и т.д.

Таким образом, использование ФЦА позволяет сформулировать функции объекта исследования и провести анализ свойств, которые необходимы для выполнения этих функций. На примере рентгенофлуоресцентного анализа показано, что использование ФЦА позволяет определить такие показатели метода анализа, которые могут быть оценены количественно. Данный подход позволяет провести функциональный анализ, результаты которого могут быть использованы для построения математических моделей оценки степени точности, необходимой для решения конкретных задач потребителя измерительной информации.

Список литературы

1. Полякова М.А., Данилова Ю.В., Голубчик Э.М. Сравнительный анализ существующих методов оценки качества металлопродукции // *Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2015)* : сборник трудов международной научно-технической конференции. – СПб., 2015. – С. 1447–1457.
2. Полякова М.А., Данилова Ю.В. Подходы к структурированию функций крепежных изделий // *Национальная ассоциация ученых (НАУ). Ежемесячный научный журнал.* – 2015. – № 3(8), ч. 3. – С. 105–108.
3. Рубин Г.Ш., Данилова Ю.В., Полякова М.А. Функционально-целевой анализ как метод структурирования функций и свойств металлоизделий. Сообщение 1 // *Производство проката.* – 2015. – № 5. – С. 27–31.
4. Рубин Г.Ш., Данилова Ю.В., Полякова М.А. Функционально-целевой анализ как метод структурирования функций и свойств металлоизделий. Сообщение 2 // *Производство проката.* – 2015. – № 6. – С. 38–43.

ИССЛЕДОВАНИЕ СИГНАЛОВ С ОБРАТНОЙ СТОРОНЫ ИЗДЕЛИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ СО СКВОЗНЫМ ПРОПЛАВЛЕНИЕМ

С.В. Варушкин, В.Я. Беленький, Д.Н. Трушников

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.Я. Беленький
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: stepan.varushkin@mail.ru

В сварных конструкциях, изготавливаемых с применением электронно-лучевой сварки (ЭЛС), широко используются сварные швы с полным проплавлением металла [1]. Несмотря на успехи, достигнутые в технологии ЭЛС, до настоящего времени не решены проблемы получения качественного валика с обратной стороны сварного шва при толщине металла более 3–4 мм при ЭЛС со сквозным проплавлением [2]. Это связано, в первую очередь, с колебательным характером процесса формирования сварного шва [3]. Обзор существующих способов ЭЛС, применяемых при изготовлении деталей и узлов в аэрокосмической отрасли, показал, что для решения данной проблемы в большинстве случаев используются технологические удаляемые подкладки или соединение «в замок». При этом, увеличивая ток пучка, добиваются вывода корневых дефектов из зоны свариваемого стыка в подкладку [4]. Такой способ позволяет получать качественные сварные швы, но в то же время снижает технологичность изготавливаемых деталей. Поэтому актуальной задачей является разработка таких методов ЭЛС со сквозным проплавлением, которые позволят исключить необходимость применения подкладки и тем самым повысить технологичность при сохранении высоких эксплуатационных характеристик сварных соединений.

Целью данной работы являлось исследование сигналов с обратной стороны изделия различной физической природы с целью изучения возможности их использования для контроля сквозного проплавления при ЭЛС. Были исследованы следующие сигналы: ток электронов, ионный ток, ток проходящих электронов и вторичное рентгеновское излучение.

В процессе ЭЛС происходит интенсивное испарение металла. В канале проплавления, формируемом в металле при воздействии мощного концентрированного пучка электронов, и над зоной сварки пары металла ионизируются электронным пучком, и образуется низкотемпературная плазма. Ионизированные пары металла частично покидают канал проплавления и перемещаются в области более низкого, чем в зоне ЭЛС, давления. В случае сварки со сквозным проплавлением часть плазмы покидает зону сварки через нижнее отверстие канала проплавления.

Ток электронов в плазме с обратной стороны изделия исследовался путем установки положительно заряженного коллектора (потенциал коллектора составлял +48 В) и создания электрической цепи для регистрации этого тока. После подачи на коллектор отрицательного заряда (потенциал коллектора составлял –48 В) был исследован ионный ток. Для регистрации и последующего исследования тока проходящих электронов с обратной стороны изделия был установлен отрицательно заряженный коллектор (потенциал –48 В), экранированный в направлении потока электронов отрицательно заряженной (потенциал –24 В) металлической сеткой, и закрытый металлической фольгой с боковых сторон. Рентгеновское излучение с обратной стороны изделия регистрировалось сцинтилляционным детектором на основе монокристалла активированного йодистого цезия и кремниевым фотоэлектронным умножителем.

В качестве изделия в экспериментах использовались цилиндрические образцы из стали 12Х18Н10Т с наружным диаметром 160 мм и толщиной стенки 10 мм. Исследование проводилось на электронно-лучевой сварочной установке с энергетическим агрегатом ЭЛА-6ВЧ. Параметры режимов представлены в таблице 1. Для лучшей интерпретации результатов производились колебания электронного пучка амплитудой 1,6 мм с частотой 810 Гц вдоль направления перемещения.

В процессе проведения экспериментов напряжение на коллекторе или напряжение фотоэлектронного умножителя регистрировалось посредством аналого-цифрового преобразователя фирмы L-Card и записывалось в файл с частотой дискретизации 200 кГц. Во всех случаях при положении электронного пучка вблизи центра канала проплавления наблюдались отчетливые скачки напряжения на коллекторе или фотоэлектронном умножителе.

Таблица 1. Параметры режима сварки

Параметр	Значение
Остаточное давление в вакуумной камере	порядка 10^{-2} Па
Ускоряющее напряжение	60 кВ
Ток электронного пучка	48 мА
Положение фокуса пучка	на середине толщины металла
Скорость перемещения пучка по поверхности изделия	5 мм/с
Положение изделия при сварке	нижнее

При регистрации тока ионов в плазме было отмечено попадание на коллектор высокоэнергетических электронов, что приводило к периодическому изменению полярности регистрируемого напряжения. Такой

характер сигнала для контроля и последующего управления сквозным проплавлением неприемлем, поэтому сигнал ионного тока в плазме далее не исследовался.

При регистрации тока электронов пучка, проходящих сквозь изделие, наблюдались существенные скачки напряжения на коллекторе, статистически не укладывающиеся в нормальное распределение вероятности. Это можно объяснить тем, что колебания расплавленного металла в корне шва приводят к колебаниям толщины жидкой пленки, что в свою очередь приводит к «дроблению» импульса тока проходящих электронов в момент нахождения пучка электронов в средней зоне канала проплавления на несколько, частично или полностью, слившихся импульсов тока. Ввиду такой сильной зависимости тока проходящих электронов от толщины металла в корне шва использование данного сигнала для контроля и управления процессом формирования сварного шва при ЭЛС со сквозным проплавлением также нецелесообразно.

Исследования тока электронов в плазме и вторичного рентгеновского излучения с обратной стороны изделия показали возможность и целесообразность использования этих сигналов для контроля и управления сквозным проплавлением при ЭЛС. Регистрация электронного тока в плазме для контроля целесообразна из-за простоты датчика и хорошей формы регистрируемых импульсов сигнала. Регистрация рентгеновского излучения требует использования более сложного и дорогостоящего оборудования, но этот недостаток компенсируется снижением требований к расположению датчика относительно канала проплавления и значительно более ранним появлением сигнала при приближении режима проплавления к сквозному. При этом в случаях, когда доступ к обратной стороне изделия затруднен или предъявляются высокие требования к точности регулирования, например, при сварке металлов больших толщин, целесообразно использование рентгеновского излучения. В остальных случаях оптимальным является использование коллектора электронов, установленного с обратной стороны изделия.

Список литературы

1. Болдарев Е.А., Пашкин А.Н., Богданов В.В. Изготовление буровых долот с применением ЭЛС // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. – 2014. – Т. 1, № 10. – С. 91–92.
2. Казаков В.А. Состояние и развитие ЭЛС в производстве аэрокосмической техники // Сварочное производство. – 1994. – № 11. – С. 2–5.
3. Васильев А.А., Ерофеев В.А., Судник В.А. Возникновение колебаний глубины пароголового канала при лучевых способах сварки // Известия Тульского гос. ун-та. Технические науки. – 2014. – № 7. – С. 130–141.
4. Марченко Е.С., Муниров Д.В., Успенский Н.В. Природа корневых дефектов при ЭЛС и методы борьбы с ними // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. – 2014. – Т. 1, № 10. – С. 109–110.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛИ «РЫЧАГ» С ПРИМЕНЕНИЕМ ПРОГРАММНОГО КОМПЛЕКСА DEFORM 2D

В.Б. Вольф, В.Ю. Курганский, С.Ю. Звонов

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
 E-mail: volfvlad030595@gmail.com

Современные САПР позволяют технологам ускорить время выпуска продукции, прогнозировать возможные дефекты на раннем этапе проектирования, повысить качество продукции.

Рассмотрены следующие вопросы:

- анализ процесса отбортовки отверстия теоретическим методом;
- проверка моделированием в программном продукте DEFORM отбортовки с утонением;
- определена необходимая энергия деформирования технологического процесса.

Рассмотрен, технологический процесс отбортовки отверстия детали «рычаг» (рис. 1). Так как при изготовлении детали наиболее опасным сечением является, участок отбортовки. Проведем расчет параметров процесса отбортовки теоретически и компьютерным моделированием.

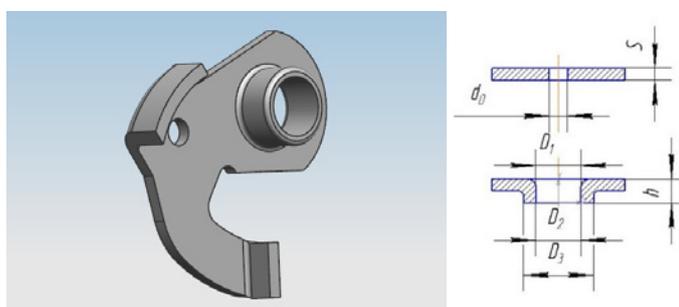


Рис. 1. Деталь «рычаг»: а) 3D чертеж детали; б) схема отбортовки отверстия детали

Технологический процесс отбортовки с принудительным утонением металла можно провести конусным пуансоном (рис. 2), а также ступенчатым пуансоном. Ступенчатый пуансон, из-за большого хода ползуна не подходит в связи с применением последовательной штамповки.

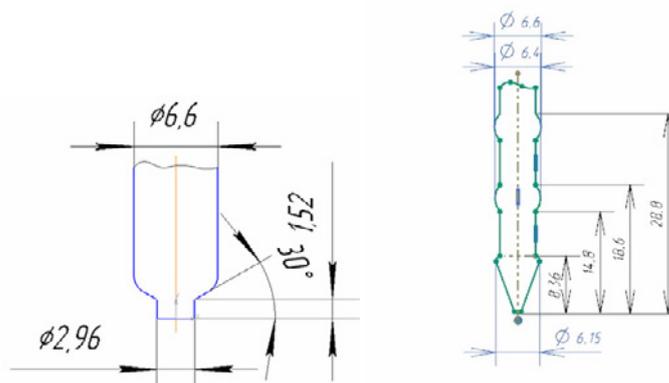


Рис. 2. Типы отбортовочных пуансонов: а – конусный пуансон; б – ступенчатый пуансон

Конусный пуансон обладает углом образующим конус (рис. 2а). Оптимальный угол α , при котором технологическое усилие наименьшее:

$$\cos \alpha_{\text{опт}} \cong 1 - 0.5 * \mu * [2 - \ln(s/s_0)] * \ln(s/s_0)$$

где s_0 – толщина борта горловины, полученная после отбортовки с утонением.

При условии что $\mu = 0.1$, получим значение оптимального угла:

$$\alpha_{\text{опт}} \cong \arccos(1 - 0.5 * 0.1 * [2 - \ln(1/1.5)] * \ln(1/1.5))$$

$$\alpha_{\text{опт}} = 30^\circ$$

$$d_0 = 2,96 \text{ мм}$$

График распределения деформаций представлен на рисунке 3(а). На рисунке 3(б) представлен график распределения напряжений.

На рисунке 4 представлена график усилия процесса.

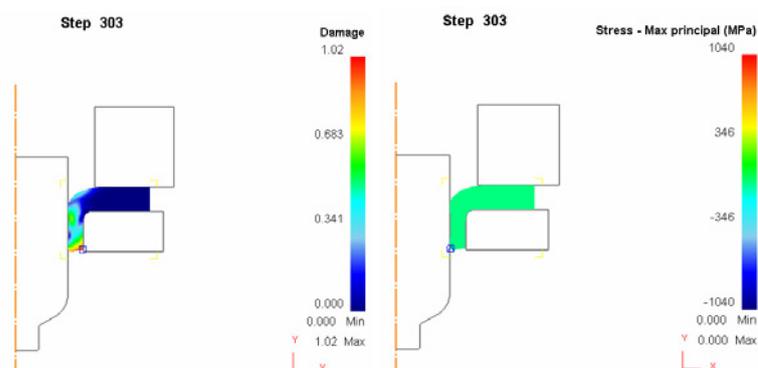


Рис. 3. Распределение напряжений и деформаций:
а – график распределения деформаций; б – график распределения напряжений

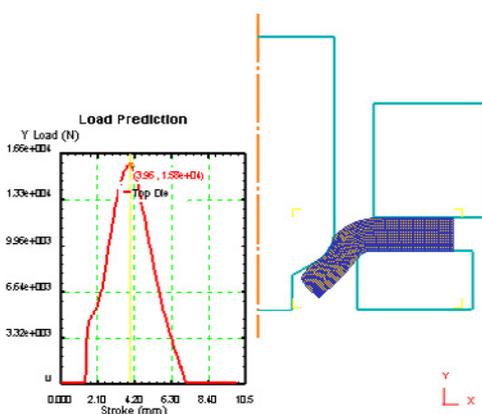


Рис. 4. График усилия процесса отбортовки

Проведённый анализ изготовления детали "Рычаг" в программном комплексе DEFORM 2D позволил сделать следующие выводы:

- приведено сравнение двух вариантов пуансонов для отбортовки с утонением;
- рассчитан оптимальный угол образующей пуансона $\alpha_{\text{опт}}=30^\circ$;
- проведено моделирование в программном продукте DEFORM 2D, подтвердило выбранный технологическую схему;
- максимальное непреднамеренное утонение составило 0,1 мм;
- определена необходимая энергия деформирования технологического процесса.

Список литературы

1. Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке. – 6-е изд., перераб. и доп. – Л. : Машиностроение, 1979. – 520 с.
2. Попов И.П. Направленное изменение толщины листовой заготовки в процессах пластического деформирования : учебное пособие – Самара : Изд-во Самар. аэрокосм. ун-та, 2006. – 190 с.
3. Рудман Л.И. Справочник конструктора штампов: Листовая штамповка / под общ. ред. Л.И. Рудмана. – Машиностроение, 1988. – 496 с.

РАЗРАБОТКА СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО КОНТРОЛЯ ОПТИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ф.А. Глущенко, Т.Р. Гришуков

Научный руководитель: к. т. н., С.Д. Васильков
Университет ИТМО
E-mail: f.glushchenko@corp.ifmo.ru

Одним из наиболее распространенных способов получения оптических изделий из полимерных материалов является литье под давлением. Преимуществами такого способа являются: изготовление оптических изделий сложной формы, повторяемость геометрии, производительность. Недостатками такого метода могут являться усадка, коробление, остаточные напряжения. В процессе литья под давлением большое значение имеют геометрия изделия, геометрия литниковой системы, технологические параметры литья и др. Эти факторы в частности могут приводить к внутренним неоднородностям при выдержке и охлаждении отливки, что является источником остаточных напряжений. Напряжения способствуют возникновению оптической анизотропии в первоначально изотропных твердых телах (в том числе полимерах), что отрицательно сказывается на оптических показателях изделия. Следовательно, следует проводить контроль оптической анизотропии через измерение остаточных напряжений, которые можно наблюдать с помощью изохрон (кривые одинаковой цветности). [1]

Создания высокоточных оптических изделий из полимерных материалов – это технологически сложный процесс, поэтому необходимо обратиться к современным решениям в области автоматизации. Процесс контроля, вместе с остальными этапами производства, можно автоматизировать, используя концепцию Индустрии 4.0. Данная концепция основана на построении сквозной связи между этапами процесса создания изделия. Например, взаимодействия между литьевой машиной, манипулятором извлечения отливки, системой подачи материала, транспортировочной лентой. При этом, принятие решений может происходить на уровне оборудования или программного обеспечения. [2]

В рамках данной концепции был разработана модель автоматизированного участка контроля оптических изделий из полимерных материалов. Важным условием является отсутствие прямого контакта поверхностей изделия и контролирующего инструмента [3]. Для контроля напряжений в линзе, был выбран метод, основанный на эффекте фотоупругости для фоточувствительных материалов. Изображение распределения напряжений анализируется по специальному программному алгоритму для автоматического выявления дефектов в изделии. Ключевыми элементами модели являются поляризационная установка, устройство видеоконтроля, устройство перемещения оптического изделия, источник света и устройства обеспечения взаимодействия этих элементов [4]. В едином информационном пространстве между элементами происходит постоянный обмен информации о текущем состоянии процесса для возможности внесения изменений в режиме реального времени. [5]



Рис. 1. Этапы автоматизированного контроля

Сначала происходит перемещение оптического изделия на линию контроля. При помощи манипулятора линза помещается в поле видимости детектирующего устройства-камеры. Затем происходит запись изображения, которое сохраняется на сервере, где происходит оценка полученного изображения с помощью программного обеспечения. После этого происходит отбор годных изделий с фиксацией результатов контроля [6]. Разработанный алгоритм можно увидеть ниже (рис. 2).

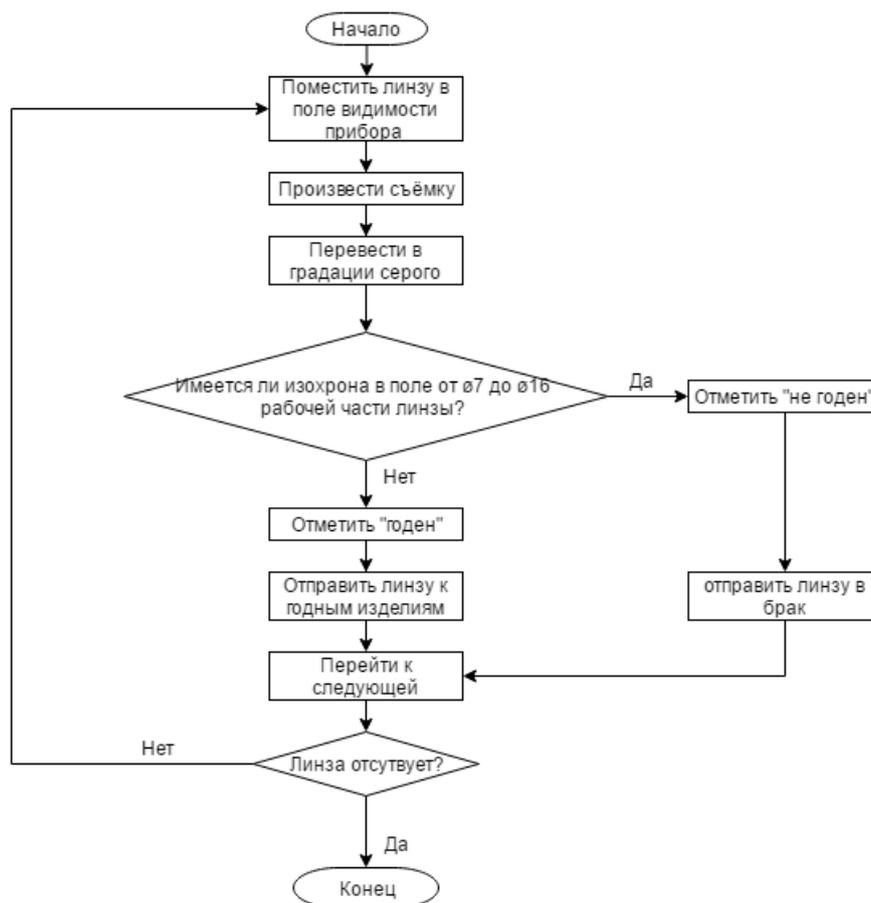


Рис. 2. Алгоритм автоматического контроля полимерных линз

В результате, была разработана модель участка контроля полимерных оптических изделий. Дальнейшим развитием данной работы является разработка автоматизированного участка литья, применяющего разработанную модель автоматизированного контроля в рамках концепции Индустрия 4.0.

Список литературы

1. Baumer S. Handbook of plastic optics. – 2nd, revised and enlarged edition. – Weinheim : Wiley-VCH, 2011. – 311 p.
2. Engleder S., Dimmler G. Industry 4.0 from the viewpoint of an injection molding machine manufacturer // *Kunststoffe international*. – 2015. – Vol. 09. – P. 34–36.
3. Hornberg A. Handbook of machine vision. – Weinheim : Wiley-VCH, 2011. – 821 p.
4. Кошеленко А.С., Позняк Г.Г. Теоретические основы и практика фотомеханики в машиностроении. – М. : Граница, 2004. – 296 с.
5. Yablochnikov E.I., Vasilkov S.D., Andreev Y.S. et al. An integrated approach to development and simulation manufacturing processes of optical products // *Management and Production Engineering Review*. – 2015. – Vol. 6, No. 4. – P. 94–103.
6. Martinez S.S., Ortega J.G., Garcia J.G. et al. A machine vision for automated headlamp lens inspection // *Vision sensors and edge detection* / F. Gallegos-Funes (ed.). – InTech, 2012. – P. 63–80.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ХОНИНГОВАНИЯ ОБРАБАТЫВАЕМОЙ ДЕТАЛИ НА СТАНКЕ С ЧПУ

Е.С. Григорьев, Р.Р. Кадыров, П.Н. Чариков, В.В. Пряничникова

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Р.Р. Кадыров
Уфимский государственный нефтяной технический университет
E-mail: gorynychzmeiy02@mail.ru

Рассматриваемая операция хонингования, как правило, является завершающей при обработке высокоточных отверстий в изделиях и более эффективна, чем полирование и притирка абразивными суспензиями и пастами. Хонингование делают вслед за операциями шлифования, растачивания, зенкерования, развертывания, протягивания.

В данной работе рассматривается разработка системы активного контроля обрабатываемой детали станка с ЧПУ.

Полученное качество обрабатываемого отверстия, а также эффективность обработки во многом определяются тем, как организован рабочий цикл хонингования. Например, изменение давления хонинговальных брусков во время рабочего цикла создают возможность варьировать показатели завершающей точности обработки, качества и производительность операции хонингования. Оптимальность рабочего цикла хонингования можно определить либо экспериментально, либо на основе анализа математической модели. В современных условиях все чаще осуществляют компьютерное моделирование процессов, так как это ускоряет проектирование и позволяет избежать некоторых ошибок.

Задача оптимизации операций хонингования должна рассматриваться с позиций поиска таких условий ведения процесса обработки, которые либо обеспечивали экстремальное значение одного из технологических показателей (точность, производительность и т.д.) при соблюдении ограничений на остающиеся учитываемые технологические показатели, либо предусматривали бы одновременное достижение заранее заданных значений комплекса технологических показателей хонингования.

Закон, по которому происходит отклик регулируемой величины во время цикла обработки детали, характеризует оптимальную структуру рабочих циклов хонингования (например, давление хонинговальных брусков). Примером такого критерия оптимальности структуры рабочего цикла является критерий условных работ, определяемый как

$$A_{\text{усл}} = \int_0^t p(t) dt \rightarrow \min.$$

Необходимость оценки эффективности цикла хонингования с переменным давлением хонинговальных брусков по тому или иному критерию обусловлена многовариантностью структур рабочих циклов, обеспечивающих требуемые условия ведения процесса.

Деление типов структур циклов на ступенчатые и бесступенчатые (по характеру изменения управляющего воздействия – давления брусков) вызвано тем, что станков, позволяющих реализовать ступенчатые циклы, достаточно много. Однако такие циклы являются менее эффективными, чем бесступенчатые [1–3].

При обработке хонингованием существует много факторов, которые учитывать достаточно трудно. Поэтому выбор математической модели процесса хонингования определяется конкретными условиями задачи оптимизации структуры рабочего цикла [2].

Анализ образования показателей съема металла, точности геометрической формы и шероховатости обрабатываемой поверхности в процессе обработки изделий машиностроения хонингованием показывает, что математическая модель, может быть представлена в следующем виде:

$$\begin{aligned} \frac{\delta Q}{\delta t} &= a_1 p + a_2 t + a_3 \varepsilon + a_4 R_a; \\ \frac{\delta R_a}{\delta t} &= b_1 p + b_2 Q + b_3 t; \\ \frac{\delta \varepsilon}{\delta t} &= c_1 p + c_2 Q + c_3 t, \end{aligned}$$

где p – радиальное давление хонинговальных брусков; t – длительность хонингования; ε – показатель точности геометрической формы обрабатываемого отверстия; R_a – показатель шероховатости обрабатываемой поверхности; Q – количество снимаемого металла; a_i, b_i, c_i – параметры математической модели.

В математической модели предусмотрена возможность ее использования для оптимизации цикла хонингования с переменным давлением брусков. Все неучтенные в явном виде факторы учтены параметрами модели.

Анализ различных возможных видов математических моделей процесса обработки хонингованием (процесса формирования технологических показателей) позволил разработать модель, описывающую объект управления – процесс обработки в достаточно широкой области.

Связь управляющего воздействия и выходного показателя модели определяется следующим уравнением:

$$k_{u1}k_{u2}\int_0^t\int_0^t x(t)dt + k_{u1}\int_0^t x(t)dt + k_0x(t) + k_{\partial 1}\frac{\partial x(t)}{\partial t} + k_{\partial 1}k_{\partial 2}\frac{d_2x(t)}{\partial t^2} = y(t),$$

где k_{u_i} – коэффициент передачи i -го интегрирующего звена; $k_{\partial i}$ – коэффициент передачи i -го дифференцирующего звена; k_0 – коэффициент передачи масштабного усилителя; $x(t)$ – управляющее воздействие [давление хонинговальных брусков $p(t)$]; $y(t)$ – управляемый технологический показатель.

В качестве экспериментального управляющего воздействия целесообразно использовать такое воздействие, которое описывается уравнением:

$$x(t)=a_0+a_1t+a_2t^2+\dots+a_nt^n. \quad (1)$$

Выбор функции вида $y(t)$ определен следующим положением, позволяющим использовать для поиска параметров модели (1) данные опыта: чем сложнее структура управляющего воздействия, тем больше индивидуальных свойств объекта управления проявляется в характере изменения управляемого технологического показателя.

В общем случае модель (1) процесса обработки может быть улучшена увеличением числа интегрирующих и дифференцирующих звеньев.

Рассмотренные модели процесса хонингования и математические методы определения закономерностей изменения давления хонинговальных брусков, направленные на улучшение технологических показателей процесса, рекомендуются для применения в производственных условиях. Разработанные алгоритмы оптимизации структуры циклов хонингования могут быть включены в системы АСУТП.

Список литературы

1. Куликов С.И., Романчук В.В., Евсеев Ю.М. Хонингование. – М. : Машиностроение, 1973. – 160 с.
2. Куликов С.И., Ризванов Ф.Ф. Прогрессивные методы хонингования. – М. : Машиностроение, 1983. – 150 с.
3. Кадыров Р.Р., Чариков П.Н. Разработка системы активного контроля обрабатываемой детали станка с ЧПУ модели СС743 // Научно-технические технологии в машиностроении : материалы Всерос. науч.-практ. конф. – Уфа : УГАТУ, 2014. – С. 25-26.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОКАЗАТЕЛЕЙ НАДЕЖНОСТИ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ФУНКЦИЙ И СВОЙСТВ ОБЪЕКТА

Ю.В. Данилова, А.Е. Гулин

Научный руководитель: доцент, к. т. н. М.А. Полякова
Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
E-mail: j.v.danilova@inbox.ru

Надежность работы продукции является одним из основных факторов, определяющих ее повышенный потребительский спрос, конкурентоспособность и востребованность на рынке. С этой точки зрения показатели надежности работы произведенной продукции должны быть не только регламентированы в соответствующих нормативных документах, но также обеспечены конкретными технико-технологическими решениями, используемыми производителем.

Нормируемый показатель надёжности рекомендуется выбирать из совокупности показателей, регламентированных в ГОСТ 27.003-83 «Надежность в технике. Основные понятия. Термины и определения», который определяет надежность как «...свойство объекта сохранять во времени способность к выполнению требуемых функций в заданных режимах и условиях применения, технического обслуживания, хранения и транспортирования» [1]. Следует подчеркнуть, что в этом определении надежность объекта тесно связано с понятием функции (или функций), для выполнения которой (которых) он предназначен. Поэтому важной задачей является определение и формулирование выполняемых функций и их взаимосвязь со свойствами, которыми должен обладать объект для их реализации. Существующие методы функционального анализа не позволяют установить такую взаимосвязь. Они применяются на определенных стадиях жизненного цикла продукции, либо используются при контроле уровня качества продукции, либо предназначены для поиска путей снижения затрат при производстве продукции. Принципиальным отличием функционально-целевого анализа (ФЦА) является то, что он применяется в течение потребительской фазы изделия, т.е. это такой промежуток времени, который начинается с обретением изделия всех характерных для него свойств и заканчивающийся моментом достижения состояния, когда в результате износа невозможна эксплуатация изделия в соответствии с его назначением [2, 3]. Особенностью ФЦА является рассмотрение объекта исследования, начиная с момента приобретения им соответствующих потребительских функций в течение потребительской фазы жизненного цикла изделия, не акцентируя внимание на способе и особенностях производства данного объекта.

Рассмотрим, каким образом будут сформулированы функции и свойства на примере одного из распространенных видов метизов болта машиностроительного, который производится по ГОСТ 7798-70 и ГОСТ 7805-70. Главная полезная функция болта машиностроительного заключается в предотвращении перемещения сдвига соединяемых изделий друг относительно друга. Однако для выполнения главной полезной функции болт должен выполнять и ряд других функций. Транспортная функция – это обеспечение доставки болтов к месту установки по назначению. Транспортная функция болта машиностроительного обеспечивается коррозионной стойкостью, компактностью, легкостью. Функция хранения подразумевает поддержание характеристик болта на уровне нового изделия путем защиты от различных воздействий окружающей среды. Болты являются крепежными элементами, которые имеются в запасе на каждом предприятии, соответственно, стадия хранения является самостоятельной стадией для данного вида изделия. Функция хранения обеспечивается коррозионной стойкостью и компактностью. Монтажная функция – это пригодность для выполнения действий по приведению болтового соединения в рабочее состояние, в ходе которого происходит совмещение деталей, т.е. завинчивание болтов. При монтаже на болт действуют деформация кручения, сила трения и др. Монтажная функция включает в себя собираемость, устойчивость к разрушению, многоразовая затяжка, твердость, легкосъемность, взаимозаменяемость, сопряжение с инструментом, легкость. Эксплуатационная функция заключается в поддержании характеристик болта на требуемом уровне в процессе его работы и заключается в обеспечении устойчивости к разрушению, устойчивости к растягивающим/сжимающим деформациям, устойчивости к сдвиговым деформациям, коррозионной стойкости, отсутствию самоотвинчивания, легкости, эстетичности.

Следует отметить, что в отличие от ставшей классической древовидной структуры рассмотрения функций и свойств объекта при предложенном подходе возможна сетевая структура, поскольку одно и то же свойство может обеспечивать несколько функций (рис. 1).

Существенным отличием сетевой структуры связей свойств от иерархической схемы свойств болта является наличие связи отдельных полезных функций болта с несколькими стадиями потребительской фазы ЖЦ болта. Множественность связей определяет силу влияния свойств более низкого уровня на групповые. Таким образом, исчезает потребность дополнительной оценки силы влияния отдельных единичных свойств на групповые, она полностью определяется структурой и количеством связей [4]. При этом сетевая структура позволяет более наглядно отразить воздействие отдельной полезной функции на стадии потребительской фазы ЖЦ продукции.

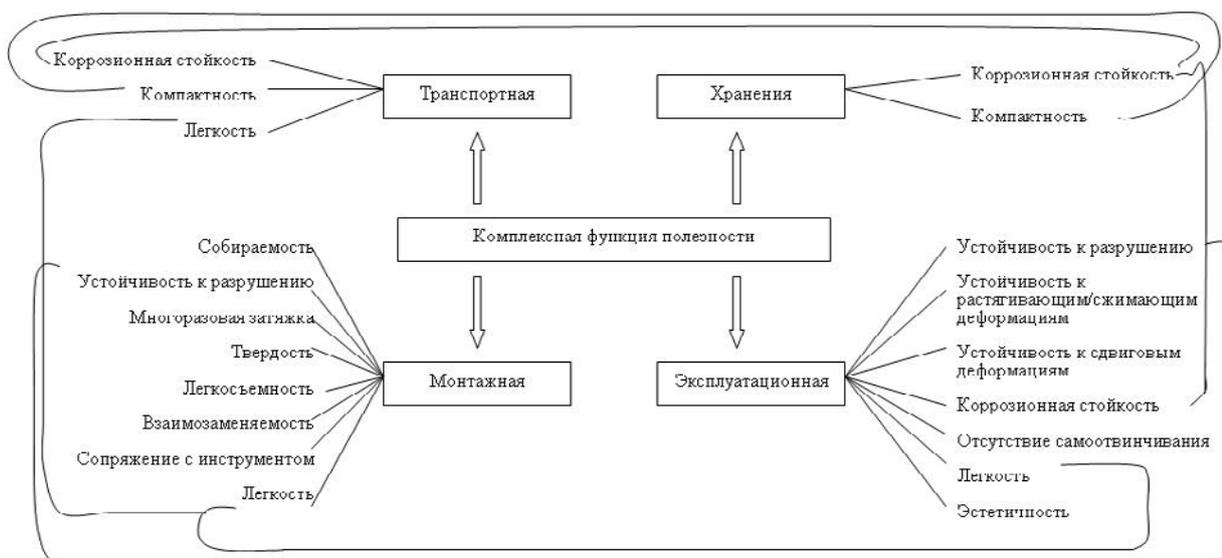


Рис. 1. Сетевая структура комплексной функции полезности болта машиностроительного с выделением его потребительских функций на различных стадиях потребительской фазы жизненного цикла

Выводы. Согласно ГОСТ 27.003-83 количественные характеристики надежности вводятся согласно правилам статистической теории надежности, однако данная теория показывает достаточную адекватность только при крупно- и среднесерийном производстве. Поэтому для формулирования и выбора показателей надежности объектов единичного производства, либо полученным по перспективным технологиям требуется применение принципиально новых подходов. С этой точки зрения использование функционально-целевого анализа позволит установить взаимосвязь между функциями изделия, которые необходимы потребителю, и свойствами, которые обеспечивает производитель в ходе производственного процесса. Такой подход позволит обосновать взаимоприемлемые показатели надежности независимо от области применения изделия.

Список литературы

1. ГОСТ 27.003-83. Надежность в технике. Основные понятия. Термины и определения.
2. Рубин Г.Ш. Квалиметрия метизного производства. – Магнитогорск : МГТУ, 2012. – 167 с.
3. Рубин Г.Ш., Полякова М.А. Использование функционально-целевого анализа для развития научных основ стандартизации // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2014. – № 1. – С. 97–102.
4. Рубин Г.Ш., Данилова Ю.В., Полякова М.А. Функционально-целевой анализ как метод структурирования функций и свойств металлоизделий. Сообщение 1 // Производство проката. – 2015. – № 5. – С. 27–31.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОУДАРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ КЕРАМИКИ СОСТАВОВ $ZrO_2(Y_2O_3)$ И $ZrO_2(MgO)$

Е.А. Деркач^{1,2}, Ю.Л. Кретов², С.П. Буюкова^{1,2,3}, С.Н. Кульков^{1,2,3}

Научный руководитель: профессор, д. т. н. С.П. Буюкова

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

³Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: eadtomsk@yandex.ru

Введение

Современные темпы развития аэрокосмического машиностроения задают требования к разработке и внедрению новых функциональных материалов, направленных на эффективную работоспособность как в условиях резкой смены температуры, так и при постоянных термических условиях. Особое внимание привлекает циркониевая керамика за счет своих уникальных свойств, таких как аномально низкая теплопроводность $\lambda=1,7-2,0$ Вт/(м·К) [1] и высокая температура плавления $t_{пл}=2715$ °С [1]. В частности, наибольший интерес представляют твердые растворы ZrO_2 с оксидами MgO, Y_2O_3 . Исследования стойкости циркониевых керамик к термическим воздействиям начаты довольно давно [2–9], однако до сих пор не определено влияние структурно-фазового состояния на устойчивость к термоударным нагрузкам. В связи с этим целью работы являлось изучение влияния состава циркониевой керамики на структурно-фазовое состояние при термоударных воздействиях.

Материалы и методики

Объектами исследования служили образцы керамики составов $ZrO_2(Y_2O_3)$ и $ZrO_2(MgO)$. Термоударные нагрузки осуществлялись охлаждением керамики в воду от температуры 1000 до 20 °С. Анализ микроструктуры керамик осуществлялся посредством оптической и электронной микроскопии. Исследования фазового состава производились по рентгеновским дифрактограммам в интервале углов дифракции 25–100°, полученным при фильтрованном $CuK\alpha$ излучении. По уширению рентгеновских рефлексов проводился расчет размеров областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей (ОКР) [10].

Результаты и обсуждение

Данные рентгеноструктурного анализа показали наличие двух высокотемпературных фаз в керамике $ZrO_2(MgO)$: тетрагональной $t-ZrO_2$ и кубической $c-ZrO_2$. Фазовый состав керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$ представлен только тетрагональной модификацией $t-ZrO_2$ диоксида циркония. Установили, что после термических воздействий фазовый состав керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$ сохранялся неизменным вне зависимости от количества испытаний. Рентгенограммы показали наличие пиков только тетрагональной сингонии $t-ZrO_2$. В образцах $ZrO_2(MgO)$ наблюдалась иная картина: уже после первых нагружений происходило сокращение объема высокотемпературных фаз ($t-ZrO_2$ и $c-ZrO_2$), при этом наблюдалось возрастание доли моноклинной модификации $m-ZrO_2$. Одной из причин такого явления может являться расстабилизация твердого раствора ZrO_2-MgO , сопровождающаяся выходом ионов магния Mg^{2+} в процессе термоударных нагружений.

На основе данных рентгенограмм рассчитаны величины областей когерентного рассеяния для исследуемых керамик и установили, что значения ОКР для образцов $ZrO_2(Y_2O_3)$ оставались неизменными как до, так и после термических воздействий и составили около 60 нм вне зависимости от числа термонагружений. В керамике $ZrO_2(MgO)$ наблюдалось уменьшение значений ОКР в процессе термоударных нагружений: величины ОКР до термических испытаний составляли около 45 нм, а уже после нескольких циклов значения составили 25 нм. Такие изменения можно объяснить наличием значительных сжимающих напряжений, возникающих при увеличении объема элементарной ячейки при фазовом переходе из высокотемпературной $c-ZrO_2$ модификации в низкотемпературную $m-ZrO_2$.

Взаимодействие растягивающих и сжимающих напряжений, возникающих в процессе нагревания и резкого охлаждения, приводило к формированию блочной фрагментарной структуры у всех исследуемых керамик, однако у каждого состава данный эффект проявлялся по-разному. На поверхности образцов состава $ZrO_2(Y_2O_3)$ начиная с третьего термического воздействия происходило формирование блочной структуры, причем с каждым последующим циклом термических испытаний наблюдалась дальнейшая фрагментация уже сформированных блоков, и на девятый цикл средний размер блоков составлял 268 мкм. Формирование фрагментарной структуры в образцах $ZrO_2(MgO)$ начиналось с первого термического нагружения, однако дальнейшего измельчения блоков не наблюдалось, при этом средний размер фрагментов составил 268 мкм. Несмотря на формирование фрагментарной структуры, все исследуемые образцы сохранили свою целостность в макрообъеме.

Заключение

Полученные в ходе исследований результаты свидетельствуют о том, что тип твердого раствора в керамике на основе ZrO_2 оказывает существенное влияние на структурно-фазовое состояние. Керамика,

стабилизированная твёрдым раствором Y_2O_3 , сохраняла свой фазовый состав, при этом значения ОКР сохранялись неизменными и составили порядка 60 нм, в отличие от твёрдого раствора MgO, который приводил к расстабилизации состава, и, как следствие, сокращению доли высокотемпературных фаз и ростом объёма низкотемпературной моноклинной сингонии, что приводило к снижению величины областей когерентного рассеяния с 45 до 25 нм. У всех исследуемых керамик наблюдалось формирование фрагментарной структуры, но с определенными различиями: в составе $ZrO_2(Y_2O_3)$ формирование блоков началось только с третьего цикла термических воздействий и происходило по границе зерна и с каждым последующим циклом наблюдалось образование внутри новых блоков, в то время как в составе $ZrO_2(MgO)$ кристаллиты дробились за счет фазовых превращений, и образование блоков начиналось и заканчивалось уже после первого термического воздействия.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ
(соглашение № RFMEFI60714X0056).*

Список литературы

1. Бабичев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М. и др. Физические величины. Справочник / под. ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова – М. : Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
2. Fargas G., Casellas D., Llanes L., Anglada M. Thermal shock resistance of yttria-stabilized zirconia with Palmqvist indentation cracks // J. Eur. Ceramic Society. – 2003. – Vol. 23. – P. 107–114.
3. Angle J.P., Steppan J.J., Thompson P.M. et al. Parameters influencing thermal shock resistance and ionic conductivity of 8 mol% yttria-stabilized zirconia (8YSZ) with dispersed second phases of alumina or mullite // J. Eur. Ceramic Society. – 2014. – Vol. 34. – P. 4327–4336.
4. Pia G., Casnedi L., Sanna U. Porosity and pore size distribution influence on thermal conductivity of yttria-stabilized zirconia: Experimental findings and model predictions // Ceramics International. – 2016. – Vol. 42. – P. 5802–5809.
5. Wang R., Li W., Li D. et al. Thermal shock study of ceramic materials subjected to heating using a simple developed test method // J. Alloys and Compounds – 2015. – Vol. 626. – P. 56–59.
6. Гаршин А.П., Гропянов В.М., Зайцев Г.П. и др. Керамика для машиностроения. – М. : Научтехлитиздат, 2003. – 384 с.
7. Промахов В.В., Буякова С.П., Кульков С.Н. Структурные и фазовые превращения в керамике на основе ZrO₂ при термических воздействиях // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2011. – Т.8, № 4. – С. 11–16.
8. Promakhov V., Buyakova S., Illavszky V. et al. Thermal expansion of oxide systems on the basis of ZrO₂ // J. of Silicate Based and Composite Materials. – 2014. – № 3. – P. 81–83.
9. Дятлова Е.М., Баранцева С.Е., Какошко Е.С. и др. Особенности синтеза керамики с малым ТКЛР // Стекло и керамика. – 2005. – № 8. – С. 10–13.
10. Кульков С.Н., Буякова С.П. Современные методы анализа в материаловедении : учебное пособие. – Томск : Изд-во Томского политехн. ун-та, 2011. – 84 с.

ТОРЦЕВОЙ КИНЕМАТИЧЕСКИЙ ВОЛНОВОЙ РЕДУКТОР С УЛУЧШЕННОЙ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТЬЮ

М.А. Джасем

Научный руководитель: профессор, д.т.н. П.Я. Крауиньш
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: eng.mjase85@gmail.com

Волновой редуктор представляет собой механическую передачу, которая преобразует энергию деформации гибкого элемента в движение. Редуктор данного типа впервые был построен в 1959 году американским изобретателем Массером. Открытие стало новым этапом в развитии инженерной техники. Волновая передача позволила обеспечивать недостижимый до того момента уровень кинематической точности и невероятную плавность движения. Также с ней можно было добиваться высокого передаточного отношения при небольшом количестве составных деталей. Сейчас подобные механизмы используются в ракетной и авиационной отраслях, в робототехнике, в точном машиностроении, а также при производстве манипуляторов, от которых требуется высокая точность перемещения. К недостаткам волновых передач можно отнести высокую напряженность основных элементов гибкого колеса и генератора волн [1].

Анализ патентной литературы показал, что предлагаемая схема действия кинематического волнового редуктора с торцевыми зубьями обладает патентной частотой и на сегодняшний день аналогов не обнаружено. Использование волнового редуктора с торцевыми зубьями позволяет решить комплекс задач: повысить кинематическую точность передачи движения при большом передаточном отношении и малом числе деталей, повысить долговечность, надежность зацепления, уменьшить массо-габаритные характеристики, снизить вибрационные, шумовые характеристики путем улучшения геометрии зубчатых колес и кинематической схемы зацепления [2].

В данной работе рассматривается принципиально новая схема кинематического редуктора с торцевыми зубьями (рис. 1).

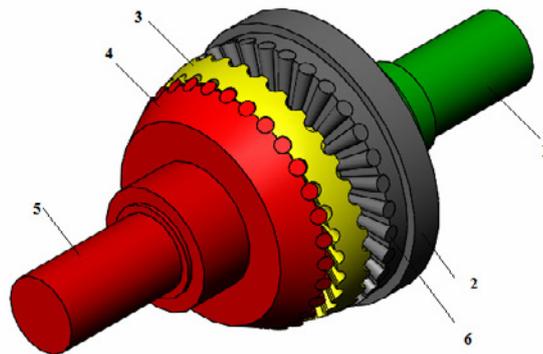


Рис. 1. Схема кинематического редуктора с торцевыми зубьями: 1 – входный вал; 2 – входное колесо; 3 – шестерня; 4 – выходное колесо; 5 – выходный вал; 6 – зуб колеса в форме багажника конуса

Редуктор имеет свойство зацепления Новикова [3]. Профиль зуба колеса и шестерни в форме багажника конуса, радиус его основной базы (r). Такой профиль обеспечивает большую площадь контакта, по сравнению с эвольвентным зацеплением, что обеспечивает высокую нагрузочную способность. На рис. 2 показано движение зубьев во время движения шестерни.

С помощью программы SolidWorks мы выберем оптимальные размеры волнового редуктора для того, чтобы получился наименьший возможный угловой зазора между колесом и шестерней, следовательно для перемещения колеса нужно будет меньше энергии. Потому что чем меньше этот угловой зазор, тем значит меньшее перемещение будет совершать колесо [4–5].

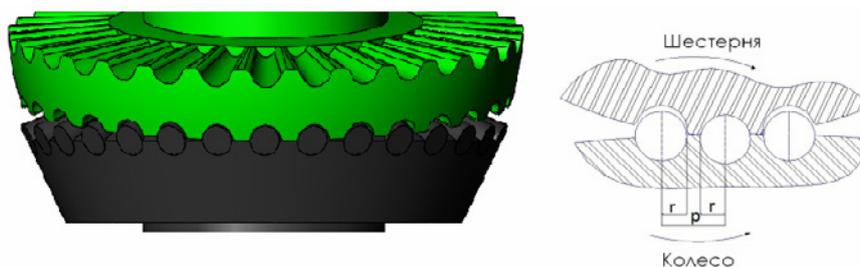


Рис. 2. Зацепление колеса и шестерни

Для проверки нагрузочной способности зубьев сделаем колесо редуктора неподвижным звеном, в свою очередь шестерню поворачиваем на определенный малый угол. Происходит контакт поверхностей зубьев колеса и шестерни. При малых значениях угла поворота отсутствует интерференция. Чем выше значение угла поворота, тем больше интерференция колеса и шестерни (рис. 3 красная зона).

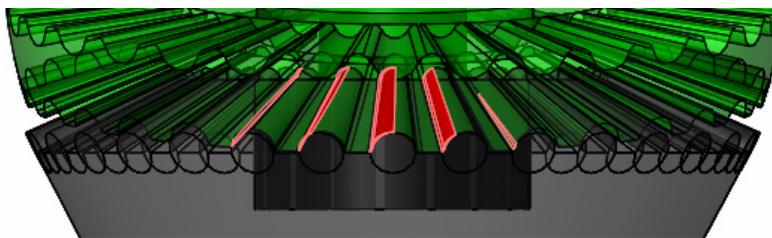


Рис. 3. Интерференция колеса и шестерни

Воспользовавшись полученной интерференцией можно определить величину удельной деформации зуба ϵ . Таким образом, напряжение σ определяется формулой:

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

Примечательным в этой схеме является разность между числом зубьев колеса и шестерни в один зуб. Эта разность позволяет получить высокое значение нагрузочной способности, т.к. нагрузку воспринимает не один зуб, а ряд зубьев.

Список литературы

1. Ануриев В.И. Справочник конструктора машиностроителя : в 3 т. – М. : Машиностроение, 2001. – Т.1. – 920 с.
2. Вершинина Е.А., Крауиньш П.Я. Исследование профиля зубчатого зацепления кинематического волнового редуктора с торцевыми зубьями // Современные проблемы машиностроения : труды V Междунар. научно-технической конференции. – Томск: Изд. ТПУ, 2010. – С. 420–424.
3. Краснощекое Н.Н., Федякин Р.В., Чесноков В.А. Теория зацепления Новикова. – М. : Наука, 1976. – 175 с.
4. Алямовский А.А. Инженерные расчеты в SolidWorks Simulation. – М. : ДМК Пресс 2010. – 464 с.
5. Орлов П.И. Основы конструирования. – М. : Машиностроение, 1988. – 560 с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА КРИОГЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ В ХОДЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПРИ 4,2 К

С.Б. Ермаков, А.Р. Салокеева

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Б.С. Ермаков
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
E-mail: s.b.ermakov@bk.ru

Криогенное оборудование помимо длительных эксплуатационных низкотемпературных циклов и межэксплуатационных технологических разогревов подвергается ремонтным сварочным разогревам, связанным как с восстановлением работоспособности данного оборудования, так и с модернизацией существующих систем. Температуры таких разогревов металла оборудования могут достигать сотен градусов, а суммарное время разогревов в ходе длительной эксплуатации достигать десятков и даже сотен часов. Одним из наиболее распространенных материалов криогенной техники являются хромоникелевые стали, сохраняющие работоспособность вплоть до температур жидкого гелия.

В данной работе обсуждается роль термических процессов, в том числе, сварочных, ремонтных и межэксплуатационных технологических разогревов криогенного оборудования, в формировании свойств основного металла и зон термического влияния (ЗТВ) ремонтных и монтажных швов хромоникелевых сталей с различным содержанием никеля. Для комплексного изучения влияния технологических и ремонтных разогревов на структуру и свойства ЗТВ хромоникелевых сталей были проведены исследования на образцах, изготовленных из ряда опытных плавок хромоникелевых сталей, содержащих от 11 до 25% никеля. Плавки были получены путем дополнительного введения в базовый состав никеля, что позволило избежать дополнительного влияния других элементов. Слитки опытных плавок были прокованы на прутки диаметром 20 мм по стандартным режимамковки, принятым для данных марок сталей и разрезаны на образцы для механических испытаний. Термическая обработка образцов заключалась в аустенитизации при 1050 °С, выдержке при температуре аустенитизации 60 минут с последующим охлаждением в воде и последующих отпусках при температурах от 200 до 800 °С. Время отпусков варьировалось от 0,5 до 100 ч.

Таблица 1. Химические составы опытных плавок

Химический состав базовой плавки, % масс.							Плавка №, содержание никеля, % масс.							
C	Si	Cr	Mn	S	P	Fe	1	2	3	4	5	6	7	8
0,12	0,34	17,8	1,02	0,012	0,019	Ост	11,0	13,1	14,5	16,0	18,2	20,0	22,9	24,6

Таким образом, были получены результаты исследования механических свойств сталей, подвергшихся аустенитизации, в зависимости от содержания никеля в стали. Известно, что в концентрационном диапазоне легирования никелем наблюдаются две группы сталей. Первая – с содержанием никеля до 13%. Эти стали претерпевают $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение при охлаждении и деформации, а также изменение их механических свойств, что связано с объемом мартенситного превращения [1]. В ходе испытаний максимальное повышение прочности материала при понижении температуры отмечено у стали с минимальным содержанием никеля, объем мартенситного превращения в которой составил около 6–8%, в стали с 13% никеля доля мартенсита была всего 1,5–3%. Исследования сталей со стабильной аустенитной структурой показали, что максимальные значения пределов прочности и текучести (плавки 3–8) достигаются при содержании никеля 18–20 %. Последующее увеличение в стали никеля сопровождается падением прочностных свойств при сохранении пластичности и вязкости примерно на одном уровне. С понижением температуры испытательные прочностные свойства повышаются, пластичность и вязкость понижаются.

Данные выводы позволяют только охарактеризовать поведение металла, находящегося в аустенитном состоянии. В то же время в процессе монтажной и ремонтной сварки деталей низкотемпературных конструкций, металл может подвергаться высокотемпературным разогревам, температура и время которых зависит от условий сварки, монтажа и эксплуатации оборудования. Такие нагревы, приводящие к изменению структурного состояния материала, влияют на его механические свойства при нормальных и низких температурах, что требует дополнительного исследования [3]. С этой целью образцы плавок 1,2 и 6 (табл. 1) подвергались разогревам, имитирующим условия нагревов в зоне термического влияния сварных соединений и условия межэксплуатационных технологических разогревов. По ходе эксперимента опытные образцы подвергались разогревам в диапазоне температур от 200 до 900 °С. Время, которое образцы находились при температуре разогревов, варьировалось от 0,05 до 100 ч.

Изучение структуры аустенитизированных и в дальнейшем отпущенных образцов показало, что с повышением температуры и увеличением времени отпуска в структуре всех опытных сталей возникают включения избыточных фаз. После исследования механических свойств материалов изломы разрушенных в ходе испытаний образцов изучали методами эмиссионного химико-спектрального анализа [2, 4, 5] и

рентгеноструктурного анализа. В ходе исследований было установлено, что при разогреве образцов в диапазоне температур 450–500 °С в течение от 0,05 до 0,25 ч в границах зерен образуются кластерные предвыделения избыточных фаз с повышенным содержанием хрома. При повышении времени разогрева до 1–10 ч в границах зерен были отмечены карбидные включения, а при повышении температуры нагрева до 650 °С и выдержке до 10 ч в границах зерен развивается разорванная карбидная сетка. Дальнейшее повышение температуры до 700 °С приводит к постепенной коагуляции карбидных включений и вместо зернограничной карбидной сетки в границах зерен образуются сфероидальной формы карбиды $Me_{23}C_6$.

При возникновении и росте карбидных включений наблюдается постепенное повышение прочностных свойств с незначительным снижением пластичности и вязкости сталей. Однако в ходе исследований были обнаружены температурно-временные режимы разогревов зоны, провоцирующие аномальное охрупчивание сталей при температурах ниже температур жидкого азота (77 К). Первая зона наблюдается при отпуске 250–350 °С и выдержке при этих температурах свыше 25–35 ч. Вторая зона охрупчивания наблюдается при температурах отпуска 500–650 °С. Третья зона резкого падения вязкости и пластичности при разогревах $T \geq 750$ °С.

Выводы

1. В ходе исследований была подтверждена первоочередная роль никеля в формировании свойств основного металла и сварных соединений низкотемпературных конструкций, технологический процесс эксплуатации которых включает в себя промежуточные межэксплуатационные разогревы.
2. Показано, что межэксплуатационные и ремонтные, в том числе, сварочные разогревы могут приводить к структурным изменениям, охрупчивающим материал, причем, эффект охрупчивания возникает во всех сталях, независимо от содержания в них никеля.
3. На основании проведенных исследований были выявлены зоны, потенциально опасные с точки зрения развития хрупких дефектов в криогенном оборудовании, работающем в условиях сложных термических циклов или подвергшихся в ходе эксплуатации ремонтным разогревам.

Список литературы

1. Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С. Ресурс материалов низкотемпературных конструкций. – СПб. : Химиздат, 2006. – 512 с.
2. Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Слепцов О.И. Материалы для низких и криогенных температур. Энциклопедический справочник. – СПб. : Химиздат, 2008, 768 с.
3. Старцев В.И., Ильичев В.Я., Пустовалов В.В. Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах. – М. : Металлургия, 1975. – 328 с.
4. Королев Н.В., Колчин Г.Г., Ермаков Б.С. Опыт применения эмиссионного спектрального микроанализа для повышения надежности конструкционных материалов. – Л. : ЛДНТП, 1987. – 29 с.
5. Хорошайлов В.Г., Ермаков Б.С. Немагнитные стали криогенного назначения. – Л. : ЛДНТП, 1985. – 19 с.

ОЦЕНКА ПОТЕРЬ В ТРАНСМИССИИ МАШИНЫ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ МЕСТОРОЖДЕНИЙ ПОЛЕЗНЫХ ИСКОПАЕМЫХ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕМЕННОЙ НАГРУЗКИ

И.Е. Звонарев, С.Л. Иванов

Санкт-Петербургский горный университет
E-mail: ZVano@mail.ru

Механическая трансмиссия машины представляет собой в общем случае упругую многомасную колебательную систему, состоящую из элементов с упругими, инерционными и диссипативными свойствами.

Энергоресурс механической трансмиссии (редуктора) будет складываться из энергоресурсов, входящих в него звеньев. Возникновение отказа связано с выработкой энергоресурса единичного звена последовательной цепи элементов трансмиссии. Ресурс работы трансмиссии машины и ресурсы ее элементов определяются отношением величины энергоресурса к величине потерь мощности в трансмиссии в целом или ее элементах соответственно [1]. Энергоресурс редуктора до отказа определяется выражением [2]:

$$\Theta = \sum_{j=1}^l \left[\sum_{i=1}^n \left(\frac{A_{i,j} \cdot N_{B_{lim}}^{1-m_{i,j}}}{1-m_{i,j}} \right) \cdot u_j \right] + \sum_{k=1}^p P'_k \cdot N_k,$$

где $N_{B_{lim}}$ – предельное число циклов входного звена (звена приведения); u_j – передаточное число трансмиссии j -й ступени; $A_{i,j}$ – постоянный коэффициент кривой энергоресурса i -го звена j -й ступени; $m_{i,j}$ – показатель кривой энергоресурса соответственно, P'_k – удельная работа потерь, отнесенная к одному циклу нагружения, в валах, корпусных элементах трансмиссии и аналогичные им потери; N_k – соответствующее число циклов.

При динамическом внешнем воздействии на трансмиссию, ее элементы рассеивают дополнительное количество энергии. Необходимо отметить тот факт, что трансмиссия ведет себя как единое целое, имея общую резонансную частоту (частоты). Это объясняется связанностью элементов трансмиссии в единую кинематическую цепь, что оказывает взаимное влияние отдельных элементов друг на друга [3]. Кроме этого, первостепенное значение имеет наличие диссипативных потерь как в отдельных деталях, так и кинематических парах. При этом мгновенная внешняя нагрузка может быть представлена выражением

$$P_i(t) = P_n + \sum_{i=1}^n A_i \sin(\omega_i t + \alpha_i),$$

где P_n – постоянная составляющая нагрузки; A_i – амплитуды частотных составляющих нагрузки; ω_i – частоты переменных составляющих нагрузки; α_i – смещение фаз периодических составляющих. Количество выражений n , определяющих характер внешней нагрузки определяется необходимостью приблизить расчетные и действительные нагрузки.

Поведение трансмиссии при динамическом внешнем воздействии достаточно точно, может быть определено посредством эквивалентных схем. Применение упрощенных эквивалентных схем возможно при определении резонансных частот и оценке коэффициентов усиления внешней переменной нагрузки. Использование отдельно взятых универсальных схем соответствующих основным узлам трансмиссии и получение из них эквивалентной схемы трансмиссии в целом позволяет поэлементно оценить потери и учесть, таким образом, расходование энергоресурса различных элементов системы. Наиболее распространенными подобными узлами являются зубчатые передачи с элементами их крепления на валах, подшипниковые опоры и валы. При этом уточнение параметров таких единообразных схем приведет к уточнению получаемой информации о трансмиссии путем последовательного или параллельного соединения локальных схем, в зависимости от кинематики трансмиссии.

Используя алгоритмы и принципы, заложенные в работе [1] была разработана математическая модель механической трансмиссии [4]. Величина коэффициента поглощения определялась как отношение потерь мощности в кинематической паре при средней нагрузке за цикл к амплитуде переменной составляющей передаваемой мощности. Соответствующие коэффициенты рассеивания колебаний в валах, шпоночных и шлицевых соединениях принимались в соответствии с рекомендациями [3, 5]. Величины искомым мощностей определялись при помощи разработанных универсальных моделей элементов, составляющих узел трансмиссии. Величина коэффициента вязкого сопротивления, частоты вынужденных и собственных колебаний системы определяют коэффициент динамичности и изменения амплитуд циклов нагружения.

Если внешняя нагрузка представлена циклограммой нагружения, то учет влияния различных по величине циклов нагружения на долговечность детали обычно оцениваются посредством коэффициента a_p , называемого суммой относительных повреждений и рассчитываемого исходя из линейной гипотезы суммирования. Исходя из линейной гипотезы и учитывая функциональную зависимость напряжений, возникающих в элементах системы трансмиссии под действием внешних усилий, и относительных мощностей, соответствующих величине внешнего воздействия, можно записать:

$$a_p = \zeta \cdot a_f \geq 0,2.$$

Здесь $a_f = 0,9 \dots 1,15$ – коэффициент, учитывающий влияние частоты нагружения, в диапазоне 1-1000 Гц, аппроксимирован двумя участками прямой, точка перегиба 50 Гц соответствует значению коэффициента,

равного единице; ζ – коэффициент, характеризующий форму блока нагружения и определяющийся выражением

$$\zeta = \sum_{i=1}^l \frac{P_{ai}}{P_{amax}} t_i,$$

где t_i – отношение количества импульсов i -й амплитуды к числу циклов в блоке циклограммы.

Используя рассчитанный таким образом коэффициент a_p , ресурс элемента возможно определить как

$$T_{pec} = \frac{a_p \cdot \mathcal{E}}{\Delta P}.$$

В свою очередь, ресурс всей трансмиссии до первого отказа будет определяться минимальным из ресурсов ее элементов.

Список литературы

1. Иванов С.Л., Коломийцов М.Д. Совершенствование методов расчета и оценки качества горных машин (на примере привода подачи типа «Урал») // Записки СПГГИ. – 1995. – Т. 1, № 142. – С. 113–120.
2. Иванов С.Л. Основы расчетного определения энергоресурса редукторов горных машин // Горный журнал. – 1997. – № 11. – С. 29–30.
3. Докукин А.В., Красников Ю.Д., Хургин З.Я. Статистическая динамика горных машин. – М. : Машиностроение, 1978. – 239 с.
4. Нгуен Фам Тхык. Экспериментальное исследование влияния динамических нагрузок на потери в зубчатых передачах // Записки ЛГИ. – 1981. – Т. 87. – С. 20–23.
5. Ривин Е.И. Динамика привода станков. – М. : Машиностроение, 1966. – 204 с.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

И.Е. Звонарев, А.И. Фоломкин, Э.Х. Муратбакеев

Санкт-Петербургский горный университет
E-mail: ZVano@mail.ru

Одним из путей повышения уровня качества машиностроительных изделий и эффективности производства является всестороннее моделирование технологических процессов происходящих в технологическом цикле. В настоящее время на рынок выходят новые версии систем автоматизированного проектирования технологических процессов позволяющие проектировать сложные технологические процессы механической обработки, рассчитывать трудовые и материальные затраты на изготовление изделий, формировать установленные стандартами, определенной страны, необходимые комплекты документов, поддерживать автоматический документооборот и управление изменениями.

Однако имеющиеся на сегодняшний день системы проектирования позволяют автоматизировать лишь определенные этапы подготовки производства, верифицировать программы для станков с ЧПУ, решить некоторые вопросы, связанные с рациональным выбором режимов. При этом вопрос о верификации и полноценном моделировании технологических процессов связанных с обработкой на металлорежущем оборудовании остается открытым, так как перечисленные программы строятся на базе эмпирических моделей и существенных упрощений. Имеющиеся же в большом количестве САЕ системы, в том числе и интегрированные, построенные на методе конечных элементов и его модификациях, хоть и являются универсальным и мощным средством проведения анализа, не имеют возможности автоматической подготовки и расчета начальных условий с учетом специфики процессов лезвийной обработки.

В свою очередь для полноценной верификации технологических процессов необходимо, что бы их модели отвечали следующим требованиям:

- 1) модель технологического процесса должна полностью соответствовать и повторять реальные процессы;
- 2) параметры модели технологического процесса должны определяться в зависимости от технологических режимов и параметров технологической системы;
- 3) модели должны быть адекватными для широкого диапазона технологических режимов.

В соответствии с перечисленными выше требованиями необходимо чтобы формообразование в такой моделирующей программе происходило строго в соответствии с исследуемым технологическим процессом. На сегодняшний день можно выделить два основных метода формообразования метод следа и метод касания. При формообразовании поверхностей деталей по методу следа образующая линия является следом (траекторией) движения точки – вершины режущей кромки инструмента. Принцип формообразования поверхностей по методу касания заключается в том, что образующей линией служит режущая кромка инструмента, а направляющая линия является касательной к реальной траектории движения точек режущей кромки инструмента.

Основной же задачей данного исследования найти подходы и создать предпосылки для разработки приложений, на базе трехмерной графики, моделирующие технологические процессы, используя теоретические зависимости, максимально полно описывающих технологическую систему и процесс обработки с последующим использованием полученных данных в качестве начальных условий при решении технологических задач методом конечных элементов.

Для проведения подобных работ был выбран язык программирования *Delphi*, основными достоинствами которого являются возможность объектно-ориентированного программирования, быстрое визуальное построение приложений из имеющихся прототипов, широкие возможности по работе с базами данных. Последние версии *Delphi* поддерживают отладку 64-битных приложений *iOS*, *Android*, что позволяет разрабатывать приложения для современных планшетных устройств.

Кроме того, *Delphi* позволяет достаточно легко работать с *OpenGL (Open Graphics Library)* представляющий платформонезависимый (независимый от языка программирования) программный интерфейс для написания приложений, использующих двумерную и трёхмерную компьютерную графику и включающую более 300 функций для рисования сложных трёхмерных сцен из простых примитивов.

В разработанном авторами, с использованием среды *Delphi*, симуляторе имеются панели быстрого доступа, одна из которых расположена горизонтально, а две других инструментарных панели – вертикально. Все команды панелей быстрого доступа продублированы в главном меню программы.

В нижней части экрана располагается строка подсказок, в которой отображаются текущие абсолютные и относительные координаты вершины инструмента, которые необходимы для моделирования наладки станка на выполняемый размер.

При нажатии на одну из кнопок выбора инструмента, у пользователя имеется возможность задать в появившемся диалоговом окне параметры режущей части инструмента, такие как длина главной и вспомогательной режущей кромки, главные и вспомогательный углы в плане, передний угол, главный и вспомогательный задние углы и т.д. В свою очередь, с левой стороны экранной формы имеется полное описание параметров инструмента в виде схемы.

В программе имеется возможность геометрического трехмерного моделирования, не только основных, но и вспомогательных технологических переходов необходимых для обработки детали, таких как установка и закрепление заготовки, включение вращения шпинделя на различных частотах (как против, так и по часовой стрелки), подвод и отвод режущего инструмента на ускоренной подаче.

Разработанная программа является геометрической базой для выполнения последующего моделирования, следующим шагом которого является создания процедур для определения сил резания по теоретическим формулам, учитывающим силы трения на передней поверхности инструмента, силы трения на задней поверхности, силы упругой и пластической деформации:

Глубокая проработка такой компьютерной модели дает возможность эмитировать процесс резания различными инструментальными материалами, в том числе вновь созданными и вновь проектируемыми не имея эмпирических данных по обработке такими материалами.

Создание программы полностью моделирующей технологический процесс и физические явления в нем, такие как, настройка станков на выполняемый размер, упругие и пластические деформации в зоне резания, наклеп, моделирование силовых факторов и тепловых потоков, стружкообразование, вибрации, износ металлорежущего инструмента является перспективной задачей, решение которой позволит существенно расширить рабочее пространство технологов и других специалистов, не имеющих непосредственный доступ к потенциально опасному и дорогому металлообрабатывающему оборудованию. Моделирование при помощи такой программы позволит уменьшить количество дорогостоящих экспериментов при внедрении и разработки новых технологических процессов, оборудования и инструментов. Кроме того такая разработка существенно упростит обучение рабочим специальностям и позволит безопасно формировать практические профессиональные навыки на начальном этапе обучения.

Список литературы

1. Фоломкин А.И., Дмитриевская Ю.С., Игнатъев С.А. Виртуальный токарный станок. – СПб. : РИЦ Горного университета, 2015. – 53.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОГРУЗКИ КАЛИЙНОЙ РУДЫ ПРИ РАБОТЕ КОМБАЙНОВ «УРАЛ-20Р»

И.Е. Звонарев¹, Д.И. Шишлянников²

¹Санкт-Петербургский горный университет

²Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: ¹ZVano@mail.ru

В настоящее время на калийных рудниках РФ наибольшее распространение получили проходческо-очистные комбайны типа «Урал-20Р», область эффективного использования и техническая производительность которых ограничена производительностью шнековых грузчиков и скребковых конвейеров-перегрузжателей. Совершенствование конструкции данных узлов является актуальной задачей.

Погрузочное оборудование комбайна «Урал-20Р» смонтировано на общей раме, включает в себя два однозаходных шнека, на лопатках которых установлены неповоротные резцы, и скребковый конвейер. Шнеки обеспечивают одновременное отбитие руды (зачистка почвы выработки) и перемещение горной массы к конвейеру, который предназначен для погрузки калийной руды в бункер-перегрузжатель или самоходный вагон.

На основании расчетов и результатов экспериментальных исследований установлено, что на отбойку руды резцами шнеков и бермовых фрез затрачивается мощность, не превышающая 70 кВт [1]. Следовательно, основная часть энергии затрачивается на погрузку, что свидетельствует о наличии значительных сопротивлений при перемещении отбитой руды. Наиболее неблагоприятные условия погрузки горной массы создаются при работе комбайна в выработках с отрицательными углами наклона (движение вниз).

Однозаходные шнеки комбайнов «Урал-20Р» обеспечивают подачу руды на конвейер порционно, дискретными объемами, что определяет значительные вибрации рамы при работе скребкового перегружателя и формирование динамических составляющих нагрузок редуктора и приводного двигателя конвейера.

Производительность шнека по транспортирующей способности при условии, что весь груз перемещается в осевом направлении, равна

$$Q_{ш} = \frac{\pi}{4} (D_{л}^2 - D_{с}^2) \omega K_3 \left(S - \frac{\delta N_3}{\cos \beta} \right) \gamma, \quad (1)$$

где $Q_{ш}$ – производительность шнека по транспортирующей способности, т/мин; $D_{л}$ – диаметр лопасти шнека, м; $D_{с}$ – диаметр ступицы шнека, м; ω – частота вращения шнека, об/мин; K_3 – коэффициент заполнения шнека; S – шаг шнека, м; N_3 – число заходов шнека; δ – толщина лопасти шнека, м; β – угол подъема лопасти шнека, град; γ – плотность калийной руды в насыпке, т/м³.

Из выражения (1) следует, что наибольшее влияние на погрузочную способность оказывают диаметры лопасти и ступицы шнекового органа, точнее отношение $D_{л}/D_{с}$. Для шнеков комбайнов «Урал-20Р» отношение $D_{л}/D_{с}=1,7$. Доказано, что при проектировании шнеков, осуществляющих погрузку горной массы, следует принимать $D_{л}/D_{с} > 2,5$.

В меньшей степени на транспортирующую способность шнека влияет число заходов рабочей лопасти. Результаты экспериментальных исследований показывают, что влияние числа заходов N_3 на производительность $Q_{ш}$ больше проявляется при малых значениях коэффициента заполнения K_3 , а при значительном заполнении шнека величиной $\delta N_3 / \cos \beta$ можно пренебречь [2].

Установка резцов на лопастях однозаходных шнеков определяет реализацию последовательной схемы разрушения калийного массива резами малой толщины, вследствие чего удельные энергозатраты на отделение руды в 5–6 раз выше, чем при разрушении забоя резами планетарно-дисковых исполнительных органов комбайна [3].

Рама скребкового конвейера комбайна «Урал-20Р» установлена под углом 18° к плоскости гусеничной ходовой тележки. В соответствии с техническими документами завода-изготовителя данные выемочные машины могут использоваться в выработках с углами наклона $\pm 12^\circ$. Соответственно, угол наклона конвейера относительно горизонтальной плоскости α может составлять до 30°.

Угол естественного откоса калийной руды, отделенной от массива и находящейся в состоянии покоя, составляет 35...40°. При работе комбайна, сопровождающейся значительными вибрациями рамы конвейера и неравномерностью движения цепи, угол естественного откоса перемещаемой по рештаку руды ρ составляет 20...25° [4].

Увеличение производительности скребкового конвейера-перегрузжателя и шнеков комбайна «Урал-20Р» возможно посредством использования следующих технических решений.

Обеспечение отношения $D_{л}/D_{с} > 2,5$ позволит повысить транспортирующую способность шнеков, а установка двухзаходных шнеков обусловит более равномерную погрузку руды из призабойного пространства на скребковый конвейер, что существенно снизит вибрации и динамические нагрузки приводов погрузочного оборудования комбайна «Урал-20Р». Применение двухзаходных шнеков позволит реализовать шахматную схему разрушения массива резами, установленными на их лопастях. Результаты экспериментальных исследований, вы-

полненных авторами, показывают, что при разрушении массива шахматными резами глубиной 5 мм, по сравнению с последовательными резами той же глубины, удельные энергозатраты снижаются с 6 до 3,2 кВт·ч/м³, выход мелких классов сокращается с 6,5 до 5% [5].

Уменьшение шага расстановки и увеличение высоты скребков в 1,5 раза по сравнению с конвейером комбайна «Урал-20Р» позволит увеличить минимальную расчетную производительность скребкового перегружателя в 1,5 и 2,25 раза соответственно. Модернизация конвейера, помимо увеличения его технической производительности, позволит снизить выход мелких классов руды и уменьшить удельный расход энергии на погрузку горной массы посредством уменьшения циркуляции и повторного дробления руды шнеками комбайна.

Для более эффективного использования проходческо-очистных комбайнов «Урал-20Р» необходимо планировать очистные и подготовительные работы таким образом, чтобы проводимые выработки имели нулевые или положительные углы наклона.

Список литературы

1. Чекмасов Н.В., Шишляников Д.И., Трифанов М.Г. Оценка эффективности процесса разрушения калийного массива резами исполнительных органов комбайнов «Урал-20Р» // Известия высших учебных заведений. Горный журнал. – 2013. – № 6. – С. 103–107.
2. Миничев В.И. Угледобывающие комбайны. Конструирование и расчет. – М. : Машиностроение, 1976. – 248 с.
3. Кабиев С.К. Комбайны для добычи калийных руд. – М. : Недра, 1990. – 200 с.
4. Григорьев В.Н. Транспортные машины и комплексы подземных разработок. – М. : Недра, 1976. – 399 с.
5. Шишляников Д.И. Повышение эффективности отделения калийной руды от массива резами добычных комбайнов : автореф. дис. ... канд. техн. наук. – СПб., 2012. – 21 с.

ПРИМЕНЕНИЕ ПОЛИМЕРНОГО ГЕЛЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ КОРРОЗИОННОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Ю.А. Зыкова

Научный руководитель: доцент, к. х. н. Г.В. Лямина
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: zykova_j@mail.ru

Условия реальной эксплуатации медицинских материалов предполагают их контакт с жидкой средой, мышечной тканью, костной тканью и пр. В простейшем случае, такую среду можно представить как гель [1, 2]. В связи с этим целесообразно коррозионные испытания медицинских металлов и сплавов проводить, в том числе в среде гелей, помимо растворов [3, 4].

Целью данной работы является оценка коррозионной устойчивости титановых сплавов с использованием полимерного геля в режиме циклической вольтамперометрии (ЦВА).

Для работы использовали полимерный гель на основе метакриловых сополимеров с добавлением трифторуксусной кислоты, полученный методом радикальной полимеризации по методике, описанной в [1]. В качестве объектов исследования использовали титановые сплавы ВТ6, ВТ1-0 с покрытиями TiB₂, SiC, ZrO₂, полученными с помощью электровзрывного легирования [5].

Коррозионную устойчивость исследуемых сплавов оценивали по значениям потенциалов и токов коррозии, рассчитанным по циклическим вольтамперным кривым. В качестве электролита использовали полимерную пленку толщиной около 1 мм и размером 21×11 мм; индикаторного (рабочего) электрода – исследуемый титановый сплав (площадью $S=165 \text{ мм}^2$); вспомогательного электрода – никелевый диск (площадью $S=572 \text{ мм}^2$). Кривые регистрировали в режиме циклической вольтамперометрии при помощи полярографа ПУ-1 с интерфейсным блоком «Graft». Катодную развертку потенциалов осуществляли в диапазоне от 0,5 до –1,5 мВ, анодную от –1,5 до 0,5 мВ со скоростью развертки потенциалов 10 мВ/с. Наклон Тафеля (b , В) рассчитывали по катодным кривым на участке –800 до –1000 мВ.

Таблица 1. Значения токов и потенциалов коррозии, тафельский наклон для титановых сплавов

Сплав	№	$I_{корр}$, мкА	$E_{корр}$, мВ	b , В
ВТ1-0	1	16,8±0,2	–196±7	0,675
	4	17,5±0,5	–226±2	0,778
ВТ1-0 + SiC	1	12,3±0,4	–109±3	0,419
	4	14,3±0,5	–121±2	0,417
ВТ1-0 + ZrO ₂	1	24,1±0,6	–233±2	0,454
	4	29,1±0,9	–240,2±0,3	0,456
ВТ1-0 + TiB ₂	1	143±2	–772±2	0,476
	4	156±1	–784,3±0,5	0,465
ВТ6	1	17,8±0,8	–388,6±0,7	0,689
	4	24,6±0,3	–573,2±0,4	0,683
ВТ6 + SiC	1	11,8±0,4	–443,8±0,3	0,475
	4	29±1	–613±2	0,454
ВТ6 + TiB ₂	1	22,5±0,8	–286±2	0,587
	4	37,1±0,7	–556±1	0,526
ВТ6 + ZrO ₂	1	103,9±0,8	–731,3±0,7	0,513
	4	128,1±0,8	–767,2±0,5	0,500

Результаты расчетов приведены в таблице 1. Здесь приведены значения токов и потенциалов, рассчитанных по кривым при первой регистрации и четвертой. При таком подходе появляется возможность, помимо значения тока коррозии, оценить изменение коррозионной устойчивости в процессе ускоренных испытаний. Согласно данным таблицы металлы можно разделить на две группы:

К первой группе относятся образцы, для которых потенциалы и токи коррозии не меняются в процессе последовательной регистрации нескольких кривых. Более того, значения токов коррозии для этой группы значительно меньше, чем для остальных сплавов. Это сплавы, ВТ1-0, ВТ1-0+SiC, ВТ1-0+ZrO₂, которые являются наименее электрохимически активным и более стойким к коррозии.

Ко второй группе относятся образцы, для которых значение силы тока коррозии растет, и потенциал коррозии сдвигается в область более электроотрицательных значений после каждой регистрации ЦВА кривых. Таким образом, сплавы ВТ1-0+TiB₂, ВТ6, ВТ6+SiC, ВТ6+TiB₂, ВТ6+ZrO₂ являются наиболее электрохимически активными.

В процессе поляризации меняется также механизм восстановления окислителя на поверхности сплава. Наглядно это изменение представлено на рисунке 1. Кривые, полученные для сплава VT1-0 + SiC при первой и четвертой поляризации не отличаются друг от друга. В то время как для VT6 + SiC наклон катодной кривой становится более пологим, что свидетельствует о пассивации поверхности в процессе поляризации. Более точный вывод о смене механизма дает коэффициент Тафеля (табл. 1). Видно, для некоторых сплавов, у которых коэффициент b не изменяется, восстановление окислителя протекает по одному механизму, несмотря на увеличение значения тока коррозии, например VT6. Для сплава VT1-0 значение наклона Тафеля b увеличивается, а значение тока коррозии остается неизменным. Возрастание значения коэффициента Тафеля свидетельствует об увеличении доли металлической составляющей на поверхности материала. Соответственно, восстановление окислителя протекает по другому механизму.

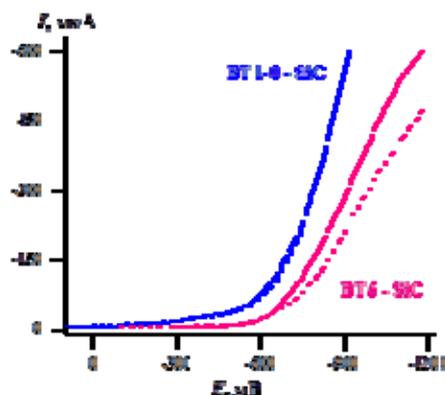


Рис. 1. ЦВА кривые сплавов, полученные в среде полимерного геля при первой (сплошные кривые) и четвертой (пунктирные кривые) регистрации.

На основании полученных результатов, можно предложить основу для создания методики тестирования сплавов, использующихся в медицинских целях. Гель в своем составе имеет функциональные группы, подобно тем, что находятся в организме человека. За счет присутствия жидкой среды в матрице состав геля можно менять, добавляя или убирая определенные компоненты, в зависимости от реальных условий эксплуатации.

Список литературы

1. Изаак Т.И., Лямина Г.В., Мокроусов Г.М. Структура и свойства гель-электролитов на основе метакрилового сополимера // Высокомолекулярные соединения. – 2005. – Т. 47, № 11. – С. 56–61
2. Dubinina O.V., Mokrousov G.M., Lyamina G.V. Application of polymer gel-electrolytes for cleaning and restoration of steel objects // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 1040. – P. 8–12.
3. Mathew M.T., Jacobs J.J., Wimmer M.A. Wear-corrosion synergism in a CoCrMo hip bearing alloy is influenced by proteins // Clinical Orthopedics Related Research. – 2012. – Vol. 470, No. 11. – P. 3109–3117
4. Manaranche C., Hornberger H. A proposal for the classification of dental alloys according to their resistance to corrosion // Dental Materials. – 2007. – Vol. 23, No. 11. – P. 1428–1437
5. Иванов Ю.Ф., Карпий С.В., Морозов М.М. и др. Структура, фазовый состав и свойства титана после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки. – Новокузнецк : НПК, 2010. – 173 с.

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Al-Si-N И Ni/Al-Si-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО ОСАЖДЕНИЯ

А.В. Иванова, Е.В. Рыбалко, И.А. Божко

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.П. Сергеев
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: bonny.anne.iv@gmail.com

Важнейшими факторами, воздействующими на космические аппараты (КА) являются различные микрометеороиды и другие элементы космического мусора, движущиеся с высокими скоростями. Ударные воздействия такого рода частиц приводят к образованию на поверхности оптических элементов КА кратеров, ухудшающих их оптические свойства. В связи с этим существует необходимость защиты оптических элементов КА, например, с помощью создания антиметеороидных прозрачных покрытий, осаждаемых на оптические элементы, в том числе на стекла иллюминаторов. Материал покрытия должен сочетать в себе повышенные механические свойства и высокую степень прозрачности.

В качестве экспериментальных образцов использовались пластины кварцевого стекла марки КВ, на поверхность которых наносили покрытия толщиной 6,2 мкм двух типов: покрытие на основе Al-Si-N и покрытие системы Ni/Al-Si-N (толщина подслоя Ni составляет 50 нм). Покрытия наносили методом магнетронного реактивного распыления композиционных мишеней на вакуумной установке УВН-05МИ «КВАНТ». Питание магнетрона осуществлялось от импульсного биполярного источника с частотой до 50 кГц.

Элементный состав покрытий согласно данным микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) следующий: N = 52,20 ат.%, Al = 34,79 ат.%, Si = 13,01 ат.%; соотношение атомных концентраций Al:Si = 3:1.

Структурно-фазовое состояние исследовали методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 в CoK α излучении. Идентификация кристаллических фаз проводилась с использованием базы данных JCPDS. Результаты РСА исследуемых образцов показали, что однослойное защитное покрытие содержит в своем составе фазу AlN с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой и имеет обычную для магнетронного распыления столбчатую структуру с преимущественной ориентацией кристаллитов по направлению [002]. Средний поперечный размер кристаллитов AlN (ГПУ) составляет ~ 30 нм. Двухслойные защитные покрытия также содержат фазу AlN (ГПУ), но в отличие от однослойного покрытия имеют аморфно-кристаллическую структуру. Размер ОКР кристаллической фазы AlN для двухслойных покрытий составляет 10–20 нм.

В таблице 1 приведены механические характеристики экспериментальных образцов: приведенный модуль упругости, микротвердость и коэффициент упругого восстановления покрытий и стеклянных подложек при нагрузке на индентор 20 мН. Значения микротвердости и модуля упругости исследуемых образцов с защитными покрытиями превышают в 3–3,5 раза значения микротвердости и модуля упругости для исходного кварцевого стекла. При этом образцы с покрытиями сохраняют достаточно высокие значения коэффициента упругого восстановления ($k_y \geq 0,67$).

Таблица 1. Механические характеристики образцов

Образец	H _m , ГПа	E*, ГПа	k _y
Стекло КВ без покрытия	9,93±0,1	72,2±0,3	0,71
Стекло КВ с покрытием Ni/Al-Si-N	26,40±0,69	265,12±7,05	0,67
Стекло КВ с покрытием Al-Si-N	25,04±0,49	234,42±2,53	0,71

После бомбардировки исследуемых образцов микрочастицами железа на поверхности исходных стеклянных образцов и образцов стекла с покрытиями Al-Si-N и Ni/Al-Si-N методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) обнаружено формирование кратеров различных диаметров. Подсчет количества кратеров, формируемых на поверхности исследуемых образцов стекла площадью 80 мм² до и после нанесения покрытий, позволил рассчитать их поверхностную плотность ρ , а также оценить относительную поверхностную плотность кратеров $\rho_{отн}$ по формуле:

$$\rho_{отн} = \frac{\rho_0}{\rho}, \quad (1)$$

В результате, было обнаружено, что при одних и тех же условиях испытания величина поверхностной плотности кратеров на кварцевых стеклах без покрытия превышает таковую на кварцевых стеклах с защитными покрытиями более чем в 2 раза (табл. 2). Из данных таблицы 2 также видно, что наибольшее снижение количества кратеров наблюдается в случае образцов кварцевого стекла с покрытием, где промежуточным слоем

является Ni. По-видимому, это связано с тем, что промежуточный слой никеля обладает высокой прочностью и пластичностью, что позволяет снижать степень разрушения хрупких материалов.

Установлено, что все исследуемые защитные покрытия в области длин волн 200–280 нм (УФ диапазон) являются непрозрачными, в отличие от кварцевого стекла, коэффициент светопропускания которого составляет ~80%. При этом, в видимой области спектра его значение составляет 91%. Коэффициент светопропускания покрытия на основе Al-Si-N изменяется в пределах от 75 до 87 % по мере увеличения длины волны от 400 нм до 850 нм, соответственно. В случае образца с покрытием системы Ni/Al-Si-N в области длин волн 400–850 нм наблюдается значительное снижение коэффициента светопропускания до 53-63 %.

Таблица 2. Результаты испытания стеклянных образцов к ударному воздействию

Образец	Плотность кратеров на образцах без покрытия, $\rho_0, 10^6 \text{ м}^{-2}$	Плотность кратеров на образцах с покрытием, $\rho, 10^6 \text{ м}^{-2}$	Относит. поверхностная плотность, $\rho_{\text{отн}}$
Стекло с покрытием AlSiN	$20,59 \cdot 10^6 \text{ м}^{-2}$	$9,05 \cdot 10^6 \text{ м}^{-2}$	2,3
Стекло с покрытием Ni/AlSiN	$1,08 \cdot 10^6 \text{ м}^{-2}$	$0,39 \cdot 10^6 \text{ м}^{-2}$	2,8

Таким образом, сформированные на поверхности кварцевых стекол защитные покрытия сохраняют высокие значения коэффициента упругого восстановления формы ($k_y \geq 0,67$), при этом значение их микротвердости повышается в ~3–3,5 раза. Данные покрытия, полученные методом импульсного магнетронного распыления содержат в своем составе кристаллическую фазу AlN (ГПУ). Средний размер ОКР фазы AlN составляет 10–30 нм. Нанесение защитных покрытий на стекла приводит к уменьшению поверхностной плотности кратеров ρ по сравнению с исходными стеклами ρ_0 при одних и тех же условиях испытания. Причем наибольшее снижение количества кратеров наблюдается в случае образцов кварцевого стекла с двухслойным покрытием вследствие более эффективного рассеяния энергии удара высокоскоростной частицы пластичным подслоем Ni. Исследование оптических свойств показало, что коэффициент светопропускания однослойного покрытия Al-Si-N составляет ~80%, при нанесении промежуточного слоя Ni коэффициент пропускания снижается до ~55%.

КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ В КАЧЕСТВЕ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВА БрО15Н5

Н.С. Клочков, Ю.П. Егоров

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Ю.П. Егоров
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: nikart2012@mail.com

Общеизвестно, что медные сплавы не обладают высокими прочностными свойствами. Для повышения прочностных характеристик существует ряд способов. Одним из таких способов является термическое упрочнение. При термическом упрочнении прочность возрастает в результате дисперсионного твердения после закалки и старения. Этот вывод подтверждается большим количеством работ [1–5] связанных с упрочнением меди и ее сплавов.

Цель данной работы заключается в выборе режимов для термического упрочнения бронзы БрО15Н5, используя калориметрический анализ.

Методика эксперимента

Образцы для исследования готовили плавкой из чистых шихтовых материалов. Состав исследуемой бронзы БрО15Н5: 80% Cu, 15% Sn, 5% Ni. Плавку вели на высокочастотной терристорной установке в тигле из силицированного графита. Для определения температур фазового превращения в данной работе применялся метод дифференциальной сканирующей калориметрии. Анализ исследуемых образцов проводился на оборудовании SDT Q600 V20.9 Build 20. Для исследования были подготовлены навески исследуемого материала по 30мг. Нагрев образцов проводился до 1000°C в среде аргона.

Нагрев образцов под закалку и старения осуществлялся в муфельной печи. Твердость замерялась на твердомере Бринелля ТШ-2. Анализ микроструктуры выполняли с помощью исследовательского оптического микроскопа AxioObserver A1.m фирмы Carl Zeiss (Германия) и программного продукта AxioVision v.4.

Результаты и их обсуждение

На рисунке 1 представлена диаграмма теплового потока при нагреве БрО15Н5.

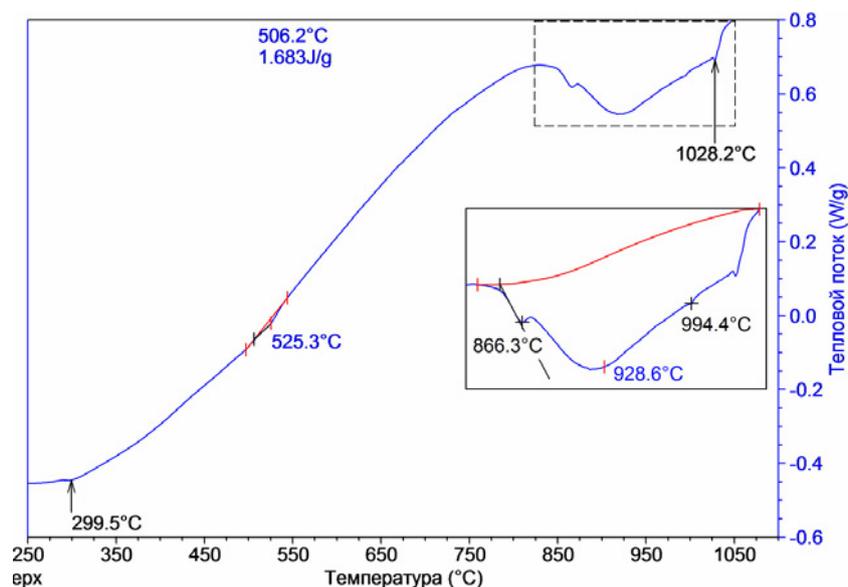


Рис. 1. Диаграмма теплового потока при нагреве БрО15Н5

На данной зависимости наблюдается два эндотермических участка. Данные точки характеризуют процессы растворения структурных составляющих при повышении температуры. Согласно диаграмме состояния Cu-Sn, точки, соответствующие температурам 866,3 и 928 °С, показывают температуру начала и окончания растворения α -твердого раствора. В результате образуется α -пересыщенный твердый раствор. Таким образом, интервал температуры под закалку заключается в пределах 866–928 °С.

Для уточнения выбранного интервала провели следующий эксперимент. Назначили температурный интервал под нагрев. Он находился в диапазоне 700–880 °С, шаг нагрева –25 °С. После каждой точки нагрева и закалки в воду была измерена твердость образцов. На рисунке 2 приведена зависимость твердости от температуры под закалку.

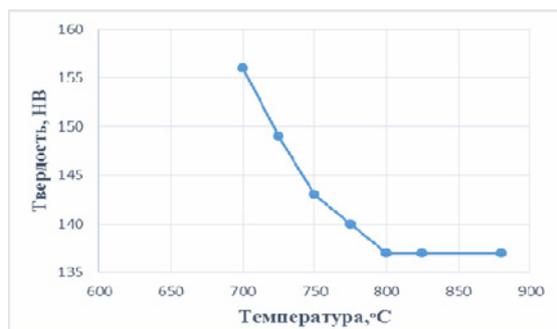


Рис. 2. Изменение твердости БрО15Н5 в зависимости от температуры под закалку

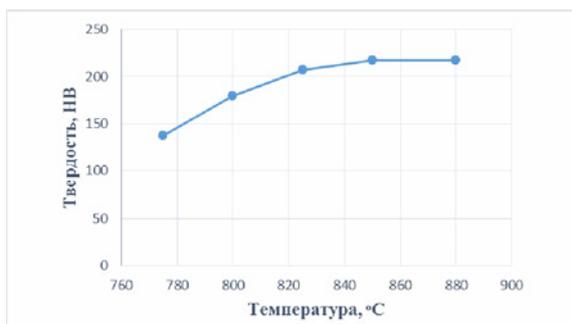


Рис. 3. Изменение твердости БрО15Н5 после проведения операции старения

Снижение твердости при повышении температуры выдержки указывает на увеличение растворимости избыточных фаз в структуре. Так как увеличение температуры способствует растворению структурных составляющих, происходит создание пересыщенного твердого раствора. На снимках микроструктуры образцов, подвергнутых закалке в интервале температур 400–880 °C, прослеживается тенденция укрупнения структуры материала с повышением температуры. Сравнивая исходную структуру материала до и после нагрева при температурах выше 800 °C, можно отметить явный процесс преобразования дендритов в зернистую структуру. Данная особенность характеризует механизм растворения фаз в основном твердом растворе.

Таким образом, исследование структуры также указывает на выбор необходимой температуры под закалку для обеспечения полноты процесса растворения избыточных фаз. Наиболее оптимальным температурным интервалом будет являться промежуток 800–880 °C.

Для образцов, подвергнутых закалке из температурного промежутка 800–880 °C было проведено старение. Старение заключалось в выдержке образцов в течение 2 часов при температуре 350 °C. Как показывают результаты, максимальный рост твердости после старения обладают образцы, закаленные с температурного интервала 850–880 °C (рис. 3).

Калориметрический дифференциальный анализ (DSC), используемый совместно с изучением микроструктуры материала, является эффективным инструментом для определения фазовых превращений в структуре в результате нагрева исследуемого материала. Полученные данные позволяют определять температурные интервалы для проведения операций по термической обработке.

Список литературы

1. Chrominski W., Lewandowska M. Precipitation phenomena in ultrafine grained Al-Mg-Si alloy with heterogeneous microstructure // *Acta Mater.* – 2016. – Vol. 103. – P. 547–557.
2. Dianez M.J., Donoso E., Sayagues M.J. et al. Criado The calorimetric analysis as a tool for studying the aging hardening mechanism of a Cu-10wt%Ni-5.5wt%Sn alloy // *J. Alloys Compd.* – 2016. – Vol. 688. – P. 288–294.
3. Klochkov N.S., Egorov U.P., Mapelli C. et al. Tin and nickel influence on the structure and properties of the leaded bronze obtained by centrifugal casting // *J. Solid State Phenomena.* – 2016. – Vol. 870. – P. 248–252.
4. Klochkov N.S., Egorov U.P., Utyev O.M. Heat strengthening of tin bronze alloyed with nickel // *J. Key Engineering Materials.* – 2016. – Vol. 712. – P. 267–270.
5. Li X.N., Wang M., Zhai L.R. et al. Thermal stability of barrierless Cu-Ni-Sn films // *Appl. Surf. Sci.* – 2014. – Vol. 297. – P. 89–94.

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ АППАРАТНОГО ПОВОРОТА ГРАФИЧЕСКИХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Е.В. Книга, А.В. Гурьянов, И.О. Жаринов

Научный руководитель: доцент, д. т. н. И.О. Жаринов
АО «ОКБ «Электроавтоматика»,
E-mail: ekovinskaya@gmail.com

Поворот графического изображения является актуальной научно-практической задачей для авиационного приборостроения, так как все больше полетной информации отображается на многофункциональных цветных индикаторах (МФЦИ) пилотажно-навигационного комплекса. Одним из режимов работы МФЦИ является режим индикации навигационной обстановки, содержащий индикационные кадры цифровой карты местности в зоне полетов. Во время движения летательного аппарата (ЛА) изображение карты местности смещается на экране МФЦИ пропорционально выбранному экипажем масштабу отображения и скорости движения объекта. При выполнении разворотов ЛА должна обеспечиваться также функция поворота на экране МФЦИ изображения цифровой карты местности на заданный угол, реализуемая программно-аппаратными средствами графических модулей авионики [1-4].

Наибольшее практическое применение получили способы поворота изображения, основанные на:

- использовании прямой или обратной синусно-косинусной матрицы поворота;
- использовании алгоритма Оуэна–Македона.

Для поворота графического изображения относительно произвольной точки с помощью прямой синусно-косинусной матрицы поворота необходимо использовать координатные уравнения вида:

$$\begin{cases} x' = x_0 + (x - x_0) \cos \alpha + (y - y_0) \sin \alpha \\ y' = y_0 + (x - x_0) \sin \alpha + (y - y_0) \cos \alpha \end{cases},$$

где (x_0, y_0) – координаты точки, относительно которой поворачивается изображение. Такой точкой может быть центр индицируемого графического изображения, например, точка проекции местоположения ЛА на цифровую карту местности в заданной системе координат, или точка вершины (края) индицируемого растра.

На рисунке 1 представлены результаты программно реализованного на инструментальной ЭВМ поворота графического изображения, при различных фиксированных углах поворота.

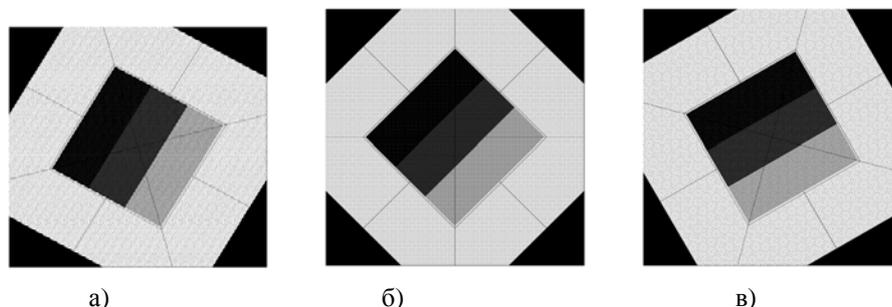


Рис. 1. Тестовое графическое изображение при различных углах поворота:
а) $\pi/6$; б) $\pi/4$; в) $\pi/3$

При повороте графического изображения относительно произвольной точки (x_0, y_0) с помощью алгоритма Оуэна-Македона [5] необходимо использовать координатные уравнения для каждого из трех последовательных этапов поворота растрового изображения:

$$\begin{cases} x' = x - \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} (y - y_0), \\ y' = y \\ x'' = x' \\ y'' = (x' - x_0) \sin \alpha + y' \\ x''' = x'' - \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} (y'' - y_0) \\ y''' = y'' \end{cases}.$$

При повороте графического изображения относительно произвольной точки (x_0, y_0) с помощью обратной синусно-косинусной матрицы поворота необходимо использовать координатные уравнения следующего вида:

$$\begin{cases} x = x_0 + (x' - x_0) \cos \alpha - (y_0 - y') \sin \alpha \\ y = y_0 - (x' - x_0) \sin \alpha + (y' - y_0) \cos \alpha \end{cases}$$

Все три рассмотренных метода поворота изображений были реализованы при выполнении опытно-конструкторской работы в АО «ОКБ «Электроавтоматика» с использованием элементной базы Stratix II для аппаратной реализации функции поворота. В результате исследования получены следующие практические результаты:

- 1) для прямой матрицы поворота: после выполнения всех расчетов координаты повернутого изображения действительны на шине данных через 42,6 нс модельного времени. При использовании программируемых логических интегральных схем (ПЛИС) семейства Stratix II такая схема аппаратной реализации функции поворота занимает 8% от всех топологических элементов: 3519 ALUTs (Adaptive Look Up Table — адаптивные логические блоки табличного типа) и 1980 выделенных логических регистров.
- 2) для алгоритма Оуэна-Македона: после выполнения всех расчетов координаты изображения после поворота оказываются действительными на шине данных через 25,2 нс модельного времени. При использовании ПЛИС семейства Stratix II такая схема аппаратной реализации алгоритма поворота занимает 10% от всех топологических элементов кристалла: 4264 ALUTs и 2228 выделенных логических регистров.
- 3) для обратной матрицы поворота: аппаратная реализация способа вычисления обратной матрицы поворота аналогична аппаратной реализации способа вычисления прямой матрицы поворота с эквивалентными временными характеристиками работы вычислительного узла. Достоинством этого способа по сравнению с вычислением прямой матрицы поворота является отсутствие дефектов изображения в виде потерянных пикселей изображения при выполнении поворота.

Список литературы

1. Жаринов И.О., Жаринов О.О. Бортовые средства отображения информации на плоских жидкокристаллических панелях : учеб. пособие // Информационно-управляющие системы. – СПб. : ГУАП, 2005. – 144 с.
2. Жаринов И.О., Емец Р.Б. Индикационное оборудование в авиации XXI-ого века // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. – 2003. – № 5(11). – С. 193–196.
3. Парамонов П.П., Жаринов И.О. Интегрированные бортовые вычислительные системы: обзор современного состояния и анализ перспектив развития в авиационном приборостроении // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. – 2013. – № 2. – С. 1–17.
4. Гатчин Ю.А., Жаринов И.О. Основы проектирования вычислительных систем интегрированной модульной авионики : монография. – М. : Машиностроение, 2010. – 224 с.
5. Owen Ch.B., Makedon F. High quality alias free image rotation // Proceeding of 30th Asilomar Conference on Signals, Systems, and Computers Pacific Grove, California, November 2-6, 1996.

СИСТЕМА УПРАВЛЕНИЯ ДАННЫМИ С ФИЗИЧЕСКИХ ДИАГНОСТИК ТОКАМАКА КТМ

А.Г. Коровиков

Научный руководитель: доцент, к. т. н. В.М. Павлов
Национальный ядерный центр Республики Казахстан
E-mail: korovikov@nnc.kz

Строительство казахстанского материаловедческого Токамака КТМ близится к завершению. Ведется монтаж обеспечивающих систем, а также калибровка системы физических диагностик плазмы. Токамак КТМ создается для изучения поведения материала первой стенки и дивертора в плазме.

Количество полученных данных будет достигать до 8 ГБ за один выстрел. Информация будет включать в себя записанные сигналы диагностических систем, плазменных-физических параметров, рассчитанных на основе сигналов, видео файлов и изображений. Одним из наиболее востребованных типов данных будут результаты измерений системы физических диагностик.

Цель работы – разработка системы управления данными, которая включает в себя инструменты анализа данных и работы с архивом.

Общедоступные инструменты обработки данных могут быть использованы для автоматизации задач, связанных с этапом анализа данных между кампаниями. Но каждый из Токамаков создается для определенной цели, имеет уникальный набор диагностических параметров, таким образом, системы управления, используемые на других электрофизических установках не могут обеспечить весь необходимый инструментарий для исследователей.

Основные требования к системе управления данными:

- хранение и визуализация экспериментальных данных, записанных сигналов диагностических систем и результатов обработки в виде таблиц, графиков, видео и изображений;
- сравнение данных из разных экспериментов;
- поиск данных о параметрах экспериментов и их описания;
- математическая обработка данных (сглаживание, фильтрация, вычитание постоянные помехи и т.д.);
- автоматическое формирование отчетов по экспериментальным данным;
- возможность взаимодействия с информационными системами существующих Токамаков и с данными в наиболее распространенных форматах хранения;

Поскольку требования для подобных систем часто изменяются, архитектура системы должна быть гибкой, расширяемой и доступной для дальнейшего развития.

Разработанная система состоит из серверной и клиентской части. Серверная часть, отвечает за хранение информации и доступа к ней, представляет собой базу данных (БД) и сервер приложений. Сервер содержит результаты обработки данных, полученных из БД, хранящей исходный массив информации, полученной во время разряда. Доступ к данным осуществляется с помощью клиентских приложений, которые копируют необходимые данные на компьютер, и предназначены для математической обработки и экспорта информации в офисные приложения.

Также БД содержит обработанную информацию. Сигналы сохраняются в виде двоичных объектов, с указанием параметров конфигурации сбора данных (частота дискретизации, количество отсчетов и т.д.). Для хранения сложных данных (изображения, видео) предназначена специализированная таблица. Кроме того, созданы таблицы для хранения пользовательских схем, описаний экспериментов, комментариев. БД преобразована до третьей нормальной формы [1].

Доступ к БД выполняется с использованием клиентского приложения, представляющего пользователю всю функциональность системы. Наличие у пользователя прав позволяет работать со всеми доступными данными в общей БД. Буферизация доверена клиентскому приложению, для уменьшения сетевого трафика.

Следующие инструменты и технологии использовались при разработке системы: PostgreSQL, JAVA, APACHE TOMCAT, SOAP, APACHE AXIS, DELPHI, OPENOFFICE, SCILAB (рис. 1).

Одним из решений является применение программного обеспечения на основе JAVA. Такой подход позволил бы создать простую, расширяемую систему, с возможностью интеграции с математическими пакетами (MATLAB, Scilab).

После разряда данные с диагностик записываются в БД и копируются для обработки и представления информации, где они структурируются в контексте физических процессов Токамака, и если необходимо проходят дополнительную обработку. Наборы данных для отображения создаются в автоматическом режиме, формируются экраны, генерируется отчетная документация. Пользователи клиентских приложений видят данные текущего разряда и информацию о результатах прошедших компаний, взятых из БД. Кроме того, при необходимости, пользователь может получить доступ к данным внешних информационных систем Токамаков.

Интерфейс клиентского приложения – многооконный, таким образом пользователь имеет возможность формировать до 32 окон. Информация о доступных в настоящее время данных показана как дерево, которое позволяют структурировать информацию.

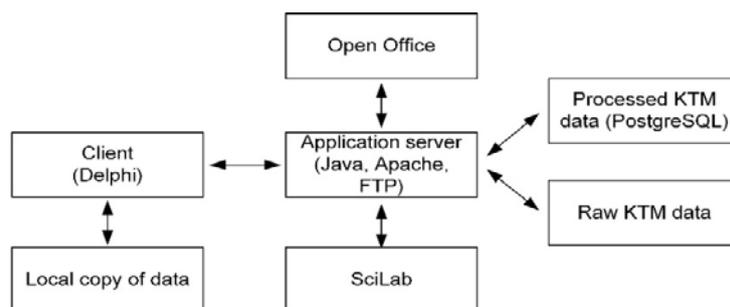


Рис. 1. Структура системы

Часто при работе с данными необходимо повторно использовать диаграммы, полученные ранее. Для этой цели можно сохранить график в небольшом текстовом файле. Файл не содержит прямых данных, но содержит информацию о используемых данных, из каких источников они были получены, и внешнем виде диаграммы. "Форма" диаграммы, полученной таким образом, могут быть отправлены по электронной почте коллеге или храниться в базе данных для дальнейшего использования [2]. Данные могут быть переданы в MS Word и MS Excel приложений, сохранены в виде таблиц и растровых изображений.

Существует также инструменты для генерации отчетов в клиентских приложениях. Пользователь может "попросить" систему создать документ, который будет содержать диаграммы на основе форм, построенных ранее, просто выбирая формы. Затем сервер сгенерирует документ MS Word с изображениями внутри. Таким образом, исследователь получает возможность работать со всеми имеющимися в одной среде данными.

В результате выполненной работы:

- создана система, предназначенная для преобразование и представления данных, реализующая функциональные возможности базового набора обработки экспериментальные данные физических диагностик, необходимых для управления Токамаком КТМ. Система создана в виде скелета, вокруг которого можно добавить дополнительные функциональные возможности и увеличить пропускную способность системы и эффективность исследований;
- было использовано кроссплатформенное программное обеспечение, доступное для бесплатного использования, что с одной стороны, снижает стоимость системы, а другой дает возможность использования в компьютерах с MS WINDOWS и LINUX;
- разработанное программное обеспечение успешно используется при проверке и калибровки физических диагностик Токамака КТМ и показало высокую эффективность при решении такого рода данных.

Список литературы

1. Garcia-Molina H., Ullman J.D., Widom J. Database systems: The complete book. – Pearson Prentice Hall, 2004. – 1088 p.
2. Larman C. Applying UML and patterns. – Pearson Prentice Hall, 2004. – 220 p.

НАДЕЖНОСТЬ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ПРИМЕНЯЕМОГО В МАШИНОСТРОЕНИИ

Н.Н. Королев, Е.Ю. Якимович

Томский экономико-промышленный колледж
E-mail: ykimovich@sibmail.com

Цель: узнать о дефектах сварных соединений, выяснить причины их образования и рассмотреть, как они влияют на надежность сварного соединения.

Надежность сварного соединения – это свойство сварных участков выдерживать в течение длительного времени комплексное нагружение, которое обычно воздействует на соответствующую деталь или сварную конструкцию.

Надежность сварных соединений из однородных основных материалов определяется толщиной соединяемых деталей, формой соединения, числом слоев шва, температурой сварки, усилием при сварке, скоростью сварки, составом присадочного материала и тщательностью выполнения сварочных работ.

Дефекты, возникающие в процессе сварки подразделяются на:

- дефекты формы и размеров шва внешние;
- дефекты макроструктуры внутренние.



Рис. 1. Дефекты формы и размеров шва внешние



Рис. 2. Дефекты макроструктуры внутренние

Современные технологические процессы сварки, позволяют получать качественные сварные соединения, отвечающие самым высоким требованиям.

Причина аварий – некачественная сварка. Число аварий, произошедших из-за некачественно выполненных сварочных работ, крайне велико. Так, например, осенью прошлого года в одном крупном городе, из-за недостаточно надежно произведенной сварки шва на одной из труб теплоцентрали произошла коммунальная катастрофа местного масштаба: кипяток разлился по улицам города. Прохожие чудом уберглись от ожогов. Однако, надо отдать должное коммунальным службам, жители города не остались без тепла: теплоснабжение осуществлялось по резервной схеме.

За год до происшествия этого происшествия жители крупного мегаполиса могли наблюдать жуткое и завораживающее зрелище – столб пламени, который вырвался из земли и поднялся вверх на высоту нескольких этажей. Суеверные жители мегаполиса уже приготовились к концу света, однако позже выяснилось, что «огненный столп» вызван аварией на газопроводе. Позже, когда возгорание удалось погасить, эксперты выяснили, что причиной происшествия была опять-таки некачественно выполненная сварка одной из труб газопровода. В этом случае также обошлось без жертв, однако экономический ущерб, нанесенный городскому хозяйству, а также вред здоровью жителей, причиненный невероятным стрессом, оценить достаточно трудно.

Космический корабль «Прогресс М-12М», запущенный в ноябре этого года с космодрома «Байконур», не удалось вывести на целевую орбиту.

Агентство ИТАР-ТАСС сообщило о причинах катастрофы. По данным источника в космической отрасли, «после 350 секунд полета было зарегистрировано падение давления в топливном баке, после чего связь с аппаратом прервалась».

Причиной аварии грузовика «Прогресс М-12М» был брак при производстве двигателя. «Некоторые члены комиссии высказывают мнение, что к аварийному выключению двигательной установки привело падение давления в ней, возможно, связанное с потерей герметичности одного из трубопроводов», – пояснил собеседник, добавив, что этот трубопровод мог быть плохо сварен на заводе.

Из всего выше сказанного, можно сделать вывод, что дефекты сварных соединений, напрямую влияют на надежность сварного соединения.

Вполне очевидно, что качество сварных швов влияет на функциональность всей сваренной конструкции. Дефекты приводят к ослаблению прочности изделий и их разрушению в процессе эксплуатации. Из-за проницаемости швов нарушается герметичность сосудов и систем, работающих под давлением.

После завершения сварочных работ, изделия должны подвергаться контролю сварных соединений с целью обнаружения и исправления дефектов.

Список литературы

1. ГОСТ 30242-97 «Дефекты соединений при сварке металлов плавлением. Классификация, обозначения и определения Дефекты формы и размеров шва.
2. Сварка в машиностроении: Справочник в. 4-х т./Редкол.
3. <https://www.gazeta.ru/social/2011/09/06/3757949.shtml> TOPNews.ru.
4. <http://vz.ru/incidents/2011/8/24/517206.html>. Взгляд – деловая газета.

АНАЛИЗ РАЗРУШЕНИЯ ВАЛА ГИДРОЗАЩИТЫ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ЦЕНТРОБЕЖНОГО НАСОСА

А.Г. Ксембаев, А.Г. Багинский

Научный руководитель: доцент, к. т. н. И.Л. Стрелкова
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: madridistas94@gmail.com

Введение

Электрические центробежные насосы (ЭЦН) являются одними из самых надежных агрегатов для транспортировки жидкостей в нефтегазовом производстве. Эксплуатационная надежность ЭЦН во многом определяется свойствами используемых материалов для изготовления основных элементов установки. Исследования показывают, что более 40% выходов из строя ЭЦН связано с поломками вала узла гидрозащиты. Известно, что валы являются деталями ответственного назначения и используются не только в установках нефтегазовой отрасли, но и в таких отраслях промышленности, как атомно-энергетическая, ракетно-космическая, судостроительная. Поэтому при выборе материала для их изготовления отдают предпочтение металлическим сплавам с более высоким пределом выносливости и удельной прочностью по справочным данным. К ним относятся современные высокопрочные сплавы на основе никеля, титана, железа. Кроме этого следует учитывать и разнообразие используемых валов по типу, весу, длине. На них устанавливают другие элементы установок, например, зубчатые колеса, подшипники качения, тормозные барабаны. Все эти факторы, безусловно, удорожают процесс изготовления валов и требуют внедрения усовершенствованных технологий для их изготовления. Но даже в случае соблюдения технологий их изготовления и правил эксплуатации, указанных в инструкции, неисправности центробежных насосов неизбежно возникают по самым разным причинам [1].

Целью настоящей работы является изучение и выявление причин характерных разрушений валов гидрозащиты электрических центробежных насосов.

Материалы и методы исследований

Исследовался фрагмент металлического шлицевого вала гидрозащиты размером $\varnothing 22 \times 60$ мм с трещиной в области шлицов (рис. 1).



Рис. 1. Фрагмент шлицевого вала с трещиной

Анализ разрушения вала проводился в научно-исследовательской лаборатории механических испытаний и металлографического анализа материалов (МИМАМ) при кафедре материаловедения и технологии металлов НИ ТПУ. Был проведен комплекс исследований в соответствии с ГОСТ и использованием соответствующего оборудования: оптико-эмиссионный спектрометр PMI-MASTER Sort, бинокулярный микроскоп МБС-10 с увеличением до 50 крат, металлографический микроскоп Axio Observer.A1m производства Karl Zeiss с увеличением до 1000 крат с программным обеспечением для количественного анализа фазового и структурного состава сплава; испытательная машина для растяжения плоских образцов МИРИ-100К с регистрацией диаграммы растяжения и автоматическим расчетом механических характеристик материалов; прибор ТК-2 для определения твердости по методу Роквелла ($P = 150$ кг).

Результаты исследований и их обсуждение

Гидрозащита ЭЦН расположена между насосом и двигателем и выполняет следующие функции: принимает осевую нагрузку от работающего насоса; передает крутящий момент, развиваемый двигателем, к насосу; выравнивает давление между маслом двигателя и добываемой жидкостью, не допуская их перемешивания.

Для определения причины образования трещины был сделан долотом вала и исследована поверхность излома. Установлено, что трещина зародилась в углу шлицевого паза и развивалась при работе в обе стороны. Она ориентирована перпендикулярно оси и не имеет основных признаков усталостного разрушения. Излом

однородный матовый. Следов не когерентных включений, которые могут служить концентраторами зарождения трещин, не обнаружено.

Для выявления микроструктуры проведен химический анализ сплава (табл. 1), на основе которого металлический сплав вала идентифицируется как медно-никелевый. По соотношению компонентов сплава он относится к группе под названием «монель-металлы», сочетающей в себе повышенную твердость, прочность, жаропрочность и коррозионную устойчивость, то есть в полном объеме удовлетворяющей условиям работы исследуемого вала. Технологические свойства сплава позволяют осуществлять обработку давлением и в горячем и холодном состоянии.

Таблица 1. Химический анализ сплава разрушенного шлицевого вала ЭЦН

Образец	Массовая доля элементов, %											
	Cu	Zn	Pb	Sn	Mn	Fe	Ni	Si	Al	Ag	Co	As
Разрушенный вал	71,3	0,95	5,08	0,35	0,60	0,79	14,3	3,65	1,02	0,54	1,04	0,11

При анализе микроструктуры установлено отсутствие в объеме основного металла неметаллических включений, типа оксидов, силикатов, сульфидов и пр. Микроструктура сплава состоит из зерен однофазного γ -твердого раствора легирующих элементов в кристаллической решетке меди со средней величиной зерна 20–30 мкм с включениями интерметаллидов неправильной формы и различного размера (3–10 мкм), расположенных преимущественно по границам зерен твердого раствора (рис. 2). Их наличие и характер распределения свидетельствует о проведении стандартной упрочняющей обработки, состоящей из закалки и старения. Такая термическая обработка способствует формированию структурной однородности интерметаллидных сплавов и релаксации напряжений, возникающих на различных этапах технологического процесса изготовления вала, при сохранении его прочностных свойств. А сегрегация мелкодисперсных частиц интерметаллидов по границам зерен сдерживает рост зерен твердого раствора в процессе нагрева при длительной непрерывной работе, повышая предел прочности и сопротивление усталостному разрушению в реальных условиях эксплуатации.

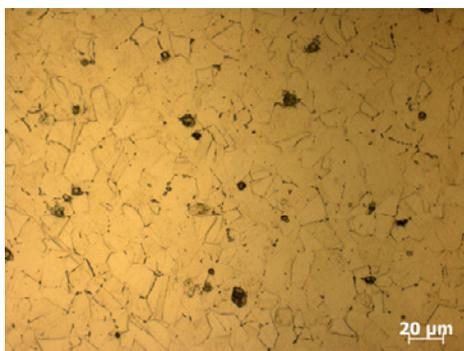


Рис. 2. Микроструктура исследуемого вала

Результаты механических испытаний показали, что исследуемый медно-никелевый сплав имеет повышенные значения твердости (52–53 HRC), условного предела текучести ($\sigma_{0,2} = 867$ МПа) и прочности ($\sigma_B = 1164$ МПа) при относительном удлинении $\epsilon = 17\%$, по сравнению со сплавами на основе железа.

Заключение

Проведенные исследования показали, что исследуемый сплав является современным цветным, дисперсно-твердеющим сплавом, требующим специальных технологий получения и обработки. По микроструктуре сплав мелкозернистый с частицами интерметаллидной фазы, что характерно после упрочняющей термообработки. Разрушение вала произошло в результате превышения эксплуатационных нагрузок предела прочности. Для точного определения причин появления перегрузок недостаточно статистических данных, хотя поломки вала гидрозащиты являются характерными для данного оборудования.

Вероятные причины такого рода поломок – это нарушения условий эксплуатации, отсутствие своевременного технического контроля основных элементов ЭЦН.

Список литературы

1. Шаров Е.А., Кузеев И.Р. Исследование разрушений валов насосных агрегатов // Нефтегазовое дело. – 2009. – Т. 7, № 2. – С. 161–163.

ОТДЕЛОЧНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА ПЛОСКОЙ КОЛЬЦЕВОЙ ПОВЕРХНОСТИ РОТАЦИОННЫМ ВЫГЛАЖИВАНИЕМ

В.П. Кузнецов, В.В. Воронаев, А.С. Скоробогатов

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.П. Кузнецов
Уральский федеральный университет
e-mail: sen_vvv@mail.ru

Выглаживание вращающимся инструментом (ротационное) является высокопроизводительным методом отделочно-упрочняющей обработки плоских поверхностей на станках с ЧПУ. Применение ротационного выглаживания позволяет заменить трудоемкие операции шлифования и полирования.

Целью работы является разработка модели управления отделочно-упрочняющей обработки ротационным выглаживанием кольцевой контактной поверхности плоской детали. Кинематическая схема ротационного выглаживания кольцевой поверхности детали типа «клин задвижки» представлена на рисунке 1.

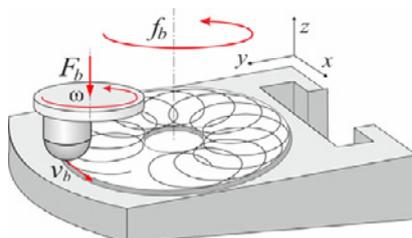


Рис. 1. Кинематическая схема ротационного выглаживания кольцевой контактной поверхности клина задвижки:
 F_b – нормальная сила выглаживания; f_b – подача за оборот; ω – частота вращения инструмента;
 v_b – линейная скорость скольжения индентора

Для управления сглаживанием исходного микропрофиля и упрочнения поверхностного слоя в работе [1] предложен параметр кратности воздействия скользящего индентора на элементарный объем обрабатываемого материала. Кратность воздействий на элементарный объем материала поверхностного слоя за один рабочий ход инструмента

зависит от геометрических параметров очага деформации и подачи:
$$n_c = \frac{l_c}{f_b} = \frac{2\sqrt{R^2 - (R - h_{in})^2}}{f_b}$$

где l_c – длина пятна контакта, f_b – подача, R – радиус рабочей части инструмента, h_{in} – глубина внедрения индентора инструмента.

Управление кратностью воздействий n_c позволяет обеспечить равномерность сглаживания и упрочнения локальной поверхности. Недостаточное количество воздействий приводит к тому, что не происходит формирования требуемого микропрофиля и накопления деформации в материале поверхностного слоя. Чрезмерное количество воздействий может привести к перенаклепу и разрушению поверхности [2, 3]. Для оценки распределения кратности воздействий индентора рассматривается траектория движения его центра по окружности радиусом r с эксцентриситетом R_t (рис. 2). Поверхность, на которую воздействует индентор за один оборот инструмента, заключена между внутренней и внешней границами его следа радиусом $R_{t,in}$ и $R_{t,out}$, соответственно. Множество точек n пересечения окружности радиусом r со следом индентора можно выразить как $n = L_{out} - L_{in}$, где L_{in} и L_{out} – длины дуг, образованные пересечением окружности радиусом r с внутренней и внешней границами следа индентора. При изменении радиуса окружности r в диапазоне от r_{in} до r_{out} кратность воздействий индентора на кольцевом участке за один рабочий ход инструмента может быть определена по формуле:

$$n_c(r) = \frac{n(r)}{f_b} = \frac{L_{out}(r) - L_{in}(r)}{f_b}$$

Экспериментальное исследование проводилось на станке MICRON при обработке поверхности образцов из стали AISI 304 диаметром 75 мм и толщиной 15 мм. Плоскости первоначально обрабатывались концевым фрезерованием, обеспечившим шероховатость $Ra=0,65$ мкм и микротвёрдость $370...390$ HV_{0,25}. Выглаживались кольцевые поверхности с наружным радиусом 13 мм и внутренним радиусом 1 мм, с силой выглаживания $F_b=320$ Н, скоростью скольжения $v_s=50$ м/мин и подачами $f_b=0,2; 0,1; 0,05; 0,025$ мм/об. Инструмент устанавливался в радиальный патрон с эксцентриситетом радиусом 6 мм. Индентор имел сферический наконечник из натурального алмаза радиусом 8,5 мм. Микротвёрдость поверхности после выглаживания определялась методом

Виккерса на микротвердомере Leica VMHT при нагрузке 0,25 Н, шероховатость определялась методом VSI на оптическом 3D-профилометре WYCO NT1100.

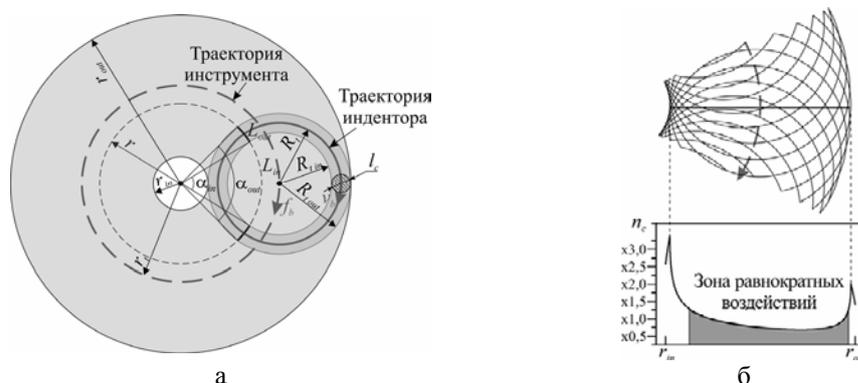


Рис. 2. Траектория движения (а) и расчетное распределение кратности воздействий индентора (б)

Экспериментальное исследование проводилось на станке MICRON при обработке поверхности образцов из стали AISI 304 диаметром 75 мм и толщиной 15 мм. Плоскости первоначально обрабатывались концевым фрезерованием, обеспечившим шероховатость $R_a=0,65$ мкм и микротвёрдость $370...390$ HV_{0,25}. Выглаживались кольцевые поверхности с наружным радиусом 13 мм и внутренним радиусом 1 мм, с силой выглаживания $F_b=320$ Н, скоростью скольжения $v_s=50$ м/мин и подачами $f_b=0,2; 0,1; 0,05; 0,025$ мм/об. Инструмент устанавливался в радиальный патрон с эксцентриситетом радиусом 6 мм. Индентор имел сферический наконечник из натурального алмаза радиусом 8,5 мм. Микротвёрдость поверхности после выглаживания определялась методом Виккерса на микротвердомере Leica VMHT при нагрузке 0,25 Н, шероховатость определялась методом VSI на оптическом 3D-профилометре WYCO NT1100.

Эксперимент подтвердил расчётную зависимость кратности воздействий индентора на поверхностный слой и влияние на нее подачи инструмента (рис. 3).

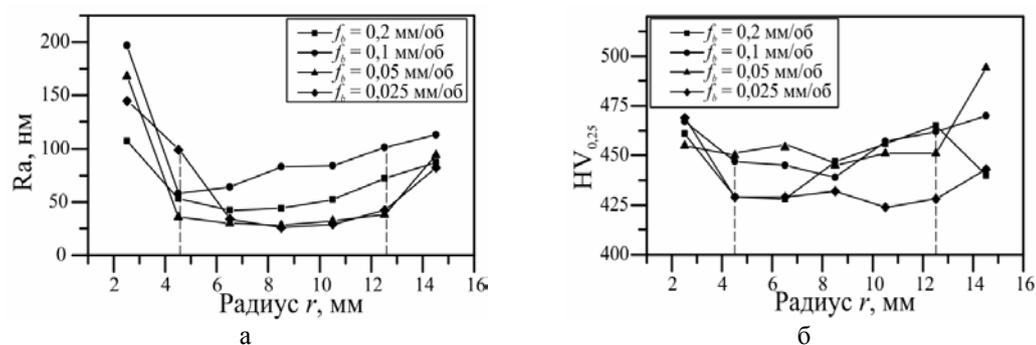


Рис. 3. Распределение шероховатости (а) и микротвёрдости (б) по ширине кольцевых участков

В зоне равнократных воздействий индентора с границами $4,6 \text{ мм} \leq r \leq 12,6 \text{ мм}$ обеспечивается шероховатость $R_a=30...110$ нм. Наибольший уровень сглаживания до $R_a=45...30$ нм достигается при наноструктурирующем выглаживании с подачами 0,05 и 0,025 мм/об. При исследовании микротвёрдости с нагрузкой 0,25 Н в зоне равнократных воздействий обеспечивается упрочнение поверхности до $425...475$ HV_{0,25}, что на 9...28% выше исходной величины. Наибольшее упрочнение было получено при наноструктурирующем выглаживании с подачей 0,05 мм/об.

Список литературы

1. Kuznetsov V.P., Smolin I.Yu., Dmitriev A.I. et al. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel // Surface and Coatings Technology. – 2016. – Vol. 285. – P. 171–178.
2. Kuznetsov V.P., Tarasov S. Yu., Dmitriev A.I. Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – 217. – P. 327–335.
3. Kuznetsov V.P., Tarasov S. Yu., Nironov A.Yu. et al. Effect of adhesion transfer on the surface pattern regularity in nanostructuring burnishing // AIP Conference Proceedings. – 1783, 020128-1–020128-4 – 2016; doi: 10.1063/1.4966421.

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОТВЁРДОСТИ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СТАЛИ 10P6M5 ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ

К.А. Курьшин, И.А. Исакин, В.Г. Дураков

Научный руководитель: д. т. н., профессор С.Ф. Гнусов
Томский политехнический университет

Дискретная обработка рабочих поверхностей с помощью лазерного излучения или электронного луча позволяет получить упрочнённые (разупрочненные) зоны разной геометрии [1], что может способствовать улучшению износостойкости покрытий [2].

Цель работы: провести анализ изменения микротвердости в оплавленных дискретных зонах покрытия на основе стали 10P6M5 после импульсной электронно-лучевой обработки, ЗТВ и основного покрытия.

Исходное покрытие на основе стали 10P6M5 было получено с помощью электронно-лучевой наплавки в вакууме в три прохода общей толщиной ~2,5 мм [2]. Параметры режимов последующей импульсной электронно-лучевой обработки покрытия в вакууме были следующими: ускоряющее напряжение $U_{\text{уск}} = 30$ кВ, время импульса $\tau = 100$ мс, частота развёртки $f_1 = 100$ Гц, развёртка луча $L = 20$ мм, частота повторения импульсов $f_2 = 1$ Гц, ток луча в импульсе $I = 40-95$ мА. Изучали микроструктуру (оптическая микроскопия, ОМ) и микротвердость (ПМТ-3) покрытия и оплавленных зон.

На рисунке 1а представлена микроструктура оплавленной зоны, которую можно разделить на участки А, Б и В. Участок А характеризуется мелкодисперсной двухфазной структурой; участок Б – дисперсной ячеистой; участок В состоит из зёрен матрицы и эвтектики по их границам. Ниже формируется ЗТВ в основном покрытии. По линии 1 (см. рисунок 1а) проведен замер микротвердости, рисунок 1б. Видно, что микротвердость в оплавленной зоне и ЗТВ значительно ниже, чем основного покрытия. Это связано с большим объемом остаточного аустенита в оплавленной зоне (~70...80 %) по сравнению с основным покрытием (~75%), что может эффективно увеличить износостойкость данного покрытия в паре трения.

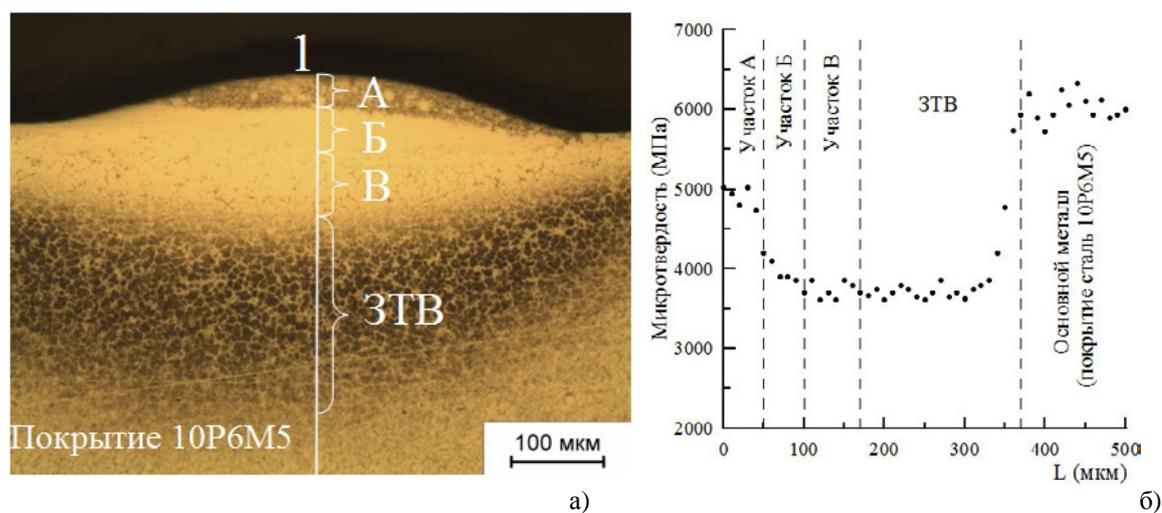


Рис. 1. Микроструктура оплавленной зоны покрытия на основе стали 10P6M5 (а) при токе луча в импульсе 50 мА и распределение микротвердости (б) по линии 1 (см. рис. 1а)

Список литературы

1. Погребняк А.Д., Кульментьева О.П. Структурно-фазовые превращения в поверхностных слоях и свойства металлических материалов после импульсного воздействия пучков частиц // ФИП. – 2003. – Т. 1, № 2. – С. 25–29.
2. Felgueroso D., Vijande R., Cueto J.M. Parallel laser melted tracks: Effects on the wearbehaviour of plasma-sprayed Ni-based coatings // Wear. – 2008. – Vol. 264. – P. 257–263.

ИЗМЕНЕНИЕ РАДИУСА ОКРУГЛЕНИЯ РЕЖУЩИХ КРОМОК КОНЦЕВЫХ ФРЕЗ, ОБРАБОТАННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ DRAG FINISHING

Н.В. Лантнев

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.С. Бабаев
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: nikitaptev77@gmail.com

Стойкость режущих инструментов и производительность процесса резания во многом зависит от состояния микрогеометрии режущих кромок. К числу характеристик последних относятся радиус округления (острота), К-фактор (симметричность), шероховатость и др. В статье приведены расширенные сведения об этих параметрах, полученных в ходе измерения твёрдосплавных концевых фрез, обработанных по технологии drag finishing.

Введение

При контроле режущих кромок в современном инструментальном производстве измеряются следующие параметры микрогеометрии (рис. 1) [1–3]:

ρ – радиус округления, мкм;

К – коэффициент симметричности $K = \frac{S_\alpha}{S_\gamma}$;

R_k – шероховатость режущих кромок $R_k = \frac{1}{\sin \beta} \cdot \sqrt{R_z^2 + 2 \cdot R_s \cdot R_f \cdot \cos \beta + R_f^2}$, мкм;

Δr – кратчайшее расстояние от вершины идеальной режущей кромки до реальной, мкм;

β – угол заострения режущего клина, град;

φ – угол между биссектрисой угла заострения режущего клина и вершиной округления режущей кромки, град.

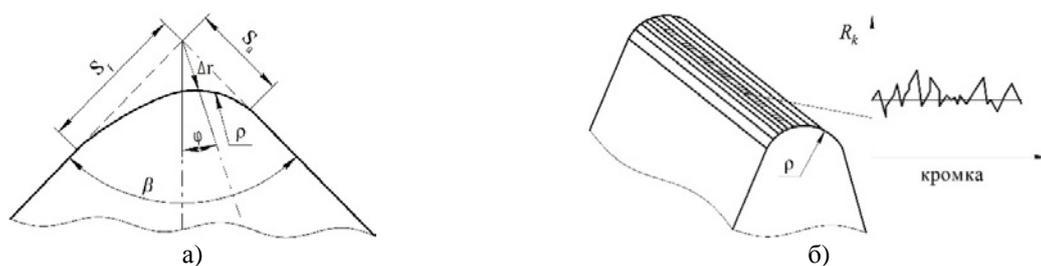


Рис. 1. Схемы к определению характеристик микрогеометрии режущей кромки

Для управления этими параметрами и, как следствие, изменения микрогеометрии кромок в настоящее время на инструментальных производствах после операций заточки применяют различные финишные технологии [2–3]. Наиболее эффективной с позиции трудозатрат, производительности и повторяемости результатов является технология drag finishing, реализуемая на станках серии DF (drag finishing) компании OTEC Prazisionsfinish GmbH (Германия).



Рис. 2. Общий вид держателей с инструментами на станках серии DF

При таком методе закреплённые в держателях режущие инструменты погружаются в контейнер с абразивным материалом и за счёт тройного планетарного движения описывают сложную траекторию. В процессе обработки происходит сглаживание шероховатости поверхности винтовых канавок. За счёт этого

снижается прилипание сходящей стружки, что актуально при обработке алюминиевых и титановых сплавов. Одновременно со сглаживанием на полученной после заточки условно острой кромке формируется округление и уменьшается количество сколов, наблюдаемое после заточки [4], что повышает её прочность и уменьшает концентраторы напряжений по всей длине.

Методика и эксперимент

В экспериментах использовали 6 четырёхзубых концевых фрез диаметром 14 мм из твёрдого сплава марки H10F (размер зерна карбида вольфрама 0,8 мкм, Co=10%). После заточки всех инструментов их разделили на 2 группы – 1.1 (острозаточенные без дальнейшей обработки); 2.1 (острозаточенные с последующей обработкой по технологии drag finishing). Измерения радиуса округления режущих кромок вели путём сканирования световым лучом режущей кромки при помощи DLP-проектора с последующим построением трёхмерного изображения при помощи регистрирующего устройства с CCD-матрицей [5]. Для этого использовали специальный микроскоп модели MikroCAD Premium фирмы LMI Technologies GmbH (Германия) в условиях исследовательской лаборатории ООО ПРОМТЕХ (Санкт-Петербург).

При обработке, фрезы группы 2.1 погружали на всю длину режущей части и полировали на постоянных режимах в абразивной смеси марки HSC 1/300, состоящей из 70% SiC и 30% гранулята скорлупы грецкого ореха.

Результаты и обсуждение

Измеряли радиусы округления r на каждом зубе в трёх сечения по длине, т.е. для каждой группы было проведено 36 измерений. Результаты измерений приведены в таблице 1.

Таблица 1. Радиусы округления после заточки и обработки по технологии drag finishing

Группа фрез	r после заточки	r после drag finishing	Наличие сколов
1.1	4,19±0,33	-	есть
2.1	4,70±0,27	11,90±1,24	отсутствуют

В ходе проведённой экспериментальной работы было установлено следующее: 1) применение технологии drag finishing оказывает влияние на увеличение радиуса округления режущих кромок твёрдосплавных концевых фрез; 2) обработанные по технологии drag finishing режущие кромки имеют высокую равномерность радиуса округления по длине, а так же на них отсутствуют сколы и видимые дефекты, которые наблюдались после заточки; 3) управлять величиной округления можно за счёт изменения параметров процесса обработки – относительная частота вращения держателей, длительность обработки, абразивная среда и др.

Список литературы

1. Bouzakis R.D., Bouzakis E., Kombogiannis S. Effect of cutting edge preparation of coated tools on their performance in milling various materials // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2014. – Vol. 7(3). – P. 264–273.
2. Denkena B., Biermann D. Cutting edge geometries // CIRP Annals. Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 63(2). – P. 631–653.
3. Rodriguez C. Cutting edge preparation of precision cutting tools by applying micro-abrasive jet machining and brushing. – Diss., Kassel University press GmbH, 2009. – 205 p.
4. Бабаев А.С. Влияние зернистости абразивного инструмента и размера зерна карбидной фазы на радиус округления режущих кромок твёрдосплавных пластин // Современные техника и технологии: сборник трудов XVII Международной научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых (г. Томск). – 2011. – Т.1. – С. 203–204.
5. Franke R.G., Mai C., Torsten H. Real-time 3D shape measurement with digital stripe projection by Texas Instruments Micromirror Devices (DMD) // Proc. of SPIE. – 2000. – Vol. 3958. – P. 90–106.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НАСЫЩАЮЩЕГО ГАЗА ПРИ ИОННОМ АЗОТИРОВАНИИ НА ДЕФОРМАЦИЮ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 01X17H13M3 С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

В.А. Москвина¹, К.Н. Рамазанов²

Научный руководитель: доцент, д. ф.-м. н. Е.Г. Астафурова³

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Уфимский государственный авиационный технический университет

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: valya_moskvina@mail.ru

Одним из эффективных способов улучшения свойств поверхности и приповерхностных слоев материалов является низкотемпературное ионное азотирование [1, 2]. На сегодняшний день ионное азотирование нержавеющей стали является перспективным способом улучшения аустенитных нержавеющей сталей в связи с универсальностью их физико-механических свойств: коррозионной стойкостью, пластичностью, ударной вязкостью. Нержавеющая сталь широко используется в медицине и практически во всех отраслях современной промышленности, а также для изготовления конструкционных деталей, работающих в агрессивных средах [3].

Целью данной работы является установление влияния давления насыщающего газа при низкотемпературном ионном азотировании на деформацию и характер разрушения аустенитной нержавеющей стали 01X17H13M3 с разной структурой.

Объектом исследования в работе была выбрана аустенитная сталь Fe-17Cr-13Ni-1.7Mn-2.7Mo-0.5Si-0.01C мас.% (01X17H13M3). Сталь термомеханически обрабатывали по следующим режимам: режим 1 – прокатка до 80% и отжиг при 900 °С (2 мин.), режим 2 – прокатка до 80% и отжиг при 1000 °С (7 мин.) и режим 3 – прокатка до 40% и отжиг при 1050 °С (5 ч.). После термической обработки образцы закаливали в воду. Таким образом, обработка по данным режимам позволила получить в стальных образцах равновесную зеренную структуру с разным размером зерна: 3 мкм (режим 1), 7 мкм (режим 2) и 70 мкм (режим 3) соответственно (рис. 1, а-в). Согласно анализу рентгеноструктурных данных, независимо от режима обработки сталь имела структуру аустенита с параметром решетки 0,36 нм. Методом рентгеноструктурного анализа также установлено, что размеры областей когерентного рассеяния у образцов, после термомеханических обработок составили более 200 нм, а микродеформация кристаллической решетки $\sim 10^{-4}$.

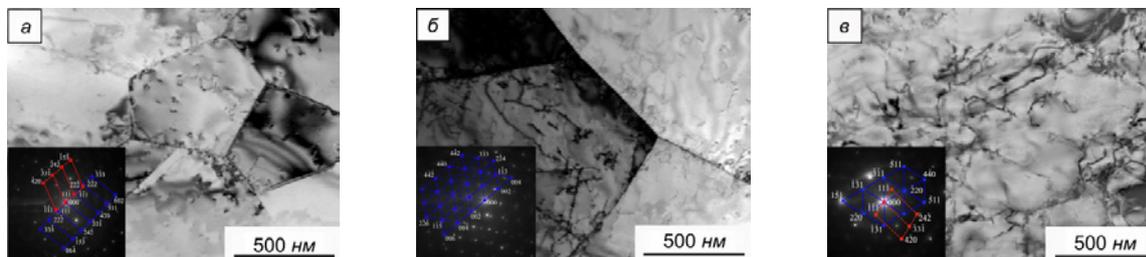


Рис. 1. Электронно-микроскопические светлопольные изображения и микродифракционные картины (вклейки) структуры стали 01X17H13M3 после термомеханических обработок: а – по режиму 1; б – по режиму 2; в – по режиму 3

Ионное азотирование проводили по 2 режимам при температуре 540 °С (12 ч): при давлении рабочего газа $P = 300$ Па – традиционное ионное азотирование (ТИА) и при пониженном давлении $P = 60$ Па – ионное азотирование с эффектом полого катода (ЭПК) [4]. После азотирования образцы растягивали при комнатной температуре с относительной скоростью деформации $4.6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Термомеханические обработки и ионное азотирование методами ТИА и ЭПК в мелкокристаллических и крупнокристаллических образцах (режимы 1–3) не приводят к увеличению величины предела текучести – в некоторых случаях наблюдается даже разупрочнение и величина $\Delta\sigma_{0,2} = (\sigma_{0,2(N)} - \sigma_{0,2}) / \sigma_{0,2}$ принимает отрицательные значения (для режима 1 $\Delta\sigma_{0,2} = -0,005$ и $\Delta\sigma_{0,2} = -0,003$ после ТИА и ЭПК соответственно, для режима 2 $\Delta\sigma_{0,2} = -0,04$ после ТИА, для режима 3 $\Delta\sigma_{0,2} = -0,05$ после азотирования с ЭПК). Независимо от размера зерна образцов азотирование по обоим выбранным режимам приводит к уменьшению предела прочности и удлинения. Понижение давления насыщающего газа при ионном азотировании (ЭПК) слабее влияет на механические и пластические характеристики образцов по сравнению с ТИА и вызывает меньшие эффекты охрупчивания.

Деформация образцов с мелкокристаллической и крупнокристаллической структурой происходит однородно по всей рабочей части образцов, и при одноосном статическом растяжении наблюдали интенсивное растрескивание и выкрашивание азотированного слоя. Поверхностный слой растрескивается с самого начала деформации растяжением. В образцах, обработанных по режимам 1–3, процесс растрескивания и фрагментации поверхности образцов сопровождает весь процесс пластического течения. Образцы, термомеханически

обработанные по режимам 1–3 и азотированные по ТИА, характеризуются более интенсивным и грубым растрескиванием, это связано с толщиной азотированного слоя, она больше, чем для образцов, азотированных при более низком давлении (ЭПК). Присутствие азотированного слоя способствует разрушению поверхности образцов хрупко – сколом, а центральная часть разрушается вязко с формированием ямочного излома. Толщина азотированного слоя различна для образцов с разным размером зерна и составляет 18, 15, 13 мкм для режимов 1–3 соответственно. Между хрупким азотированным слоем и вязкой матрицей наблюдали формирование переходной зоны (зона с твердорастворным упрочнением аустенита азотом). Разрушение в этой зоне происходит хрупко, но характер излома заметно отличается от разрушения в азотированном слое. Для образцов с мелкокристаллической и крупнокристаллической структурой толщина переходной зоны также различна, она составляет 90–150 мкм и повышается с увеличением размера зерна. Для образцов, азотированных при более низком давлении насыщающего газа (ЭПК), отмечали формирование более обширной переходной зоны с твердорастворным упрочнением для всех структурных состояний по сравнению с ТИА, для которого характерно формирование более толстого поверхностного азотированного слоя. Рентгеноструктурный анализ позволяет говорить о том, что параметр решетки в слое с твердорастворным упрочнением превышает значение для матрицы (0,361–0,364 и 0,36 нм соответственно), что свидетельствует о высокой концентрации азота в твердом растворе в переходной зоне.

Таким образом, ионное азотирование по всем выбранным режимам способствует поверхностному упрочнению аустенитной стали с разным размером зерна, формированию прочного азотированного слоя. Образцы с разной структурой, азотированные с эффектом полого катода, характеризуются образованием меньшего по толщине азотированного слоя для всех структурных состояний, но отличаются образованием обширной переходной зоны с твердорастворным упрочнением аустенита азотом. Понижение давления насыщающего газа при ионном азотировании (ЭПК) слабее влияет на механические и пластические характеристики образцов по сравнению с ТИА в случае мелкокристаллического состояния, но вызывает меньшие эффекты охрупчивания.

Список литературы

1. Теория и технология азотирования / под ред. Ю.М. Лахтина. – М. : Metallurgia, 1991. – 320 с.
2. Лахтин Ю.М. Современное состояние процесса азотирования // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1993. – № 7. – С. 17–21.
3. Кушнер В.С., Верещака А.С., Схиртладзе А.Г. и др. Материаловедение : учебник для вузов. – Омск : ОмГТУ, 2008. – 224 с.
4. Budilov V., Agzamov R., Ramazanov K. // Metal Science and Heat Treatment. – 2007. – Vol. 49, Issue 7-8. – P. 358–361.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ TiB+Ti

А.М. Мырзахан¹, А.Д. Макан¹

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Е.Н. Коростелева^{1,2}; к. т. н. В.В. Коржова²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: botawka-93@list.ru

Применение композиционных покрытий на титановые сплавы позволяет значительно улучшить их механические и физические свойства. Использование титано-матричных композиционных материалов позволяет получать материалы с высокой удельной прочностью и износостойкостью. В качестве упрочнителя могут выступать TiC, TiB, TiN, TiB₂. В последнее время опубликовано много работ по данной теме, отдельное внимание уделено боридам. Получение композитов «бориды титана + титан» возможно через проведение реакции «титан + В₄С» [1, 2], так и через синтез чистых порошков [3]. Исследование композиционных порошков и покрытий из них имеет важное практическое значение.

Электронно-лучевые покрытия из композиционных порошков «борид титана + 20% и 50% титан» наплавляли в вакууме на установке ИФПМ СО РАН, состоящей из источника электронов, системы управления сканирующим электронным лучом, порошкового питателя и манипулятора для перемещения подложки относительно сканирующего электронного луча. Композиционные порошки получали послойным горением прессовок цилиндрических прессовок из порошковых смесей титана ТПП-8 и бора аморфного технического марки «А» в аргоне. Горение инициировали нагревом поджигающей таблетки молибденовой спиралью. Синтез проводили в герметичном реакторе в среде аргона с избыточным давлением около 0,5 атм. с последующим медленным охлаждением в реакторе. Пористые СВС спеки дробили и ситовым рассевом выделяли пригодную для наплавки фракцию 56–200 мкм. Структуру и фазовый состав СВС порошков и покрытий исследовали на оборудовании Центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН методами рентгенофазового анализа (дифрактометр ДРОН-7, Буревестник, Россия, CuK_α излучение), оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT, Zeiss, Germany).

СВС композиционный порошок после дробления спеков имеет преимущественно осколочную форму (рис. 1а, в).

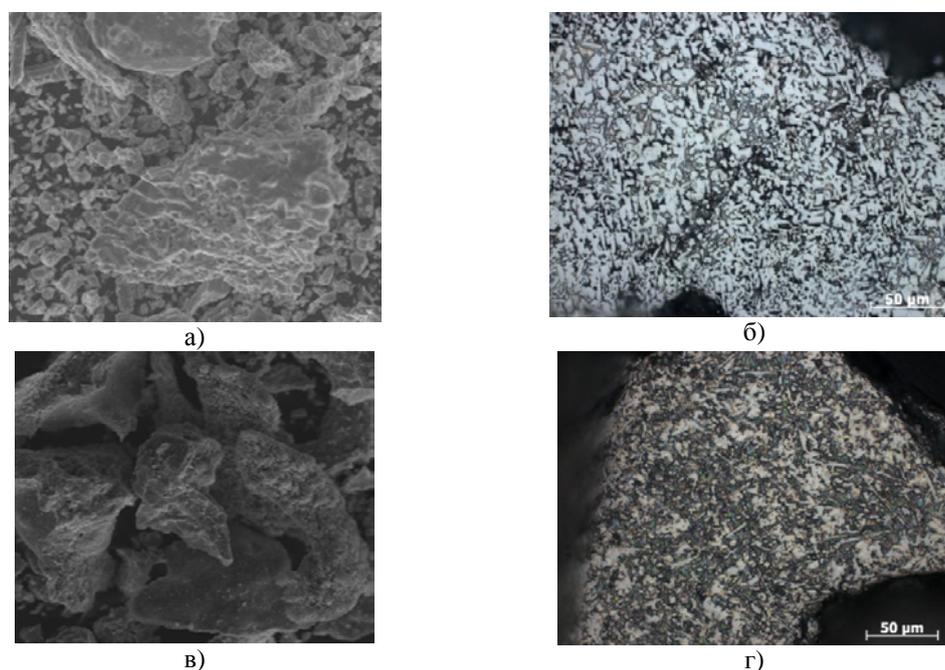


Рис. 1. Морфология и микроструктура СВС – порошка: а, б) TiB+20%Ti; в, г) TiB+50%Ti

Типичная микроструктура композиционного порошка представлена на рисунке 1 б, порошковый продукт синтеза с малым содержанием титановой связки (20–40%), представляет собой сростки боридов титана или отдельные крупные иглы. Структура СВС продуктов с большим содержанием титана (50–60%) и предварительной механической активацией более дисперсная (рис. 1 г). Рентгенофазовый анализ СВС-порошков показал, что во всех случаях синтеза «титан – бор» получали многофазный материал, основной фазой которого является моноборид титана.

Для улучшения наплавляемости к композиционным порошкам с различным содержанием титановой связки (20 и 50%) добавляли порошок титана в количестве, необходимом для получения порошковых смесей с

интегральным содержанием связки 80%. Микроструктура покрытий, наплавленных порошковыми смесями, содержащими композиционные порошки двух исследованных составов, приведена на рисунке 2.

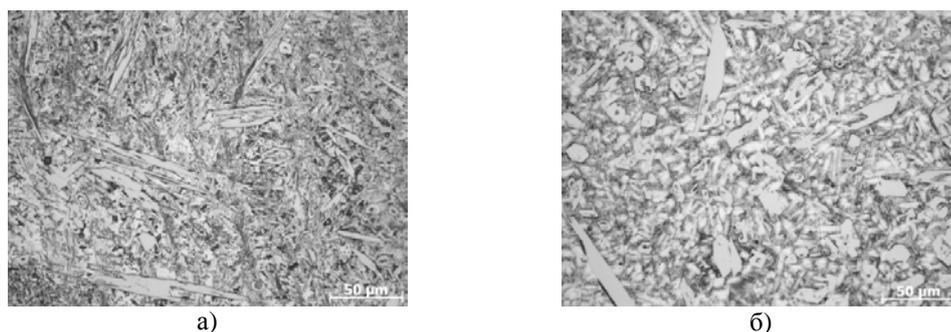


Рис.2. Микроструктура наплавки: а) TiB+20→80%Ti; б) TiB+50→80%Ti

На рисунке 3 приведены результаты сравнительных измерений твердости (рис. 3 а) и испытаний на абразивный износ (рис. 3 б) титана VT-1-0 и композиционных покрытий «моноборид титана + титан». При увеличении твердости композиционных покрытий по сравнению с титаном VT-1-0 в 2-2,2 раза абразивная износостойкость увеличивается в 3–3,7 раз.

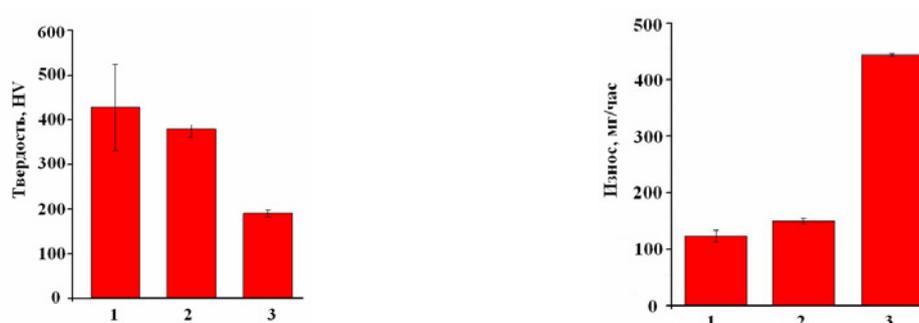


Рис. 3. Твердость и износ покрытий. 1 – TiB+20→80%Ti; 2 – TiB+50→80%Ti; 3 – титан VT-1-0

Выводы

1. Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза получены и исследованы композиционные порошки «моноборид титана + титан».
2. Электронно-лучевые покрытия, наплавленные с применением композиционных порошков, имеют твердость и абразивную износостойкость соответственно в 2,2 и 3,7 раз выше, чем титановый сплав VT-1-0.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-48-700381)

Список литературы

1. Новиков Н.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Зависимость состава продуктов и скорости горения в системах металл – бор от соотношения реагентов // Физика горения и взрыва. – 1974. – Т. 10, № 2. – С. 201–206.
2. Азатян Т.С., Мальцев В.М., Мержанов и др. О механизме распространения волны горения в смесях титана с бором // Физика горения и взрыва. – 1980. – Т. 16, № 2 – С. 37–42.
3. Attar H., Lober L., Funk A. et al. Mechanical behavior of porous commercially pure Ti and Ti-TiB composite materials manufactured by selective laser melting // Materials Science & Engineering A. – 2015. – Vol. 625.

МОДИФИЦИРОВАННЫЙ АЛГОРИТМ ОБРАТНОГО ПРОЕЦИРОВАНИЯ ДЛЯ ТОМОГРАФИЧЕСКОЙ РЕКОНСТРУКЦИИ ПРИ СКАНИРОВАНИИ ОБРАЗЦА С ПОШАГОВЫМ СДВИГОМ

А.Х. Оздиев

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Ю.Ю. Крючков
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: ozdiev@tpu.ru

Томографический анализ является одним из распространённых способов осуществления неразрушающего контроля, применяемых в промышленности, в частности – машиностроении. Промышленную рентгеновскую томографию применяют при анализе объектов на предмет наличия дефектов различной природы: геометрические погрешности конструирования, трещины, поры, сколы и т.д. Возможность производить детальную трёхмерную визуализацию объекта исследования, в том числе его внутренней структуры, позволяет проводить неразрушающий контроль изделий в сборке, не подвергая их разборке [1].

В связи с этим, одной из актуальных задач промышленной рентгеновской томографии является анализ объектов большого размера с последующей реконструкцией в высоком разрешении. Условно стандартный томографический эксперимент выглядит следующим образом: объект исследования располагается между источником излучения и детектором; экспериментальная установка подбирается таким образом, что соотношение геометрических размеров объекта, пучка и детектора делает возможным полное покрытие объекта пучком излучения, позволяя детектору захватывать проекцию объекта целиком, при этом осуществляется беспрепятственное вращение объекта исследования. Для реконструкции применяют алгоритм обратного проектирования, основанный на работе преобразования Радона [2].

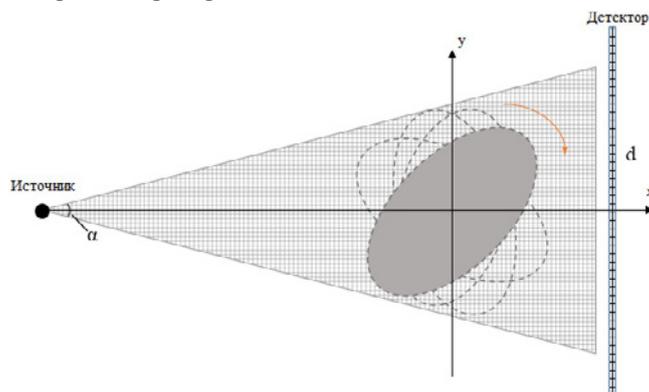


Рис. 1. Схема условно стандартного рентгеновского томографического эксперимента, вид сверху

В работе рассматривается случай, когда возникает задача поиска дефектов в объекте, геометрические размеры которого не позволяют провести томографический эксперимент по стандартной схеме из-за физических ограничений, накладываемых параметрами установки: угол раскрытия источника излучения α , тип и размер d детектора, а также габариты самой установки. В этом случае обычно применяют конвейерные алгоритмы со спиральной траекторией источника. [3] Переход к схеме эксперимента с пошаговым сдвигом, позволяет провести сканирование объекта контроля, разделив его на произвольное количество зон. Таким образом, для каждой зоны можно получить соответствующий ей исходный набор данных, который используется в реконструкции модифицированным для этого случая алгоритмом обратного проектирования.

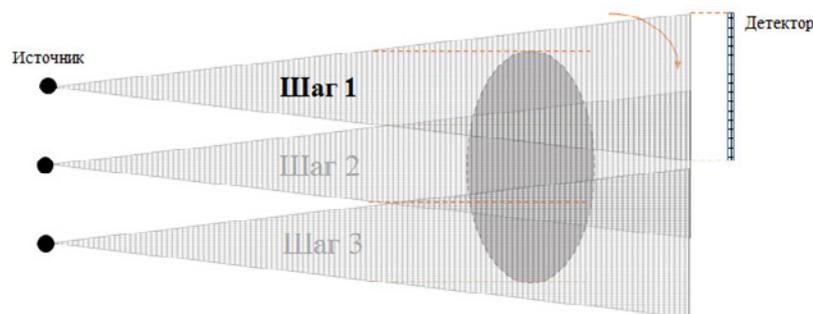


Рис. 2. Схема томографического эксперимента с пошаговым сдвигом, вид сверху

Данный подход позволяет получить реконструкцию выбранной части объекта исследования, исходные данные для которой были получены на одном из шагов сканирования. Что позволяет проводить анализ объекта как в его отдельных частях, так и целиком, предварительно применив алгоритм склеивания реконструированных данных.

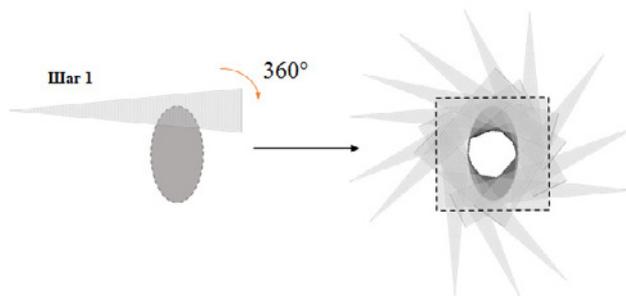


Рис. 3. Схематичное изображение работы модифицированного алгоритма обратного проецирования для реконструкции данных шага сканирования 1

Список литературы

1. Herman G.T. Fundamentals of computerized tomography: image reconstruction from projections. – Springer, 2009. – 135 p.
2. Симонов Е.Н. К вопросу получения объемных изображений в рентгеновской компьютерной томографии // Вестник ЮУрГУ. Серия «Компьютерные технологии, управление, радиоэлектроника». – 2015. – Т. 15, № 4. – С. 50–57. – doi: 10.14529/ctcr150405.
3. Скоков А.А., Карих В.П. Повышение выявляемости трещин при дефектоскопии методом трехмерной томографии // Дефектоскопия. – 2013. – № 2. – С. 78–89.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ «TiC-ПР Н77Х15С3Р2», ПОЛУЧЕННЫХ НАПЛАВКОЙ

А.А. Полянская, М.Г. Криницын, Г.А. Прибытков

Научный руководитель: гл. научный сотрудник, д. т. н. Г.А. Прибытков
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: polyanskaya38@gmail.com

Введение

Эффективным методом повышения долговечности и надежности изделий, работающих в агрессивных средах, при повышенных температурах, в трибосопряжениях и в условиях воздействия абразива, является нанесение износостойких покрытий порошковым напылением (плазменное, газопламенное, дктонационное) или наплавкой (лазерная, электроннолучевая, дуговая, плазменная и т.д.). Среди используемых порошковых материалов особое место занимают многокомпонентные самофлюсующиеся сплавы на никелевой или железной основе, легированные хромом, который придает материалу коррозионную и окалиностойкость. Присутствие в составе этих сплавов кремния и бора уменьшает температуру эвтектического плавления, улучшает жидкотекучесть и препятствует окислению, что является положительным фактором при наплавке или напылении. При кристаллизации наплавочной ванны бор, углерод и кремний образуют дисперсные выделения твердых тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов), что обеспечивает повышенную твердость и износостойкость покрытия [1]. Представляется перспективным дополнительно ввести в структуру покрытий дисперсные частицы карбида титана, твердость которого в 2–3 раза больше, чем твердость указанных выше тугоплавких соединений на основе никеля и хрома.

В настоящей работе исследованы покрытия, нанесенные электроннолучевой наплавкой композиционных порошков «карбид титана – связка из самофлюсующегося никелевого сплава ПР-Н77Х15С3Р2». Наплавляемые порошки представляют собой гранулы со структурой дисперсных частиц карбида титана в металлической связке [2].

Материалы и методика эксперимента

Нанесение покрытий проводили подачей в наплавочную ванну композиционных порошков с размером гранул 50–200 мкм в наплавочную ванну, формируемую на поверхности стальной подложки сканирующим электронным лучом. Для улучшения наплавляемости композиционные порошки разбавляли порошком сплава до интегрального объемного содержания металлической связки 80%. Описание установки и методики наплавки приведено в [3]. Поверхность наплавленных покрытий площадью 25×100 мм и толщиной 3–5 мм шлифовали. Из отшлифованных пластинок вырезали образцы размером 15×20 мм для испытаний на абразивный износ по ГОСТ 23.208–79 «Метод испытания на абразивный износ при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы». Также измеряли твердость покрытий по Виккерсу (Duramin-500). Микроструктуру покрытий исследовали на поперечных шлифах методом оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT, Zeiss, Germany)

Результаты и обсуждение

Микроструктура наплавки приведена на оптических фотографиях металлографических шлифов (рис. 1). Наплавки имеют сложную структуру. Для определения фазового состава покрытий требуется рентгенофазовый анализ, а для идентификации отдельных фаз в структуре – локальный элементный анализ. Твердость и износостойкость покрытий монотонно увеличиваются при увеличении содержания порошка связки в реакционных смесях, из которых синтезировали композиционные порошки в интервале 20–40 об%. (рис. 2). Вероятной причиной этого является уменьшение среднего размера частиц карбида титана в наплавляемых композиционных порошках, что было установлено в нашей предыдущей работе [2]. Применение для наплавки композиционного порошка с 50 об% связки оказывается менее эффективным, чем порошка с 40% связки. Таким образом, наилучший результат по твердости и износостойкости дает наплавка смесями, содержащими композиционный порошок с 40 об% связки.

Следует отметить, что введение дисперсного карбида титана в структуру наплавленных покрытий на основе самофлюсующегося никелевого сплава ПР-Н77Х15С3Р2 оказывает более сильное положительное влияние на абразивную износостойкость, чем на твердость. Для выяснения механизмов этого влияния требуются дальнейшие исследования.

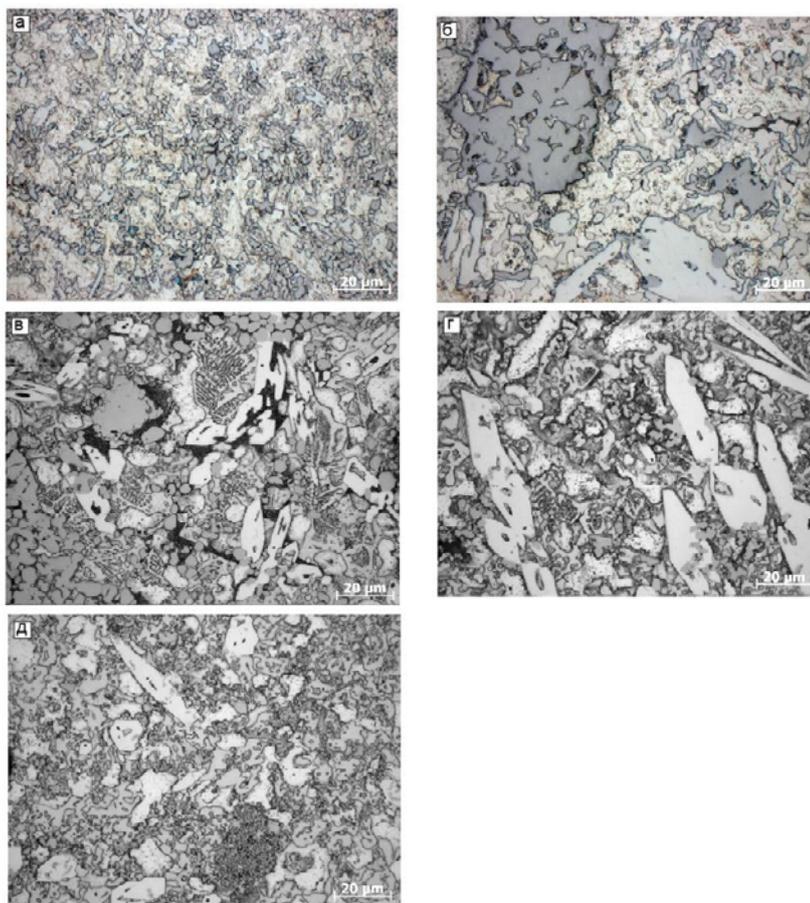


Рис. 1. Микроструктура наплавов TiC+ПРН77Х15С3Р2 с различным содержанием связки (об%): д) 20%; б) 30%; в) 40%;, г)50%; а) чистым ПР Н77Х15С3Р2

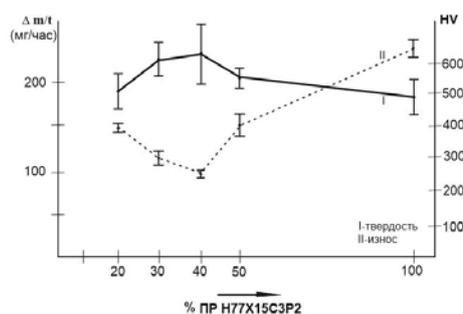


Рис.2. Зависимость твердости и скорости износа наплавов корундом от объемного содержания связки в наплавляемых порошках

Список литературы

1. Сидоров А.И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой. – М. : Издательство, 1987. – 128 с
2. Полянская А.А., Криницын М.Г., Прибытков Г.А. Структура СВС композиционных порошков «карбид титана – связка из сплава Н77Х15С3Р2» // Материалы и технологии новых поколений в современном материаловедении. – Томск, 2016. – Т. 1. – С. 226–228.
3. Панин В.Е., Белюк С.И., Дураков В.Г. и др. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий // Сварочное производство. – 2000. – № 2. – С. 34–38.

ГРАФОАНАЛИТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СОСТОЯНИЯ РАБОЧЕЙ ЖИДКОСТИ ГИДРАВЛИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ

И.А. Попельнюк

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.М. Гареев
 Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
 E-mail: iap@ssau.ru

Статья посвящена проблеме оценки технического состояния рабочих жидкостей (РЖ) гидравлических систем (ГС) летательных аппаратов (ЛА). На основании [1, 2] и с учетом требований ГОСТ к РЖ можно сказать, что её состояние во многом зависит стабильности таких параметров, как вязкость, плотность, кислотное число (антиокислительные свойства), коррозионная активность (противоизносные свойства), загрязненность, температурные показатели (вспышки, кипения, застывания).

Комплексная оценка всех этих параметров является, весьма дорогостоящим, а самое главное трудоемким и долгим процессом. При этом перед предприятиями авиационной промышленности стоит задача повышения экономической эффективности эксплуатации объектов авиационной техники, в том числе за счет сокращения времени на техническое обслуживание и ремонт, а также повышения уровня безопасности полетов. В рамках решения этих задач необходимо совершенствовать, в том числе, и процессы оценки технического состояния РЖ ГС ЛА. Самый быстрый и экономически эффективный путь это разработка новых методов оценки. Однако для этого требуется наличие системных представлений РЖ на всех этапах её жизненного цикла, которое можно получить при помощи обобщенной математической модели состояния РЖ, базирующейся на теории распознавания образов [4].

Одним из первых шагов в этом направлении является анализ основных параметров РЖ, определяющих её состояние по следующим критериям:

- 1) Информативность (на сколько по значению того или иного параметра РЖ можно судить о значении других параметров и её состоянии в целом).
- 2) Простота определения (на сколько развиты методы и средства для оценки того или иного параметра).

С этой целью, используя теорию графов [4], была построена графоаналитическая модель состояния РЖ

(рис. 1). Ориентированный граф $G = (X, A)$ состоит из множества вершин $\sum_{i=0}^6 x_i \subset X$ и множества связей

между ними $\sum_{j=1}^{17} a_j \subset A$. Перечень условных обозначений и их расшифровка для графа $G = (X, A)$ приведен

в таблице 1.

Таблица 1. Перечень условных обозначений для графоаналитической модели

Условное обозначение	Расшифровка
X_0	Состояние РЖ
X_1	Загрязненность РЖ
X_2	Вязкость РЖ
X_3	Плотность РЖ
X_4	Противоизносные свойства РЖ
X_5	Антиокислительные свойства РЖ
X_6	Температурные свойства РЖ
a_{ij}	Дуги графа
$c_{10} \dots c_{60}$	Цена перехода между вершинами графа

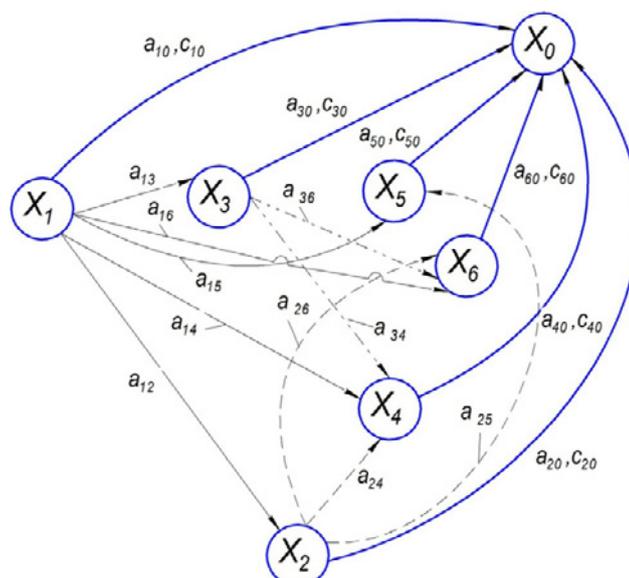


Рис. 1. Графоаналитическая модель состояния РЖ

Одним из главных элементов теории распознавания образов, предложенной У. Гренандером, являются образующие, т.е. элементы – носители информации, которые могут обладать определенными свойствами: признаком и арностью, указывающими на тип образующей и максимальное число соединений, связывающих данную образующую с остальными соответственно. Полученная графоаналитическая модель позволяет сформировать образующие и получить общие представления об их взаимосвязи, на основе чего возможно построить конфигурации различных состояний РЖ и реализовать их в рамках образа РЖ. Т.е. получить математическое представление идеального (первоначального) состояния РЖ и его изменения, сравнивая которые можно сделать вывод о динамике изменения параметров РЖ, а значит и её состоянии в целом.

Список литературы

1. Кондаков Л.А. Рабочие жидкости и уплотнения гидравлических систем. – М. : Машиностроение, 1982. – 216 с.
2. Тимиркеев Р.Г., Сапожников В.М. Промышленная чистота и тонкая фильтрация рабочих жидкостей летательных аппаратов. – М. : Машиностроение, 1986. – 152 с.
3. Кристофидес Н. Теория графов. Алгоритмический подход. – М. : Мир, 1978. – 432 с.
4. Гренандер У. Лекции по теории образов. – М. : Мир, 1979. – 376 с.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT1-0

Г.В. Проскурников¹, Е.Е. Дерюгин²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: galen.marek.00@mail.ru

DETERMINATION OF FRACTURE TAUGHTNES TITANIUM ALLOY VT1-0

G.V. Proskurnikov¹, Ye.Ye. Deryugin²

¹National Research Tomsk Polytechnic University

²Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS

E-mail: galen.marek.00@mail.ru

The problem of the experimental determination of fracture toughness of titanium alloy VT1-0. Spend specific fracture energy calculation according to the method developed by ISPM SB RAS. The characteristics of fracture toughness of titanium alloy VT1-0.

В данной работе приводятся результаты оценки трещиностойкости титанового сплава VT1-0. В качестве основной характеристики трещиностойкости материала использовали удельную энергию разрушения G_{cr} (критическую скорость высвобождения упругой энергии при распространении трещины), которую рассчитывали согласно новой методике, разработанной для малоразмерных образцов с шевронным надрезом [1]. В отличие от подходов линейной механики разрушения, данная методика не накладывает жестких ограничений на размеры пластической зоны у вершины трещины.

Известно, что при нестабильном распространении трещины длиной l на элементарное расстояние dl в образце шириной a энергия разрушения определяется уравнением [2, 3]:

$$G_{cr} = \frac{P_{max}^2 d\eta}{2dl \cdot a}, \quad (1)$$

где η – податливость образца (величина, обратная жесткости образца $M = P/\lambda$); λ – упругое смещение под действием внешней нагрузки P ; P_{max} – максимальная внешняя нагрузка, при которой возникает спонтанное распространение трещины.

Образец с шевронным надрезом можно рассматривать как двухконсольную конструкцию. Узкий надрез в образце можно представить, как трещину длиной l_0 (рис. 1).

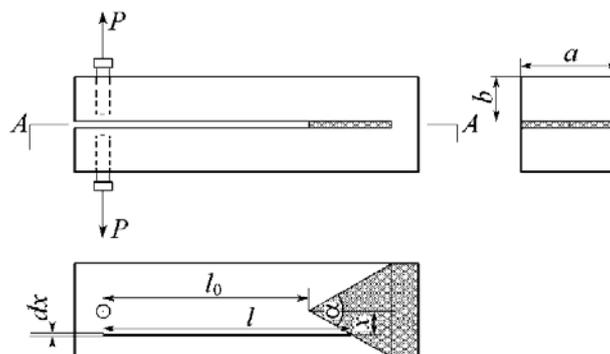


Рис. 1. Схема образца с шевронным надрезом

Будем считать, что фронт трещины представляет собой прямую линию длиной x , ориентированную перпендикулярно к оси образца.

Выделим среднюю часть образца шириной x . Согласно [4], упругий прогиб балки шириной x и длиной l на величину $\lambda/2$ обеспечивает нагрузка

$$P = \frac{E\lambda x}{8} \left(\frac{b}{l} \right)^3. \quad (2)$$

Ширина балки, согласно геометрическим построениям, равна $x = 2\Delta l \cdot \text{tg}(\alpha/2)$, где α – угол шевронного надреза. Податливость выделенной части образца определяется выражением

$$\eta = \frac{\lambda}{P} = \frac{8}{E_x} \left(\frac{l}{b} \right)^3 = \frac{4}{E \Delta l \cdot \operatorname{tg}(\alpha / 2)} \left(\frac{l}{b} \right)^3.$$

Изменение податливости при увеличении длины трещины на величину dl равно

$$\frac{\partial \eta}{\partial l} = \frac{12l^2}{E \Delta l b^3 \operatorname{tg} \alpha / 2}.$$

Подставляя это значение и выражение (2) в уравнение (1), получим

$$G_{\text{cr}} = \frac{3E\lambda_e^2 b^3}{16l^4}. \quad (3)$$

В [5] показано, что λ_e равно

$$\lambda_e = \frac{8P_{\text{max}}}{Ea} \left(\frac{l}{b} \right)^3 \left[\frac{2\Delta l}{a} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} + \left(1 - \frac{2\Delta l}{a} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} \right) \left(\frac{l}{l_0} \right)^4 + \frac{a}{l_0} \operatorname{ctg} \frac{\alpha}{2} + \frac{2\Delta l}{l_0} \right]^{-1} \left[2 + \frac{a}{l_0} \operatorname{ctg} \frac{\alpha}{2} \right]^2$$

где $l = l_0 + \Delta l$, Δl – смещение клина.

Испытание проводили растяжением образцов с шевронным надрезом со скоростью движения захватов испытательной машины $v = 5$ мкм/с при комнатной температуре. Образцы длиной 20 мм вырезали из прутка квадратной формы сечением 6×6 мм². Шевронный надрез наносили электроэрозионным способом в виде узкой щели шириной 0,25 мм, разделяющей толщину образца на две равные части. Границу надреза задавали в виде V-образной линии с углом $\alpha = \pi/3$ (рис. 1). В процессе нагружения с помощью зеркальной камеры PENTAX K-5 с интервалом 4с фиксировали изображения нагружаемого образца. По изображениям измеряли изменение ширины щели в точках приложения нагрузки и у конца шевронного надреза, а также раскрытие и длину трещины, в процессе нагружения. Полученные данные использовали для расчета критериев трещиностойкости.

В таблице 1 приведены результаты эксперимента.

Таблица 1 – Результаты полученные в ходе работы

№ кадра	t, c	P_1, H	$\Delta l, \text{мм}$	$K_{Ic}, \text{МПа}\sqrt{\text{м}}$	$G, \text{кДж/м}^2$
6875	535	879,76	2,59	69,40	43,78
6878	545	821,41	2,70	57,75	30,32
6881	557	801,22	2,87	56,42	28,94
6887	582	816,21	3,54	58,50	31,12
6896	617	829,66	3,80	60,13	32,87
6909	670	830,46	4,63	57,77	30,34

Испытания малоразмерных образцов сплава ВТ1-0 показали, что для этого материала на диаграмме «нагрузка P – смещение клина Δl » четко фиксируется момент спонтанного распространения трещины (рис. 2), т.е. хорошо определяется значения критической нагрузки P_{max} , и критическое значение берегов надреза λ_e . Расчеты G_{cr} на стадии стабильного распространения получили усредненным значение $G_{\text{cr}} = 30,7 \pm 2,2$ кДж/м² и $K_{Ic} = 58,1 \pm 2,0$. Полученное значение K_{Ic} практически соответствует значениям для технического титана, приведенным в монографии [6].

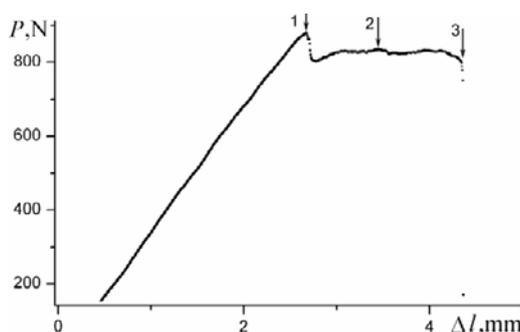


Рис.2. Диаграмма нагружения «Нагрузка-смещение»: 1 – стадия зарождения трещины; 2 – стадия стабильного распространения трещины на участке 1-3; 3 – стадия спонтанного распространения трещины

Известно, что распространение трещины сопровождается увеличением податливости образца $\eta = \lambda_e/P$ [2], где λ_e – смещение точек приложения нагрузки P , связанное с увеличением длины трещины. Расчеты по уравнению (3) показывают, что величина λ_e всегда меньше экспериментально измеренного значения λ . Это объясняется тем, что пластическая деформация вносит в смещения дополнительный вклад λ_p , не связанный с изменением податливости образца. В процессе нагружения наблюдаются моменты, когда не происходит увеличения длины трещины. Увеличение смещения точек приложения нагрузки происходит за счет пластической деформации впереди трещины. В общем случае λ можно представить в виде суммы $\lambda = \lambda_e + \lambda_p$. Очевидно, что величина λ_p будет тем больше, чем более вязко будет разрушаться материал. Поэтому отношение λ_p/λ_e является важной характеристикой вязкости разрушения. На стадии зарождения трещины данное отношение равно 0,03 для ВТ1-0.

Список литературы

1. Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И. и др. Характеристики трещиностойкости малоразмерных образцов с ультрамелкозернистой структурой // Международная конференция «Актуальные проблемы прочности». – Уфа, 2012. – 214 с.
2. Брок Д. Основы механики разрушения. – М. : Высшая школа, 1980. – 368 с.
3. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. – М. : Металлургия, 1989. – 575 с.
4. Тимошенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. – М. : Наука, 1975. – 576 с.
5. Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И. Определение вязкости разрушения малоразмерных образцов с ультрамелкозернистой структурой // Вестник Сам-ГТУ. Серия «Технические науки». – Самара, 2012. – 129 с.
6. Ильин А.А., Колачев Б.А. и др. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. – М. : ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520 с.

ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ АКТИВНЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ПЕРЕДАЧИ ВИБРАЦИИ И ПУЛЬСАЦИИ ДАВЛЕНИЯ ПО КОМПЕНСАТОРАМ ТРУБОПРОВОДОВ С ЖИДКОСТЬЮ

А.В. Птахин, А.В. Крылов, А.В. Кондратьев, А.А. Шайдуров

Научный руководитель: профессор, д. т. н. А.В. Кирюхин
Калужский государственный университет им. Циолковского
Перский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: nikolenko@bk.ru

Развитие современного машиностроения характеризуется постоянным повышением требований к величине излучения вибрации и шума во внешнюю среду работающими установками, которые ужесточаются по соображениям экологии и по техническим требованиям к установкам.

Схема передачи вибрации от установки, расположенной в общем случае в помещении (или корпусе корабля) в окружающую среду показана на рисунке 1.

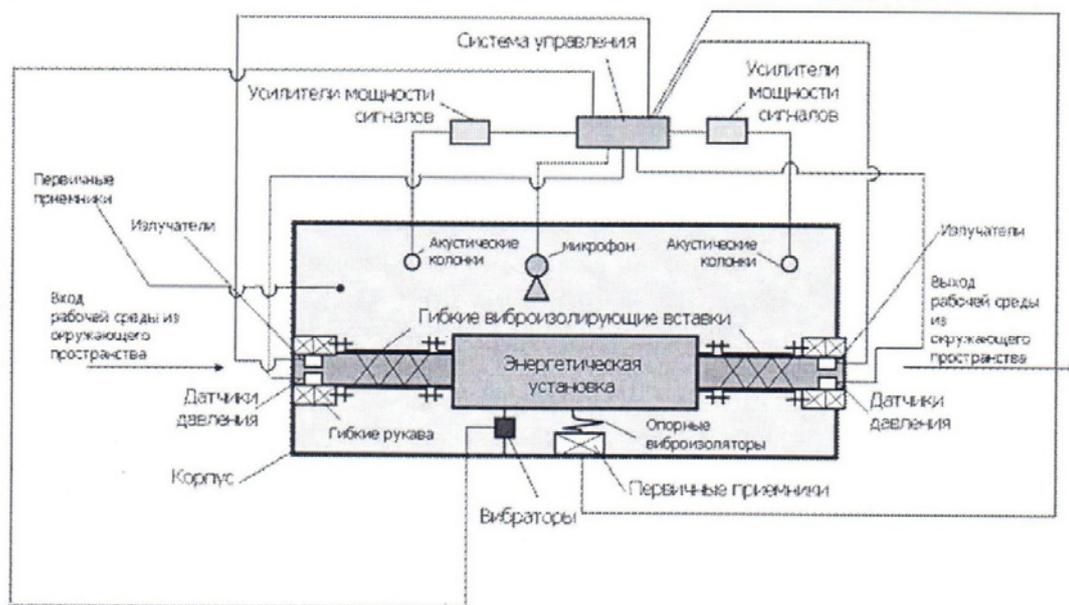


Рис. 1. Схема полноразмерной активной системы виброзащиты (АВС) энергетической установки

Активными методами гашения вибрации (пульсация давления, воздушного шума, динамических сил) принято называть способы искусственного создания соответствующих вибрационных воздействий, действующих в противофазе исходным (идущим от установки). На рисунке 1 показана принципиальная схема активного гашения вибрации во всем путях ее передачи от источника.

Проведенный анализ показал, что практически отсутствуют работы по активному гашению динамических сил, вибрации и пульсации давления, передающихся через компенсаторы трубопроводов. При этом, как показывают исследования, в том числе и авторов, передача структурной вибрации и пульсаций рабочей среды через трубопроводы и их компенсаторы, может быть в ряде случаев определяющей, например – при транспортировке нефти и газа, в энергетическом и транспортном машиностроении.

На рисунке 2 в качестве примера приведены кривые вибрационной жесткости для двух различных конструкций компенсаторов высокого давления на основе резинокордных оболочек (РКО, верхняя кривая).

Применение новых специально разработанных авторами компенсаторов на основе тонкослойных резинометаллических элементов (ТРМЭ), имеющих за счет специальной конструкции ТРМЭ минимальную связанность пульсаций давления и вибраций, уменьшает передачу вибрации по их структуре на порядок и более в широкой полосе частот по сравнению с компенсаторами РКО. Это позволяет принять их за основу при создании систем активного гашения вибрации и ГДШ в компенсаторах высоконапорных трубопроводов большого диаметра.

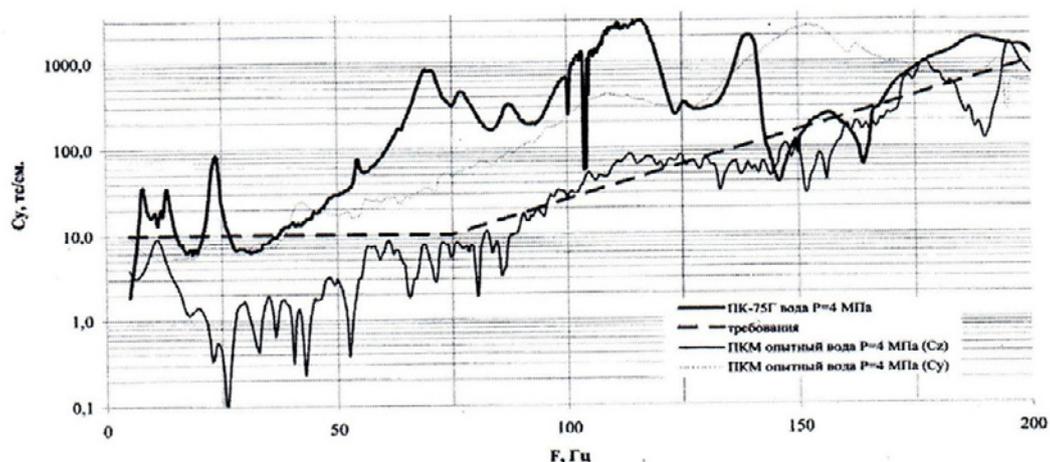


Рис. 2. Сравнение жесткостей компенсаторов с РКО (верхняя кривая) и соответствующих компенсаторов на основе ТРМЭ такого же давления и диаметра

Выводы. Для улучшения виброизоляции промышленного оборудования от фундамента и окружающей среды по линии трубопроводов с рабочей средой, например – при транспортировке нефти и газа, в энергетическом и транспортном машиностроении сегодня необходима разработка методов и средств широкополосного активного гашения в развязках (компнсаторах) трубопроводов высокого давления с жидкостью.

Список литературы

1. Кирюхин А.В., Тихонов В.А., Чистяков А.Г. и др. Активная виброзащита – назначение, принципы, состояние. 3. Активная виброизоляция в автомобилях // Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2012. – № 2. – С. 56–59.
2. Кирюхин А.В., Тихонов В.А., Чистяков А.Г. и др. Активная виброзащита – назначение, принципы, состояние. 5. Активная вибро- и шумоизоляция трубопроводов. Патентные исследования. // Проблемы машиностроения и автоматизации.
3. Кузнецов Г.Н., Кирюхин А.В., Федоров В.А. и др. Проблемы и предварительные результаты испытания систем активного гашения низкочастотных сигналов в водной и воздушной средах // Фундаментальная и прикладная гидрофизика. – 2011. – Т. 4, № 3. – С. 93–107.
4. Соколовский М.И., Саков Ю.Л., Шайдурова Г.И. и др. Новые технологии в ракетно-космической технике и специальном судостроении // Перспективные материалы в ракетно-космической технике. – М. : Торус Пресс, 2007.

РАСЧЕТ СРЕДНЕГО ВРЕМЕНИ НАРАБОТКИ ДО ПЕРВОГО ОТКАЗА МАЖОРИТАРНОЙ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ С ТРЕМЯ УЗЛАМИ ТОПОЛОГИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

П.А. Рахман, Ж. д'К. Шавиер Фрейре Новикова

Научный руководитель: к. т. н. П.А. Рахман
 Уфимский государственный нефтяной технический университет
 E-mail: pavelar@yandex.ru

В последние три десятилетия наблюдается бурный рост информационных технологий, и системы хранения, обработки и передачи данных внедряются в самые различные области деятельности человека. Однако, помимо основных технических характеристик, связанных с производительностью таких систем, не менее важными также являются показатели надежности, от которых напрямую зависит стабильность и эффективность функционирования информационных систем, обеспечивающих бизнес-процессы современных предприятий. Соответственно, разработка моделей надежности и методов расчета показателей надежности систем хранения, обработки и передачи данных является актуальной задачей.

В современном мире для анализа показателей надежности технических систем широко применяются цепи Маркова [1, 2]. В частности при использовании моделей надежности на базе цепей Маркова для вычисления стационарного коэффициента готовности и среднего времени наработки технических систем может использоваться топологический метод [3, 4]. Однако, в случае необходимости вычисления средней наработки до первого отказа современная теория надежности предлагает трудоемкий метод, связанный с решением системы дифференциальных уравнений. Применение преобразования Лапласа для системы уравнений немного упрощает решения системы, однако, в целом трудоемкость остается высокой.

В рамках научных исследований авторами разрабатывались модели надежности и анализировались показатели надежности для различных систем обработки и хранения данных [5, 6]. В результате обобщения научных результатов в области надежности авторами был разработан эффективный топологический метод расчета среднего времени наработки до первого отказа за счет использования специального преобразования цепи Маркова с последующим решением системы линейных алгебраических уравнений, которое гораздо менее трудоемко, чем решение системы дифференциальных уравнений.

В рамках данной статьи авторами рассматривается модель надежности мажоритарной вычислительной системы с тремя независимыми узлами на базе цепи Маркова (рис. 1).

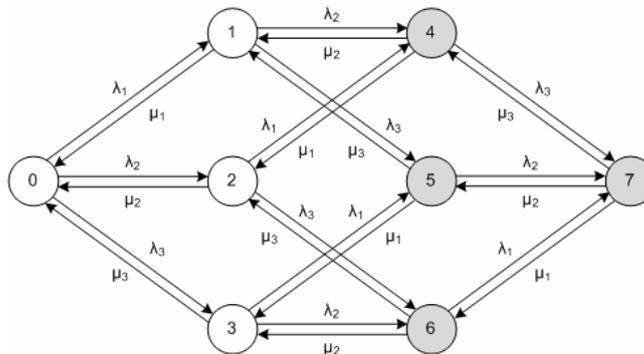


Рис. 1. Цепь Маркова для мажоритарной вычислительной системы с тремя узлами

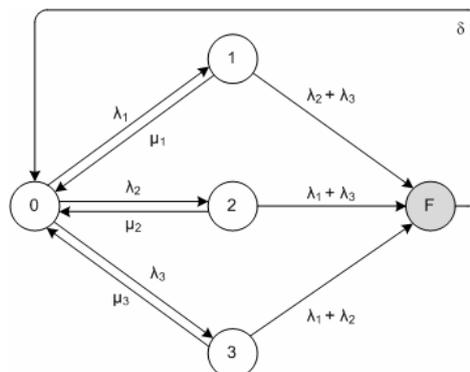


Рис. 2. Преобразованная цепь Маркова для мажоритарной вычислительной системы

Далее цепь преобразовывается (рис. 2), и топологическим методом выводится формула для расчета среднего времени наработки до первого отказа T_{FF} при заданном начальном состоянии 0 (все узлы вычислительной системы исправны).

Для проверки полученной формулы также была выведена аналогичная расчетная формула традиционным методом на базе решения системы дифференциальных уравнений. Оба метода дали одну и ту же формулу (1) для расчета среднего времени наработки до первого отказа.

$$T_{FF} = \frac{1 + \frac{\lambda_1}{\mu_1 + \lambda_2 + \lambda_3} + \frac{\lambda_2}{\mu_2 + \lambda_1 + \lambda_3} + \frac{\lambda_3}{\mu_3 + \lambda_1 + \lambda_2}}{\frac{\lambda_1(\lambda_2 + \lambda_3)}{\mu_1 + \lambda_2 + \lambda_3} + \frac{\lambda_2(\lambda_1 + \lambda_3)}{\mu_2 + \lambda_1 + \lambda_3} + \frac{\lambda_3(\lambda_1 + \lambda_2)}{\mu_3 + \lambda_1 + \lambda_2}}. \quad (1)$$

Где, $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ – интенсивности отказов узлов, а μ_1, μ_2, μ_3 – интенсивности восстановления.

Также, для сравнения авторами было выполнено замеры времени расчетов среднего времени наработки до 1-го отказа при различных значениях интенсивностей отказов и восстановлений узлов традиционным методом на базе решения системы дифференциальных уравнений и топологическим методом на базе решения система алгебраических уравнений после специального преобразования цепи Маркова. В среднем топологический метод расчета рассчитывает среднее время наработки до первого отказа в 4,6 раза быстрее.

Список литературы

1. Shooman M.L. Reliability of computer systems and networks. – New York : John Wiley & Sons, 2002. – 528 p.
2. Koren I., Krishna C.M. Fault-tolerant systems. – San Francisco : Morgan Kaufmann Publishers, 2007. – 378 p.
3. Черкесов Г.Н. Надежность аппаратно-программных комплексов. – СПб. : Питер, 2005. – 479 с.
4. Половко А.М., Гулов С.В. Основы теории надежности. – СПб. : БХВ-Петербург, 2006. – 704 с.
5. Rahman P.A., Muraveva E.A., Sharipov M.I. Reliability model of fault-tolerant dual-disk redundant array // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 685. – P. 805–810.
6. Rahman P.A., Bobkova E.Yu. Reliability model of fault-tolerant data processing system with primary and backup nodes // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 124. – P. 012–023.

ТОПОЛОГИЧЕСКИЙ МЕТОД РАСЧЕТА СРЕДНЕГО ВРЕМЕНИ НАРАБОТКИ ДО ПЕРВОГО ОТКАЗА ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ НА БАЗЕ СПЕЦИАЛЬНОГО ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ЦЕПИ МАРКОВА

П.А. Рахман, Ж. д'К. Шавиер Фрейре Новикова

Научный руководитель: к. т. н. П.А. Рахман
Уфимский государственный нефтяной технический университет
E-mail: pavelar@yandex.ru

В настоящее время для анализа надежности систем в теории надежности, как правило, используются такие ключевые показатели надежности, как коэффициент готовности и среднее время наработки на отказ [1, 2], и часто применяются модели надежности на базе цепей Маркова, а также эффективный топологический метод расчета этих показателей [3, 4].

Однако, для технических систем часто не менее важным также является среднее время наработки до первого отказа, позволяющее прогнозировать среднее время наступления первого отказа системы с момента ввода в ее эксплуатацию. Для расчета этого показателя теория надежности предлагает специальное редуцирование цепи Маркова и крайне трудоемкое решение системы дифференциальных уравнений. Применение операторного метода на базе использования преобразования Лапласа упрощает решение системы, но в целом трудоемкость остается достаточно высокой.

В рамках научных исследований в области моделей надежности различных технических систем на базе цепей Маркова [5–6] авторами выводились формулы для оценки различных показателей надежности, в том числе и среднего времени наработки до первого отказа. В итоге, путем обобщения научных результатов, авторами был получен эффективный топологический метод расчета среднего времени наработки до первого отказа на базе специального преобразования цепи Маркова.

Суть метода заключается в следующем. Сначала составляется исходная цепь Маркова технической системы (рис. 1) с выделением подмножества работоспособных состояний E_+ и неработоспособных состояний E_- . Среди работоспособных состояний выделяют подмножество граничных работоспособных состояний H_+ , аналогично среди неработоспособных состояний выделяют подмножество граничных неработоспособных состояний H_- .

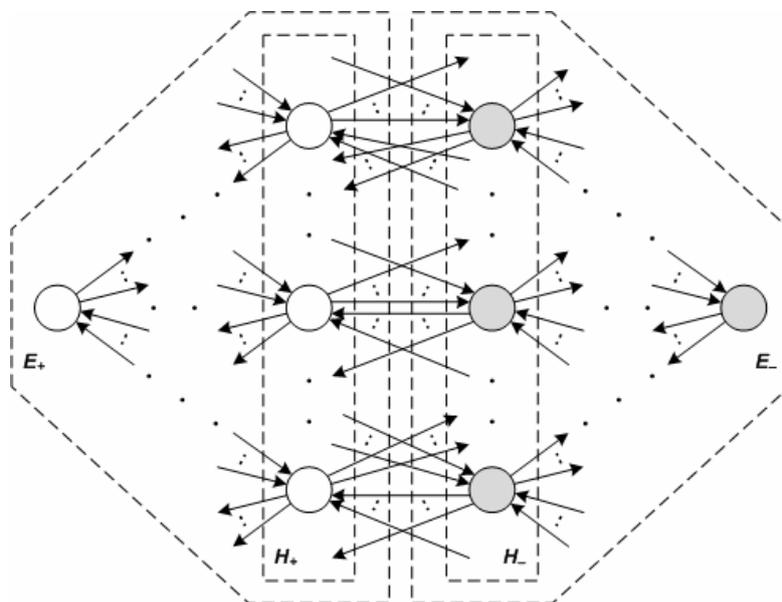


Рис. 1. Исходная цепь Маркова для модели надежности технической системы

Далее, выполняется специальное преобразование цепи Маркова (рис. 2):

1. Удаляются все исходящие переходы из всех неработоспособных состояний подмножества E_- в любые другие состояния. Также удаляются неработоспособные состояния, не имеющие переходов из работоспособных состояний, поскольку в результате предыдущей операции у них не остается ни входящих, ни исходящих переходов.

2. Объединяются все оставшиеся тупиковые неработоспособные состояния в одно агрегированное неработоспособное состояние F. При этом для каждого граничного работоспособного состояния все его переходы в неработоспособные состояния объединяются в один агрегированный переход в неработоспособное состояние F с суммированием соответствующих интенсивностей.

3. Добавляется фиктивный переход с некоторой ненулевой интенсивностью δ из агрегированного состояния F в начальное работоспособное состояние 0.

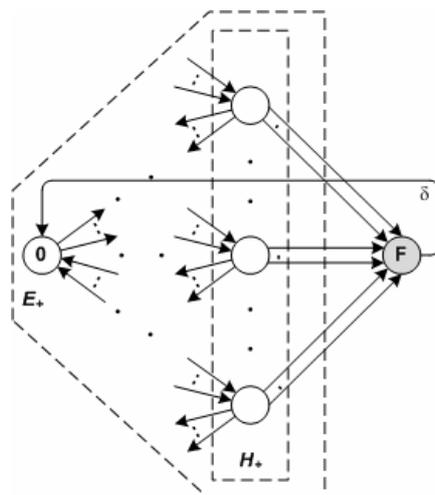


Рис. 2. Преобразованная цепь Маркова для модели надежности технической системы

После этого для преобразованной цепи составляется стационарная система уравнений Колмогорова-Чепмена, и рассчитываются стационарные вероятности всех состояний. Далее, наконец, на основе них и интенсивностей переходов из граничных работоспособных состояний в неработоспособное состояние F вычисляется среднее время наработки на отказ, которое совпадает со средним времени наработки до 1-го отказа в преобразованной цепи Маркова.

Список литературы

1. Shooman M.L. Reliability of computer systems and networks. – New York : John Wiley & Sons, 2002. – 528 p.
2. Koren I., Krishna C.M. Fault-tolerant systems. – San Francisco : Morgan Kaufmann Publishers, 2007. – 378 p.
3. Черкесов Г.Н. Надежность аппаратно-программных комплексов. – СПб. : Питер, 2005. – 479 с.
4. Половко А.М., Гуров С.В. Основы теории надежности. – СПб. : БХВ-Петербург, 2006. – 704 с.
5. Rahman P.A., Muraveva E.A., Sharipov M.I. Reliability model of fault-tolerant dual-disk redundant array // Key Engineering Materials – 2016. – Vol. 685. – P. 805–810.
6. Rahman P.A., Bobkova E.Yu. Reliability model of fault-tolerant data processing system with primary and backup nodes // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 124. – P. 012–023.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23 С МОДИФИЦИРОВАННЫМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ КОВКОЙ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ

А.С. Смирнова^{1,2}, Ю.И. Почивалов¹, В.Е. Панин^{1,2}, А.В. Горбунов²

Научный руководитель: академик РАН, профессор, д. ф.-м. н. В.Е. Панин

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: nasO@mail2000.ru

Разработка методов контролируемого управления прочностью и пластичностью материалов, за счет применения комплексных методов воздействий, является важным направлением развития современного материаловедения. Они включают традиционные методы упрочнения в сочетании с разными вибрационными и высокоэнергетическими способами обработки. Их применение позволяет достигать в структуре обрабатываемого материала состояний не достижимых при других видах обработки. Особенно эффективными эти методы оказываются применительно к сварным соединениям [1] и позволяют существенно повысить служебные характеристики сварных конструкций. Это достигается за счет формирования в поверхностных слоях сварных соединений высоконеравновесных, наноструктурных состояний и снижением остаточных, сварочных напряжений. В ИФПМ СО РАН разработаны методы наноструктурирования поверхностных слоёв, включающие ультразвуковую механическую ковку в сочетании с термомеханической обработкой, и которые показали высокую эффективность в повышении прочностных свойств, износостойкости и усталостной долговечности конструкционных материалов и их сварных соединений. Если рассматривать деформируемое твердое тело как многоуровневую, иерархически самоорганизующуюся систему, то в ней поверхностные слои и внутренние границы раздела являются важнейшими мезоструктурными уровнями деформации. Наноструктурирование поверхностного слоя и отсутствие резкого градиента напряжений на границе раздела «поверхностный слой – кристаллическая подложка» повышают его релаксационные способности, что способствует самосогласованию поворотных мод деформации в многоуровневой системе и задерживает развитие трещины при циклическом нагружении [2–3].

Целью настоящей работы является исследование структуры и механических свойств сварных соединений титанового сплава ВТ23 после модифицирования его поверхностных слоев с помощью ультразвуковой механической ковки, кратное повышение усталостные характеристики сварного соединения.

В качестве объектов исследования использованы листовые заготовки толщиной 2 мм из титанового сплава ВТ23. Сварные соединения получали лазерной сваркой с использованием CO₂ лазера, разработанного лабораторией лазерных технологий ИТПМ СО РАН, мощность лазерного излучения составляла до 8 кВт. После лазерной сварки сварные соединения подвергли ультразвуковой механической ковке (УЗМК) в двух режимах (Обработка 1 и Обработка 2). Оборудование для УЗМК включает: генератор ИЛ4, предназначенный для выработки тока частотой 25 кГц мощностью 630 Вт и рабочий инструмент, преобразующий электрические колебания в механические.

Структура основного металла сплава ВТ23 типична для прокатанных $\alpha+\beta$ титановых сплавов и характеризуется ярко выраженной анизотропией структуры, зерна в сварном шве ~600 на 280 мкм. При лазерной сварке ширина шва составляет ~1,5 мм. Сварной шов плохо поддается травлению, наблюдается большое количество крупных пор. А после Обработки 2 формоизменение кристалла реализуется посредством деформационного двойникования. У α -Ti двойники наблюдаются на самых ранних этапах пластической деформации и, вследствие модифицирования поверхностных слоев с помощью ультразвуковой механической ковки, в сварном шве возникают двойники деформации.

В процессе сварки с высокоэнергетическим воздействием при расплавлении титанового сплава ВТ23, с последующей быстрой кристаллизацией, наблюдается существенное перераспределение легирующих примесей, выход Mo, Cr и V в зону сварного шва и обеднение этими компонентами зоны сплавления. В центре сварного шва возникает высокопрочная ОЦК β -фаза, которая обеспечивает высокую микротвердость сварного шва, а в обедненной зоне сплавления разрушение идет при более низком внешнем напряжении и наблюдается снижение микротвердости. После Обработки 1 микротвердость в зоне сварного шва резко возрастает с ~3300 МПа до ~3800 МПа. Возникновение неоднородного распределения ванадия, хрома и молибдена в сварном соединении резко увеличивает прочность, но в то же время хрупкость β -фазы. После Обработки 2 микротвердость выравнивается до уровня основного металла 3400 МПа, материал пластифицируется.

Проведенные малоцикловые усталостные испытания показывают эффективность использования УЗМК поверхностных слоев для повышения усталостных характеристик сварных соединений. Применение Обработки 2 сварных соединений, полученных лазерной сваркой, позволило повысить усталостную долговечность образцов в 3 раза.

В результате проведенного предварительного рентгеноструктурного анализа сварного соединения сплава ВТ23 с Обработкой 2 наблюдается изменение интенсивности и сдвиг пиков, что говорит об изменении текстуры и размера элементарной ячейки. В нашем случае наблюдается увеличение размера элементарной ячейки. Уменьшение областей когерентного рассеяния говорит об очень дефектной структуре после

Обработки 2. Сварное соединение приобретает большую релаксационную способность при пластическом деформировании.

С применением методов просвечивающей микроскопии изучена тонкая структура сварных соединений после лазерной сварки и последующей Обработки 2. В ($\alpha+\beta$) титановом сплаве ВТ23 характерно наличие пластинчатой структуры с размером зерен $\sim 1,5-4$ мкм, после сварки структура в сварном шве разнотернистая, вблизи зоны сплавления мелкозернистая глобулярная структура размером $\sim 1-3$ мкм. В центре сварного шва после Обработки 2 внутри крупных зерен идет измельчение структуры с формированием большого количества дислокаций и $\alpha+\beta$ пластин.

Разработан способ обработки, обеспечивающий увеличение усталостной долговечности сварных соединений в три раза. Реализован механизм деформации, при котором удается пластифицировать сварное соединение ВТ23 с лазерной сваркой. Анализ полученных результатов позволяет сделать рекомендации для выбора режимов обработок, обеспечивающих наиболее оптимальные свойства сварных конструкций титанового сплава ВТ23.

Авторы выражают благодарность сотрудникам ИТПМ СО РАН профессору Оришичу А.М. и научному сотруднику Маликову А.Г. за лазерную сварку сплава ВТ23.

Список литературы

1. Панин В.Е., Кибиткин В.В., Плешанов В.С. и др. Мезомасштабные закономерности усталостного разрушения сварных соединений высокопрочной стали // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7. Спец. выпуск, ч. 1. – С. 385–388.
2. Панин В.Е., Поверхностные слои нагруженных твердых тел как мезоскопический структурный уровень деформации // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4, № 3. – С. 5–22.
3. Dekhtyar A.I., Mordyuk B.N., Savvakin D.G. et al. Enhanced fatigue behavior of powder metallurgy Ti-6Al-4V alloy by applying ultrasonic impact treatment // Materials science and engineering: A. Lett. – 2015. – Vol. 641. – P. 348–359.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ ОБШИВОЧНЫХ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1441 НА ПРОЦЕСС ОБТЯЖКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ИЗДЕЛИЙ АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

С.В. Сурудин, Я.А. Ерисов, Д.Г. Черников

Научный руководитель: д. т. н. В.А. Михеев
Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
E-mail: innosam63@gmail.com

Освоение новых процессов формообразования обтяжкой высокотехнологичных обшивок летательных аппаратов из алюминиевых сплавов требует надежных знаний о их реологических (механических) свойствах, а также анизотропии свойств в зависимости от состояния поставки листового материала. Кроме того, необходимы сведения о влиянии реологических свойств деформируемых материалов на напряженно-деформированное состояние очага деформации, определяющее характер развития деформации в этих процессах и формирующее качество готового изделия. При этом контролируемый процесс формообразования обтяжкой оболочек двояковыпуклой формы возможен только в условиях симметрии, когда из трех осей симметрии, присущих анизотропии листовой заготовки, одна совпадает с направлением прокатки и обтяжки, а вторая – с поперечным направлением, а третья – с направлением нормали к поверхности листа [1].

Известно, что пластичность, а значит и деформационные возможности металлов и сплавов по физической природе имеет вероятностный (статистический) характер. Разброс показателей пластичности при формообразовании обтяжкой листового алюминиевого сплава объясняется не колебаниями уже контролируемых кинематических параметров формообразования обтяжкой, а изменениями пассивных неконтролируемых факторов, таких как, неодинаковое внешнее трение, неодинаковое реологическое поведение деформируемого материала, задаваемое анизотропией свойств листовых полуфабрикатов и исходной термообработкой [2, 3].

Для сравнения влияния свойств листов из алюминий-литиевого сплава 1441 в данной работе проведено моделирование процесса его обтяжки в программном комплексе RAM-STAMP 2G. В качестве реологической модели материала для заготовки была использована трехпараметрическая модель Барлата, которая применяется для моделирования поведения алюминиевых сплавов с учетом анизотропии свойств в условиях плоского напряжённого состояния.

Моделируемая схема обтяжки может быть реализована на прессе, оснащённом системой автоматизации, например на прессе типа FEKD, за счет синхронного движения левого и правого балансиров с зажимами и стола прессы с установленным на нем обтяжным пуансоном.

Прессы FEKD имеют числовое программное управление ЧПУ по четырём координатам [4]. Программируемыми координатами на прессах FEKD являются: 1 – вертикальное перемещение стола прессы; 2,3 – выдвижение штоков гидроцилиндров, соответственно левого и правого балансиров прессы с зажимами; 4 – наклон стола прессы в вертикальной плоскости.

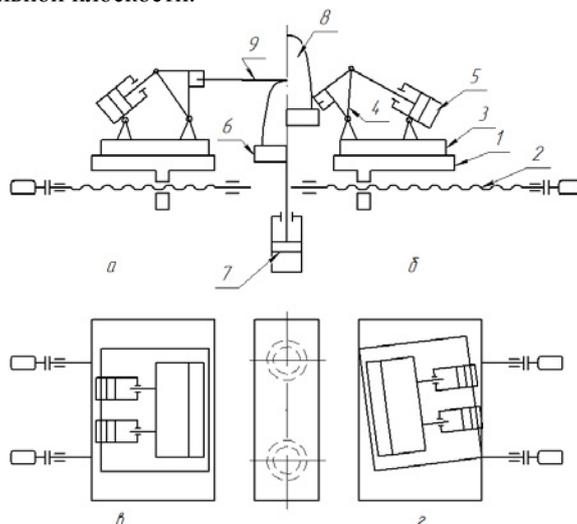


Рис. 1. Различные положения элементов прессы FEKD: а – исходное положение нижнего стола и балансира (листовая заготовка натянута и касается верхнего гребня пуансона в районе «полюса»); б – конечное положение нижнего стола и балансира (конец процесса обтяжки); в – установка зажимов при обтяжке деталей из прямоугольных заготовок; г – установка зажимов при обтяжке конических деталей

Данные прессы предназначены для формообразования деталей обшивок одинарной и двойной кривизны со значительными продольными углами облегания обеих сторон обтяжного пуансона. Предложенная

кинематическая схема процесса обтяжки на этих прессах осуществляется в следующей последовательности. Заготовка предварительно растягивается и обертывается вокруг обтяжного пуансона, а затем подвергается дополнительному растяжению с целью вывода всех ее элементов за предел текучести. Схема пресса FEKD, с помощью которого реализуются названные операции, приведена на рисунке 1, где показаны: каретки пресса, которые могут перемещаться по направляющим станины с помощью приводных винтовых пар 2; поворотная плита 3, на которой шарнирно закреплены «балансир» с зажимными устройствами 4 и цилиндр поворота балансира 5; рабочий стол 6 с двумя цилиндрами привода 7; обтяжной пуансон 8 и обтягиваемая листовая заготовка 9.

С помощью программы STATISTICA был подготовлен план многофакторного эксперимента. Было предложено провести моделирование с 46 вариантами сочетаний коэффициентов Лэнкфорда (R_0 , R_{45} , R_{90}), предела прочности σ_B , предела текучести $\sigma_{0.2}$ и коэффициента пластичности δ_p .

Деформационное упрочнение задавалось по закону Крупского-Свифта, связывая эквивалентное напряжение по Хиллу-Мизесу с эквивалентной пластической деформацией ϵ_p :

$$\sigma = k(\epsilon_0 + \epsilon_p)^n,$$

где k , ϵ_0 , n – материалы константы, которые можно определить через механические свойства:

$$n = \ln(1 + \delta_p); k = \sigma_{0.2} \left(\frac{1 + \delta_p}{n^n} \right); \epsilon_0 = \sqrt[n]{\frac{\sigma_B}{k}}.$$

После моделирования всех вариантов обтяжки был проведен статистический анализ результатов. Анализ показал наилучшее сочетание коэффициентов Лэнкфорда, предела прочности, предела текучести и коэффициента пластичности минимизирующее разнотолщинность готовой обшивки.

Список литературы

1. Нефедова Т.И., Мацнев В.Н. Технология и оборудование для формообразования обшивок одинарной и двойной кривизны. Реферативная подборка по материалам зарубежной печати. – М. : НИИТ, 1988. – 28 с.
2. Dem'yanenko E.G. A technique of shaping the barrel-type parts // Russian Aeronautics. – 2014. – Vol. 57(2). – P. 204–211.
3. Grechnikov F.V., Antipov V.V. Erisov Y.A. A manufacturability improvement of glass-fiber reinforced aluminum laminate by forming an effective crystallographic texture in V95 alloy sheets // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2015. – Vol. 56(1). – P. 39–43.
4. Михеев В.А., Гречникова А.Ф., Кузина А.А. Совершенствование процессов формообразования обтяжкой оболочек двойной кривизны // Известия Самарского научного центра РАН. – 2011. – Т. 13, № 4(42). – С. 217–224.

JOINT LIMITS AVOIDANCE STRATEGY IN ROBOTIC SCANNING SYSTEM

Д.А. Татарников

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Г.П. Цапко
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: den2276@tpu.ru

The robotic scanning system (Fig. 1) is used for ultrasonic non-destructive analysis (NDA) of objects with simple and complex geometry.



Fig. 1. The robotic scanning system

This system allows automating process of NDA, as well as accelerating of getting the final picture of defects. Maintenance of it requires advanced knowledge not only in ultrasonic inspection, but also in robotics, math and programming. Moreover, it should be safe and secure for people use and the construction itself. That is why we need to control robot movements on every stage and be sure where manipulator will go and what will get. The existence of singularity in robot manipulators is the main problem here.

Singularity is existence of multiple axis-specific solutions to the same Cartesian position of robot-ambiguous inverse kinematics, even though Status and Turn are specified. Inverse kinematics solve the following equation in terms of Cartesian position of robot end-effector [2] (Eq. 1).

$$Rot(z, \theta_i)Trans(0,0, d_i)Trans(a_i, 0,0)Rot(x, \alpha_i) = \begin{bmatrix} l_x & m_x & n_x & p_x \\ l_y & m_y & n_y & p_y \\ l_z & m_z & n_z & p_z \\ \mathbf{0} & \mathbf{0} & \mathbf{0} & \mathbf{1} \end{bmatrix} \quad (1)$$

Due to non-linear origin of the equation and periodicity of the functions there is exist possibility of multiple solutions for robot position and therefore singularity. Robot behavior in such positions are not predictable and can be very dangerous primary for people that works with it.

In the KUKA KR Agilus robots [3] there are exists three different singularity positions: the overhead singularity, the extended position and the wrist axis singularity [4].

In ultrasonic scanning system due to robot location and geometry of allowed area for scanning the main problem that can occur – wrist axis singularity. Overhead singularity cannot happen because the whole scanning area is always lower robot position, as well as extended position is also not reachable because of geometry limitation of scanning area. Therefore, the main problem left is wrist axis singularity. That is why we will talk more about it.

For checking if A5 singularity is taken place, we would not check the exact equal of A5 to zero, but we will check some angle segment. So, if A5 has value in range $[-0.01812^\circ; 0.01812^\circ]$, we will account it that robot is in wrist axis singularity.

We know that robot moves in S-order for scanning the whole surface with linear (LIN) movement. That is mean the robot moves from one point to the next one directly in a very straight line that is not natural for robot itself unlike point-to-point (PTP) movement. LIN movement requires recalculation of robot position to be sure that robot in that straight line from point to point, PTP – only change axis values from one point to the next one. We can assert that for LIN motion there is not enough to check existence of singularity in the point itself (that is enough for PTP). However, we need to be sure that there will not be any singularity in the between of start and end points.

Finally, singularity avoidance algorithm is shown on Fig. 1.

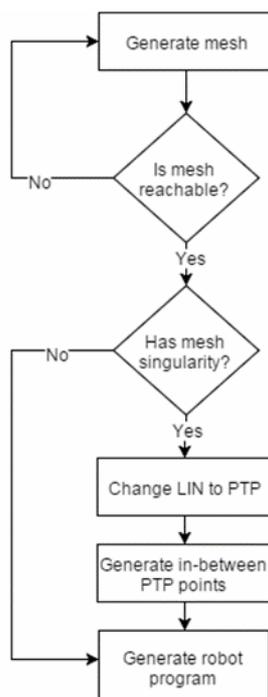


Fig. 1. Singularity avoidance algorithm

The main trick here is when we see in some points that robot may go in singularity, we need to tell him not to do that by exactly specifying the robot position in joints. Because in that case robot does not do any recalculations for inverse kinematics internally and goes exactly to that position (because at the end all robot movements are reduced to recalculations of Cartesian values to robot joints). If we just change LIN to PTP but leave Cartesian values, robot will do inverse kinematics as well, and experiments showed its behavior will not be so smooth and predictable as if we specify position in joints.

Knowledge about singularity is guarantee to have safe and secure ultrasonic system for people as well as have accurate results. The described algorithm has shown its effectiveness and accuracy during different tests and successfully using in production process on the scanning system.

References

1. R.P. Paul. Robot manipulators: mathematics, programming and control. – Cambridge, MA : MIT Press, 1982.
2. Татарников Д.А., Цапко Г.П. Анализ обратной кинематики робота на примере KUKA KR Agilus // Научный альманах. – 2015. – № 7(9). – С. 812–816.
3. Kuka K.R. Agilus sixx with W and C variants. Specification. – KUKA Roboter, 2014. – 129 p.
4. KR C2/KR C3. Expert Programming. KUKA System Software (KSS). – KUKA Roboter, 2003. – 178 p.

ROUTE RECONSTRUCTION FOR SCANNING OF COMPLEX SURFACES IN THE ROBOTIC SYSTEM

Д.А. Татарников

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Г.П. Цапко
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: den2276@tpu.ru

The robotic system of ultrasonic testing is used for rapid quantitative flaws control of object with complex geometry in various production areas, such as monitoring of fiber composite components in the aerospace and automotive industries, control forms of cast and forged components, control bimetallic diffusion welds and brazed joints. However, ultrasonic testing of complex-shaped objects is required not only using of specialized contemporary equipment, but also implementation of exclusive algorithms that will allow such procedure to be done [1]. One of the most important stages is searching of optimal itinerary for robot manipulator in order to cover the whole investigated surface of objects with minimal effort and time cost as well as completely safe for people. Further, this working stage is considered in more details and described algorithms that were implemented.

The route construction of robot movements starts from loading digital model of real object. Working with computer abstract model allows to conduct all necessary operations using modeling. Moreover, the more accurate model to real sample the more accurate final picture of ultrasonic testing. Object virtual model can be exported from CAD-model or reconstructed from point cloud data obtained using 3D-scanning of the object.

Object surface reconstruction from point cloud data is based on the noise-resistant algorithm suggested in [2]. This algorithm includes Delaunay triangulation and Voronoi diagrams in three dimensions [3] with labeling each tetrahedron is inside or outside the original object, and standard Laplacian smoothing [4] to remove the artifacts created by scanning errors. Such implementation is substantially more robust than several closely related surface reconstruction algorithms [2].

For ultrasonic testing only some selected part of the whole object surface is needed for current analysis. Such surface can be either simple or complex in terms of geometry. The following methods are used to select the right surface on the particular model (each method can be used with an extra indication of certain boundary conditions): for simple (relatively flat) surface and for more complex surface.

In both cases boundary condition (stop searching criteria) will be condition $\beta \leq \omega$, where ω is some threshold value determined by an expert or by experimentation. Also we need to take into account that each variant provides the ability to specify multiple starting points, if the surface of the object is compound or has significant changes in surface geometry ($\beta > 90^\circ$), and it is necessary to make analysis of such surface during one single experiment.

The concept of robot working are based on the principal of moving manipulator from one given point to another on a certain trajectory (straight or curved). Carrying out ultrasonic inspection requires that robot stuck to the sample surface as precisely as possible, and move from one point to another in a straight line. The more complex the geometry of the object, the more control points we need to specify for the exact robot route construction. To obtain the correct ultrasonic picture the manipulator with attached sensor to it must always be strictly perpendicular to the surface of the object to maximize the signal amplitude.

Taking into account the selected area of research, we can analyze it and build a robot itinerary. In this case, the most suitable use of the S-order regular point cloud. This algorithm is based on the concept of plane intersection. The whole testing surface is divided conventionally by cutting planes. These cutting planes define regularity in final point cloud. Each triangle on the surface also defines some plane. Finally, intersection of triangle plane and cutting plane will give us the intersection line, which is used when applying control points.

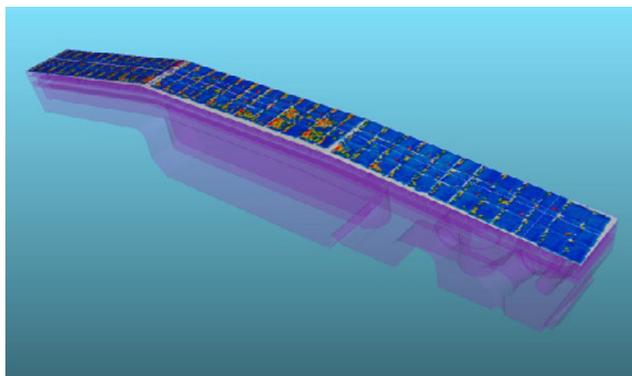


Fig. 1. Ultrasonic picture of flaws in the object

The shorter the distance between the intersecting areas the more accurate the final flaws picture will look (Fig. 1) that is based on the procedure of focusing in each volume element [5]. The distances between the reference points of the route can be any, the main criterion here is that the robot followed perpendicular to the object surface. Therefore, for further optimization if control points are lied on the same line, such points should be removed from output array and left only the start and the end point of that straight. This optimization reduces the amount of data transmitted on the robot itself. Data between the intersecting planes are interpolated by using a bilinear algorithm.

Robotic ultrasonic system offers new possibilities for testing of complex-shaped objects, but also requires the development of new algorithms to proper control such models. The most important component in this process is investigation of the optimal robot itinerary geometry to ensure reproducibility and accuracy of the tests in the specified range.

The implementation of new algorithms allowed to realize the possibility of non-destructive testing of objects with irregular geometry as well as to provide the required test repeatability with ease.

References

1. Tatarnikov D.A., Tsapko G.P., Pochivalov Yu.I. Optimization of image synthesis for complex geometry objects in the robotic ultrasonic system [Electronic resource] // Mechanical Engineering, Automation and Control Systems (MEACS): proceedings of the International Conference, Tomsk, 1-4 December, 2015 / National Research Tomsk Polytechnic University (TPU) ; Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE). – [S. l.]: IEEE, 2015. – [4 p.]
2. Kolluri R., Shewchuk J.R., O'Brien J.F. Spectral surface reconstruction from noisy point clouds // Symposium on Geometry Processing 2004 (Nice, France), p. 11–21, Eurographics Association, July 2004.
3. Fortune S. Voronoi diagrams and delaunay triangulations // Computing in Euclidean Geometry / D.-Z. Du, F. Hwang (eds.). – Lecture Notes Series on Computing. – Singapore : World Scientific, 1992. – Vol. 1. – P. 193–233.
4. Hermann L.R. Laplacian-isoparametric grid generation scheme // Journal of the Engineering Mechanics. – 1976, Oct. – Vol. 102. – P. 749–756.
5. Bulavinov A., Pinchuk R., Pudovikov S. et al. Industrial application of real-time 3d imaging by sampling phased array // European Conference for Non-destructive Testing, – M., June 2010.

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.А. Фролов, А.Г. Мельников, А.В. Корчмит

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.Г. Мельников
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: melnikov_ag@tpu.ru

Электронно-лучевая сварка – это сварка потоком высокоскоростных электронов, движущихся под действием электрического поля в вакууме. Данный вид сварки применяется для сварки тугоплавких, высокоактивных металлов в космической и авиационной промышленности [1, 2], приборостроении и др. Электронно-лучевая сварка используется и при необходимости получения высококачественных швов с глубоким проплавлением металла. Сварка выполняется внутри камеры в вакууме, полученным за счет откачивания воздуха до давления порядка 10^{-6} – 10^{-4} мм рт. ст. Пучок электронов создается в специальном устройстве – электронно-лучевой пушке.

Быстрый локальный нагрев и охлаждение позволяют сваривать разнородные материалы сложной конфигурации. Поэтому целью данной работы является выявление возможных дефектов при проведении сварки тонкостенной трубы с массивным фланцем.

Объектом исследований служили 2 образца разнородных материалов: труба из сплава 36НХТЮ и фланцы из стали 12Х18Н10Т (рис. 1) (малый – а и большой – б).

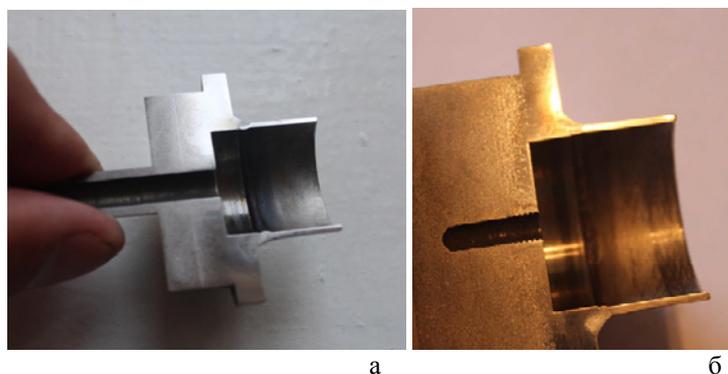


Рис. 1. Внешний вид сварного соединения

Задачами работы было определение качества сварного соединения и выявление возможных дефектов.

Для проведения данного исследования использовались следующие инструменты и установки:

- детальная обзорная фотосъемка проводилась при естественном освещении методом обычной съемки цифровым фотоаппаратом Canon 650D с применением встроенной фотовспышки;
- микроскоп Axiovert 40 MAT;
- штангенциркуль ШЦ-I-150x0,1;
- масштабная линейка установленного образца;
- лупа;
- металлографические реактивы.

Подготовка образцов состоялась из следующих операций:

- машинное шлифование на мелкой шкурке;
- ручное шлифование на тонкой шкурке, на нулевке;
- машинная полировка на войлоке с водным раствором окиси хрома.
- металлографическое травление.

Выбор реактивов для металлографического травления проводился экспериментально. Травление в стандартном реактиве для стали – 5% азотной кислоты в этиловом спирте – эффекта не дало. Использование в качестве реактива 100% азотной кислоты, также, не дало результатов. Положительный эффект обнаружен при многоступенчатом травлении смеси из равных частей азотной и соляной кислот (рис. 2).

Результаты микро-и макроанализа

Малый образец. В переходной зоне сплавления металла шва и металла трубы (рис. 2) обнаружена усадочная раковина (либо разрыв металла в результате усадки), имеющей вид продольной узкой трещины, шириной около 1 мм. Также имеется трещина разрыва металла шва.

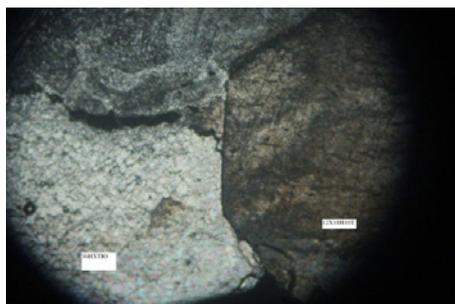


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения ЭЛС. $\times 200$.

Металл шва, трубы и фланца имеют четко видимые границы раздела. Металл шва характерен столбчатой структурой, направление дендритов ориентировано в направлении теплоотвода. Структура характерна для ускоренного охлаждения малых объемов. При сварке шва материал трубы перегрелся, но не расплавился. От действия высоких температур труба перешла в пластичное состояние и деформировалась, о чем свидетельствует «валик», внешне напоминающий наплавку.

Проплавление материала трубы и материала фланца неудовлетворительное (не обнаружено). Видна окисленная граница раздела материала фланца и шва. Перемешивание металла шва и фланца не обнаружено.

Вероятнее всего нарушение режимов сварки – высокая скорость, малый ток.

Большой образец. Визуально структура (макро и микро) схожа с малым образцом. Качество сварного шва – выше. Общая площадь сварного шва шире и больше. Обнаружено проплавление и перемешивание металла трубы (36НХТЮ) и сварного шва. Имеется частичное проплавление металла шва и металла фланца (сталь 12Х18Н10Т). Сварка – многозаходная, т.к. обнаружены участки столбчатых кристаллов, различно ориентированных, и после травления – различной яркости и контраста.

Окисленная граница раздела металла шва и металла фланца – менее выражена. Обнаружен диффузионный слой. Проплавление материала трубы и материала фланца в нижней части сварного шва неудовлетворительное (не обнаружено).

Выводы

1. Качество сварного соединения на 1 образце неудовлетворительное. Выявлены дефекты в виде разрыва металла, проплавление основного металла с металлом шва, гарантирующее его качество, не выявлено.
2. Качество сварного соединения на 2 образце удовлетворительное. Выявлено частичное проплавление металла шва и сплава 36НХТЮ и диффузионный слой, показывающий соединение разнородных материалов.

Список литературы

1. Овчинников В.В., Грушко О.Е., Алексеев В.В. и др. Структура и свойства сварных соединений алюминиевого сплава В-1469, полученных электронно-лучевой сваркой // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. – № 5. – С. 21–31.
2. Овчинников В.В., Егоров Р.В. Пористость швов при электронно-лучевой сварке алюминиевых сплавов, легированных литием // Вестник ИГОУ. – 2006. – Вып. 4. – С. 92–96.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ВКЛАДЫШЕЙ МОТОРНО-ОСЕВЫХ ПОДШИПНИКОВ ЭЛЕКТРОВАГОНОТКАТЕЛЯ НА БАЗЕ ЭЛЕКТРОВОЗА ВЛ-60

А.Е. Чагин, А.Н. Клепиков, А.В. Корчмит

Научный руководитель: доцент, к. т. н. А.В. Корчмит
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: archagin2013@yandex.ru

На грузовых электровозах, конструкционная скорость которых 110 км/ч, а масса электровоза составляет 138 т. применяется опорно-осевое подвешивание двигателей, при котором двигатель одной стороной через моторно-осевые подшипники (МОП) жестко опирается на ось колесной пары, а другой упруго связан с рамой тележки. МОП обеспечивает параллельность оси колесной пары и двигателя локомотива, принимает на себя большие динамические нагрузки, а также нагрузки от трения. В процессе эксплуатации наблюдается износ МОП как по внутренней поверхности, залитой баббитом и контактирующей с осью колесной пары, так и по наружной поверхности, сопряженной с остовом тягового двигателя, а именно по бурту корпусов вкладышей.

Причинами отказов в работе МОП являются [1]: неудовлетворительное техническое обслуживание и нарушение режимов эксплуатации со стороны локомотивных бригад, неудовлетворительное качество деповского ремонта, неудовлетворительное качество заводского ремонта и прочие причины.

Анализ статистических данных, приведенных в работе [1] показывает, что преобладающими неисправностями МОП являются: износ буртов корпусов вкладышей МОП (26%), износ баббитового слоя (31%) и усталостное выкрашивание баббитового слоя (17%).

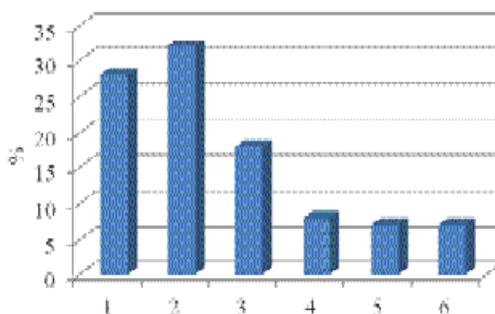


Рис. 1. Распределение неисправностей моторно-осевых подшипников: 1 – износ буртов корпусов вкладышей МОП; 2 – износ баббитового слоя; 3 – усталостное выкрашивание баббитового слоя; 4 – трещины в корпусах вкладышей МОП; 5 – износ наружного диаметра корпусов вкладышей МОП; 6 – износ шпоночного паза корпуса вкладыша МОП

Таким образом, половина неисправностей, приходится на баббитовый слой, наносимый, как правило, различными способами литья. Все это делает разработку и совершенствование известных технологий литья баббитового слоя весьма актуальной задачей.

Для устранения данных неисправностей МОП, согласно существующим технологиям ремонта, следует выплавить старый баббитовый слой, залить внутреннюю поверхность корпусов вкладышей новым баббитовым слоем; выполнить расточку.

В данной работе объектом исследования служили вкладыши МОП электровозоткателя на базе электровоза ВЛ-60, применяемые в коксохимическом производстве «ЧерМК», входящего в группу компаний ПАО «Северсталь».

Вкладыши подшипника изготавливаются, в основном, из бронзового или стального литья, а также латуни. Внутренняя поверхность таких вкладышей заливается антифрикционным сплавом – баббитом Б-16. В подшипнике две пары вкладышей: правая и левая пары, которые являются единым целым и состоят из верхней и нижней половин. В нижней половине вкладышей имеется специальное прямоугольное окно, необходимое для подачи смазки в подшипник.

Главным недостатком такого вида подшипников, как уже говорилось ранее, является недолговечность в работе. Основной причиной является быстрый износ баббитового слоя вкладышей, вследствие недостаточной подачи смазки, а также недостаточным количеством отвода из зоны трения тепловой энергии.

Для заливки вкладышей была изготовлена разъемная металлическая оснастка, состоящая из стальной обечайки и зажимного устройства.

Технологический процесс заливки биметаллических вкладышей состоит из следующих операций:

- установить металлический поддон на ровную поверхность;
- залудить рабочую поверхность полувкладыша;
- установить нагретую литейную оснастку в поддон, предварительно обработав все поверхности антипригарным покрытием;

- собрать полувкладыш с литейной оснасткой, затянуть гайки на шпильках;
- засыпать формовочную смесь вокруг бурта полувкладыша и нижней части оснастки для предотвращения выплесков, утрамбовать и уплотнить [2];
- провести заливку предварительно раскисленного расплава Б-16, обеспечивая равномерное заполнение [3];
- использовать газовую горелку для устранения литейных поверхностных дефектов – пузырей, усадочных раковин и т.д.
- после остывания металла разобрать форму и извлечь готовую отливку (рис. 2).
-



Рис. 2. Вкладыш МОП после заливки баббитом Б-16

Список литературы

1. Морозов Е.В., Белоусова О.Н., Обрывалин А.В. Совершенствование технологии ремонта корпусов вкладышей моторно-осевых подшипников локомотивов // Молодежный научный форум: Технические и математические науки: электр. сб. ст. по материалам XX студ. междунар. заочной науч.-практ. конф. – М. : МЦНО, 2015. – № 1(20).
2. Korchmit A.V., Martyushev N.V., Drozdov Yu.Yu. Casting quality enhancement of bushings made of foundry aluminium bronzes // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 685. – P. 459–462.
3. Korchmit A.V. The effect of casting temperature on structure and properties of copper alloys // Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Tsvetnaya Metallurgiya. – 2005. – Vol. 5. – P. 34–39.

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ГАШЕНИЯ РАКЕТНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ НА ТВЕРДОМ ТОПЛИВЕ ПРИ ОГНЕВЫХ СТЕНДОВЫХ ИСПЫТАНИЯХ В ГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ ТРУБАХ

Г.И. Шайдурова, С.В. Патрулин, А.А. Назарцев

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Г.И. Шайдурова
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: psv725@iskra.perm.ru

Введение. Создание эффективной технологии гашения ракетных двигателей на твердом топливе (РДТТ) после окончания работы является важнейшей задачей на этапе огневых стендовых испытаний (ОСИ), в том числе, при испытании в газодинамических трубах (ГДТ) с имитацией высотных условий. Для достоверной оценки работоспособности теплозащитных покрытий (ТЗП), используемых в конструкциях РДТТ, и повышения точности расчета ряда параметров, связанных с определением фактической массы РДТТ, необходимо быстрое охлаждение камеры сгорания и сопла, исключающее деструкцию и выгорание ТЗП (эффекты последействия) после срабатывания РДТТ [1].

Объектом исследования является ТЗП в условиях гашения РДТТ при ОСИ в ГДТ.

Целью исследований является создание технологии гашения, отвечающей требованиям, изложенным в [1], [2] и особенностям гашения крупногабаритных РДТТ в ГДТ. По результатам проведенных работ отработаны режимы гашения, минимизирующие эффекты последействия, при этом в качестве охладителей используется азот и вода.

Методика технологического исследования. Была разработана установка гашения РДТТ при ОСИ в ГДТ, описанная в патентах [3], [4]. Гашение ведется в три этапа.

На первом этапе подача жидкого азота с помощью поворотной штанги с форсункой начинается не позднее 2 с после окончания спада давления в камере сгорания РДТТ.

На втором этапе гашения подача воды осуществляется через отверстие, вскрываемое полым сверлом-2 в стенке камеры сгорания не позднее 5 с после окончания спада давления в камере сгорания РДТТ. Распыление ведется форсунками, установленными на вращающемся полем сверле, что обеспечивает орошение внутренней поверхности камеры сгорания с периодичностью равной периоду вращения. Для исключения переувлажнения стенки, по мере ее охлаждения расход воды через форсунки уменьшается. Вода используется как наиболее дешевый и эффективный по удельному теплопоглощению охладитель.

На третьем этапе охлаждения газообразный азот подается через поворотную штангу с форсункой.

Суммарное теплосодержание в камере сгорания, запасенное в прококсованном слое ТЗП, газовой и ж-фазах в конце работы РДТТ, а также максимальное количество охладителя, подаваемого в камеру сгорания оценивается по [5]. В соответствии с [6] и [7] размер капель воды, распыляемых форсунками, варьировался в диапазоне 500–1000 мкм, интенсивность орошения в диапазоне 4–40 л·м⁻²·мин⁻¹.

Эффективность гашения оценивалась по величинам деструкции ТЗП, определяемых как разница между толщинами ТЗП замеренными до и после ОСИ РДТТ.

Результаты экспериментальных исследований гашения РДТТ с минимизацией эффектов последействия позволили выявить целый ряд особенностей:

1. Подача охладителя (жидкого азота) на первых секундах после окончания работы РДТТ с расходом до 1 кг/с обеспечивает быстрое вытеснение остаточных продуктов сгорания твердого топлива исключая их контакт со стенкой и блокирует стенку камеры сгорания от активных окислительных реагентов, что положительно сказывается на уменьшении деструкции;
2. Подачи охладителя (воды) через отверстие, вскрываемое в камере сгорания не позднее 5-ой секунды после окончания работы РДТТ, обеспечивает время гашения на втором этапе не более 40 секунд. Эффекты последействия уменьшаются на 15–20%. При этом минимальная величина деструкции ТЗП (без разрушения прококсованных слоев ТЗП струями охладителя и скопления охладителя в нижней части камеры сгорания) достигается при следующих параметрах струй охладителя (воды):
 - размер капель воды распыляемых форсунками 500–700 мкм;
 - интенсивность орошения в диапазоне 20 л·м⁻²·мин⁻¹ в начале подачи охладителя и 10 л·м⁻²·мин⁻¹ в конце;
3. Распыление воды форсунками, установленными на вращающемся с реверсом полем сверле (периодичность орошения равна 0,02 сек) обеспечивает равномерное охлаждение поверхности камер сгорания сложных форм, позволяет снизить разбросы по величинам оставшейся толщины «живого слоя» теплозащитного покрытия до 10%;
4. Подача газообразного азота на завершающем этапе гашения позволяет вытеснить из камеры сгорания остаточный водяной пар и произвести дополнительную осушку для достоверной оценки остаточной массы.

Выводы

1. Как следует из результатов исследований предлагаемая технология гашения выигрышно отличается от использованной ранее, в том числе:
 - уменьшается величина деструкции ТЗП за счет уменьшения эффектов последействия;

- уменьшается разброс по величинам оставшейся толщины «живого слоя» ТЗП за счет равномерного охлаждения, в том числе камер сгорания сложных форм;
 - повышается экологическая безопасность рабочих помещений (сушка с выделением газообразных продуктов из ТЗП и остатков топливного наполнителя с к-фазой производится в ГДТ);
 - сокращается период по оценке расчетных параметров РДТТ за счет исключения периода сушки после ОСИ.
2. По результатам исследования определены параметры эффективного струйного охлаждения применительно к крупногабаритным камерам сгорания РДТТ. Доработаны методики расчета параметров гашения крупногабаритных РДТТ, камеры сгорания которых как объекты охлаждения представляют полузамкнутые цилиндрические сосуды больших размеров с относительно малым выходным отверстием.

Список литературы

1. Волков В.Т., Ягодников Д.А. Исследование и стендовая отработка ракетных двигателей на твердом топливе. – М. : Изд-во МВТУ им. Н. Э. Баумана, 2007. – 291 с.
2. Конструкция и отработка РДТТ / под ред. А.М. Веницкого. – М. : Машиностроение, 1980. – 230 с.
3. Патент 2514326 РФ. МПК F02K 9/96, F02K 11/00. Установка для испытаний высотных ракетных двигателей на твердом топливе / А.М. Минченков, В.З.Каримов, С.В. Патрулин. Заявлено 28.02.2014; Опубликовано 27.04.2014. Бюллетень № 12.
4. Патент № 2604471 РФ. МПК F02K 9/96. Установка для гашения ракетного двигателя на твердом топливе при испытаниях. / М.И.Соколовский, С.В. Патрулин, А.А. Назарцев, И.А. Безматерных. Заявлено 6.07.2015;
5. Гладков И.М., Мухамедов В.С., Валуев Е.Л. и др. Экспериментальные методы определения параметров двигателей специального назначения. – М. : Информ-техника, 1993. – 300 с.
6. Исаченко В.П., Кушнырев В.И. Струйное охлаждение. – М. : Энергоиздат, 1984. – 216 с.
7. Шрайбер Г., Порст П. Огнетушащие средства. Химико-физические процессы при горении и тушении / пер. с нем. – М. : Стройиздат, 1975. – 240 с.

СОЗДАНИЕ КОМБИНИРОВАННОГО ТЕРМОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ С ГРАДИЕНТНОЙ МОДИФИКАЦИЕЙ СЛОЁВ И МЕТОДИКИ ЕГО ИСПЫТАНИЯ

Г.И. Шайдурова, И.Л. Васильев, Я.С. Шевяков

Научный руководитель: профессор, д.т.н. Г.И. Шайдурова
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: sys615@iskra.perm.ru

Введение. Защита оборудования, аппаратуры и теплонапряжённых металлоконструкций (к которым относятся изделия топливно-энергетического комплекса) от коррозии в условиях химических производств – важная промышленная задача. Под воздействием агрессивных сред происходит изменение структуры и свойств материала, приводящие к снижению его прочности и преждевременному разрушению оборудования из этого материала [1].

Объектом исследования является система защитного термостойкого покрытия для экстремальных условий эксплуатации.

Целью исследования является создание технологии получения защитного покрытия на органической основе с прогнозируемыми свойствами в течение длительной эксплуатации реальных газоперекачивающих агрегатов. В ходе проведённых исследований отработана методика создания термоградиентных покрытий с получением положительных результатов за счёт модификации слоёв термостойких лакокрасочных материалов [2].

Объект исследований. Были изготовлены стальные образцы-имитаторы цилиндрической формы с покрытием (рисунок 1), по следующей схеме:

- фосфатирование;
- 1 слой – Армакот Термо (полисилоксановый лакокрасочный материал);
- 2 слой – Армакот Термо + УДЦ (3М);
- 3 слой – Армакот Термо + УДЦ (5М);
- 4 слой – Армакот Термо + УДЦ (8М);

Были проведены испытания по нескольким вариантам (рис. 1).

Вариант 1. Образцы подвергались термостатированию при 400 °С в течение 24 часов и охлаждению до комнатной температуры (5 циклов).

Вариант 2. Образцы поместили в эксикатор с водой на 1 час при 24 °С, потом выдерживали в течение часа при 50 °С в термощкафу. Далее извлекали образцы из эксикатора и помещали их в муфельную печь при 400 °С (5 циклов).

Вариант 3. Нагретые до 400 °С образцы помещаем в морозильную камеру на 1 час, затем в муфельную печь при 400 °С на 1 час (172 цикла).



Рис. 1. Образцы после испытаний по вариантам 1–3

Результаты обследования натурального объекта с покрытием привели к созданию модельной системы покрытий с использованием ультрадисперсного цинка (УДЦ) и изучению её свойств с использованием оптоволоконных датчиков с Брэгговской решеткой, после воздействия температур от –20 до 400 °С, размещаемых между элементарными слоями в продольном направлении (рис. 2).

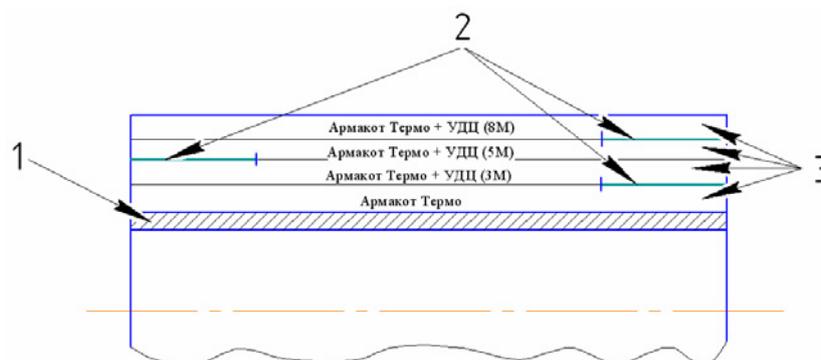


Рис. 2. Схема размещения оптоволоконных датчиков (1– подложка (сталь); 2 – оптоволоконные датчики, 3 – элементарные слои)

Результаты исследований модельных образцов термоградиентного покрытия позволили выявить целый ряд особенностей:

1. Метод измерений напряжений между элементарными слоями с помощью оптоволоконных датчиков является достаточно технологичным;
2. Моделирование системы термозащитного покрытия с использованием ультрадисперсного наполнителя позволило изменить в сторону улучшения комплекс чувствительных показателей, а именно:
 - снижение влагопоглощения на 25% (в прилегающих слоях к металлу);
 - исключение растрескивания ЛКП при толщине вплоть до 200 мкм.
3. Введение УДЦ в верхние элементарные слои покрытия позволило изменить в сторону улучшения физико-механические свойства по напряжению сжатия.
4. Установлено влияние дисперсности форм частиц и удельной поверхности на чувствительные параметры пленкообразующего покрытия. Наиболее оптимальным установлено соотношение пластинчатой и сферической формы цинка 1:1.

В дальнейшем, возможно рассмотрение вариантов систем покрытий с заменой УДЦ на синтетические наполнители хаотично-ориентированной структуры (полиамиды алифатические, базальт и полиимиды).

Выводы

1. В результате изучения особенностей конструкции исследуемого объекта подтверждена целесообразность моделирования условий эксплуатации изделий на этапе проектно-конструкторских работ с целью выбора оптимального защитного покрытия и сокращения объема отработки изделий.
2. Разработана методика термического воздействия (в комплексе с сопутствующими факторами), на исследуемые объекты исходя из особенностей условий эксплуатации газоперекачивающего агрегата.
3. Разработана физическая модель термо-влажностного покрытия с толщиной 150–180 мкм, отличающаяся концентрацией УДЦ в верхних слоях наносимого покрытия, что позволило обеспечить снижение коэффициента повреждаемости при возникающем напряженно-деформированном состоянии покрытия при термоперепадах.

Список литературы

1. Рейбман А.И. Защитные лакокрасочные покрытия в химических производствах. – Изд. 3-е пер. и доп. – Л. : Химия, 1973. – 9 с.
2. Шайдурова Г.И., Шатров В.Б., Васильев И.Л. и др. Современный уровень защиты от коррозии теплонапряженных конструкций и методик испытаний термостойких покрытий. – М. : ВИАМ, 2016. – Электронное издание №46229.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКЕ

К.С. Шаронов, А.В. Матюшкин, М.Г. Голковский

Научный руководитель: д. т. н., профессор С.Ф. Гнусов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: sharonov.konstantin93@mail.ru

В работе представлены результаты исследования влияния многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошком стали 10P6M5+30%WC на структуру и свойства зоны термического влияния стали 20.
In work results of studies of the effect multipass non-vakuum electron beam of surfacing steel powder 10P6M5+30%WC on a structure and properties of heat affected zone steel 20.

В последние 20-30 лет наиболее интенсивно развиваются методы модификации поверхности материалов с помощью облучения концентрированными потоками энергии (КПЭ) с плотностью мощности $W = 10^3 \dots 10^9$ Вт/см² и длительного импульса $\tau \approx 10^{-8} \dots 10^{-5}$ с [1]. Структурно-фазовый состав и свойства покрытий наносимых с помощью вакуумной и вневакуумной электронно-лучевой наплавки широко представлены в научной литературе и продолжают изучаться в различных научных коллективах. Частично затронуты вопросы формирования структуры зоны сплавления, и в меньшей степени зоны термического влияния [2]. Однако от их структуры будет целиком зависеть работоспособность всего покрытия. Это связано с такими вопросами как адгезия, формирование высоких термических напряжений на границе раздела и метастабильных фаз, отслой покрытия как целого от основного металла.

Открытыми остаются вопрос влияния содержания углерода в основном металле и его исходная структура перед упрочнением на формируемую структуру ЗТВ в условиях многопроходной наплавки, и влияние числа проходов электронного луча на изменение первоначально сформированной ЗТВ.

Целью данной работы является изучение особенностей формирования структуры зоны сплавления «покрытие – основной металл сталь 20» и зоны термического влияния при многопроходной вневакуумной электронно-лучевой наплавке композиционных покрытий на основе стали 10P6M5+30%WC.

Покрытие на основе порошка стали 10P6M5+30%WC было сформировано с помощью вневакуумной электронно-лучевой наплавки на образцы из стали 20 размером 50×100 мм и толщиной 10 мм. Число проходов электронного луча варьировалось от 1 до 3. Анализ микроструктуры ЗТВ осуществляли с помощью оптического микроскопа SIAMS 700; измерение микротвёрдости проводили на приборе ПМТ-3.

В процессе первых двух проходов электронного луча наблюдается подплавление основного металла при каждом проходе на общую величину 1400 мкм. В ходе третьего прохода электронного луча подплавление основного металла не фиксируется. Протяженность ЗТВ изменяется от числа проходов: после первого прохода ~2000 мкм, а после второго и третьего уменьшается до 1000...1200 мкм. В непосредственной близости к границе сплавления микротвёрдость после первого прохода составляет ~1700...1900 МПа, а далее с ростом числа проходов падает до ~1550 МПа. Анализ микроструктуры данного участка для образца, наплавленного за один проход луча, свидетельствует о формировании грубой мартенситно-бейнитной структуры, а для образца, наплавленного за три прохода луча, в данном участке формируется только феррито-перлитная смесь.

Список литературы

1. Gnyusov S.F., Durakov V.G. The electron beam in the formation of non-equilibrium structures: monograph / Tomsk Polytechnic University. – Tomsk : TPU, 2012. – 115 p.
2. Полетика И.М., Тетюцкая М.В., Макаров С.А. и др. Формирование покрытий вневакуумной электронно-лучевой наплавкой карбидом вольфрама с последующим модифицированием наплавленного слоя // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2014. – № 1. – С. 13–17.

ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ВЗАИМОСВЯЗАННЫХ РАЗМЕРНЫХ ЦЕПЕЙ

М.В. Янюкина

Научный руководитель: доцент, к. т. н. М.А. Болотов
 Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
 E-mail: mary392@mail.ru

Точность сборки есть степень соответствия действительных значений параметров, получаемых при сборке, значениям, заданным сборочными чертежами и техническими условиями [1]. В соответствии с этим на сборочные параметры заведомо определяют допуск (допустимую погрешность сборки), в пределах которого должно находиться действительное значение параметра. Для обеспечения этого требования, проводятся предварительные расчеты на точность. Большинство расчетов при сборке авиационных двигателей связано с геометрическими параметрами. Расчеты точности геометрических параметров основаны на теории размерных цепей.

Одним из актуальных примеров сборочной единицы, в которой присутствует взаимосвязанная размерная цепь, является рабочее колесо турбины ГТД. В работе [2] описана такая размерная цепь, сформированная геометрическими параметрами рабочего колеса и множества лопаток. Взаимосвязанность размерной цепи заключается в формировании двух цепей. Первая формируется размерами, определяющими расположение пазов под установку лопаток, а также размерами замков лопаток. Вторая размерная цепь формируется размерами бандажных полок лопаток.

Задача состоит в определении возможности заклинивания соседних лопаток. Для того чтобы определить количество лопаток в секторе клина, необходимо решить задачу взаимосвязанных размерных цепей. Если количество лопаток будет соответствовать двум, то размерная схема будет выглядеть следующим образом (рис. 1).

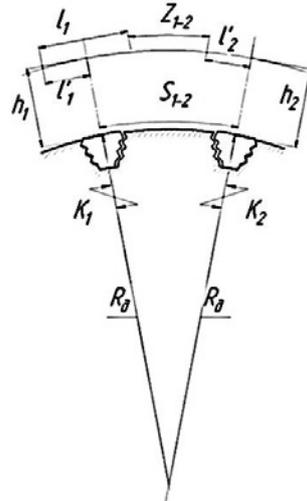


Рис. 1. Размерная схема при заклинивании двух соседних лопаток

Размерная цепь в этом случае будет представлять систему:

$$\vec{R}_d + \vec{K}_1 + \vec{S}_{1-2} + \vec{K}_2 + \vec{R}_d = 0 \quad (1)$$

$$\vec{R}_d + \vec{K}_1 + \vec{h}_{n1} + \vec{l}'_1 + \vec{l}_1 + \vec{z}_{1-2} + \vec{l}'_2 + \vec{h}_{n2} + \vec{K}_2 + \vec{R}_d = 0 \quad (2)$$

где R_d – радиус диска ротора турбины;

K_1, K_2 – качка лопатки и замковой части диска;

S_{1-2} – расстояние между осями замков крайних лопаток клина;

h_n – высота лопатки без замковой части;

l_1 – ширина лопатки №1;

l'_1, l'_2 – половина длины лопатки №1 и №2 соответственно;

z_{1-2} – зазор между соседними лопатками по периферийному (бандажному) диаметру.

Закрывающими звеньями в уравнениях (1) и (2) являются S_{1-2} и z_{1-2} соответственно. Заклинивание двух лопаток произойдет в том случае, если $z_{1-2} = 0$ или $\vec{S}_{1-2} = \vec{R}_d + \vec{R}_d$.

В случае заклинивания, расчет количества лопаток в клине продолжается, последовательно добавляя по одной лопатке.

Численное решение поставленной задачи может осуществляться в программе расчета размерных цепей «Vector». Процесс расчета плоскостных и пространственных размерных связей общего вида в программе

«Vector» осуществляется методом имитационно-статистического моделирования. Этот метод позволяет решать множество задач по расчету сложных и простых размерных связей при проектировании изделий, сборочных единиц, деталей и технологических процессов [3].

Кроме программы «Vector», решение возможно путем моделирования размерных цепей в программном комплексе MatLAB. Результатом такого решения будет гистограмма распределения параметра зазора.

В дальнейшем планируется численная проработка поставленной задачи в обеих программах, с последующим сравнением результатов.

Список литературы

1. Беликов В.Н. Сборка авиационных двигателей. – М. : Машиностроение, 1971. – 236 с.
2. Янюкина М.В. Моделирование взаимосвязанных размерных цепей в авиационной технике // Сборник материалов Международной конференции и молодежной школы «Информационные технологии и нанотехнологии». – Самара, 2016. – С. 749–751.
3. Демин Ф.И. Расчет пространственных размерных цепей // Размерный анализ и статические методы регулирования точности технологических процессов : материалы конференции. – Запорожье, 1981. – С. 32–39.

Секция 6

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ
ПРОЦЕССОВ В СОВРЕМЕННЫХ
ТЕХНОЛОГИЯХ**

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ИСКУССТВЕННЫХ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ БИОЛОГИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ОЧИСТКИ ВОДЫ НА ОСНОВЕ РЯСКИ

А.А. Аль Кассаб, Г.А. Шевченко, Ю.Н. Черноусова

Научный руководитель: доцент, к. т. н. В.В. Тихонов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: neroeyes@gmail.com

В настоящее время многие исследователи в Китае, Европе, США и других странах исследуют возможности разных видов ряски по очищению загрязненных вод и разрабатывают системы очистки сточных вод на основе этого водного растения. Использование ряски для очистки воды связано с получением полезного побочного продукта в виде биомассы ряски, которую можно использовать как белковый корм или перерабатывать в топливо для двигателей внутреннего сгорания (этиловый спирт). Использование результатов экспериментальных исследований для создания функционирующей системы очистки воды требует разработки математической модели. Построение детерминированной модели очистки сточных вод ряской связано со сложностью моделирования биохимических процессов, протекающих внутри ряски. Более удобным методом моделирования биологических систем является метод искусственных нейронных сетей. В работе приводятся результаты построения модели очистки ряской сточных вод в лабораторных условиях с использованием метода нейронных сетей.

Ряска – это маленькое, плавающее на поверхности воды, водное растение, принадлежащее к семейству *Lemnaceae*. Ряска хорошо поглощает нитраты, фосфаты, тяжелые металлы, уменьшает химическое и биологическое потребление кислорода, содержание взвешенных частиц, бактерий и других патогенных микроорганизмов в воде [1].

В США, Израиле, Бангладеше и др. странах уже более 30 лет исследуются возможности различных видов ряски очищать загрязненные воды и разрабатываются системы очистки сточных вод на основе этого водного растения [2–6]. Выбор ряски для очистки воды связан с рядом факторов: ее удобно собирать и извлекать из воды; ряска обладает высокой скоростью поглощения веществ и высокой скоростью роста биомассы; она неприхотлива к климатическим условиям; ряска содержит высокое количество крахмала и белка и поэтому ее в сыром виде можно использовать как белковый корм для рыбы, птиц и животных; биомассу ряски можно перерабатывать в этиловый спирт, который можно использовать как замену бензина [7].

Ряска, произрастающая в Сибири, устойчива к низким температурам. Для исследования возможности использования ряски для очистки сточных вод в климатических условиях Сибири в Томской области был собран из природных водоемов вид ряски *Lemna Minor*. Ряска выращивалась в лаборатории в течении месяца на субстрате, полученном из метантенка. Субстрат брался для анализа два раза в неделю (в понедельник и четверг) для определения количества поглощенных ряской питательных веществ.

Для оценки взаимосвязи параметров эксперимента был проведен анализ полученных данных с использованием метода искусственных нейронных сетей, который успешно зарекомендовал себя в моделировании процессов с участием живых организмов. Построение детерминированных моделей (на основе физических и физико-химических законов) функционирования биологических систем как правило невозможно из-за большого количества биохимических процессов в живых организмах.

Искусственная нейронная сеть – это математическая модель или ее программное воплощение, построение и функционирующее по принципу биологических нейронных сетей [8]. Элементарной единицей искусственной нейронной сети является нейрон (рис. 1). Нейроны, образующие один слой, работают параллельно. Любая нейронная сеть содержит входной слой (для задания значений независимых переменных), выходной слой (для задания или прогнозирования значений зависимой переменной) и несколько промежуточных слоев (обычно один). Искусственные нейронные сети способны обучаться на реальных данных и после обучения способны прогнозировать результат. Также они способны определять наиболее важные параметры для модели. Недостатком нейронных сетей является то, что они работают по принципу черного ящика.

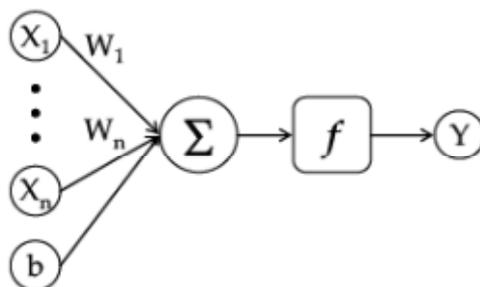


Рис. 1. Модель искусственного нейрона. x_1-x_n – входные переменные, w_1-w_n – веса переменных, Σ – сумматор, f – функция активации, Y – выходная переменная

В работах [9–11] искусственные нейронные сети использовались для моделирования процесса очистки рясковой воды.

Список литературы

1. Landolt E., Kandeler R. Biosystematic investigations in the family of duckweeds (Lemnaceae) // The family of Lemnaceae: a monographic study. – 1987. – Vol. 4. – P. 211–34.
2. Alaerts G.J., Mahbubar R., Kelderman P. Performance analysis of a full-scale duckweed-covered sewage lagoon // Water Research. – 1996. – Vol. 30, No. 4. – С. 843–852.
3. Culley D.D. et al. Production, chemical quality and use of duckweeds (Lemnaceae) in aquaculture, waste management, and animal feeds // Journal of the World Mariculture Society. – 1981. – Vol. 12, No. 2. – P. 27–49.
4. Oron G. Duckweed culture for wastewater renovation and biomass production // Agricultural water management. – 1994. – Vol. 26, No. 1–2. – P. 27–40.
5. Oron G., de-Vegt A., Porath D. Nitrogen removal and conversion by duckweed grown on waste-water // Water Research. – 1988. – Vol. 22, No. 2. – P. 179–184.
6. Van der Steen P., Brenner A., Oron G. An integrated duckweed and algae pond system for nitrogen removal and renovation // Water science and Technology. – 1998. – Vol. 38, No. 1. – P. 335–343.
7. Cheng J.J., Stomp A.M. Growing duckweed to recover nutrients from wastewaters and for production of fuel ethanol and animal feed // Clean–Soil, Air, Water. – 2009. – Vol. 37, No. 1. – P. 17–26.
8. Kasabov N.K. Foundations of neural networks, fuzzy systems, and knowledge engineering. – Marcel Alencar, 1996.
9. Khataee A.R. et al. Phytoremediation potential of duckweed (*Lemna minor* L.) in degradation of CI Acid Blue 92: Artificial neural network modeling // Ecotoxicology and environmental safety. – 2012. – Vol. 80. – P. 291–298.
10. Movafeghi A. et al. Bioremoval of CI Basic Red 46 as an azo dye from contaminated water by *Lemna minor* L.: Modeling of key factor by neural network // Environmental Progress & Sustainable Energy. – 2013. – Vol. 32, No. 4. – P. 1082–1089.
11. Torbati S. Artificial neural network modeling of biotreatment of malachite green by *Spirodela polyrhiza*: study of plant physiological responses and the dye biodegradation pathway // Process Safety and Environmental Protection. – 2016. – Vol. 99. – P. 11–19.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ ВКЛЮЧЕНИЕМ И МАТРИЦЕЙ ПРИ СИНТЕЗЕ КОМПОЗИТА

М.А. Анисимова

Научный руководитель: профессор, д. ф-м. н. А.Г. Князева
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: anisimova_mawa@mail.ru

В настоящее время все чаще используются композиционные материалы усиленные алмазными частицами. Они широко используются для управления температурным режимом электронных компонентов. Поскольку выходная мощность электронных устройств становится все выше, они генерируют больше тепла. Рабочая температура совместно с возникающими термическими напряжениями ограничивают надежность электронных деталей и требуют новых материалов с высокой тепловой и электрической проводимостью и низким коэффициентом теплового расширения. К таким материалам, как раз относятся композиты с металлической матрицей и алмазными включениями. Для улучшения связи между матрицей и частицами на последние предварительно наносят покрытие, которое существенно влияет на эффективные свойства композита.[1] Особый интерес представляют процессы на границе раздела фаз, определение физико-механических свойств и характеристик полученного материала. В процессе кристаллизации между матрицей и включением образуется переходный слой с новым химическим составом. Толщина данного слоя оказывает существенное влияние на свойства всего композита. [2]

В данной работе мы численно проанализировали сферически симметричную задачу о формировании переходной зоны между частицей с покрытием и матрицей. Модель учитывает диффузию и формирование фаз в переходной зоне. Цель работы состоит в изучении влияния технологических параметров процесса изготовления композита на толщину и состав этой зоны.

В работе рассмотрен композит с алюминиевой матрицей и алмазными включениями, предварительно покрытыми слоем вольфрама. Принимая во внимание экспериментальные данные о структуре и составе материала [1,3,4], мы предполагаем, что возможны следующие реакции:

- 1) $W + C \rightarrow WC$; 2) $2W + C \rightarrow W_2C$; 3) $4Al + 3C \rightarrow Al_4C_3$;
- 2) 4) $12Al + W \rightarrow Al_{12}C$; 5) $5Al + W \rightarrow Al_5C$.

В модели мы предполагаем, что сферическая алмазная частица радиусом r_1 с вольфрамовым покрытием толщиной h окружена слоем материала матрицы радиусом r_2 (рис. 1).

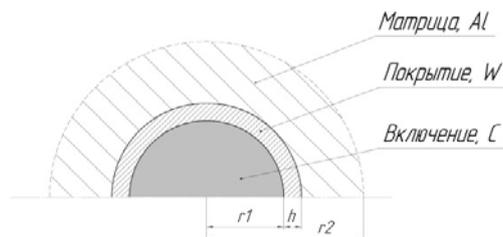


Рис. 1. Иллюстрация к постановке задачи

В общем случае, модель формирования переходной зоны между матрицей и включением в сферической системе координат включает в себя диффузионные уравнения для подвижных элементов (Al, W and C) и кинетические уравнения для химических соединений (WC , W_2C , Al_4C_3 , $Al_{12}C$, Al_5C):

$$\rho \frac{\partial C_k}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 D_k \rho \frac{\partial C_k}{\partial r} \right) + \omega_k,$$

$$\rho \frac{dC_k}{dt} = \omega_k,$$

где C_k – массовые концентрации, (массовые доли, $C_k = \rho_k / \rho$, ρ_k – парциальная плотность); t – время [с]; r – сферическая координата (радиус) [см]; D_k – эффективные коэффициенты диффузии компонентов;

$$\omega_k = \sum_{i=1}^{n_r} \nu_{ki} m_k \varphi_i$$

источники и стоки компонентов (химических элементов и соединений) [г/(см³с)]; φ_i – скорость i -ой реакции [моль/(см³с)]. ν_{ki} – стехиометрический коэффициент компонента k в реакции i , $i=1, \dots, n_r$; n_r – число реакций.

В начальный момент времени $t = 0$, имеем:

$$T = T_0,$$

для включения $0 < r < r_1$: $C_1 = 1$,

для покрытия $r_1 < r < r_1 + h$: $C_2 = 1$,

для матрицы $r_1+h < r < r_2$: $C_3=I$.

Граничные условия

$$\begin{aligned}
 & r=0, r=r_2: \frac{\partial C_1}{\partial r} = 0, \frac{\partial C_2}{\partial r} = 0, \\
 & r=r_1: \left[D_1 \frac{\partial C_1}{\partial r} \right]_{\eta-0} = \left[D_1 \frac{\partial C_1}{\partial r} \right]_{\eta+0}, \left[D_2 \frac{\partial C_2}{\partial r} \right]_{\eta-0} = \left[D_2 \frac{\partial C_2}{\partial r} \right]_{\eta+0}, \\
 & \quad [C_1]_{\eta-0} = \gamma_{12}[C_1]_{\eta+0}, [C_2]_{\eta-0} = \gamma_{11}[C_2]_{\eta+0}, \\
 & r=r_1+h: \left[D_2 \frac{\partial C_2}{\partial r} \right]_{\eta+h-0} = \left[D_2 \frac{\partial C_2}{\partial r} \right]_{\eta+h+0}, \left[D_3 \frac{\partial C_3}{\partial r} \right]_{\eta+h-0} = \left[D_3 \frac{\partial C_3}{\partial r} \right]_{\eta+h+0}, \\
 & \quad [C_1]_{\eta+h-0} = \gamma_{21}[C_1]_{\eta+h+0}, [C_2]_{\eta+h-0} = \gamma_{22}[C_2]_{\eta+h+0}.
 \end{aligned}$$

Список литературы

1. Yang B., Yu J., Chen C. Microstructure and thermal expansion of Ti coated diamond/Al composites // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2009. – Vol. 19. – P. 1167–1173.
2. Johnson W.B., Sonuparlak B. Diamond/Al metal matrix composites formed by the pressureless metal infiltration process // J. Mater. Res. – 1993. – Vol. 8, No. 5. – P. 1167–1173.
3. Liang X., Jia C., Chu C. et al. Thermal conductivity and microstructure of Al/diamond composites with Ti-coated diamond particles consolidated by spark plasma sintering // Journal of Composite Materials. – 2011. – Vol. 46, No. 9. – P. 1127–1136.
4. Yang W., Peng K., Zhu J. et al. Enhanced thermal conductivity and stability of diamond/aluminum composite by introduction of carbide interface layer // Diamond & Related Materials. – 2014. – Vol. 46 – P. 35–41.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ В ОБЛАСТИ ПЛАЗМЕННОЙ СТРУИ СЛАБОТОЧНОГО ПЛАЗМОТРОНА

Г.А. Арзунов^{1,3}, В.О. Нехорошее^{2,3}

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Ю.Д. Королёв^{1,2,3}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Национальный исследовательский Томский государственный университет

³Институт сильноточной электроники СО РАН

E-mail: gaa3@tpu.ru

Введение

Нестационарный слабоочный плазматрон – один из примеров генератора низкотемпературных плазменных струй атмосферного давления. Анализ электрического поля рассматриваемого плазмотрона проведен с помощью компьютерного моделирования в программном пакете COMSOL Multiphysics. В результате моделирования оценен вклад электрического поля в процессы формирования и поддержания плазмы в струе. Полученные результаты будут использованы в дальнейшем, для изучения плазменных струй атмосферного давления, с учетом потока газа и теплового поля.

Компьютерная модель

Программный пакет COMSOL Multiphysics позволяет рассчитывать электрические поля в одно, двух и трехмерном пространстве. В нашем случае геометрия плазмотрона является осесимметричной, поэтому моделирование проведено в декартовой системе координат относительно продольной оси плазмотрона. Геометрия задачи соответствует действительным размерам плазмотрона, подробно описанного в работах [1– 3]. Пространство между электродами, по условию задачи, имеет электрические свойства воздуха атмосферного давления, т.е. $\varepsilon_r=1$. Граничными условиями являются потенциалы электродов: внешний электрод (анод) заземлён, потенциал катода $V_c = -1$ кВ, что соответствует среднему значению напряжения горения разряда. Расчетная область совместно с введенной системой координат представлена на рис. 1. Распределение потенциала описано в соответствии с уравнением Пуассона:

$$\nabla^2 \varphi = -\frac{\rho}{\varepsilon_0 \varepsilon_r}$$

где φ – электрический потенциал, ρ – плотность распределения заряда, ε_r – диэлектрическая проницаемость среды, а ε_0 – диэлектрическая проницаемость вакуума.

Анализ результатов моделирования

Из полученного пространственного распределения потенциала φ (рис.1) построена графическая зависимость напряженности электрического поля ($\frac{d\varphi}{dy}$) от расстояния до катода – координаты y . На графиках, представленных на рисунках 3 и 4, координата $x = 0$ (показана на рисунке 1), а y соответствует представленной на рисунке 1.

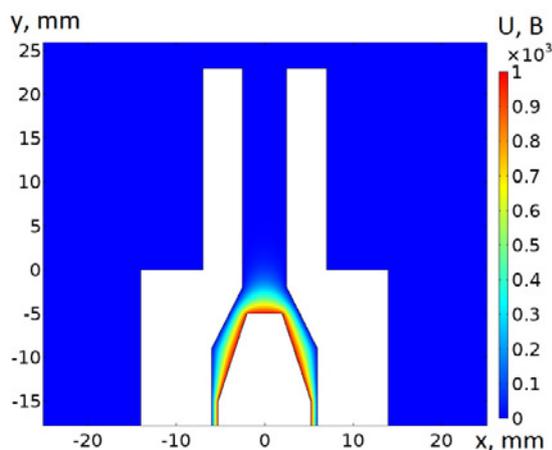


Рис. 1. Распределение потенциала

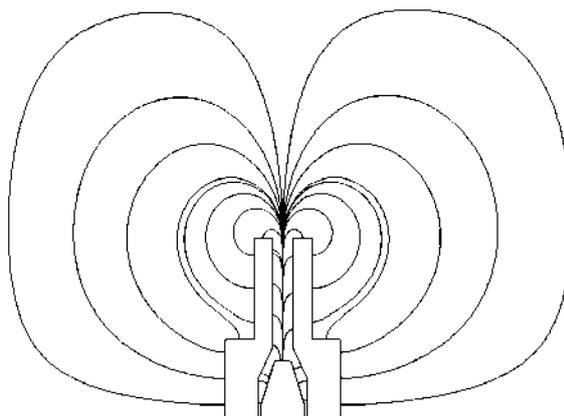


Рис. 2. Линии напряженности электрического поля

Линии напряженности электрического поля (рис. 2) показывают траекторию, по которой движутся заряженные частицы плазмы, а величина напряженности характеризует силу, с которой поле действует на заряженные частицы. Безусловно, стоит учитывать и влияние направленного потока газа, который играет существенную роль в движении заряженных частиц. Под его воздействием частицы в плазменной струе движутся со скоростью ~ 10 м/с и выносятся через сопло. На данном этапе исследования будет представлена

составляющая только электрического поля. Данные графика, представленного на рис. 3 свидетельствуют о том, что напряженность электрического поля вблизи катода составляет единицы кВ/см, что оказывает существенное влияние на перенос заряженных частиц в этой области. На удалении от катода более чем на 10 мм ($y > 5$ мм), напряженность поля в струе составляет единицы – десятки В/см, что в меньшей степени, но всё же оказывает влияние на перенос заряженных частиц в плазменной струе. В соответствии с данными, представленными на рисунке 4, напряженность поля на расстоянии более 15мм от катода ($y > 10$ мм) составляет менее 1 В/см. Поле такой величины практически не играет роли в движении заряженных частиц плазмы и, тем более, в ионизационных процессах.

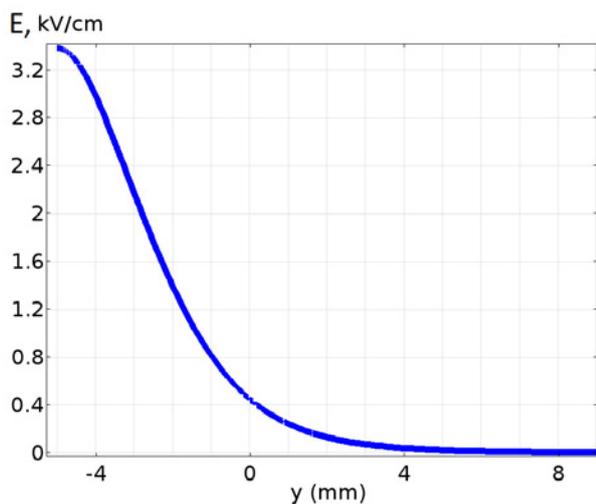


Рис. 3. Зависимость напряженности поля (E) от координаты y

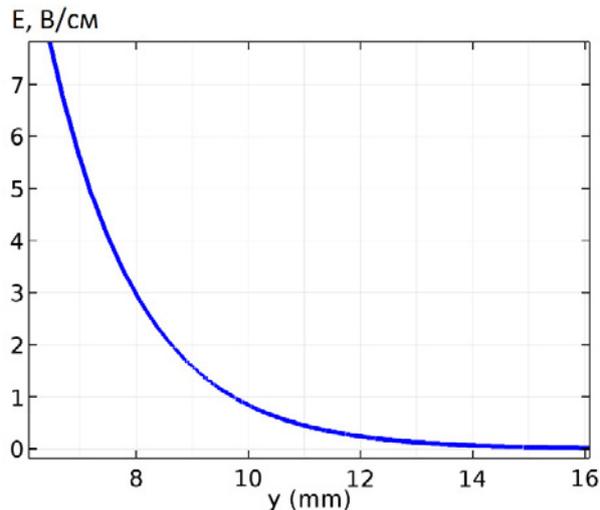


Рис. 4. Зависимость напряженности поля (E) от координаты y в области малых значений E

Заключение

Представленная модель имеет определённые упрощения, например – не учитывается объёмный заряд в области плазменной струи, который искажает электрическое поле. Однако, полученные данные, всё же, позволяют оценивать влияние электрического поля на процессы переноса заряженных частиц. Анализ данных, полученных в ходе компьютерного моделирования, позволил выявить характерные области вблизи электродов плазматрона. Было установлено, что металлическое сопло плазматрона оказывает значительное влияние на снижение напряженности электрического поля по его длине. Установлены области, в которых электрическое поле практически не участвует в переносе заряженных частиц. В дальнейшем планируется дополнить данную модель движением потока газа и распределением теплового поля, что позволит более точно описать движение заряженных и нейтральных частиц в плазменной струе.

Список литературы

1. Korolev Y.D., Frants O.B., Landl N.V. et al. Nonsteady-state gas-discharge processes in plasmatron for combustion sustaining and hydrocarbon decomposition // IEEE Trans. Plasma Sci. – 2009. – Vol. 37, No. 4. – P. 586–592.
2. Korolev Y.D., Frants O.B., Landl N.V. et al. Low-current plasmatron as a source of nitrogen oxide molecules // IEEE Trans. Plasma Sci. – 2012. – Vol. 40, No. 11. – P. 2837–2842.
3. Korolev Y.D., Frants O.B., Landl N.V. et al. Plasma-assisted combustion system based on nonsteady-state gas-discharge plasma // IEEE Trans. Plasma Sci. – 2009. – Vol. 37, No. 12. – P. 2314–2320.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕПАРАФИНИЗАЦИИ С ЦЕЛЬЮ ИЗУЧЕНИЯ ВЫРАБОТКИ ДИЗЕЛЬНЫХ ТОПЛИВ

Д.А. Афанасьева, Н.В. Попова, М.В. Майлин

Научные руководители: ассистент, к. т. н. Н.С. Белинская; мл. н. с., к. т. н. Е.В. Францина
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: vafand@mail.ru

Климатические условия РФ обуславливают большую потребность в высококачественных низкозастывающих дизельных топливах, которая ныне обеспечивается менее чем наполовину от общего объема производства [1]. Наибольшее влияние на низкотемпературные свойства дизельного топлива оказывают парафины нормального строения. Таким образом, определение оптимального состава сырья для производства дизельных топлив с улучшенными низкотемпературными свойствами обеспечивает высокий выход продукта при сохранении требуемого качества [2, 3]. Качество регламентируется в ГОСТ Р 52368-2005, согласно которому предельная температура фильтруемости дизельного топлива составляет от минус 20 °С до минус 44 °С для применения в районах с холодным и арктическим климатом [4].

Сотрудниками кафедры химической технологии топлива и химической кибернетики совместно с технологами ООО «КИНЕФ» была создана комплексная математическая модель процесса депарафинизации, учитывающей физико-химические закономерности протекания процесса в промышленном реакторе [5].

Целью данной работы является исследование влияния состава перерабатываемого сырья, полученного путем смешения сырья депарафинизации и дополнительной фракции углеводородов (C₁₄-C₂₀) установки выделения парафинов Парекс на качество и выработку получаемого дизельного топлива зимних и арктических марок.

В качестве исходных данных для исследования на математической модели использовались экспериментальные данные промышленных установок каталитической депарафинизации Л-24-10/2000, а также установки выделения n-парафинов Парекс. Так, при дополнительном вовлечении в сырье депарафинизации фракции n-парафинов (C₁₄-C₂₀) и дальнейшей оптимизации технологического режима установки по температуре было выявлено, что для получения дизельных топлив зимних и арктических марок температуру в реакторе необходимо увеличивать до 356,5 и 364,5 °С соответственно (рис. 1).

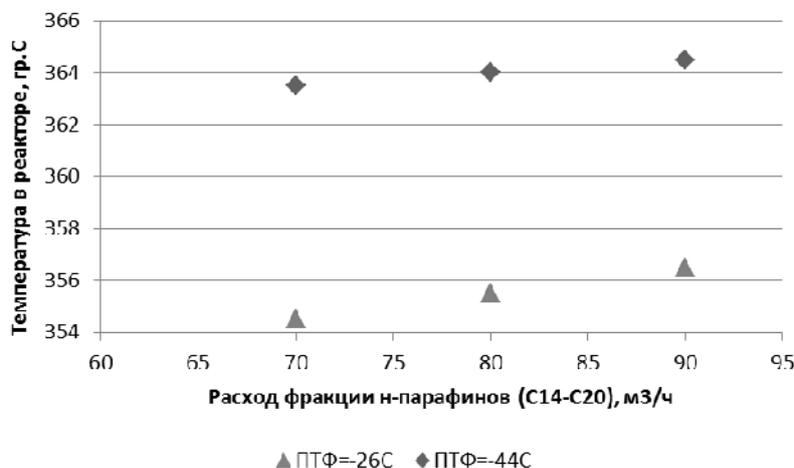


Рис. 1. Температурный режим в реакторе при получении зимнего (ПТФ = -26 °С) и арктического (ПТФ = -44 °С) дизельного топлива в зависимости от расхода дополнительно вовлекаемой фракции углеводородов (C₁₄-C₂₀)

При этом увеличение расхода дополнительно вовлекаемой фракции с 70 до 90 м³/час приводит к повышению температуры в реакторе на 2 °С, а выработки дизельной фракции – на 8% (рис. 2).

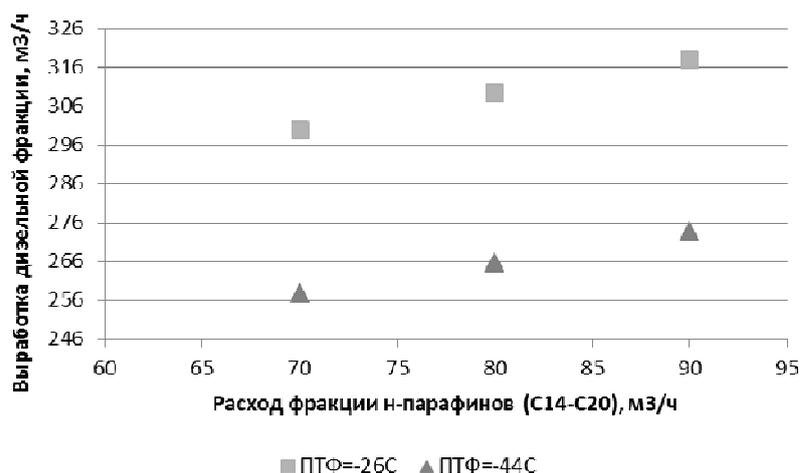


Рис. 2. Выработка дизельной фракции при получении зимнего (ПТФ = –26 °С) и арктического (ПТФ = –44 °С) дизельного топлива в зависимости от расхода дополнительно вовлекаемой фракции углеводородов (C₁₄-C₂₀).

Выводы

Применение предложенной математической модели процесса каталитической депарафинизации позволяет учитывать влияние технологических режимов работы установки и состав перерабатываемого сырья в зависимости от требуемого качества получаемого дизельного топлива зимних и арктических марок.

Таким образом, проведенные на математической модели процесса каталитической депарафинизации расчеты показали, что дополнительное вовлечение фракции n-парафинов C₁₄-C₂₀ в количестве от 70 до 90 м³/час в сырье депарафинизации позволяет увеличить выработку дизельного топлива приблизительно на 8% за счет повышения содержания ключевых компонентов, превращение которых в реакциях гидрокрекинга позволяет получать целевые компоненты дизельной фракции.

Список литературы

1. Камешков А.В., Гайле А.А. // Известия Санкт-Петербургского государственного технологического института (технического университета). – 2015. – № 29. – С. 49–60.
2. Фалеев С.А., Белинская Н.С., Иванчина Э.Д. и др. Оптимизация углеводородного состава сырья на установках риформинга и гидродепарафинизации методом математического моделирования // Нефтепереработка и нефтехимия. Научно-технические достижения и передовой опыт. – 2013. – № 10. – С. 14–18.
3. Белинская Н.С., Силко Г.Ю., Францина Е.В. и др. Разработка формализованной схемы превращений углеводородов и кинетической модели процесса гидродепарафинизации дизельных топлив // Известия Томского политехнического университета. – 2013. – Т. 322, № 3. – С. 129–133.
4. Груданова А.И., Хавкин В.А., Гуляева Л.А. и др. Перспективные процессы производства дизельных топлив для холодного и арктического климата с улучшенными экологическими и эксплуатационными характеристиками // Мир нефтепродуктов. Вестник нефтяных компаний. – 2013. – № 12. – С. 3–7.
5. Иванчина Э.Д., Белинская Н.С., Францина Е.В. и др. Математическое моделирование и оптимизация процесса каталитической депарафинизации дизельных фракций и атмосферного газойля // Мир нефтепродуктов. Вестник нефтяных компаний. – 2016. – № 6. – С. 37–46.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОРИЕНТИРОВАННОГО И НЕОРИЕНТИРОВАННОГО УПРОЧНЕНИЯ В ПРОЦЕССАХ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

М.А. Баранов, А.С. Никифоров

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. П.С. Волегов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: maximbaranov.123@gmail.com

В процессе обработки металлов существенно меняется внутренняя структура: происходит переориентация кристаллических решёток зерен, меняются размеры и форма зерен, эволюционирует дислокационная структура. Эти процессы, в свою очередь, являются причиной изменения физико-механических свойств материала, например, упрочнения материала. На макроуровне под упрочнением обычно понимается увеличение предела текучести, при этом на уровне отдельных зерен упрочнение вызвано изменением дефектной структуры материала. Вследствие этого становятся актуальными математические модели, в которых явным образом учитываются физические механизмы упрочнения.

Механизмы упрочнения могут быть различны: это может быть взаимодействие одиночных дислокаций или их скоплений, поэтому важно учитывать как ориентированное, так и не ориентированное упрочнение. Ориентированное упрочнение – это взаимодействие одиночных дислокаций друг с другом и с различного рода барьерами. В механизме ориентированного упрочнения в качестве переменных микроуровня вводят скалярные плотности дислокаций на системах скольжения, после этого записываются и решаются эволюционные уравнения для плотностей дислокаций. При изучении механизма ориентированного упрочнения возникает ряд сложностей, так как такой механизм тесно связан с геометрическими особенностями залегания и движения дислокаций. Неориентированное упрочнение достигается с помощью образования изотропных дислокационных структур, таких как косы, жгуты, дислокации леса и др.

Целью работы является разработка математической модели упрочнения поликристалла с гранцентрированной кубической (ГЦК) решеткой и дальнейшее исследование явления упрочнения при помощи построенной модели.

В работе используется двухуровневая упруговязкопластическая модель неупругого деформирования поликристалла с ГЦК решёткой, где элементом макроуровня является представительный объём поликристалла, состоящий из элементов мезоуровня, в качестве которых выступают монокристаллические зёрна [1]. В работе принята гипотеза, согласно которой основной вклад в неупругое деформирование вносит движение дислокаций по системам скольжения; в качестве определяющего соотношения на каждом из структурных уровней принят закон Гука в скоростной релаксационной форме. Напряжения на макроуровне в этом случае определяются осреднением напряжений в элементах мезоуровня – зернах. Для связи уровней в рамках модели принята гипотеза Фойгта, согласно которой тензоры скоростей деформации всех зерен совпадают с тензором деформации скорости представительного объёма поликристалла; система уравнений, описывающая напряженно-деформированное состояние моно- и поликристаллов, подробно описана в работе [2].

Скорость сдвига на k -ой системе скольжения можно определить с использованием соотношения [3]:

$$\dot{\gamma}^{(k)} = \dot{\gamma}_0 \left(\frac{\tau_{eff}^{(k)}}{\tau_c^{(k)}} \right)^{1/m} \exp \left[-\frac{G_0}{kT} \left(1 - \frac{\tau_{eff}^{(k)}}{\tau_c^{(k)}} \right) \right] \text{sign} \left(\tau_{eff}^{(k)} \right), \quad (1)$$

где G_0 – тепловая энергия, необходимая для активации движения дислокаций по системам скольжения; T и k – абсолютная температура и постоянная Больцмана соответственно; $\dot{\gamma}_0$ и m – параметры материала; $\tau_c^{(k)}$ – критическое сдвиговое напряжение. Эффективное сдвиговое напряжение $\tau_{eff}^{(k)}$ можно записать как:

$$\tau_{eff}^{(k)} = \tau^{(k)} - \tau_b^{(k)}, \quad (2)$$

где $\tau^{(k)}$ – действующее напряжение системе скольжения, а $\tau_b^{(k)}$ рассчитывается по следующему соотношению:

$$\tau_b^{(k)} = -\zeta \tau_{c0}^{(k)} \sum_{j=1}^{24} \left(\gamma^{(j+12)} + \gamma_0 \right) \dot{\gamma}^{(j)}, \quad (3)$$

где ζ – материальный параметр, γ_0 – параметр, характеризующий начальную плотность дислокаций. В этом выражении учитывается уменьшение критических касательных напряжений, обусловленное накоплением дислокаций системами скольжения, имеющими одинаковую плоскость скольжения, но противоположные направления скольжения, на барьерах различного типа.

Критическое напряжение сдвига дислокаций $\dot{\tau}_c^{(k)}$ определяется следующим соотношением:

$$\dot{\tau}_c^{(k)} = \tau_{c0}^{(k)} \dot{\gamma}_0 \left(\sum_{i=1}^{24} a_k^{(i)} \left(\frac{\gamma^{(i)}}{\sum_{j=1}^{24} \gamma^{(j)}} \right)^\psi \left(\frac{\dot{\gamma}^{(i)}}{\dot{\gamma}_0} \right)^\delta \right), \quad (4)$$

где $\gamma^{(i)}$ – накопленный сдвиг на данной системе скольжения; $a_k^{(i)}$ – компоненты матрицы упрочнения.

В ходе работы были проведены численные эксперименты по деформированию представительного объема поликристалла с ГЦК решеткой, получены кривые деформирования. Параметры материала соответствовали технически чистой меди, ориентация кристаллитов была задана в соответствии с равномерным законом, деформирование проводилось до достижения интенсивности деформаций 10%. При анализе результатов было замечено, что предел текучести существенно увеличивается при учёте слагаемого, отвечающего за ориентированное упрочнение.

Таким образом, в работе рассматривается явление упрочнения в поликристалле с учётом разделения на механизмы ориентированного и неориентированного упрочнения. Получены зависимости интенсивности деформаций от интенсивности напряжений, из анализа которых видно, что при учёте геометрических особенностей залегания и движения дислокаций существенно увеличивается предел текучести поликристалла.

Список литературы

1. Трусов П.В., Волегов П.С., Кондратьев Н.С. Физические теории пластичности: учебное пособие. – Пермь : Изд-во ПНИПУ, 2013. – 244 с.
2. Trusov P.V., Shveykin A.I., Nechaeva E.S. et al. Multilevel models of inelastic deformation of materials and their application for description of internal structure evolution // Physical Mesomechanics. – 2012. – Vol. 15, No. 3-4. – P. 155–175.
3. Bayley C.J., Brekelmans W.A.M., Geers M.G.D. A comparison of dislocation induced back stress formulations in strain gradient crystal plasticity // Int. J. Solids Struct. – 2006. – Vol. 43. – P. 7268–7286.

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ ДЛЯ НАХОЖДЕНИЯ ОБЛАСТЕЙ НЕУЛУЧШАЕМЫХ РЕШЕНИЙ

Т.А. Барбасова, Л.С. Казаринов, Д.А. Шнайдер

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Л.С. Казаринов
Южно-Уральский государственный университет
E-mail: tatyana_barbasova@mail.ru

В работе рассмотрены вопросы моделирования режимов работы доменной печи с определением областей неуплучшаемых решений на множестве показателей производительности чугуна, потреблении кокса и теплового состояния. Данные области определяют границы потенциальных возможностей достижения высоких значений показателей качества доменного процесса на множестве реальных режимов доменной печи. Также показывают резервы потребления кокса и повышения производительности, которые можно реализовать при оптимальном выборе режима доменной печи и позволяя обоснованно выбирать режим работы печи исходя из потенциальных возможностей повышения производительности, минимизации расхода кокса при заданном качестве кокса и заданных требованиях на тепловое состояние печи.

Перспективным направлением работ по повышению эффективности оперативного управления доменными процессами в настоящее время является применение методов, основанных на моделировании и выработки на этой основе упреждающих решений.

В общем плане использование моделей доменного процесса для повышения его эффективности имеет большую историю и по данной проблеме имеется обширная литература. Среди работ российских авторов следует отметить работы Товаровского И.Г., Готлиба А.Д., Ефименко Г.Г., Гиммельфарба А.А., Похвиснева А.Н., Онорина О.П., Спирина Н.А., Рамма А.Н., Дмитриева А.Н. Среди иностранных авторов следует отметить работы Kumar S.A. [1], Modrak V., Pandian R.S. [2], Kwakernaak H., Tijssen P., Strijbos R.C.W. [3], Jeffreson C.P. [4], Labossiere G.A., Lee P.L. [5].

Однако вследствие сложности доменного процесса и неполной наблюдаемости параметров режимов указанная задача еще решена недостаточно, работы в данной области продолжаются.

В связи со сложностью ведения режимов доменной печи сложно выявить закономерности изменения параметров доменного процесса по статистическим данным.

Для описания режимов работы доменной печи были построены графики изменения параметров ДП с разбиением по временным интервалам, определяющие различные режимы работы печи.

При исследовании взаимных зависимостей была выявлена явная зависимость режимов работы от качества кокса. Для идентификации режимов был введен режимный фактор h , который зависит от изменений качества кокса и изменения расхода пара на увлажнение в течение каждого режима.

Далее было проведено исследование зависимостей изменения расхода кокса, содержания кремния в чугуне в зависимости от увлажнения в различных режимах и производительности доменной печи в зависимости от расхода кокса.

Основной задачей оценки эффективности ведения доменной плавки является нахождение границы неуплучшаемых решений, т.е. области Парето. Данная граница дает представление о максимально возможной эффективности доменной плавки в зависимости от качества кокса, теплового состояния печи.

Поставленный критерий оптимизации – минимум потребления удельного расхода кокса при решении следующей системы уравнений:

$$\begin{aligned} Pч(Pк, W_{пара}) &= a_{Пч0}(h) + a_{Пч1}(h) Pк(W_{пара}); \\ a_{Pк0}(h) &= -0,813,35h^2 + 5868.5h - 1630; \\ a_{Pк1}(h) &= 1,8013h^2 - 13.115h + 15,434; \\ Pк(W_{пара}) &= a_{Pк0}(h) + a_{Pк1}(h) W_{пара}; \\ a_{Pк0}(h) &= 0,0179h^2 + 4,221h + 430,9; \\ a_{Pк1}(h) &= -0.0437h^2 - 2.0336h + 4.8624; \\ MIO(W_{пара}) &= a_0(h) + a_1(h) W_{пара}; \\ a_0(h) &= 0.0156h^2 + 0.0767h + 8.2757; \\ a_1(h) &= 0.0209 h^2 - 0.1197 h - 0.1332; \\ Si(W_{пара}) &= a_{Si0}(h) + a_{Si1}(h) Pк(W_{пара}); \\ a_{Si0}(h) &= -0.0029 h^2 + 0.0341 h - 0.0707; \\ a_{Si1}(h) &= -0.0115 h^2 + 0.0673 h + 0.6778; \\ h &= f(MIO, W_{пара}); Pк \rightarrow \min. \end{aligned}$$

Здесь $Pч$ – производительность, т/сутки, $Pк$ – удельный расход кокса, кг/т, $W_{пара}$ – расход пара на увлажнение, MIO – качество кокса (истираемость), %, Si – содержание кремния в чугуне, %, h – показатель режима, $a_{Pк0}$, $a_{Pк1}$, $a_{Пч0}$, $a_{Пч1}$, a_0 , a_1 , a_{Si0} , a_{Si1} – эмпирические коэффициенты, полученные при обработке статистической информации за период с 12.04.2014 по 07.02.2016 за исключением периодов с простоями.

При решении задачи оптимизации был использован подход на основе построения множества Парето-оптимальных неуплучшаемых решений. Результаты расчетов были получены на основании решения системы уравнений нелинейным методом обобщенного понижающего градиента. В качестве целевой функции был использован минимум расхода кокса. Вычисления производились для зависимостей $Pч(Pк, W_{пара})$, $Si(W_{пара})$, $MIO(W_{пара})$, $W_{пара}$ при задании требуемого режима работы доменной печи, при этом в качестве ограничений по тепловому состоянию рассматривались различные диапазоны для Si .

В результате решения серии задач выбора оптимального режима доменного процесса были построены области неуплучшаемых решений на множестве показателей производительности чугуна, потреблению кокса и тепловому состоянию печи (области Парето оптимальных решений). Значение построенных областей состоит в следующем: определяют границы потенциальных возможностей достижения высоких значений показателей качества доменного процесса на множестве реальных режимов доменной печи №10; показывают резервы потребления кокса и повышения производительности, которые можно реализовать при оптимальном выборе режима доменной печи; позволяют обоснованно выбирать режим работы печи исходя из потенциальных возможностей повышения производительности минимизации расхода кокса при заданном качестве кокса и заданных требованиях на тепловое состояние печи.

Список литературы

1. Kumar S.A., Suresh N. Production and operations management. – New Age International (P), 2009. – С. 284.
2. Modrak V., Pandian R.S. Operations management research and cellular manufacturing systems: innovative methods and approaches. – IGI Global Snippet, 2011. – 456 с.
3. Kwakernaak H., Tijssen P., Strijbos R.C.W. Optimal operation of blast furnace stoves // Automatica, 1970. – Vol. 6, No. 1. – P. 33–40.
4. Jeffreson C.P. Feedforward control of blast furnace stoves // Automatica, 1979. – Vol. 15, No. 2. – P. 149–159.
5. Labossiere G.A., Lee P.L. Model-based control of a blast furnace stove rig // Journal of Process Control. – 1991. – Vol. 1, No. 4. – P. 217–227.

ТЕРМООБРАБОТКА ИЗМЕЛЬЧЕННОЙ ДРЕВЕСИНЫ

Р.Р. Сафин, Р.Р. Хасанишин, Р.В. Салимгараева, Е.А. Белякова

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Р.Р. Сафин
 Казанский национальный исследовательский технологический университет
 E-mail: elena.aleksandr@mail.ru

В области переработки массивной древесины известна технология термомодифицирования, которая позволяет существенно снизить гигроскопичность, повысить биостойкость, долговечность древесного наполнителя композиционных материалов, добиться отсутствия усушки и разбухания и, соответственно, снизить величины коробления в условиях переменной влажности [1, 2]. Имеются исследования по использованию термомодифицированной измельченной древесины в композиционных материалах на основе минеральных вяжущих [3–5]. Широко исследованы технологии конвективной сушки измельченной древесины. В связи с этим была поставлена задача исследования процесса термомодифицирования измельченной древесины в среде топочных газов в условиях барабанных аппаратов. Исследования процесса термомодифицирования измельченной древесины были проведены на пилотной барабанной установке, где в качестве агента обработки использовались топочные газы.

Для определения рациональных параметров барабанного аппарата целесообразно использование математических методов, для чего была разработана математическая модель [6], в которой температурное поле среды внутри барабана задается экспериментальной функцией, а изменение температуры материала рассматривается как среднее значение между температурой частиц древесины, находящихся в полете и в завале

$$\frac{\partial \bar{T}_m}{\partial l_{бар}} = \frac{m_{м.л.}}{m_m} \left(\frac{\partial T_{м.л.}}{\partial l_{бар}} \right) + \frac{m_{м.з.}}{m_m} \left(\frac{\partial T_{м.з.}}{\partial l_{бар}} \right)$$

При этом изменения температур частиц материала, находящихся в полете и в завале, определяются по уравнениям

$$c_m \cdot \rho_m \cdot W_{мл} \frac{\partial T_{мл}}{\partial l_{бар}} = \alpha (T_{ср} - T_m) F^* - k \cdot \rho_m \cdot q$$

$$c_{нас.м} \cdot \rho_{нас.м} \cdot W_{мл} \frac{\partial T_{мз}}{\partial l_{бар}} = K \cdot \Delta t_{бар} \cdot \frac{F_{конт.бар}}{V_m} - k \cdot \rho_m \cdot q$$

Тогда, изменение средней плотности частиц по длине барабана может быть определено из выражения

$$W_m \frac{\partial \bar{\rho}}{\partial l_{бар}} = k \cdot \bar{\rho}_m$$

Для нахождения количества частиц, находящихся в полете, предварительно была определена средняя высота их падения

$$\bar{h} = \frac{S_{\alpha'}}{b} = \frac{R}{2} \left[\frac{\pi \cdot \arcsin(-\text{Cos} \alpha')}{2(1 - \text{Cos} \alpha')} - \frac{\text{Cos} \alpha'}{\sqrt{1 - \text{Cos} \alpha'}} \right]$$

тогда время падения частиц может быть найдено из выражения

$$\tau_{пад} = \sqrt{\frac{2\bar{h}}{g}}$$

Время нахождения частиц в ковше и в завале определяется угловой скоростью вращения барабана

$$\tau_{зав} = \frac{2\alpha'}{\omega}$$

Отсюда, соотношение частиц, находящихся в полете и в завале, определяется как отношение времени их падения или покоя ко времени одного их полного оборота

$$\frac{m_{м.л.}}{m_m} = \frac{\tau_{пад}}{\tau_{пад} + \tau_{зав}}$$

$$\frac{m_{м.з.}}{m_m} = \frac{\tau_{зав}}{\tau_{пад} + \tau_{зав}}$$

Средняя скорость частиц по направлению основного движения может быть определена из уравнения

$$\bar{W} = \frac{\tau_{пад}^2}{\tau_{пад} + \tau_{зав}} \cdot \frac{a_l}{2}$$

где ускорение частиц по направлению основного движения имеет вид

$$a_i = a_{рез} \cdot \cos \gamma = \left[\frac{\mu \cdot \rho_{cp} \cdot f' \cdot w_{cp}^2}{m_q} + g \right] \times \left[\frac{\mu \cdot \rho_{cp} \cdot f' \cdot w_{cp}^2}{\mu \cdot \rho_{cp} \cdot f' \cdot w_{cp}^2 + m_q \cdot g} \right]$$

Математическая модель адекватно отражает основные закономерности процесса: с повышением температуры обработки уменьшается продолжительность; древесные частицы с большим приведенным размером требуют более продолжительной обработки. Представленная система уравнений позволяет описать процесс термомодифицирования древесного наполнителя в барабанной установке и поэтому может быть использована для выявления рациональных режимных параметров исследуемого процесса и характеристик оборудования [7].

Результаты математического моделирования позволили установить взаимосвязь между основными конструктивными характеристиками оборудования: с увеличением диаметра барабана в 3 раза, его длина уменьшается почти в 7 раз. Анализ взаимосвязи между скоростью вращения и длиной барабана показывает, что с увеличением скорости вращения в 2 раза, длина уменьшается почти в 3 раза. Однако при этом наблюдается не только существенное измельчение древесного сырья, но и увеличение энергетических затрат на вращение барабана.

Таким образом, установлена возможность проведения процесса термомодифицирования измельченной древесины в условиях барабанных аппаратов, определены взаимосвязи между основными конструктивными параметрами промышленного оборудования и предложены рациональные режимные параметры технологического процесса: скорость движения теплоносителя 0,75–2,6 м/с, длина барабана не более 8–10 м.

Представленная работа выполнялась при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук (МД-5596.2016.8).

Список литературы

1. Сафин Р.Р., Хасаншин Р.Р., Разумов Е.Ю., Оладышкина Н.А. Термомодифицирование древесины в среде топочных газов // Вестник Московского государственного университета леса // Лесной вестник. – 2010. – № 4. – С. 95–98.
2. Сафин Р.Р., Сафин Р.Г., Шайхутдинова А.Р. Вакуумно-конвективное термомодифицирование древесины в среде перегретого пара // Вестник Казанского технологического университета. – 2011. – № 6. – С. 93–99.
3. Хасаншин Р.Р., Лашков В.А., Сафин Р.Р. и др. Термическая обработка древесного наполнителя в производстве композиционных материалов // Вестник Казанского технологического университета. – 2011. – № 20. – С. 150–154.
4. Хасаншин Р.Р., Сафин Р.Р., Валиев Ф.Г. и др. Повышение эксплуатационных характеристик композиционных материалов, созданных на основе термически модифицированной древесины // Вестник Казанского технологического университета. – 2012. – Т. 15, № 7. – С. 64–66.
5. Razumov E.Y., Barcik S., Kviatkova M. et al. Studies on mechanical properties of composite materials based on thermo modified timber // Drvna Industrija. – 2013. – No. 64(1). – P. 3–8.
6. Сафин Р.Р., Хасаншин Р.Р., Данилова Р.В. и др.. Математическое моделирование процессов термомодифицирования измельченной древесины в барабанной камере // Вестник Казанского технологического университета. – 2013. – Т. 16, № 24. – С. 56–58.
7. Khasanshin R.R., Shaikhutdinova A.R., Safina A.V. Research of heating rate while termo modification of wood // World Applied Sciences Journal. – 2014. – No. 30 (11). – P. 1618–1621.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ НЕНЬЮТОНОВСКОЙ ЖИДКОСТИ СО СВОБОДНОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ НЕПРЯМЫМ МЕТОДОМ ГРАНИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

М.П. Бессонова

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.А. Якутенок
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: bessonova.mp@mail.ru

Процесс течения неньютоновской жидкости в канале широко распространен в различных отраслях промышленности. В частности течения такого типа реализуются в технологиях переработки полимерных материалов методом литья под давлением. Численное моделирование течения неньютоновской жидкости со свободной поверхностью осложнено нелинейным реологическим поведением жидкости, а также деформацией свободной границы. В настоящей работе исследуется влияние основных параметров течения на форму свободной поверхности неньютоновской жидкости при течении в плоском канале.

Математическая постановка задачи в приближении ползущего течения включает в себя уравнение неразрывности и уравнения Стокса, в которых учитывается влияние силы тяжести. Рассматривается случай, когда гравитационные силы действуют в направлении, противоположном потоку. Для описания реологического поведения неньютоновской жидкости используется степенная модель Оствальда-де Ваале, основным параметром которой является показатель нелинейности. На входной границе задается профиль скорости Пуазейля, соответствующий аналитическому решению для степенного закона. На твердых стенках выполняется условие прилипания. Свободная граница подчиняется динамическому и кинематическому граничным условиям.

Для численного решения поставленной задачи применяется непрямой метод граничных элементов, основная идея которого состоит в переходе от системы дифференциальных уравнений к эквивалентной системе гранично-интегральных уравнений путем свертки фундаментальных решений с функциями плотности фиктивных источников [1].

Система линейных алгебраических уравнений, полученная в результате дискретизации интегральных уравнений для ньютоновской жидкости, решается методом Гаусса. Коэффициенты данной системы, являющиеся интегралами по границе, в случае постоянных элементов могут быть найдены аналитически. Для течения неньютоновской жидкости система уравнений Стокса имеет нелинейную правую часть, поэтому в системе интегральных уравнений появляются дополнительные слагаемые в виде интегралов по области. Это приводит к необходимости решения нелинейной системы алгебраических уравнений методом простой итерации. Для улучшения сходимости данного метода следует использовать процедуру релаксации. Для вычисления интегралов по области используются квадратурная формула Гаусса с 64 узлами [2].

Описанная выше методика была применена для решения задачи о течении степенной жидкости в плоском канале с учетом силы тяжести, в случае действия последней в направлении противоположном потоку. Было показано наличие фонтанирующего течения в окрестности свободной поверхности степенной жидкости. Течения фонтанирующего типа впервые были упомянуты в [3]. Для таких течений характерно торможение частиц жидкости по мере приближения к поверхности раздела, разворот вектора скорости к твердым стенкам и возникновение поперечной составляющей вектора скорости. Таким образом, можно выделить в потоке две области: область одномерного течения жидкости и область фонтанирующего течения в окрестности свободной поверхности.

Процесс установления формы свободной поверхности ньютоновской и неньютоновской жидкости качественно совпадает. Свободная поверхность, являющаяся плоской в начальный момент, с течением времени вытягивается и приобретает выпуклую установившуюся форму. При этом жидкость непрерывно натекает на стенки канала, полностью заполняя его. В данном случае степень выпуклости свободной границы, а также характер её деформации зависит от значений двух параметров: показателя степенного закона n и числа Стокса St , характеризующего отношение гравитационных и вязких сил в потоке.

В результате проведенного исследования получены установившиеся формы свободной поверхности для различных значений показателя нелинейности. Свободная поверхность неньютоновской жидкости имеет более выпуклую форму по сравнению с ньютоновской. Кроме этого, выпуклость возрастает при увеличении степени нелинейного поведения, то есть с уменьшением значения n для псевдопластичной жидкости.

С увеличением числа Стокса, выпуклость свободной поверхности уменьшается, что соответствует реальности, поскольку увеличивается влияние гравитационных сил. Кроме этого, при высоких значениях St формы свободной поверхности для различных n становятся практически одинаковыми.

Сложное реологическое поведение жидкости влияет на структуру потока. В работах [4–6] были подробно исследованы возможные случаи неустойчивости потока вязкопластичной жидкости при заполнении пресс-форм в процессе литья под давлением. Для степенной реологической модели параметром, определяющим степень нелинейного поведения потока жидкости, является показатель нелинейности n . При течении нелинейновязкой жидкости с показателем нелинейности $n=0.4$ наблюдается неустойчивость формы свободной поверхности (рис. 1) в случае малых значений St .

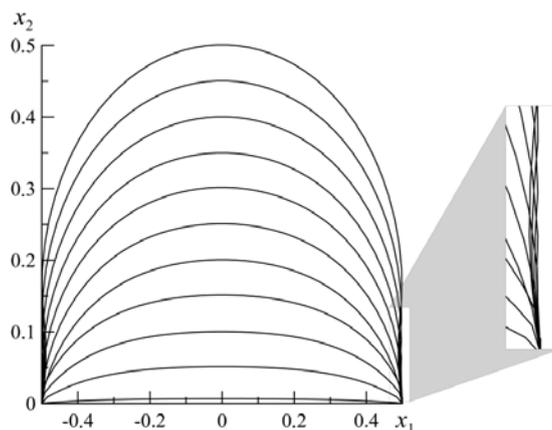


Рис. 1. Установление формы свободной поверхности при $n = 0,4$; $St = 0$

В окрестности твердых стенок возникают колебания свободной границы, в результате чего не происходит непрерывного натекания жидкости на твердые стенки канала, и образуются воздушные полости. Последние являются причиной возникновения дефектов готового продукта. Однако было показано, что с ростом величины параметра Стокса, подобные дефекты свободной границы исчезают.

Список литературы

1. Brebbia C.A. The Boundary element method for engineers. – Pentech Press : London, 1978. – 526 p.
2. Ponomareva M.A., Filina M.P., Yakutenok V.A. The indirect boundary element method for the two-dimensional pressure- and gravity-driven free surface Stokes flow // WIT Transactions on Modelling and Simulation. – 2014. – Vol. 57. – P. 289–304.
3. Rose W. Fluid-fluid interfaces in steady motion // Nature. – 1961. – Vol. 191. – P. 242–243
4. Bogaerds A.C., Hulsen M.A., Peters G.W. Stability analysis of injection molding flows // J. Rheol. – 2004. – Vol. 48, No. 4. – P. 765–785.
5. Grillet A.M., Bogaerds A.C., Peters G.W. Numerical analysis of flow mark surface defects in injection molding flow // J. Rheol. – 2002. – Vol. 46, No. 3. – P. 651–669.
6. Baltussen M.G. Hulsen M.A., Peters G.W. Numerical simulation of the fountain flow instability in injection molding // J. Non-Newtonian Fluid Mech. – 2010. – Vol. 165. – P. 631–640.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИНЧАТОГО ТЕПЛООБМЕННОГО АППАРАТА

А.А. Бычкова, М.А. Дмитриенко, Г.С. Няшина

Научный руководитель: ассистент М.Н. Морозов
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: tpu_chm@tpu.ru

В настоящее время существует тенденция модернизации теплообменного оборудования заключается в замене кожухотрубчатых аппаратов на пластинчатые. Пластинчатые теплообменные аппараты (ПТА) – вид теплообменников, где поверхность теплообмена изготовлена из тонкого листа (пластины), которые разделяют плоские каналы. По каналам протекают потоки жидкости или газа с разными температурами. Теплообмен происходит за счет конвекции и теплопередачи через стенку [1–2].

Моделирование ПТА осуществляется с помощью метода последовательных приближений. Для проверочного теплового расчета пакета пластин с каналами различной геометрической конфигурации существует методика, основанная на использовании метода ε -NTU [3], который оперирует с величинами, характерными для зарубежной методики расчета и основан на использовании значения средней логарифмической разности температур. ПТА можно рассматривать как совокупность одноходовых блоков пластин. Условия для всех каналов в таких блоках идентичны. В работе рассматривается компоновка с $n_1=20$ ходами для горячего теплоносителя и $n_2=19$ для холодного теплоносителя представлена на Рисунке 1. Площадь теплопередающей поверхности блока $F = (2 \cdot n_1 - 2) \cdot b \cdot l$, где b – ширина пластины, м; l – высота пластины, м.

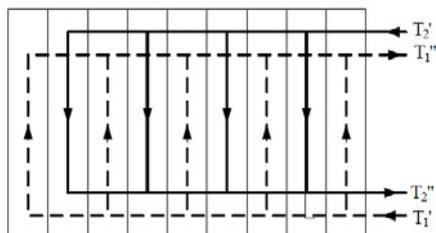


Рис. 1. Компоновка пластинчатого теплообменника:
 T_1', T_2' – температуры на входе горячего и холодного теплоносителей;
 T_1'', T_2'' – температуры на выходе горячего и холодного теплоносителей

В первом приближении, задавшись температурами теплоносителей на выходе, определим коэффициенты теплоотдачи α_1, α_2 и коэффициент теплопередачи k :

$$k = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_1} + \frac{\delta}{\lambda_w} + \frac{1}{\alpha_2}}$$

где λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К); δ – толщина пластины, м.

При расчете критериальных формул для переходного течения необходимо знать температуры наружной и внутренней стенки T_{w1} и T_{w2} :

$$Nu_i = K_0 \cdot Pr_i^{0.43} \cdot \left(\frac{Pr_i}{Pr_{wi}} \right)^{0.25},$$

где K_0 – комплекс определяется по числу Рейнольдса Re_i ; Pr_i и Pr_{wi} – критерий Прандтля при определяющей температуре T_i и при температуре стенки T_{wi} .

В первом приближении T_{w1} и T_{w2} рассчитываются через средне логарифмическую разность температур (для противотока):

$$\Delta T_{ln} = \frac{\Delta T_{max} + \Delta T_{min}}{\ln \frac{\Delta T_{max}}{\Delta T_{min}}}, \text{ при } \frac{\Delta T_{max}}{\Delta T_{min}} > 2.$$

Аппроксимация теплофизических характеристик выполнена по справочным данным [4]. Уточнение температур стенок производится с помощью уравнения для плотности теплового потока через стенку. Расхождение не должно превышать 5%:

$$q = k \cdot (T_1 - T_2),$$

где T_1 и T_2 – средние температуры теплоносителей.

После определения коэффициентов теплоотдачи и теплопередачи рассчитываются температуры горячей и холодной воды на выходе, для чего вычисляют водяные эквиваленты:

$$W_i = G_i \cdot c_{pi},$$

где G_i – расход воды, кг/с; c_{pi} – теплоемкость воды, кДж/кгК.

Безразмерный коэффициент теплопередачи (NTU) равен:

$$N = \frac{k \cdot F}{W_{min}}$$

Эффективность теплообменного аппарата для прототока находится с помощью формулы:

$$E = \frac{1 - e^{-N(1 - \frac{W_{min}}{W_{max}})}}{1 - \frac{W_{min}}{W_{max}} \cdot e^{-N(1 - \frac{W_{min}}{W_{max}})}}$$

Так как $W_1 = W_{min}$, то температуры T_1'' и T_2'' вычисляются:

$$T_1'' = T_1' - E \cdot (T_1' - T_2'); \quad T_2'' = T_2' + \frac{W_{min}}{W_{max}} \cdot E \cdot (T_1' - T_2')$$

На основе математических выражений реализована компьютерная модель в Matlab. Результаты исследований представлены на рисунке 2.

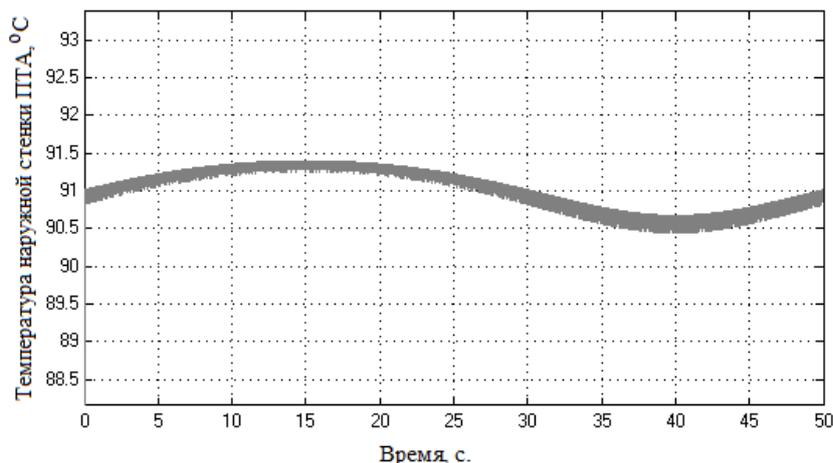


Рис. 2. Изменение температуры наружной стенки ТПА T_{w1}

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований РФФИ (контракт 16-38-00628).

Список литературы

1. Wang L., Sunden B., Manglik R.M. PHEs. Design, applications and performance. – Southampton : WIT Press, 2007.
2. Shah R.K., Seculic D.P. Fundamentals of heat exchanger design. – New Jersey : Wiley and Sons, 2003. – 941 p.
3. Товажнянский Л.Л., Капустенко П.А., Хавин Г.Л., Арсеньева О.П. Пластинчатые теплообменники в промышленности. – Харьков : НТУ ХПИ, 2004. – 232 с.
4. Чиркин В.С. Теплофизические свойства материалов: справочное руководство. – М. : Государственное издательство физико-математической литературы, 1959. – 357 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕЖИМОВ РАБОТЫ ДВУХФАЗНОГО ТЕРМОСИФОНА В УСЛОВИЯХ ИЗВЛЕЧЕНИЯ ГЕОТЕРМАЛЬНОЙ ЭНЕРГИИ

Л.Е. Валиева

Научный руководитель: ассистент кафедры ТПТ А.Э. Ни
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: lil.valiewa@yandex.ru

Известно, что высоким энергетическим потенциалом обладает энергия земли (геотермальная энергия) [1]. Основным способом добычи геотермальной энергии является бурение скважин, с последующей прокладкой опускных и подъемных трубопроводов. Такой метод сопровождается рядом трудностей. В связи с этим появляется необходимость в автономных устройствах, предназначенных для передачи теплоты на большие расстояния. Одним из таких теплообменников могут быть термосифоны (ТС). ТС являются очень простыми в исполнении, но высокоэффективными теплопередающими устройствами [2]. Но экспериментальное исследование таких теплообменников в условиях извлечения глубинной теплоты затруднено существенными материальными затратами. Так стоимость бурения одной скважины до 10 км варьируется от 1–2 млрд руб. [3]. Для изучения режимов работы термосифонов перспективно применять методы математического моделирования.

Целью настоящего исследования является математическое моделирование режимов работы двухфазного ТС при извлечении геотермальной энергии.

Геометрическая постановка задачи представлена на рисунке 1. Рассматривается полость прямоугольного поперечного прямоугольного сечения, заполненная паром и ограниченная высокотеплопроводными стенками (медь). При постановке задачи предполагалось, что известна температура земли в окрестности нижней крышки ТС. Вертикальные стенки термосифона принимались адиабатическими. На внешней поверхности верхней крышки ТС учитывался конвективный теплообмен с окружающей средой по закону Ньютона-Рихмана. Считалось, что теплофизические характеристики металлического корпуса и паров хладагента не зависят от температуры. В качестве хладагента рассматривалась дистиллированная вода.

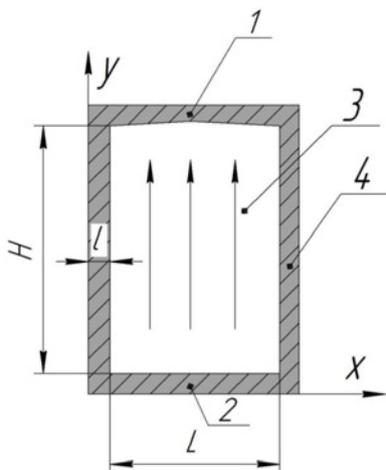


Рис. 1. Область решения:

1 – верхняя крышка; 2 – нижняя крышка; 3 – паровой канал; 4 – медный корпус

Процесс теплопереноса и гидродинамики в такой системе описывается уравнениями сохранения массы, импульса и энергии в приближении Буссинеска аналогично [2]. Разработанный вычислительный код был верифицирован на модельной задаче гидродинамики и теплопереноса [3]. Результаты математического моделирования представлены на рисунке 2.

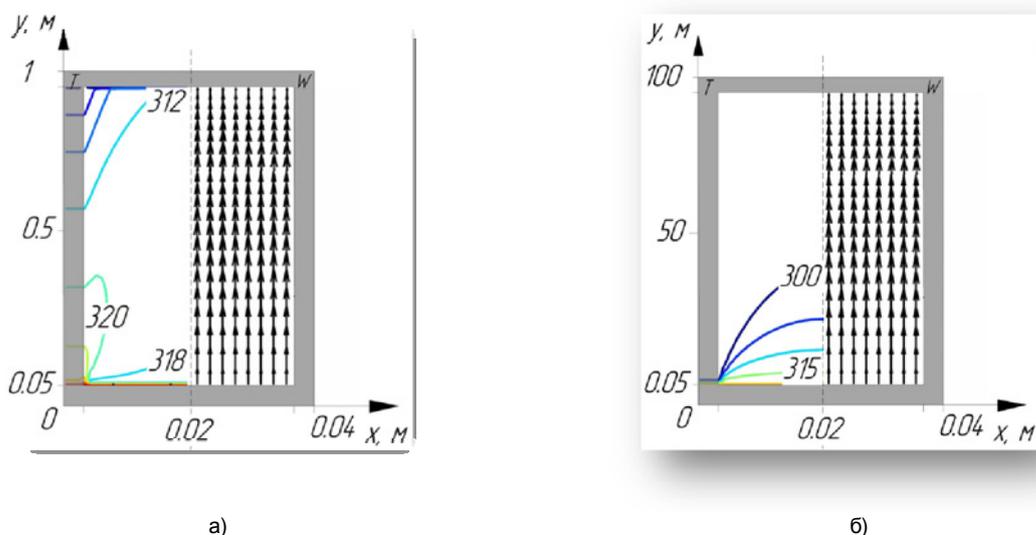


Рис. 2. Поля температур и скоростей движения водяных паров при $T_h = 330$ К:
а) – $H = 1$ м; б) – $H = 100$ м.

По приведённым иллюстрациям можно сделать вывод, что вследствие вынужденной конвекции пары движутся вверх и конденсируются на верхней крышке ТС. Формирующаяся пленка конденсата за счет силы тяжести стекает вниз по вертикальным стенкам. Установлено, что увеличение высоты термосифона приводит к росту перепада температур в паровом канале. При высоте равной 1 м перепад температур в паровом канале равен 5,98 °С, при высоте 100 м – 24,5 °С.

Список литературы

1. Hartmann F., Behrend R., Hantsch A. et al. Numerical investigation of the performance of a partially wetted geothermal thermosyphon at various power demand schemes // *Geothermics*. – 2015. – P. 99–107.
2. Кузнецов Г.В., Аль-Ани М.А., Шермет М.А. Режимы смешанной конвекции в замкнутом двухфазном термосифоне // *Известия Томского политехнического университета* – 2011. – Т. 318, № 4. – С. 18–23.
3. Saeidi S.M., Khodadadi J.M. Forced convection in a square cavity with inlet and outlet ports // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2006. – P. 1896–1906.

ПРЯМОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРОЦЕССА ДВУТОРОННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Р.М. Герасимов

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. П.С. Волегов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: romagrizly@gmail.com

Металлы и их сплавы имеют широкое применение в промышленности, поэтому проблемы определения их физико-механических свойств, которые определяются внутренней структурой, остаются актуальными. Металлические материалы, как правило, представляют собой поликристаллические тела. В настоящее время хорошо изучены большинство дефектов внутреннего строения кристалла (дислокации, точечные и поверхностные дефекты и др.), однако остается неясной структура межзеренных границ. Чтобы понимать, как взаимное расположение атомов на границе влияет на физические свойства материалов, а также в полной мере управлять этими свойствами, необходимо понимать структуру границы, а также элементарные акты ее перестройки [1].

Целью работы является построение математической модели, описывающей процесс двусторонней кристаллизации межзеренного пространства между двумя соседними зернами с заданными углами разориентировки кристаллических решеток, исследование структуры полученной межзеренной границы, выявление дефектной структуры и зависимости энергии границы от углов разориентировки кристаллической решетки зерен, образующих границу.

Для моделирования используется метод частиц, состоящий в представлении тела как совокупности взаимодействующих частиц, описываемых законами классической механики. В работе используется один из хорошо разработанных вариантов этого метода – метод молекулярной динамики. В настоящее время потенциалы межатомного взаимодействия известны для большинства материалов, что позволяет моделировать динамику металлических соединений с высокой точностью. Стоит отметить, что использование метода молекулярной динамики не подходит для создания моделей реальных технологических процессов из-за колоссальных вычислительных затрат, однако хорошо подходит для описания процессов, происходящих на наномасштабе (1-100 нм) [2].

Выбор потенциала межатомного взаимодействия в молекулярной динамике можно сравнить с выбором определяющих соотношений в механике сплошных сред. В работе для построения потенциала использовался метод погруженного атома [3]:

$$E = \frac{1}{2} \sum_{ij} V(r_{ij}) + \sum_i F(\bar{p}_i),$$

где $V(r_{ij})$ – парный потенциал межатомного взаимодействия (например, потенциал Морзе), а $F(\bar{p}_i)$ – энергия погружения, зависящая от электронной плотности, действующей на атом i со стороны других атомов. Функции $V(r_{ij})$ и $F(\bar{p}_i)$ не являются универсальными: их вид и параметры подбираются в зависимости от материала (или совокупности материалов) с учетом описываемых свойств моделируемого объекта.

В начальный момент времени рассматривается два соседних частично кристаллизовавшихся зерна с заданными углами разориентировки решеток, между которыми находится расплав с аморфной структурой. Задание начальной температуры системы осуществлялось с помощью распределения Максвелла по проекциям скоростей. Отдельно была решена задача поиска первоначальной равновесной конфигурации системы для устранения больших градиентов температур. Для интегрирования уравнений движения использовалась численная схема интегрирования Верле [4]. Отвод энергии осуществлялся при помощи краевых условий третьего рода (закон Ньютона-Рихмана), коэффициент теплоотдачи определялся согласно критерию Нуссельта, полученного преобразованием дифференциальных уравнений конвективного теплообмена методами теории подобия [5].

Для выделения дефектов использовался параметр центросимметрии, являющийся мерой локального беспорядка решетки атомов вокруг выделенной частицы с номером k :

$$P_k = \sum_{i=1}^{N/2} |\mathbf{R}_i + \mathbf{R}_{i+N/2}|^2,$$

где P_k – параметр центросимметрии k -ой частицы, \mathbf{R}_i и $\mathbf{R}_{i+N/2}$ – радиус-векторы проведенные от частицы k к двум противоположно лежащим соседним частицам, N – рассматриваемое число ближайших соседей частицы. В зависимости от значения параметра центросимметрии можно выделить атомы четырех типов, вблизи которых либо нет дефектов, либо присутствуют дефекты следующих видов: точечные дефекты; дефекты упаковки; планарные (плоские) дефекты [6].

Для наглядности выполнена визуализация расчетных областей с использованием параметра centrosymmetry до и после процесса кристаллизации, что позволяет судить об изменениях, произошедших в ходе процесса кристаллизации, и явно наблюдать полученную границу зерен, а также сопряженные с ней точечные, планарные дефекты и дефекты упаковки.

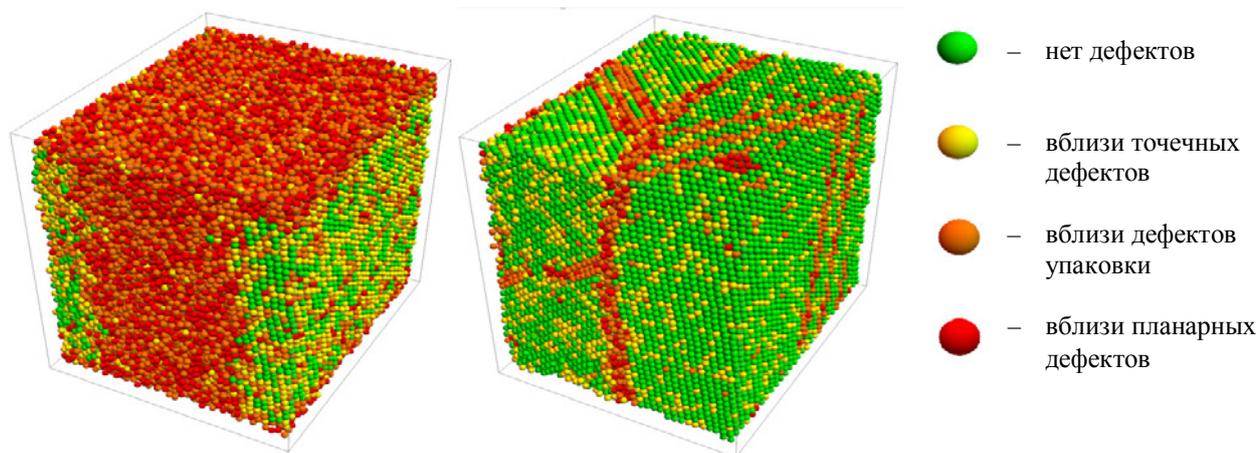


Рис. 1. Выделенные дефектные структуры до процесса кристаллизации (слева) и после (справа)

Таким образом, в рамках работы создана математическая модель, позволяющая описывать формирование границ зерен в результате процесса двусторонней кристаллизации. Модель построена с помощью метода молекулярной динамики с использованием алгоритма Верле и краевых условий третьего рода. Для получившейся структуры были выделены дефекты и проведен краткий анализ получившейся структуры.

Список литературы

1. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах / под ред. М.Л. Бернштейна, И.И. Новикова. – М. : Металлургия, 1980. – 159 с.
2. Кривцов А.М., Кривцова Н.В. Метод частиц и его использование в механике деформируемого твердого тела // Дальневосточный математический журнал ДВО РАН. – 2002. – Т. 3, № 2. – С. 254–276.
3. Belashchenko D.K., Embedded Atom Method Potentials for Liquid Copper and Silver // Inorganic Materials. – 2012. – Vol. 48, Issue 9. – P. 940–947.
4. Verlet L. Computer 'experiments' on classical fluids. I. Thermodynamical properties of Lennard-Jones molecules // Physical Review. – 1967. – Vol. 159, Issue 1. – P. 98–103.
5. Мазо А.Б. Основы теории и методы расчета теплопередачи : учеб. пособ. – Казань : Казанский университет, 2013. – 144 с.
6. Kelchner C.L., Plimpton S.J., Hamilton J.C. Dislocation nucleation and defect structure during surface indentation // Physical Review B. – 1998. – Vol. 56, Issue 17. – P. 11085–11088.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВАРИАНТОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ, ПРИ КОТОРЫХ БЫЛА ПОЛУЧЕНА НЕФТЬ ТРЕБУЕМОГО КАЧЕСТВА

С.Н. Джалилова, Н.В. Ушева

Научный руководитель: профессор, д. т. н. В.И. Ерофеев
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 E-mail: dzhalilovas@mail.ru

В последние годы в связи с введением в 2008 г. нового Технического регламента в нефтяной и газовой промышленности установлены высокие технические и экологические показатели, предъявляемые к объему добычи и качеству углеводородного сырья и различных получаемых нефтепродуктов, поступающего от промыслов на заводскую переработку, а также в товарные парки. Наличие мощной сырьевой базы, дефицит нефтепродуктов и развитие рыночных отношений создают объективные предпосылки для расширения масштабов использования различных природных углеводородов, совершенствования технологических схем подготовки и переработки нефти на промыслах и модернизации используемого оборудования [1]. На небольших и удаленных месторождениях, которые по экономическим соображениям не могут быть связаны между собой транспортными трубопроводами, используют комплексную систему подготовки жидких углеводородов с конечной целью получения некоторых продуктов переработки, таких как, бензин, дизельное топливо и печной мазут.

Сырьем УПН Западно-Сибирского месторождения является нефть с содержанием пластовой воды и свободного нефтяного газа. Подача продукции предусматривается с площадок кустов скважин.

Компонентный состав пластовой нефти, приведен в таблице 1. Физико-химические свойства нефти и технологические параметры, приведены в таблице 2. Технологические параметры и обводненность нефти на входе и выходе аппаратов приведены в таблице 3.

Таблица 1. Компонентный состав пластовой нефти

Компонентный состав	СН ₄	С ₂ Н ₆	С ₃ Н ₈	и-С ₄ Н ₁₀	н-С ₄ Н ₁₀	и-С ₅ Н ₁₂	н-С ₅ Н ₁₂	С ₄ Н ₁₀₊	N ₂
Содержание, % мол.	44	8,8	5,7	1,2	2,8	1,4	1,6	33,6	0,9

Таблица 2. Физико-химические свойства нефти и технологические параметры фундаментального варианта расчета

Физико-химические свойства нефти и технологические параметры	Значения
Плотность, кг/м ³	864,10
Вязкость при 20 °С, мм ² /с	29,54
Молекулярная масса, г/моль	292
Обводненность, % мас.	20
Производительность, т/год	8,4·10 ⁶
Соотношение потоков между технологическими линиями	0,6 : 0,4
Критерий Рейнольдса (Re)	22802,13

Таблица 3. Усредненные технологические параметры и обводненность нефти на входе и выходе аппаратов

Параметр, единица измерения	Аппарат		
	ТФС	ЭДГ	ХТ (I)
Давление, кгс/см ²	4,9	3,1	2,3
Температура, °С	15	30	39
Расход, т/час	183,3	217,8	52,4
Обводненность на входе, % мас.	20,9	2,2	20,9
Обводненность на выходе, % мас.	2,2	1,2	5,0

Таблица 4. Таблица по аппаратам, с заданными технологическими условиями

Аппарат	Расход = 600142,86 кг/час, Обводненность(W) на входе = 20,93%						G = 500119,05 кг/час
	1	2	3	4	5	6	
Вход С1	T = 2 °С	T = 2 °С	T = 2 °С	T = 2 °С	T = 2 °С	T = 2 °С	T = 2 °С
ТФС	T = 15 °С	T = 15 °С	T = 15 °С	T = 25 °С	T = 25 °С	T = 25 °С	T = 15 °С
ЭДГ	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С
ХТ(I)	T = 39 °С	T = 45 °С	T = 39 °С	T = 39 °С	T = 45 °С	T = 45 °С	T = 45 °С
ХТ(II)	T = 45 °С	T = 45 °С	T = 45 °С	T = 45 °С	T = 45 °С	T = 45 °С	T = 45 °С
РВС	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С	T = 30 °С

С помощью моделирующей системы, были проведены расчёты установки подготовки нефти на нефтегазоконденсатном месторождении Восточной Сибири [2]. При варьировании технологического режима (температуры) в определённом аппарате, менялись соответственно условия протекания процесса и выход продукта. Варианты варьирования технологических режимов приведено в таблице 4.

Рассмотрено семь вариантов технологических режимов работы установок, в которых менялся определённый технологический параметр (температура, расход) с целью оптимизации наиболее эффективного режима отделения воды от нефти. Первый вариант технологической схемы соответствует условиям работы промышленной установки. Относительно базового варианта было проведено исследование, увеличивали температурный режим в ТФС (вариант 4, 5, 6), ХТ первого типа (вариант 2, 5, 6, 7). На основании полученных данных был определен оптимальный режим работы установки (вариант пять) при котором отделение воды происходит наиболее эффективно.

На основании полученных данных рекомендован режим работы установки, при котором остаточное содержание воды будет наименьшим. В нашем случае это вариант пять, с такими технологическими условиями, как расход равный 600,1 т/час, температура в аппарате ($C1 = 2\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\text{ТФС} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\text{ЭДГ} = 30\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\text{ХТ (I, II)} = 45\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\text{РВС} = 30\text{ }^{\circ}\text{C}$), при этом конечная обводнённость на выходе из резервуара, будет равна 0,12%.

Список литературы

1. Ерофеев В.И. Проблемы и перспективы развития нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности России // Проблемы геологии и освоения недр. Труды XVII Межд. симпозиума им. акад. М.А. Усова студентов и молодых ученых, посвященного 150-летию со дня рождения акад. В.А. Обручева и 130-летию акад. М.А. Усова, основателей Сибирской горно-геологической школы. – Томск : ТПУ, 2013. – С. 44–47.
2. Ушева Н.В., Мойзес О.Е., Ким С.Ф., Гизатуллина С.Н. Влияние технологических параметров на процессы обезвоживания и обессоливания нефти // Известия вузов. Химия и химическая технология. – 2014. – Т.57, № 11. – С. 101–103.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРОДИНАМИКИ И ТЕПЛОБМЕНА ТЕЧЕНИЯ ЗЕРНИСТОЙ СРЕДЫ В КОЛЬЦЕВОМ БУНКЕРЕ

Е.А. Дьяков, Н.И. Гичёва

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. А.В. Шваб
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: diakowegor@mail.ru

В настоящее время в различных отраслях промышленности, например химической, пищевой, металлургии, широко используются и создаются новые порошковые и гранулированные материалы, такие как минеральные удобрения, лекарственные средства, пластмассы и т.п. Производство таких сыпучих материалов тесно связано с процессами сушки, смешения, транспортировки. Одним из устройств, в котором осуществляются данные процессы является комбинированный аппарат для сушки и смешения, а его важной частью является кольцевой бункер

В данной работе представлено численное моделирование гидродинамики и теплообмена течения ньютоновской жидкости в кольцевом бункере. Течение и теплоперенос жидкости в бункере могут быть описаны системой уравнений в цилиндрической системе координат для осесимметричного случая, включающей уравнения Навье – Стокса, уравнение неразрывности [1], уравнение переноса тепла [2]. Численное решение реализовывалось двумя методами в переменных «функция тока – вихрь» и физических переменных «скорость – давление» [3]. Для численного решения уравнений использовалась неявная обобщённая схема переменных направлений в «дельта» – форме [4].

Достоверность полученных результатов подтверждается известными аналитическими решениями, исследованиями на сеточную сходимость, сравнением методов между собой и тестовыми расчетами, например, сравнением распределения составляющей скорости с аналитической формулой для кольцевого сечения [5].

На входе в канал, сверху поступает поток жидкости с постоянной скоростью, в процессе течения он огибает полки, нагревается и выходит снизу. Полки являются нагретыми до постоянной температуры.

Получили решение при различных значениях параметров потока. На рисунке 1 представлено влияние числа Рейнольдса на линии тока. При увеличении числа Рейнольдса от 3 до 100 наблюдается отрыв потока и появление области завихрения. При $Re = 100$ до выхода из канала поток не успевает установиться, необходимо увеличивать длину канала.

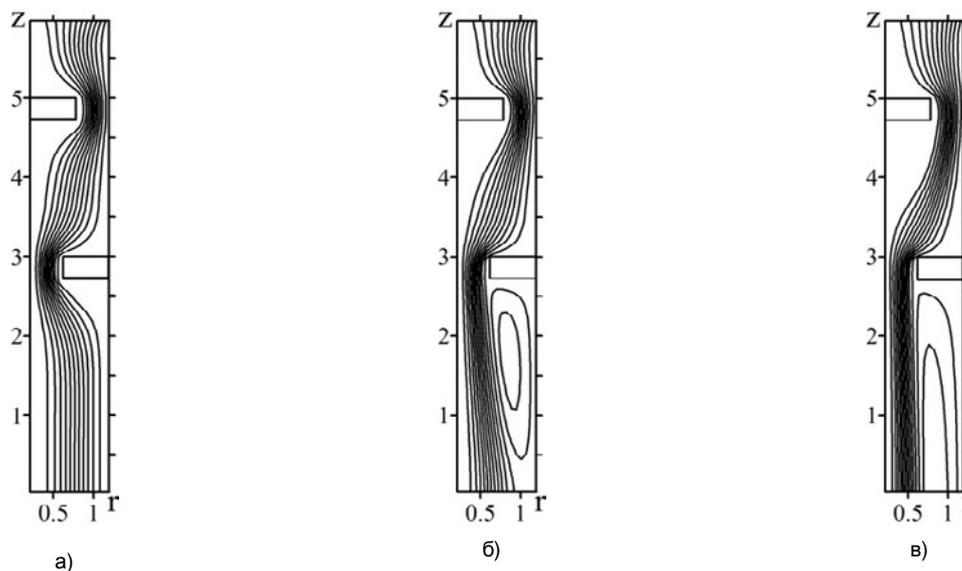


Рис. 1. Поведение линий тока в зависимости от параметров потока:
а) $Re = 3$, $Pr = 1$; б) $Re = 25$, $Pr = 1$; в) $Re = 100$, $Pr = 1$

На рисунке 2 представлено влияние числа Прандтля на теплоперенос в канале. При уменьшении числа Прандтля теплоперенос увеличивается, а при увеличении числа Прандтля теплоперенос уменьшается.

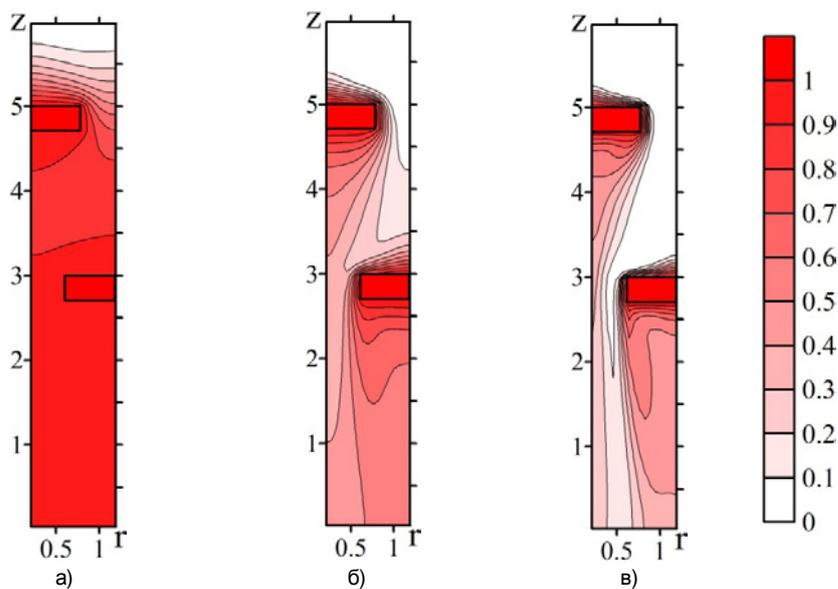


Рис. 2. Изолинии температуры в зависимости от параметров потока:
а) $Pr = 0.1$, $Re = 25$; б) $Pr = 1$, $Re = 25$; в) $Pr = 5$, $Re = 25$

Из рисунков видно, что канал от двух греющих элементов не успевает прогреться: до первой нагретой полки и между полками наблюдаются не прогретые области. Это может существенно влиять, к примеру, на процесс сушки. Необходимо добавлять греющие элементы или изменять конфигурацию имеющихся и проводить дополнительные исследования.

Список литературы

1. Лойцянский Л.Г. Механика жидкости и газа. – М. : Дрофа, 2003. – 840 с.
2. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Гидродинамика. – М. : Наука. физ.-мат. лит., 1986. – 736 с.
3. Chorin A.J. Numerical solution of Navier – Stokes equation // Math. Comput. – 1968. – Vol. 22. – P. 745–762.
4. Андерсон Д., Таннехилл Дж., Плетчер Р. Вычислительная гидромеханика и теплообмен. – М. : Мир, 1990. – Т. 2. – 337 с.
5. Петухов Б.С. Теплообмен и сопротивление при ламинарном течении жидкости в трубах. – М. : Энергия, 1967. – 409 с.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ НЬЮТОНОВСКОЙ ЖИДКОСТИ В Т-ОБРАЗНОМ КАНАЛЕ С УСЛОВИЯМИ ПРИЛИПАНИЕ-СКОЛЬЖЕНИЕ НА ТВЕРДОЙ СТЕНКЕ

О.А. Дьякова

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Е.И. Борзенко
 Национальный исследовательский Томский государственный университет
 E-mail: olga.dyakova.1992@mail.ru

При математическом моделировании задач о течении вязкой жидкости на стенке традиционно используется условие прилипания. Однако существуют многочисленные экспериментальные исследования [1, 2], которые свидетельствуют о нарушении этого условия на твердой границе, в результате чего реализуется условие скольжения.

В настоящей работе плоское установившееся течение ньютоновской несжимаемой жидкости в Т-образном канале. Область течения ограничивается твердыми стенками MNF , EGC , AB и граничными сечениями AM , FE , BC (рис. 1). В сечениях AM , FE и BC задаются однородные профили давления, которые обеспечивают движение жидкости. При этом расстояние от этих сечений до угловых точек N и G должно быть достаточно большим для того, чтобы избежать влияния течения в окрестности этих точек на характер течения вблизи границ. Математическая постановка включает в себя уравнения Навье-Стокса и неразрывности, которые в безразмерных переменных в векторном виде записываются следующим образом:

$$\begin{cases} \operatorname{Re}(\mathbf{U} \cdot \nabla) \mathbf{U} = -\operatorname{Re} \nabla p + \Delta \mathbf{U}, \\ \nabla \cdot \mathbf{U} = 0, \end{cases} \quad (1)$$

где \mathbf{U} – вектор скорости с компонентами (U, V) в декартовой системе координат, p – давление, $\operatorname{Re} = \frac{\rho U_0 L}{\mu}$ – число Рейнольдса, ρ – плотность жидкости, μ – динамическая вязкость. В качестве безразмерных масштабов

$$U_0 = \sqrt{\frac{\nabla p}{\rho}}$$

длины и скорости используются величины: L – ширина граничного сечения AM и соответственно, где $\nabla p = p_{AM} - p_{BC}$ – перепад давлений между граничными сечениями AM и BC . Безразмерное давление определяется соотношением $\frac{p^* - p_{BC}}{p_{AM} - p_{BC}}$, здесь p^* – размерное давление.

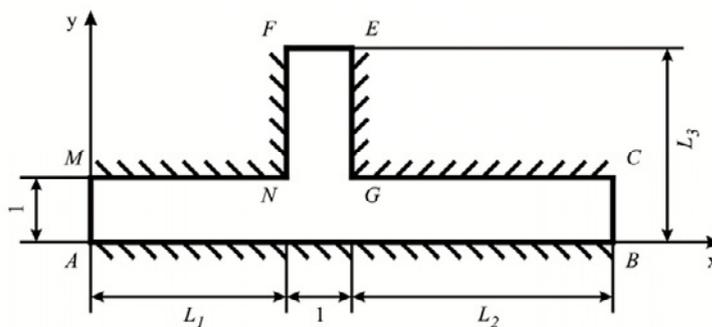


Рис. 1. Область течения

Граничные условия для давления имеют вид:

$$\begin{aligned} p_{AM} &= p_1, \text{ если } x = 0, 0 \leq y \leq 1 \\ p_{BC} &= 0, \text{ если } x = L_1 + L_2 + 1, 0 \leq y \leq 1 \\ p_{FE} &= p_2, \text{ если } L_1 \leq x \leq L_1 + 1, y = L_3 \end{aligned}$$

На твердых стенках реализуются три вида граничных условий, соответствующие следующим моделям взаимодействия жидкости с твердой стенкой. Модель I: традиционное условие прилипания, состоящее в равенстве нулю вектора скорости на твердых границах. Модель II: условие проскальзывания Навье, согласно которому касательная скорость на стенке прямо пропорциональна касательному напряжению с коэффициентом β , а нормальная скорость равна нулю. Модель III: условие проскальзывания с предельным напряжением подразумевает, что значение касательной скорости равно нулю в случае, если касательное напряжение не

превышает некое предельного значения τ_0 , а в случае его превышения – поведение жидкости аналогично модели Навье.

Решение поставленной задачи сводится к отысканию полей скорости и давления, которые будут удовлетворять уравнениям системы (1) с заданными граничными условиями.

Задача решается численно. Для нахождения полей скорости и давления в узлах разнесенной сетки применяется метод контрольного объема с использованием процедуры SIMPLE [3].

Численные расчеты показали, что для описанных выше моделей взаимодействия жидкости с твердой стенкой формируется установившийся режим течения. В окрестностях границ AM , FE и BC реализуются плоскопараллельное течение с параболическим профилем скорости и однородным распределением давления. В окрестности сечений, содержащих угловые точки, формируются переходные участки течения.

Для модели с условием прилипания (модель I) были проведены параметрические исследования картины течения в зависимости от числа Рейнольдса ($Re=0.1-50$ безразмерных единиц), а также в зависимости от значения давления, задаваемого на границе FE ($p_{FE}=1-2$ безразмерных единиц). Для модели с условием проскальзывания Навье (модель II) было исследовано, как меняется характер течения в зависимости от коэффициента проскальзывания ($\beta=0-0.4$ безразмерных единиц). Третий этап исследований был посвящен модели проскальзывания с предельным напряжением (модель III). В частности, было продемонстрировано изменение картины течения в зависимости от предельного напряжения ($\tau_0=0-6$ безразмерных единиц).

В результате проведенного исследования выявлены характерные режимы течений для описанных моделей взаимодействия жидкости с твердой стенкой с образованием циркуляционных зон в потоке. Выполнена оценка степени влияния основных параметров на картину течения. Построены критериальные зависимости, описывающие характеристики течения в условиях постановки настоящей работы.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке
Российского фонда фундаментальных исследований (№ 15-08-02256 а).*

Список литературы

1. Neto C., Evans D., Bonaccorso E. Boundary slip in Newtonian liquids: a review of experimental studies // Reports on Progress in Physics. – 2005. – Vol. 39. – P. 2859–2897.
2. Янков В.И. Переработка волокнообразующих полимеров. Основы реологии полимеров и течение полимеров в каналах. – Москва-Ижевск : НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Институт компьютерных исследований, 2008. – 264 с.
3. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М. : Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ И ТЕРМОХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ВОДОРОДНОМ РОТОРНО-ПОРШНЕВОМ ДВИГАТЕЛЕ

С.Д. Замбалов

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.А. Скрипняк
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: zambalovsd@gmail.com

Роторно-поршневой двигатель (РПД) по сравнению с традиционным поршневым двигателем внутреннего сгорания обладает следующими преимуществами: высокая удельная мощность, простота и компактность конструкции, обусловленная малым количеством подвижных деталей, возможность использования различных видов топлива, отличная балансировка и низкий уровень вибраций. Основными недостатками РПД, препятствующими его широкому распространению в промышленности, являются низкая эффективность системы уплотнений камер сгорания, а также большое количество выбросов в атмосферу. Значительное количество научных работ посвящено устранению указанных недостатков. Использование водорода в РПД в качестве самостоятельного топлива, либо в виде смеси с традиционными углеводородными топливами [1–3] позволяет сократить количество вредных веществ в выхлопных газах. Использование лазерной системы зажигания повышает эффективность тепловых процессов за счет точного выбора угла опережения зажигания (УОЗ) и месторасположения начального очага горения [4, 5]. Кроме того, у лазерных свечей зажигания отсутствует электрод, что позволяет разместить начальный очаг горения прямо в камере сгорания РПД. Также следует отметить, что при использовании традиционной электроискровой системы зажигания в РПД электрод свечи располагается в корпусе и при движении ротора возникает неизбежная потеря герметичности камер сгорания [6].

Данная работа посвящена изучению газодинамических и тепловых процессов в водородном РПД с лазерной системой зажигания. Проведено двухмерное численное моделирование процесса сгорания смеси водорода и воздуха в камере сгорания РПД при 3000 об/мин коленчатого вала. Численные результаты сравнивались с экспериментальными данными, полученными на РПД, работающих на бензине и этаноле [1, 2]. В качестве моделируемого объекта был выбран односекционный РПД объемом 530 см³ компании OMC (USA) с боковым расположением впускного и выпускного коллекторов. Лазерная система зажигания включает в себя запальную (УОЗ 34,1°) и дожигательную (УОЗ 29,6°) свечи. Для расчетов использовалась заранее подготовленная смесь водорода и воздуха с коэффициентом избытка топлива 0,8. Все три камеры сгорания РПД обладают циклической симметрией, поэтому в работе рассматривается численное моделирование рабочих процессов в одной камере сгорания.

Для решения системы разрешающих уравнений, включающих уравнения неразрывности, моментов и энергии, вместе с определяющими соотношениями и граничными условиями использовался метод конечных объемов. Расчетная область, занимаемая входным и выходным коллекторами, имеет неподвижную сеточную модель. Для описания движения динамической сеточной модели камеры сгорания РПД применялась функция пользовательского программирования (UDF). Данная функция рассчитывает новые координаты узлов расчетной сетки на каждом временном шаге в соответствии с линейной и угловой скоростями ротора, обусловленными выбранной частотой вращения коленчатого вала РПД. Перестроение сеточной модели осуществлялось при выполнении заданного критерия перекося элементов либо при превышении установленного интервала изменения размеров элементов.

Для математического описания турбулентных эффектов использовалась RNG k-ε модель турбулентности [7]. Для описания процессов горения смеси водорода и воздуха используется кинетическая модель [8], состоящая из 10 компонентов и 19 реакций. Скорость химической реакции вычисляется по закону Аррениуса, а также по модели Магнуссена и Хьяртагера, основанной на предположении о вихревой диссипации [9]. В качестве результирующего используется минимальное рассчитанное значение.

На рисунке 1 представлены распределения температуры в камере сгорания РПД при различных положениях коленчатого вала. Максимальная температура в камере сгорания составляет 2800 К. На рисунке 1а показано распределение температуры при 30° до верхней мертвой точки (ВМТ), при котором запальная свеча зажигания инициировала химическую реакцию. Рисунок 1 б) представлен при 15° до ВМТ, что соответствует вторичной инициации реакции дожигательной свечой зажигания. На рисунке 1 в положение ротора соответствует ВМТ. На рисунке 1г–е представлены распределения температуры при 15, 30 и 45° после ВМТ соответственно.

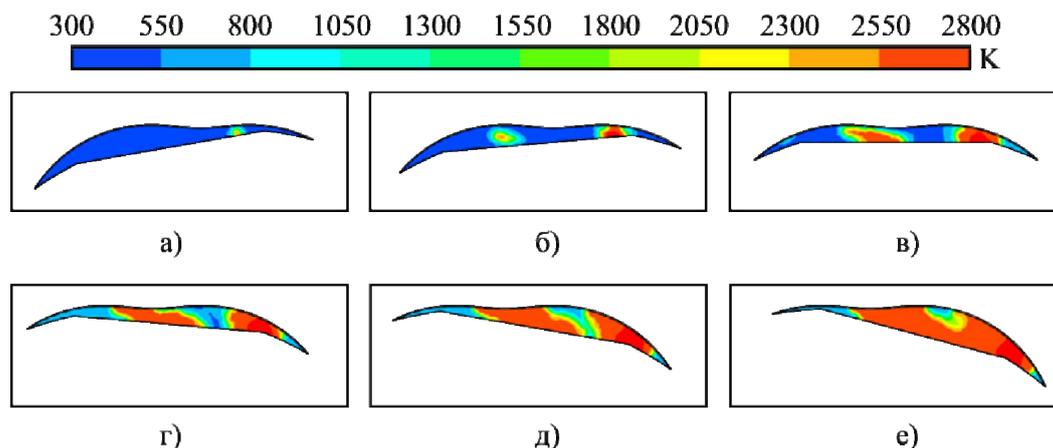


Рис. 1. Распределение температуры в камере сгорания РПД:
а) – 30° до ВМТ; б) – 15° до ВМТ; в) – ВМТ; г) – 15° после ВМТ; д) – 30° после ВМТ; е) – 45° после ВМТ

При анализе картин распределения температуры в камере сгорания было установлено, что пламя распространяется от задней части к передней, что приводит к возникновению задержки сгорания топлива возле дожигательной свечи зажигания. Подобная неравномерность распределения пламени обусловлена постоянным вращением ротора.

В результате сравнения с экспериментальными данными, представленными в работах [1, 2] было установлено, что в случае использования водородного топлива в РПД давление в камере сгорания увеличилось на 50%, при этом увеличилось тепловыделение, а также скорость распространения пламени. Использование лазерной системы зажигания позволяет увеличить эффективность РПД за счет оптимального расположения начального очага горения в камере сгорания.

Список литературы

1. Amrouche F. et al. An experimental investigation of hydrogen-enriched gasoline in a Wankel rotary engine // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2014. – Vol. 39. – P. 8525–8534.
2. Amrouche F. et al. An experimental study of a hydrogen-enriched ethanol fueled Wankel rotary engine at ultra lean and full load conditions // *Energy Conversion and Management*. – 2016. – Vol. 123. – P. 174–184.
3. Baowei F. et al. Effects of hydrogen blending mode on combustion process of a rotary engine fueled with natural gas/hydrogen blends // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2016. – Vol. 41. – P. 4039–4053.
4. Srivastava D. et al. Comparative experimental evaluation of performance, combustion and emissions of laser ignition with conventional spark plug in a compressed natural gas fuelled single cylinder engine // *Fuel*. – 2014. – Vol. 123. – P. 113–122.
5. Cangsu X. et al. A comparative study of laser ignition and spark ignition with gasoline-air mixtures // *Optics and Laser Technology*. – 2014. – Vol. 64. – P. 343–351.
6. Бениович В.С. Ротопоршневые двигатели. – М. : Машиностроение, 1968. – С. 151.
7. Фрик. П.Г. Турбулентность: модели и подходы. Курс лекций. – Пермь : Перм. гос. техн. ун-т, 1998. – Ч. 1. – 108 с.
8. O'Connaire M. et al. A comprehensive modeling study of Hydrogen Oxidation // *Int. J. Chem. Kinet.* – 2004. – Vol. 36. – P. 603–622.
9. Magnussen B.F. On the structure of turbulence and a generalized eddy dissipation concept for chemical reaction in turbulent flow // 19th AIAA Meeting. – St. Louis, 1981.

ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОЙ ПРОЦЕДУРЫ ОЦЕНИВАНИЯ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛЕЙ ВРЕМЕННЫХ РЯДОВ

А.О. Иващенко

Научный руководитель: к. ф.-м. н. Т.В. Емельянова
 Национальный исследовательский Томский государственный университет
 E-mail: annaivashchenko06@gmail.com

Модели временных рядов получили широкое применение в медицине, биологии, экономике, финансах и т.д. благодаря возможности осуществления прогнозирования, решения задач идентификации, а также оптимального планирования. Как правило, параметры моделей временных рядов, в большинстве случаев, неизвестны. Поэтому имеет смысл проводить оценивание параметров моделей. Существует огромное количество методов оценивания параметров моделей временных рядов. В частности, был рассмотрен последовательный метод оценивания параметров модели устойчивой авторегрессии первого порядка с дискретным временем.

При решении задач идентификации возникает вопрос о длительности процедуры оценивания. В практических задачах имеется ограниченное доступное число шагов наблюдений. При этом потери существенно нелинейно растут с увеличением количества шагов наблюдений [1]. Также измеряемый параметр часто является случайным процессом. Последовательный метод оценивания параметров позволяет получить оценки с гарантированным качеством в среднеквадратическом смысле за конечное время, определяющееся правилом останковки, построенным по наблюдаемому процессу [2].

Рассматривается процесс x_t , описываемый стохастическим разностным уравнением

$$X_i = \lambda X_{i-1} + \sigma \varepsilon_i, i = 1, 2, \dots, \quad (1)$$

где $X_0 = 0$, ε_i – независимые одинаково распределенные случайные величины. $E\varepsilon_i = 0$,
 $Var\varepsilon_i = \sigma^2 < +\infty$.

Для решения задачи асимптотической длительности процедуры оценивания вводится момент останковки, являющийся случайной величиной

$$t_A = \inf \left\{ n \geq m_A : n \geq A^{\frac{1}{2}} \hat{\sigma}_n^2 \right\} \quad (2)$$

Здесь m_A – заранее заданный объем выборки. Заметим, что момент останковки t_A зависит от цены наблюдения $A = \frac{1}{c}$ и выборочной оценки дисперсии $\hat{\sigma}_n^2$. Таким образом, имеет место асимптотическая эффективность. Данный результат оформлен в виде теоремы [3].

Теорема: Пусть $s > 2$, такое, что выполняется $E|\varepsilon_1|^{4s} < \infty, E|x_0|^{4s} < \infty$ и $E \left| \frac{1}{\varepsilon_1^2 + \dots + \varepsilon_M^2} \right|^{2s} < \infty$, где M – некоторое положительное целое. Пусть также для m_A выполняется неравенство

$$A^{\frac{1}{2(1+\mu)}} \leq m_A = o(A^{\frac{1}{2}}), \text{ где } \mu \in (0, \frac{s-2}{2})$$

Тогда

$$\frac{E(t_A)}{n_0} \rightarrow 1, A \rightarrow \infty, \quad (3)$$

т.е. имеет место асимптотическая эффективность [3].

Проведено имитационное моделирование для подтверждения утверждения теоремы. Длительность процедуры усредняется по 4 000 реализациям. Рассмотрим полученные результаты. Здесь A – цена наблюдений, $\frac{E(t_A)}{n_0}$ – характеристика длительности последовательной процедуры оценивания.

Таблица 1. Средняя асимптотическая длительность последовательной процедуры оценивания

A	$\frac{E(t_A)}{n_0}$
400	1,53
1 000	1,47
4 000	1,21
10 000	1,02
50 000	0,76
100 000	0,72
500 000	0,74
1 000 000	0,98

Таким образом, результатами имитационного моделирования подтверждено, что использование последовательной процедуры позволяет получить заданную среднеквадратическую точность путем выбора порога процедуры.

Список литературы

1. Айвазян С.А. Прикладная статистика: Основы моделирования и первичная обработка данных. – М. : Финансы и статистика, 1983. – 471 с.
2. Андерсон Т. Статистический анализ временных рядов. – М. : Изд. Мир, 1976. – 755 с.
3. Sriram T.N. Sequential Estimation of the Autoregressive Parameter in a First-Order Autoregressive Process // Sequential Analysis. – 1988. – Vol. 7, No. 1. – P. 53–74.

ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ О ШТАМПЕ НА ПОРОВАЗКОУПРУГОМ ПОЛУПРОСТРАНСТВЕ МЕТОДОМ ГРАНИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

А.А. Ипатов, Л.А. Изумнов, А.А. Белов, С.Ю. Литвинчук

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского
E-mail: ipatov@mech.unn.ru

Исследуется динамика трехмерных поровязкоупругих тел. Поровязкоупругая постановка опирается на полную модель насыщенного пороупругого тела Био. Для описания вязкоупругих свойств скелета используется модель Кельвина–Фойгта. Приведены дифференциальные уравнения для полной модели Био в преобразованиях Лапласа. Решение исходной задачи строится в пространстве Лапласа. Для получения решения в изображениях по Лапласу записывается система граничных интегральных уравнений (ГИУ) прямого подхода. Рассматриваются регуляризованные ГИУ и вводится согласованная гранично-элементная дискретизация. Применяются согласованная поэлементная аппроксимация и метод коллокации. Численное обращение преобразования Лапласа реализовано на основе модифицированного метода Дурбина. В качестве модельной задачи рассматривается задача о действии вертикальной силы в виде функции Хевисайда на штамп на поровязкоупругом полупространстве.

Для широкого класса насыщенных материалов, таких как водонасыщенные грунты, насыщенные нефтепродуктами скальные породы и другие образования с воздушными порами классическая теория упругости не может быть применена для корректного их описания. Возникла необходимость развития новой теории, началом развития такой теории стали работы Френкеля Дж. [1] и М. Biot [2, 3]. Модель Био является расширением классической теории упругости на случай двухфазной среды, состоящей из упругого скелета и жидкого или газообразного наполнителя. В последующие годы теория получила распространение на анизотропный случай и так же для динамики. Состояние вопроса можно составить по работам M.Schanz [4], и др. [5, 6]. Теория пористых материалов обладающих вязкоупругими свойствами впервые была предложена М. Biot в работе [3]. В дальнейшем на эту тему были опубликованы работы по квази-статике R.K. Wilson и E.C. Aifantis [7] и динамики I. Vgenopoulou и D.E. Beskos [8]. Одномерное аналитическое решение для стержня в случае динамической поровязкоупругости представлено М. Schanz и Cheng [9].

Система дифференциальных уравнений теории Био пороупругого материала в преобразованиях Лапласа (параметр преобразования s) для смещения \bar{u}_i и порового давления \bar{p} приведена в [4]. Поровязкоупругое решение рассчитывается из пороупругого решения с помощью применения принципа соответствия упругой и вязкоупругой реакции для скелета пористого материала, т.е. модули упругости K и G пересчитываются в области, преобразованной по Лапласу, и получении функций $\bar{K} = \bar{K}(s)$ и $\bar{G} = \bar{G}(s)$. Комплексные модули $\bar{K}(s)$ и $\bar{G}(s)$ в пространстве преобразований Лапласа для модели стандартного вязкоупругого тела имеют вид:

$$\bar{K}(s) = K^\infty \cdot \left[(\beta - 1) \frac{s}{s + \gamma} + 1 \right], \quad \bar{G}(s) = G^\infty \cdot \left[(\beta - 1) \frac{s}{s + \gamma} + 1 \right], \quad \beta = K^0 / K^\infty = G^0 / G^\infty.$$

где K^0, G^0 – мгновенные модули, K^∞, G^∞ – длительные модули γ – величина обратная характерному времени релаксации.

Рассматривается задача о действии силы модулем 1 Н в виде функции Хевисайда на поверхность штампа находящегося на поровязкоупругом полупространстве. Рассматриваемый пористый материал – песчаник Begea [4, 9]. Параметры пористого материала: $K = 8 \cdot 10^9$ Н/м², $G = 6 \cdot 10^9$ Н/м², $\rho = 2458$ кг/м³, $\phi = 0,66$, $K_s = 3,6 \cdot 10^{10}$ Н/м², $\rho_f = 1000$ кг/м³, $K_f = 3,3 \cdot 10^9$ Н/м², $k = 1,9 \cdot 10^{-10}$ м⁴/(Н·с). Вводится гранично-элементная сетка. Исследуются вертикальные перемещения в точке P(10, 0, 0) удаленной на 10 м от площадки нагружения.

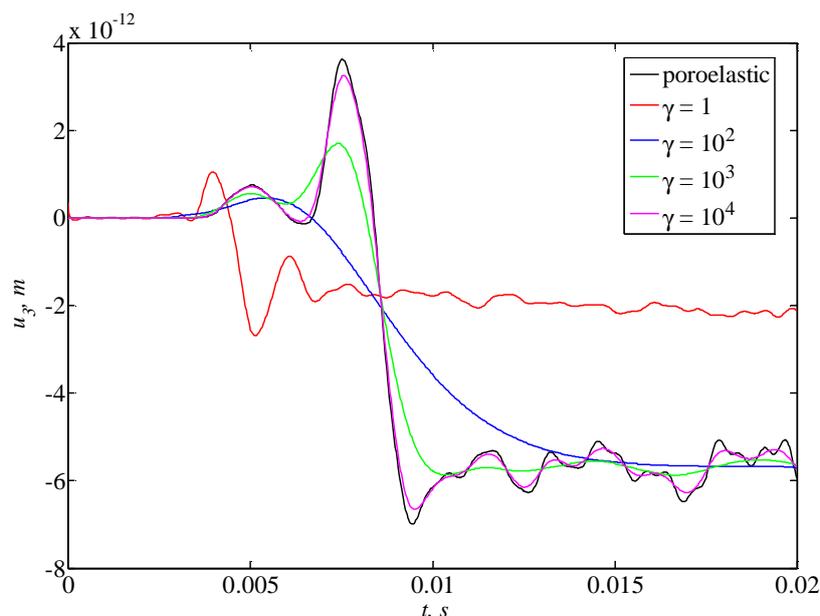


Рис. 1. Вертикальные перемещения u_z

Построено решения для волны Релея на поверхности полупространства (рис. 1). На рисунке 1 приведено сравнение пороупругого решения с поровязкоупругими решениями при различных значения параметра вязкоупругой модели.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 16-38-50143-мол_нр) и гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых МК-5395.2016.1.

Список литературы

1. Frenkel J. On the theory of seismic and seismoelectric phenomena in a moist soil // Journal of Physics. – 1944. – Vol. 8. – P. 230–241.
2. Biot M.A. General theory of three-dimensional consolidation // J. Appl. Phys. – 1941. – Vol. 12(2). – P. 155–164.
3. Biot M.A. Theory of elasticity and consolidation for a porous anisotropic solid // J. Appl. Phys. – 1955. – Vol. 26 (2). – P. 182–185.
4. Schanz M. Wave propagation in viscoelastic and poroelastic continua. – Berlin : Springer. – 2001. – 170 p.
5. Boer de R. Highlights in the historical development of the porous media theory: toward a consistent macroscopic theory // Appl. Mech. Rev. – 1996. – Vol. 49 (4). – P. 201–262.
6. Nikolaevskiy V.N. Biot–Frenkel poromechanics in Russia (review) // J. Eng. Mech. – 2005 – Vol. 131 (9). – P. 888–897.
7. Wilson R.K., Aifantis E.C. On the theory of consolidation with double porosity // Int. J. Eng. Sci. – 1982. – Vol. 20. – P. 1009–1035.
8. Vgenopoulou I., Beskos D.E. Dynamic behavior of saturated poroviscoelastic media // Acta Mech. – 1992. – Vol. 95. – P. 185–195.
9. Schanz M., Cheng A.H.-D. Dynamic analysis of a one-dimensional poroviscoelastic column // J. Appl. Mech. – 2001. – Vol. 68. – P. 192–198.

ПАРАМЕТРЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ МОСТОВЫХ ДОРОЖНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПОД РАДИАЦИОННЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

В.С. Каблинов

Научный руководитель: к. т. н. И.Л. Бартоломей
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: vkablinov@inbox.ru

На конструктивные элементы мостовых дорожных конструкций из бетона, железобетона и других материалов влияет радиационная среда. Данное воздействие играет значительную роль в изменении механических свойств материалов и в конечном итоге к ухудшению конструкций в целом.

Воздействие радиационных полей в России носит часто повышенный уровень влияния. Так, в Пермском крае уровень радиационного воздействия оценивается в 11 мкР/час, и превышает общий мировой уровень. Следовательно, актуальной является проблема создания модели процесса изменения физико-механических свойств материалов мостовых дорожных конструкций под радиационным воздействием.

Ввиду того, что влияние на бетонные конструкции незначительно, в данной статье рассмотрено влияние радиационного фона на металлические составляющие мостовых дорожных конструкций. Нейтронное ионизирующее излучение оказывает наибольшее влияние на изменение свойств материалов, а влияние других видов ионизирующих излучений по сравнению с данным носит незначительный характер.

Нейтронное воздействие представляет собой бомбардировку металлической кристаллической решетки нейтронами. В зависимости от энергии нейтрона, он вызывает смещение атомов решетки или целый каскад смещений и носит последовательный характер, в следствие чего получается большое число объемов с высокой концентрацией вакансий. Также имеет место явление, называемое «радиационной тряской» [1]. Оно представляет собой повышение температуры, которое создается за счет возбуждения атомов, вызванное в свою очередь воздействием все тем же нейтронным воздействием. Такое повышение температуры способно вызвать ядерные реакции в материале.

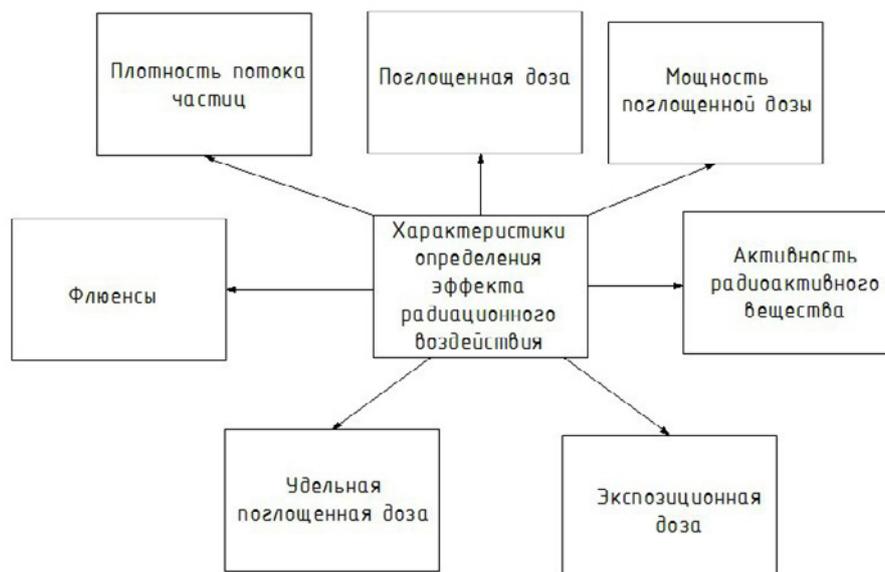


Рис. 1. Характеристики определения эффекта радиационного воздействия

Данные параметры в достаточной мере могут описать процесс изменения физико-механических свойств материалов мостовых дорожных конструкций под радиационным воздействием. На основе выявленных параметров планируется создать модель с целью прогнозирования поведения металлических конструкций. Данная модель позволит при проектировании конструкции учесть изменения свойств материалов, что увеличит время эксплуатации объекта.

Список литературы

1. Овчинников И.О., Богина М.Ю. Влияние радиационных сред на механические характеристики материалов и поведение конструкций // Науковедение : интернет-журнал. – 2012. – № 4. – С. 1–5.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ БАРЬЕРОВ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ КАК МЕХАНИЗМА УПРОЧНЕНИЯ ПРИ НЕУПРУГОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Н.В. Котельникова

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. П.С. Волегов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: kotelnickova@gmail.com

Эволюция дефектной структуры материала влечёт за собой существенные изменения его макроскопических свойств. Таким образом, управляя мезо- и микроструктурой материала, можно управлять свойствами материала на макроуровне [1]. Следовательно, актуальной задачей является построение математических моделей, учитывающих эволюцию физико-механических свойств моно- и поликристаллов в процессе неупругой деформации. Это позволит моделировать реальные технологические процессы обработки материалов и прогнозировать свойства образцов после окончания воздействия [2].

Ключевым моментом в работе является описание упрочнения, основанное на методологии физических теорий пластичности [3]. Под упрочнением (на уровне материала) понимают возрастание критических сдвиговых напряжений движения дислокаций, основной причиной которого (на уровне кристаллической решетки) является образование барьеров, тормозящих движение дислокаций в пределах зерна.

Закон упрочнения описывает скорость изменения критических сдвиговых напряжений на системах скольжения дислокаций (СС), необходимых для продолжения процесса неупругой деформации. В теориях пластичности считается, что это изменение является следствием эволюции микроструктуры материала в процессе деформирования. Существует несколько известных механизмов упрочнения, и их комбинация определяет изменение дефектной структуры материала [4]. В качестве параметров механизмов упрочнения могут выступать накопленные сдвиги, склонность материала к образованию расщепленных дислокаций, учет влияния границ внутри кристалла [5, 6] и т.д. В настоящей работе закон упрочнения рассматривается как совокупность нескольких слагаемых, каждое из которых будет описывать конкретный механизм упрочнения:

$$\dot{\tau}_c^{(k)} = f^{(k)} + f_b^{(k)}, \quad k = 1, \dots, 24, \quad (1)$$

где $\dot{\tau}_c^{(k)}$ – скорость изменения критических напряжений на k -й СС. Слагаемое $f^{(k)}$ описывает «чистое» скольжение полных дислокаций и их взаимодействие с препятствиями, включая пересечения дислокаций других СС, и записывается в виде:

$$f^{(k)} = \tau_{c0}^{(k)} \dot{\gamma}_0 \left(\sum_{i=1}^{24} a_i^{(k)} \left(\frac{\gamma^{(i)}}{\sum_{j=1}^{24} \gamma^{(j)}} \right)^\Psi \left(\frac{\dot{\gamma}^{(i)}}{\dot{\gamma}_0} \right)^\delta \right), \quad (2)$$

где Ψ и δ – параметры материала, $\gamma^{(k)}$, $\tau_c^{(k)}$ – накопленный сдвиг и критическое напряжение сдвига по k -й СС, $\tau_{c0}^{(k)}$ – начальное значение критического напряжения сдвига, $a_i^{(k)}$ – модули упрочнения.

В слагаемом $f_b^{(k)}$ в выражении (1) учтено взаимодействие дислокаций различных СС друг с другом, в результате которого могут образоваться дислокационные барьеры, которые препятствуют движению дислокаций и значительно упрочняют материал. К образованию таких барьеров склонны материалы с низкой энергией дефекта упаковки. Одним из примеров таких материалов может служить технически чистая медь, обладающая ГЦК-решеткой. Для решетки такого типа характерны шесть типов дислокационных барьеров, образование каждого из которых вызвано соответствующей дислокационной реакцией. Эти барьеры возникают в результате взаимодействия головных частей расщепленных дислокаций и образования так называемых сидячих дислокаций. Слагаемое, описывающее дополнительное упрочнение, вызванное образованием барьеров, выглядит следующим образом:

$$f_b^{(k)}(\gamma_{ЭДУ}, \dot{\gamma}^{(k)}, \gamma^{(j)}) = \sum_{i=1}^{24} \xi_i^{(k)} \tau_{c0}^{(k)} \left(1 - \frac{\gamma_{ЭДУ}}{\gamma_{ЭДУ}^*} \right) H \left(1 - \frac{\gamma_{ЭДУ}}{\gamma_{ЭДУ}^*} \right) \times \left(\int_0^t f_b^{(k)} d\tau + f_0^{(k)} \right)^{-1} \dot{\gamma}^{(k)} \left(\sum_{j \neq k}^{N^*} \gamma^{(j)} + \gamma_0^b \right), \quad (3)$$

где $\gamma_{ЭДУ}^*$ – критическая ЭДУ, $\xi_i^{(k)}$ – матрица параметров материала, учитывающая взаимодействие дислокаций различных систем скольжения (с образованием дислокационного барьера одного из шести типов), N^* – число сопряженных систем скольжения, γ_0^b – начальная плотность барьеров.

Таким образом, в работе рассмотрена классификация упрочнения, основанная на разделении законов упрочнения на слагаемые, связанные с различными механизмами. Получен конкретный вид этих слагаемых, описывающих упрочнение в монокристалле, вызываемое разными типами взаимодействия дислокаций. Учтено скольжение и накопление как полных, так и расщепленных дислокаций. Также в законе упрочнения учитывается накопление сдвигов по СС, а также образование дислокационных барьеров различных типов.

С использованием разработанной модели проведены численные эксперименты по деформированию монокристалла модельного материала (упругопластические характеристики которого соответствуют технически чистой меди) при реализации различных схем деформирования. Выполнена идентификация и верификация модели упрочнения. Проведены расчёты с использованием законов упрочнения, включающих, во-первых, только первое слагаемое в соотношении (1), во-вторых, совокупность базового слагаемого (2) и слагаемого (3), описывающего дополнительное упрочнение за счет образования дислокационных барьеров. В результате численных экспериментов установлено, что интенсивность напряжений в модели, учитывающей образование барьеров, повышается на 5–15%, что качественно соответствует известным экспериментальным данным.

Список литературы

1. Трусов П.В., Волегов П.С., Кондратьев Н.С. Физические теории пластичности: учебное пособие. – Пермь : Изд-во ПНИПУ, 2013. – 244 с.
2. Трусов П.В., Волегов П.С. Физические теории пластичности: теория и приложения к описанию неупругого деформирования материалов. Ч. 3: теории упрочнения, градиентные теории // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2011. – № 3. – С. 146–197.
3. Trusov P.V., Volegov P.S. Internal variable constitutive relations and their application to description of hardening in single crystals // Physical Mesomechanics. – 2010. – Vol. 13, No. 3–4. – P. 152–158.
4. Волегов П.С., Янц А.Ю. Несимметричная физическая теория пластичности гцк-поликристаллов: особенности численной реализации некоторых схем деформирования // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2011. – № 1. – С. 121–137.
5. Кондратьев Н.С., Трусов П.В. О мере разориентации систем скольжения соседних кристаллитов в поликристаллическом агрегате // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2012. – № 2. – С. 112–127.
6. Кондратьев Н.С., Трусов П.В. Описание упрочнения систем дислокационного скольжения за счет границ кристаллитов в поликристаллическом агрегате // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2012. – № 3. – С. 78–97.

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛА ПРИ СЛОЖНОМ НАГРУЖЕНИИ

Д.А. Лоевец

Научный руководитель: доцент, к. ф-м. н. П.С. Волегов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: loevetsda@gmail.com

Процессы пластического деформирования поликристаллических тел являются наиболее распространенными при изготовлении большого количества металлических деталей. Примером пластического деформирования может являться прокатка труб, ковка металла и т.д. Описание поведения материалов при различных программах нагружения, в том числе – по многозвенным траекториям, является крайне важной задачей, однако в связи с комплексностью и сложностью эта задача так и остается до конца не решенной. Сложность исследования обусловлена, в первую очередь, существенной неоднородностью процесса деформирования отдельных зерен, а также сопутствующими этому процессам упрочнения, ротаций кристаллических решеток и т.д. Исходя из вышесказанного, актуальной задачей представляется построение математических (и компьютерных) моделей, позволяющих корректно описывать процессы неупругого деформирования представительного объема поликристалла и эффекты, возникающие при таком деформировании.

Целью настоящего исследования является построение математической модели, позволяющей описывать напряженно-деформированное состояние представительного объема поликристалла с учетом эволюции внутренней структуры материала. Также важно корректно описывать эффекты, сопровождающие сложное деформирование представительного объема поликристалла.

В рамках работы реализована двухуровневая (макро- и мезоуровни) математическая модель неупругого деформирования поликристаллов [1]. Такая модель позволяет описывать процесс деформирования материала на нескольких структурных уровнях. Объектом исследования (на макроуровне) является представительный объем поликристалла, под которым понимается минимальный объем материала, в котором содержится достаточное для статистического описания состояния тела число «носителей» рассматриваемых механизмов процесса деформирования. Элементами мезоуровня являются монокристаллические зерна, совокупность которых и образует поликристалл.

Основной задачей в механике деформируемого твердого тела является построение математических моделей процессов нагружения материалов и конструкций. Математически эту задачу можно решить путем построения соотношений, связывающих пространство деформаций и пространство напряжений. Для применения таких соотношений при описании физического процесса они должны удовлетворять известным экспериментальным данным. С этой точки зрения весьма эффективным является геометрическое представление процессов нагружения и отклика в специальных пятимерных пространствах напряжений и деформаций А.А. Ильюшина, которые подробно описаны в работах [2–4]. В теории упругопластических процессов сформулирован (и многократно проверен экспериментально) постулат изотропии А.А. Ильюшина в частной (или локальной) форме, который утверждает, что в каждой точке траектории нагружения ориентация вектора напряжений функционально и непрерывно зависит только от геометрических и кинетических характеристик предшествующей траектории деформации. Важным следствием из этого постулата, получившим широкое практическое применение, является инвариантность образа процесса нагружения (ОПН) начально изотропного материала для траекторий, имеющих одинаковую внутреннюю геометрию [5].

Для исследования эффекта запаздывания векторных свойств при деформировании по траектории с изломами необходимо получить изотропный в макроскопическом смысле представительный объем, а для этого, в свою очередь, нужно добиться равномерного распределения ориентаций кристаллических решеток зерен. На рисунке 1 представлены прямые полюсные фигуры, позволяющие судить о равномерности распределения зерен в представительном объеме поликристалла.

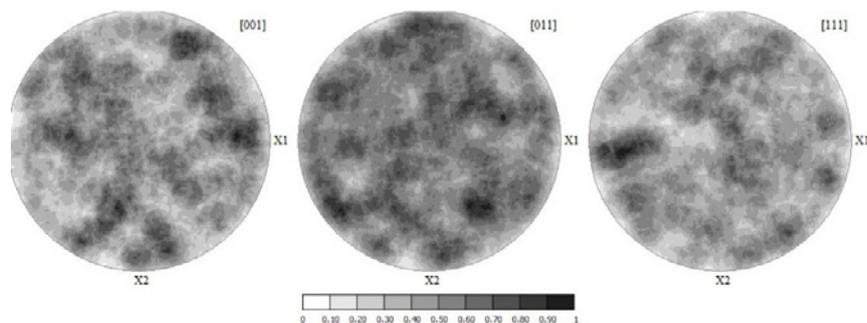


Рис. 1. Плотности распределения ориентаций зерен в представительном объеме поликристалла

При моделировании процесса неупругого деформирования представительного объема поликристалла была проведена серия численных экспериментов, в ходе которых были получены зависимости угла наклона вектора напряжений к касательной к траекториям деформирования, показанным на рисунке 2. На рисунке 2а показана траектория деформирования, включающая в себя деформирование вдоль компоненты ε_4 пространства деформаций, затем вдоль оси ε_1 ; на рисунке 2б показана другая схема – вначале деформирование вдоль компоненты ε_4 , а затем – вдоль ε_1 . Эти две траектории удовлетворяют условию постулата изотропии, поскольку одна может быть получена из другой преобразованием симметрии.

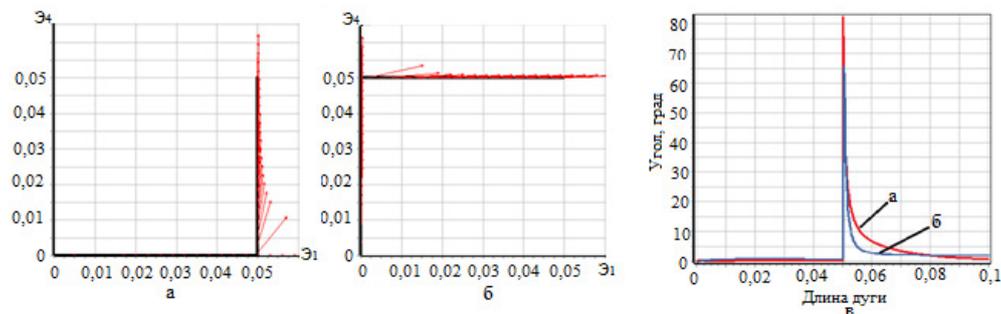


Рис. 2. Исследование постулата изотропии А.А. Ильюшина в локальной форме:

а) ОПН представительного объема по схеме «растяжение-сдвиг»; б) ОПН представительного объема по схеме «сдвиг-растяжение»; в) зависимость угла наклона вектора напряжений к касательной траекториям деформирования от длины дуги накопленной деформации

Из рисунка 2в видно, что зависимости для углов при разных схемах деформирования практически совпадают, что доказывает выполнение постулата изотропии. Таким образом, в ходе исследования было установлено, что выбор любой из схем деформирования практически не влияет на зависимость угла наклона вектора напряжений к касательной траектории деформирования от длины дуги накопленной деформации, то есть при использовании двухуровневой модели деформирования представительного объема поликристалла для двухзвенных траекторий деформации, имеющих одинаковую внутреннюю геометрию, постулат изотропии А.А. Ильюшина не нарушается.

Список литературы

1. Trusov P.V., Shveykin A.I., Nechaeva E.S. et al. Multilevel models of inelastic deformation of materials and their application for description of internal structure evolution // Physical Mesomechanics. – 2012. – Vol. 15, No. 3–4. – P. 155–175.
2. Ильюшин А.А., Ленский В.С. Сопrotивление материалов. – М. : Государственное издательство технико-теоретической литературы, 1959. – 315 с.
3. Ильюшин А.А. Пластичность. – М. : Государственное издательство технико-теоретической литературы, 1963. – 378 с.
4. Зубчанинов В.Г., Алексеев А.А., Гултыяев В.И. О построении поверхности текучести стали 45 и проверке постулата изотропии на прямолинейных траекториях при многократных знакопеременных нагружениях // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2014. – № 3. – С. 71–88. – doi: 10.15593/perm.mech/2014.3.05.
5. Андреев Л.С. О проверке законов пластичности в пространстве напряжений // Инж. журнал. МТТ. – 1966. – № 2. – С. 97–102.

ДВУХУРОВНЕВАЯ МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ОЦК-ПОЛИКРИСТАЛЛА С УЧЕТОМ ТЕРМОАКТИВИРОВАННОГО ХАРАКТЕРА ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ

А.О. Микрюков

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. П.С. Волегов
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет
 E-mail: anto-mikryuko@yandex.ru

Процессы термомеханической обработки позволяют получать материалы с уникальными свойствами, которые существенно зависят от температурно-силового режима обработки. Учитывая колоссальные затраты на промышленные эксперименты для определения оптимальных условий таких температурно-силовых режимов, становится актуальным вопрос о моделировании соответствующих технологических процессов. Исследования в области термомеханической обработки сводятся к изучению влияния температуры и пластических деформаций на свойства и внутреннюю структуру обрабатываемых материалов. Принимая тот факт, что основным механизмом пластических деформаций является скольжение дислокаций по кристаллографическим системам, которое само по себе относится к термоактивируемым процессам, а также, что термомеханические процессы существенно зависят от температуры обработки даже в отсутствие фазовых превращений, необходимо разрабатывать модели, учитывающие влияние температуры на поведение материала.

В работе используется двухуровневый подход к описанию неупругого деформирования поликристалла, основанный на методологии физических теорий пластичности [1]. На макроуровне, или верхнем структурном уровне, рассматривается представительный объём поликристаллического материала, состоящего из элементов мезоуровня, или нижнего уровня – отдельных кристаллитов.

На макроуровне поведение материала описывается системой [1, 2]:

$$\begin{cases} \dot{\Sigma} = \Pi : (\mathbf{D} - \mathbf{D}^{in}), \\ \Pi = \Pi(\mathbf{n}_{(i)}, \mathbf{o}_{(i)}), i = 1, \dots, N, \\ \mathbf{D}^{in} = \mathbf{D}^{in}(\mathbf{d}_{(i)}^{in}, \mathbf{n}_{(i)}), i = 1, \dots, N, \end{cases}$$

Модель мезоуровня (кристаллита), представляется системой соотношений [1–3]:

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\sigma}} = \boldsymbol{\pi} : (\mathbf{d} - \mathbf{d}^{in}), \\ \mathbf{d}^{in} = \sum_{k=1}^K \dot{\gamma}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)}, \\ \boldsymbol{\tau}^{(k)} = \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)} : \boldsymbol{\sigma}, \\ \dot{\gamma}^{(k)} = \dot{\gamma}_0 \exp\left(-\frac{\mathbf{b}^3}{2\sqrt{\pi}} \frac{\sqrt{G|\tau_c^{(k)} - \tau^{(k)}|}}{k_B T}\right) H(\tau^{(k)} - \tau_c^{(k)}), \\ \mathbf{D} = \mathbf{d}, \end{cases} \quad (1)$$

где $\boldsymbol{\sigma}$ – тензор Коши; $\boldsymbol{\pi}$ – тензор упругих свойств кристаллита; \mathbf{d} , \mathbf{d}^{in} – тензор деформации скорости и его неупругая составляющая; $\dot{\gamma}^{(k)}$ – скорость сдвига по k -й системе скольжения; $\dot{\gamma}_0$ – характерная скорость сдвига; $\tau^{(k)}$ – действующее сдвиговое напряжение; $\tau_c^{(k)}$ – критическое напряжение сдвига; \mathbf{b} – модуль вектора Бюргерса; G – изотропный модуль сдвига; k_B – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; $H(\cdot)$ – функция Хэвисайда; K – количество систем скольжения для рассматриваемого типа кристаллической решетки.

Стоит заметить, что соотношение для скорости сдвига (1)₄ определяется из соображений, что термоактивационный характер движения дислокаций связан с преодолением энергетического барьера, обусловленного энергией взаимодействия атомных плоскостей в кристаллической решетке [3]. Соотношение учитывает зависимость движения дислокации как от напряжения Пайерлса, так и движения дислокации двойным перегибом.

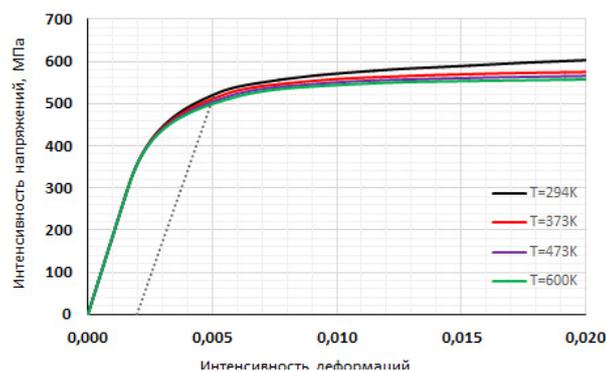


Рис. 1. Зависимость интенсивности напряжений от интенсивности накопленных деформаций

Используя описанную выше модель, была выполнена серия численных экспериментов по деформированию представительного макрообъема поликристалла, состоящего из 1000 случайно ориентированных кристаллитов с ОЦК-решеткой. Параметры материала соответствовали стали Ст45: $\Pi_{iii} = 220$ ГПа, $\Pi_{ijj} = 166$ ГПа, $\Pi_{ijj} = 87$ ГПа, $\dot{\gamma}_0 = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, $b = 0,286$ нм.

Согласно полученным результатам, кривые качественно соответствуют экспериментальным данным. Также наблюдается зависимость сопротивления скольжению от величины абсолютной температуры (рис. 1). Зависимость проявляется в большей податливости материала пластическим деформациям при увеличении значения температуры.

Таблица 1. Зависимость пределов текучести от величины абсолютной температуры

Кривая	T, К	$\Sigma_{0.2}$, МПа
1	294	521,75
2	373	512,06
3	473	503,29
4	600	497,46

Таким образом, была выявлена зависимость технического предела текучести от величины абсолютной температуры, которая заключается в том, что увеличение значения температуры деформирования влечет уменьшение значения предела текучести материала.

Список литературы

1. Трусов П.В., Волегов П.С., Нечаева Е.С. Многоуровневые физические модели пластичности: теория, алгоритмы, приложения // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2011. – № 4–4. – С. 1808–1810.
2. Trusov P.V., Shveykin A.I., Nechaeva E.S. et al. Multilevel models of inelastic deformation of materials and their application for description of internal structure evolution // Physical Mesomechanics. – 2012. – Vol. 15, No. 3–4. – P. 155–175.
3. Heilmaier M., Schultz L. Plastic deformation // Metal Physics II. Plasticity. – Dresden, 2000/01. – P. 38–61.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

В.А. Микушина, Ю.Н. Сидоренко, И.Ю. Смолин

Научный руководитель: доцент, д. ф.-м. н. И.Ю.Смолин
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: mikushina_93@mail.ru

В настоящее время в современной медицине используются изделия из различных материалов: металлических, полимерных, керамических, композиционных. Эти материалы могут использоваться в хирургической медицине для создания «заменителей» поврежденных или разрушенных тканей человеческого тела. Для создания костных протезов большой интерес проявляется к керамическим материалам на основе диоксида циркония, характеризующимся высокой прочностью, а также прекрасной биосовместимостью с живыми тканями организма человека [1–3]. Успешность применения таких материалов в медицине, как и в других приложениях, во многом определяется полнотой информации об их механических и биологических свойствах. Для получения такой информации в настоящее время широко применяются методы компьютерного моделирования, корректность которых непосредственно, зависит от качества компьютерных моделей биоматериалов.

Целью работы является численное изучение особенностей изменения параметров напряженно-деформированного состояния и поврежденности на мезоуровне в керамическом биокомпозите при механическом нагружении. Биокомпозит представляет собой пористый керамический имплантат, заполненный кортикальной костной тканью. Для достижения поставленной цели было проведено численное моделирование механического поведения биокомпозита «керамика на основе ZrO_2 – кортикальная костная ткань» с учетом накопления повреждений.

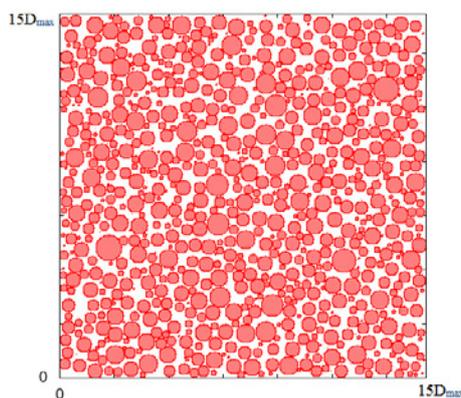


Рис. 1. Схематическое изображение модельной структуры биокомпозита

Пористая структура керамического имплантата описывается явным образом. При построении двумерной геометрической модели поры были представлены круговыми включениями (рис. 1), которые хаотично размещены в пределах моделируемого объема с полидисперсным распределением по размерам. Считается, что поры заполнены костной тканью. Составлена геометрическая модель представительного объема композита. Для расчета напряженно-деформированного состояния (НДС) биокомпозита в процессе нагружения моделирование проводилось для статистически представительной совокупности фрагментов данной модели, положение которых в пределах представительного объема выбиралось случайным образом. При выборе фрагментов представительного объема учитывалось требование обеспечения их локальной представительности.

Исследования проводились в рамках многоуровневого подхода к описанию механических свойств материалов. Расчет параметров НДС объема биокомпозита для мезоскопического уровня производился с помощью метода конечных элементов [4] в двумерной постановке. Рассматривался случай статического одноосного нагружения и упруго-хрупкая модель материала. При выполнении критерия разрушения в элементарных объемах рассчитывался параметр поврежденности мезообъема для каждой компоненты композита [5]. В результате проведенных расчетов определялись параметры законов распределения эффективных значений напряжений и деформаций на мезоуровне в процессе нагружения материала, строилась диаграмма деформирования биокомпозита (рис. 2). Исследование статистических характеристик параметров НДС производилось вплоть до выполнения перколяционного критерия макроразрушения материала.

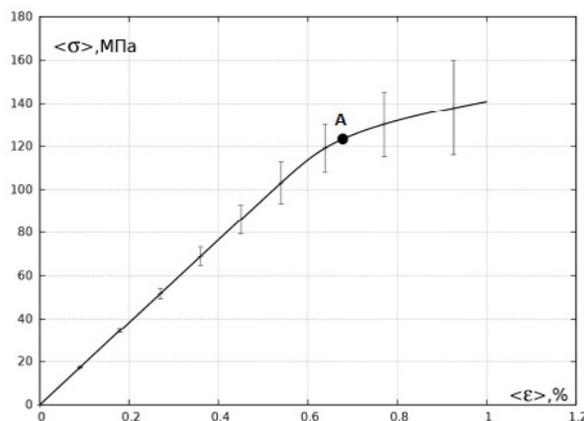


Рис. 2. Диаграмма деформирования биокомпозита «керамика на основе ZrO₂ – кортикальная костная ткань»

Как видно из рисунка 2 на начальном участке диаграммы имеется линейная связь между эффективными значениями напряжений и эффективными значениями деформации. Начиная с деформации равной 0,6%, наблюдается нарушение линейной зависимости между значениями эффективных напряжений и значениями эффективных деформаций, обусловленное накоплением повреждений. С ростом деформации наблюдается уменьшение угла наклона кривой деформирования, что означает снижение эффективного модуля упругости. Точка А на кривой деформирования соответствует значениям эффективных напряжений и деформаций, при которых отмечено выполнение перколяционного критерия макропрочности.

В работе также исследована эволюция законов распределения мезоскопических напряжений в компонентах биокомпозита в процессе деформирования композита с учетом накопления повреждений вплоть до выполнения критерия макропрочности.

Список литературы

1. Канюков В.Н., Стрекаловская А.Д., Килькинов В.И. Материалы для современной медицины : учеб. пособие. – Оренбург : ГОУОГУ, 2004. – 113 с.
2. Дубок В.А., Проценко В.В., Шинкарук А.В. и др. Новое поколение биоактивных керамик – особенности свойств и клинические результаты // Ортопед. травматол. и протезир. – 2008. – № 3. – С. 91–95.
3. Михайлина Н.А., Подзорова Л.И., Румянцева М.Н. и др. Керамика на основе тетрагонального диоксида циркония для реставрационной стоматологии // Перспективные материалы. – 2010. – № 3. – С. 44–48.
4. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов. – М. : Мир, 1979. – 392 с.
5. Советова Ю.В., Сидоренко Ю.Н., Скрипняк В.А. Многоуровневый подход к определению эффективных свойств композита с учетом повреждаемости // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16, № 5. – С. 59–65.

ЧИСЛЕННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ МИНИМАЛЬНОЙ ЭНЕРГИИ ЗАЖИГАНИЯ НАНОРАЗМЕРНОЙ ФРАКЦИИ УГОЛЬНОЙ ПЫЛИ

К.М. Моисеева, А.Ю. Крайнов

Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: Moiseeva_KM@t-sk.ru

Задача о заживании угольной пыли представляет практический интерес, связанный с решением задач пожаро-взрывобезопасности в угольной отрасли. Экспериментальные результаты по определению минимальной энергии искрового заживания угольной пыли хорошо представлены в монографиях, учебных пособиях, руководствах по обеспечению безопасности в угольных шахтах. Так, обширные результаты по влиянию характеристик угольной пыли (зольность, содержание летучих, калорийность и так далее) представлены в [1]. В монографии [2] изложены результаты экспериментов по заживанию пыле-метано-воздушных смесей в угольных шахтах и определены значения минимальной энергии искрового заживания смеси для различных условий зарождения процесса и разных составов угольной пыли. Показано, что присутствие метана приводит к уменьшению минимальной энергии искрового заживания по сравнению с заживанием углевоздушных смесей. При этом минимальная энергия искрового заживания углевоздушной смеси может отличаться на один-два порядка от энергии заживания угле-метано-воздушной смеси. Среди работ по численному моделированию на сегодня актуально решение задачи о распространении пламени угле-метано-воздушных смесей. Так, в работах [3–4] определены параметры горения и детонации смеси в ударной волне для различного состава (концентрация метана и угольной пыли, учет содержания азота и кислорода в газе), представлены результаты по гашению детонации пылевыми завесами. В работе [3] показано, что инициирование детонации в газе возможно при высокой энергии, на несколько порядков превышающей минимальную энергию заживания.

В настоящей работе выполнено численное исследование задачи искрового заживания газозвеси монодисперсной наноразмерной фракции угольной пыли в воздухе. Целью работы является определение минимальной энергии искрового заживания в зависимости от массовой концентрации пыли.

Рассматривается задача искрового заживания угольной пыли в воздухе. Предполагается, что по объему равномерно распределена угольная пыль с массовой концентрацией m_{dust} . Нитевидный мгновенный источник заживания расположен в центре. Граница удалена от источника заживания на расстояние, достаточное для диссипации возмущений скорости и давления газа, возникающих при внесении энергии заживания. Коэффициенты диффузии и теплопроводности газа зависят от температуры. Учитывается тепловое расширение газа при повышении температуры и его движение. На поверхности частиц протекает гетерогенная реакция первого порядка по кислороду. Скорость гетерогенной химической реакции на частицах лимитируется коэффициентом массоотдачи β . Учитывается трение между частицами и газом.

Математическая модель основана на двухфазной двухскоростной модели реагирующей газодисперсной среды [5]. Математическая постановка задачи состоит из уравнений сохранения массы, импульса, полной энергии газа и частиц с учетом теплопроводности и химической реакции на поверхности частиц и уравнениями выгорания частиц.

Уравнения, описывающие математическую постановку задачи, решались численно методом С. К. Годунова [6]. Слагаемые в правых частях уравнений, описывающие процессы переноса за счет механизмов теплопроводности и диффузии, аппроксимировались явно на трехточечном шаблоне. Для решения уравнений, связанных с газом, использовалась схема распада произвольного разрыва в параметрах состояния газа [6]. Для решения уравнений, связанных с частицами, использован расчет распада разрыва параметров в среде, лишенной собственного давления [7]. Шаг по пространству в области заживания задавался, таким, чтобы обеспечить в зоне реакции и прогрева перед фронтом горения не менее 30 точек разностной схемы, $\Delta h = 10^{-5}$ м. Шаг по времени определялся из условия устойчивости Куранта. Проверка программы на достоверность расчета осуществлялась путем решения задачи о тепловом взрыве газозвеси в замкнутом объеме. Погрешность расчета адиабатической температуры после взрыва составила 1%.

Решение задачи проводилось для теплофизических и кинетических параметров угольной пыли, взятых из [8], в которой была решена задача о распространении фронта горения угле-метано-воздушной смеси в замкнутом объеме. Величина теплового эффекта горения частиц в настоящей работе отличалась от значения из [8] и задавалась равной $Q = 20$ МДж/кг. Размер частиц угольной пыли варьировался в диапазоне $r_k = 10^{-8} \div 5 \cdot 10^{-7}$ м. Массовая концентрация угольной пыли варьировалась в диапазоне $m_{dust} = 0,1 \div 1$ кг/м³. Из расчетов определялась минимальная энергия искрового заживания Q_{min} , при которой было возможно устойчивое распространение фронта горения.

На рисунке 1 представлен пример успешного заживания для $r_k = 10^{-7}$ м, $m_{dust} = 0,4$ кг/м³, $Q_{min} = 1,6$ Дж/м. На рисунке 2 представлено поведение координаты фронта горения во времени для случая успешного заживания (кривая 1) и случая затухания (кривая 2). За координату фронта горения выбиралась точка пространства r , в которой концентрация окислителя составляла половину от начального значения. Кривая 1 соответствует

рисунку 1. Согласно рисунку 2 малое изменение энергии искрового зажигания Q_{min} от 1,6 до 1,5 Дж/м приводит к затуханию.

Из серии расчетов были определены области устойчивого зажигания в координатах (m_{dust} , Q_{min}) и показано влияние размеров частиц на величину минимальной энергии искрового зажигания углевоздушной смеси.

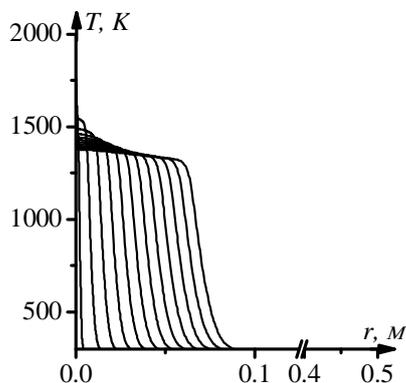


Рис. 1. Распределение температуры по пространству через равные интервалы времени. $r_k = 10^{-7}$ м, $m_{dust} = 0.4$ кг/м³, $Q_{min} = 1.6$ Дж/м

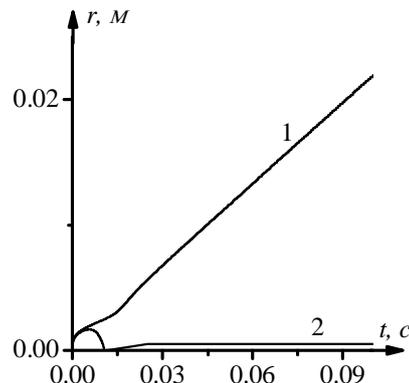


Рис. 2. Положение координаты фронта горения во времени. $r_k = 10^{-7}$ м, $m_{dust} = 0.4$ кг/м³, $Q_{min} = 1.6$ Дж/м (кривая 1), 1.5 Дж/м (кривая 2)

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-33-60091 мол_а_дк.

Список литературы

1. Померанцев В.В., Арефьев К.М., Ахмедов Д.Б. и др. Основы практической теории горения : учебное пособие для вузов / под ред. В.В. Померанцева. – 2-е изд., перераб. и доп. – Л. : Энергоатомиздат. Ленингр. отд-ние, 1986.
2. Корольченко А.Я. Пожаровзрывобезопасность промышленной пыли. – М. : Химия, 1986.
3. Васильев А.А. Характеристики горения и детонации метаноугольных смесей // Физика горения и взрыва. – 2013. – Т. 49, № 4. – С. 48–59.
4. Васильев А.А., Васильев В.А. Расчетные и экспериментальные параметры горения и детонации смесей на основе метана и угольной пыли // Вестник Научного центра по безопасности работ в угольной промышленности. – 2016. – № 2. – С. 8–39.
5. Нигматулин Р.И. Динамика многофазных сред. – М. : Наука, 1987.
6. Годунов С.К., Забродин А.В., Иванов М.Я. и др. Численное решение многомерных задач газовой динамики. – М. : Наука, 1976.
7. Крайко А.Н. О поверхностях разрыва в среде, лишенной 'собственного' давления // Прикладная математика и механика. – 1979. – Т. 43, № 3. – С. 500–510.
8. Krainov A.Yu., Moiseeva K.M. Modeling of the flame propagation in coal-dust- methane air mixture in an enclosed sphere volume // Journal of Physics: Conference Series. – 2016. – Vol. 754.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОГРАММНЫХ ПЛАТФОРМ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В ЗДАНИЯХ И СООРУЖЕНИЯХ

А.О Жданова, М.В. Пискунов

Научный руководитель: ассистент М.Н. Морозов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: tpu_chm@tpu.ru

Имитационное моделирование тепловых процессов в зданиях и сооружениях с использованием компьютерной модели – актуальная задача, которая позволит создать более эффективные системы управления типа MPC (model predictive control). Построение комплексной модели позволит более тщательно исследовать объект управления с точки зрения оптимального управления, а также с целью оценки новых энергоэффективных технологий.

При выполнении работы был проведен обширный анализ (табл. 1) программных продуктов для моделирования – Matlab, FLUENT, Scilab, EnergyPlus. В указанных программах были реализованы отдельные элементы здания и системы отопления с целью оценки функционала программных продуктов, а также трудоемкости построения модели. Сравнительный анализ позволил выделить ПО Matlab, наиболее подходящий для решения научных задач. Выбор обусловлен наличием широких функциональных возможностей [1, 2]: инструменты для анализа динамики систем, связь с рабочей средой Workspace и другими приложениями пакета Matlab (в частности, Control System Toolbox), моделирование различных возмущений (детерминированных или случайных с соответствующими законами распределения) и ситуаций (штатных или нештатных, в том числе – аварийных), возникающих при эксплуатации технической системы. Тем не менее, стоит отметить, что для инженерных задач более подходит EnergyPlus, т.к. обеспечена интеграция с 3D-моделями конструкций здания.

Таблица 1. Сравнение функционала специализированного программного обеспечения для моделирования

	Matlab	Fluent	Scilab	EnergyPlus
Возможность моделирования тепловых процессов	да	да	да	да
Интеграция с АСУ	да	нет	да	ограниченно
Возможность моделирования систем управления	да	нет	да	да
Моделирование воздушных процессов	ограничено	да	нет	да
Возможность создания модели с распределенными параметрами	да	да	нет	нет
Возможность создания модели с сосредоточенными параметрами	да	да	да	да
Блочный подход	да	нет	да	да
Возможность преобразования модели в C++	да	нет	да	да
Лицензирование	да	да	нет	да

Использование библиотеки приложения Simscape позволило применить концепцию «акаузального» моделирования [3]. Simscape – специализированная библиотека Simulink, содержащая набор блоков из различных областей техники – механические и гидравлические системы, электрические цепи, тепловые эффекты. Использование последних представляет определенный интерес для задачи энергомоделирования зданий и сооружений. Основное преимущество применения Simscape заключается в «физическом» представлении объекта – модель имеет схожую структуру с реальным объектом, который можно разложить на физические процессы и элементы (компоненты модели). Соединения компонентов модели отражают физическую структуру системы. Именно поэтому специалисты часто используют термин «физическое моделирование». Также стоит упомянуть об использовании двунаправленных (неориентированных) связей между компонентами модели. Связи такого типа позволяют декомпозировать функционирование сложных систем с большим количеством элементов и связей между ними. Например, в основе математической модели помещения лежит закон сохранения энергии:

$$\frac{dE_B}{dt} = Q_{CO} - Q_{OГР},$$

$$E_B = V_B \cdot \rho_B \cdot c_B \cdot T_B,$$

где E_B – внутренняя энергия воздушной среды помещения, Дж;

V_B – объем воздуха в рассматриваемом помещении, м³;

ρ_B – плотность воздуха, кг/м³;

c_B – удельная теплоемкость воздуха, Дж/(кг·К);

T_B – температура воздуха внутри помещения, °С;

Q_{CO} – теплопоступления в помещение от системы отопления, Вт;

Q_{OGR} – суммарные теплотери помещения через внешние ограждающие конструкции, Вт.

Энергомоделирование на базе Simulink позволяет использовать все преимущества данного приложения для разработки и настройки систем управления. Например, после реализации тепловой модели здания или помещения и расчета основных параметров инженерных систем, можно выполнить структурный и параметрический синтез системы управления теплотреблением.

Тем не менее, есть проблемы, связанные с созданием комплексных моделей, содержащих тепловые, гидравлические и механические функциональные блоки. Также в процессе работы выявлены недостатки касательно конфигурирования блоков, функционал которых программно ограничен разработчиками Simscape.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований РФФИ (контракт 16-38-00628).

Список литературы

1. Добротин С.А., Прокопчук Е.Л. Синтез системы упреждающего управления процессом подачи тепла на отопление здания // Проблемы региональной энергетики. – 2011. – № 2. – С. 53–65.
2. Солдатенков А.С., Потапенко А.Н., Глаголев С.Н. Исследование математической модели управления автоматизированным индивидуальным тепловым пунктом с типовыми регуляторами // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2012. – Т. 14. – № 1(2). – С. 679–684.
3. Самарин О.Д., Гришнев Е.А. Повышение энергоэффективности зданий на основе интеллектуальных технологий // Энергосбережение и водоподготовка. – 2011. – № 5. – С. 12–14.

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА НАКОПЛЕНИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ БОРНОЙ КИСЛОТЫ В АКТИВНОЙ ЗОНЕ ПРИ АВАРИЙНОМ РЕЖИМЕ РАБОТЫ РЕАКТОРА ВВЭР

А.В. Морозов, А.В. Пытык, Н.С. Ильичева, Д.Ф. Закиров

Акционерное общество «Государственный научный центр Российской Федерации –
Физико-энергетический институт имени А.И. Лейпунского»
E-mail: sas@ippe.ru

В настоящее время исследование процессов накопления и кристаллизации борной кислоты в активной зоне реакторов ВВЭР нового поколения приобретает особую актуальность. Связано это, прежде всего, с требованиями к обеспечению безопасности, предъявляемыми к современным АЭС. Согласно требованиям EUR к базовому и расширенному проектированию атомных станций нового поколения с реакторами типа LWR, при запроектных авариях система отвода тепла от активной зоны (АЗ) должна быть рассчитана на 72 часа автономной работы. В рамках реализации проекта «ВВЭР-ТОИ» эта задача решается за счет функционирования пассивных систем безопасности, которые обеспечивают охлаждение АЗ за счет последовательной подачи в реактор раствора борной кислоты с концентрацией 16 г/кг из гидроёмкостей первой, второй и третьей ступеней (ГЕ-1, ГЕ-2, ГЕ-3) (рис. 1). Как известно, активная зона в это время находится в состоянии кипения, соответственно, учитывая малую концентрацию кислоты в паровой фазе, возможно увеличение количества борной кислоты в теплоносителе активной зоны и достижение условий её кристаллизации на наружной поверхности твэлов, что может привести к ухудшению теплоотвода [1].

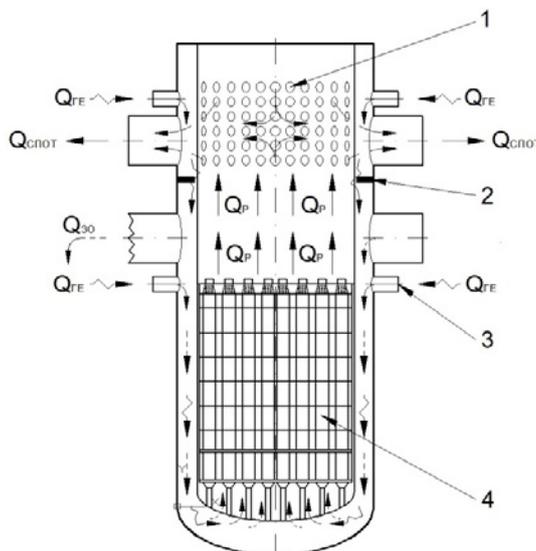


Рис. 1. Массоперенос борной кислоты в РУ ВВЭР при авариях с разрывом главного циркуляционного трубопровода: 1 – перфорация шахты реактора; 2 – разделительный бурт; 3 – патрубок системы аварийного охлаждения зоны; 4 – активная зона; \dashrightarrow – поток пара, \curvearrowright – поток конденсата; \rightarrow – поступление раствора борной кислоты из систем гидроёмкостей; Q_P – тепловая энергия, выделяющаяся в реакторе; $Q_{З0}$ – энергия поступающего из течи в объём защитной оболочки пара; $Q_{ГЕ}$ – доля энергии, отводимая жидкостью из гидроёмкостей; $Q_{СПОТ}$ – часть тепловой энергии, уходящая с паром на конденсацию в парогенератор за счет теплообмена в СПОТ.

Одним из возможных путей снижения концентрации борной кислоты является ее капельный унос из активной зоны реактора. Для оценки возможности накопления и кристаллизации борной кислоты в активной зоне ВВЭР и анализа влияния капельного уноса на эти процессы было проведено расчетное моделирование изменения концентрации борной кислоты в реакторе в аварийном режиме.

Как известно, капельный унос растворенного вещества зависит от влажности пара. В случае аварии с разрывом главного циркуляционного контура реактор переходит на работу в аварийном испарительном режиме, при этом влажность пара на выходе из активной зоны может быть достаточно велика. В данном расчете рассматривались процессы накопления борной кислоты в случае, если влажность пара на выходе из реактора равна 0 (консервативный вариант), 0,2 и 2%. Результаты расчета изменения концентрации раствора борной кислоты в АЗ реактора в зависимости от величины капельного уноса представлены на рисунке 2. Как видно из графика, величина капельного уноса может сыграть существенную роль в процессе накопления борной кислоты. В случае если капельный унос отсутствует, максимальная концентрация борной кислоты в АЗ составит ~ 1820 г/кг, при 0,2% – ~ 1700 г/кг, если же величина капельного уноса составляет 2%, то в конце 72 часов концентрация H_3BO_3 будет равна ~ 1060 г/кг. В качестве возможного решения проблемы кристаллизации борной кислоты рассматривается уменьшение ее концентрации до 8 г/кг в системе ГЕ-3. Данный вариант также

был принят во внимание при проведении данного расчета. С учетом 2%-го капельного уноса концентрация борной кислоты в активной зоне в этом случае составит 540 г/кг.

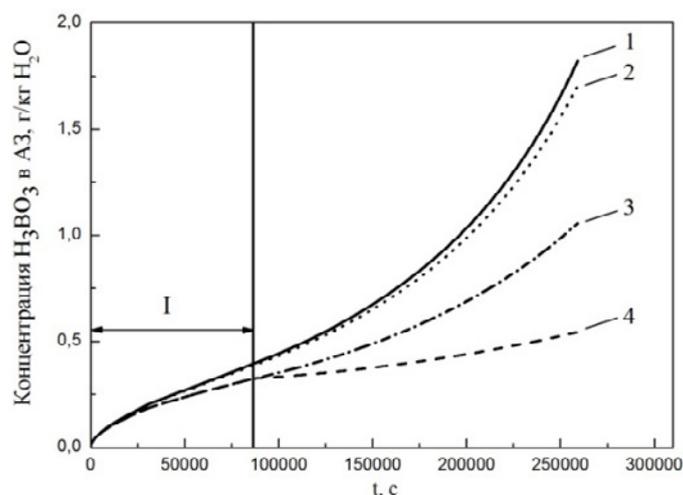


Рис. 2. Изменение концентрации раствора борной кислоты в АЗ реактора в зависимости от величины капельного уноса (I – время работы GE-1): 1 – 0%; 2 – 0,2%; 3 – 2%; 4 – 2% (концентрация борной кислоты в системе GE-3 – 8 г/кг)

При проведении данного расчетного моделирования были получены результаты, указывающие на возможность превышения предельной концентрации борной кислоты при длительном аварийном процессе АЭС с ВВЭР (после 24 часа аварии). Достижение предела растворимости приведет к кристаллизации борной кислоты в нижней части активной зоны, что, в свою очередь, послужит причиной ухудшения теплоотвода при аварийном процессе и возможного расплавления активной зоны. Риск кристаллизации может быть снижен за счет наличия процессов капельного уноса борной кислоты из активной зоны. Доказательством этому служат полученные при расчете значения максимальной концентрации H_3BO_3 , зависящие от величины влажности пара. Таким образом, показано положительное влияние капельного уноса на процессы накопления и кристаллизации борной кислоты.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №16-19-10649).

Список литературы

1. Шмаль И.И., Иванов М.А. Процессы массопереноса борной кислоты в аварийных режимах // Сборник трудов 9-й международной научно-технической конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР» / АО ОКБ «Гидропресс». – Подольск, 2015.

ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЕ УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ ПРОКАЛКИ ЦЕОЛИТОСОДЕРЖАЩИХ КАТАЛИЗАТОРОВ НА ОСНОВЕ МНОГОМЕРНОГО ЧЕТКОГО ЛОГИЧЕСКОГО РЕГУЛЯТОРА

Е.А. Муравьева¹, М.И. Шарипов¹, А.В. Бондарев²

¹Уфимский государственный нефтяной технический университет, филиал в г. Стерлитамаке

²Оренбургский государственный университет, филиал в г. Кумертау
E-mail: muraveva_ea@mail.ru

Цеолитосодержащие катализаторы (ЦСК) широко используют для повышения эффективности следующих реакций [1–3]: крекинг, гидрокрекинг, изомеризация, алкилирование, гидрирование, дегидрирование, окисление. Они термически стабильны, устойчивы к сернистым и азотсодержащим соединениям, не вызывают коррозии аппаратуры. Развитая поверхность (до 800 м²/г), способность к катионообмену, а также высокая механическая прочность позволяют использовать их в качестве носителя каталитически активной массы. Большинство установок прокали ЦСК спроектированы под производство устаревших и малоэффективных марок с матрицей-носителем на основе силикагеля и алюмосилового связующего, которые не критичны к температурному режиму ленточной печи. Однако марки катализаторов, обеспечивающие больший выход готовой продукции (например, светлых моторных топлив), имеют в качестве связующей основы псевдобемит и оксихлорид алюминия. Но техпроцесс производства таких ЦСК более чувствителен к отклонениям от оптимального режима прокали.

Отмеченное технологическое противоречие предлагается разрешить с помощью семизонной ленточной печи прокали (ЛПП), с использованием для регулирования температуры в каждой из зон многомерного (в данном случае шестимерного) четкого логического регулятора (МЧЛР) [6–7]. Основными доводами в пользу такого решения являются: ЛПП – классический многосвязный нелинейный объект управления, не имеющий достоверной и адекватной математической модели; по сравнению с многомерными ПИД- и нечеткими регуляторами в МЧЛР проще и с меньшей погрешностью компенсируется взаимное влияние контуров.

Разработана логическая схема алгоритма функционирования n -мерного МЧЛР. Рассмотрим работу алгоритма МЧЛР. Цикл сканирования программы, реализующей МЧЛР, начинается с отработки операторов условного перехода, входящих в состав фаззификаторов контуров регулирования МЧЛР. Например, если в первом контуре четкий терм T_{11} равен логической единице, то микропроцессор по ветке «1» переходит к оператору ($D_1 \equiv T_{11}$) и в регистр D_1 записывает адрес начала ситуационной подпрограммы СПП₁. Если терм T_{11} равен логическому нулю, то управление передается к оператору ($T_{12} \equiv 1$), который производит действия, аналогичные оператору ($T_{11} \equiv 1$) и т.д. аналогично вплоть до оператора ($T_{19} \equiv 1$).

Если окажется, что все термы ($T_{11} \div T_{19}$) равны логическому нулю, то это говорит о некорректном задании диапазона фаззификации и управление передается оператору АЛ_{1ф} с последующим сообщением о сбое в работе МЧЛР. В случае равенства одного из четких термов ($T_{11} \div T_{19}$) логической единице, микропроцессор переходит к отработке фаззификатора второго контура регулирования, затем 2-го и т.д. до фаззификатора n -го контура. Цикл сканирования программы, реализующей МЧЛР, завершается отработкой блока ситуационных подпрограмм (СПП).

По своей логической природе каждая СПП представляет собой программную реализацию производного правила (ПП), которое необходимо отработать при равенстве логической единице одного из четких термов каждого регулируемого параметра МЧЛР. Отсюда следует, что при корректном задании диапазонов регулирования выходных переменных МЧЛР в каждом цикле сканирования микропроцессор отрабатывает n ПП, то есть по одному правилу для каждого контура регулирования МЧЛР. Отметим, что в типовых многомерных нечетких логических регуляторах [6–7] в подобных ситуациях в каждом контуре отрабатывается вся система, насчитывающая десятки, а то и сотни ПП.

Однако возможности схемы алгоритма для повышения быстродействия МЧЛР значительно шире, поскольку в каждом цикле сканирования отрабатывается не вся система ПП регулятора, а только одно правило, antecedent которого в данный момент равен логической единице. Причем для нахождения этого правил используется стандартная процедура обращения к подпрограмме, которая хорошо минимизирована по процессорному времени и объему памяти.

На основе алгоритма функционирования МЧЛР разработана его структурная схема. Интерпретация i -й регулируемой (P_i) и задающей (Z_i) переменных совокупностью из m четких термов показывает, что в любой момент времени только один терм равен логической единице, причем тот, внутри которого в настоящий момент находится четкое значение P_i и Z_i , что соответствует здравому смыслу. Из-за этого в системе ПП, оперирующей четкими термами, в любой момент времени только у одного правила antecedent равен логической единице. Именно эти фундаментальные свойства рассматриваемых совокупности четких термов и системы ПП являются теоретической основой повышения быстродействия и снижения погрешности МЧЛР.

Аналитически базовое терм-множество можно представить следующим выражением:

$$T(p) = \sum_{i=1}^m T_i((i-1)l \leq p < il) = \sum_{i=1}^m T_i(il), \quad (1)$$

где l – ширина четкого терма.

Таким образом, четкие термы и дискретные сигналы имеют единую логическую природу – они являются аргументами двузначной логики, что является теоретическим обоснованием для совместного использования их в продукционных правилах. Произведена количественная оценка снижения времени сканирования программы, реализующей МЧЛР, по сравнению с типовым нечетким регулятором. Быстродействие МЧЛР по сравнению с типовым многомерным нечетким логическим регулятором повышается в 8,37 раза.

Список литературы

1. Гостев В.И. Проектирование нечетких регуляторов для систем автоматического управления. – СПб. : БХВ-Петербург, 2011. – 411 с.
2. Круглов В.В., Дли М.И. Интеллектуальные информационные системы: компьютерная поддержка систем нечеткой логики и нечеткого вывода. – М. : Физматлит, 2002.
3. Леоненков А.В. Нечеткое моделирование в среде MATLAB и Fuzzy TECH. – СПб. : БХВ-Петербург, 2005. – 736 с.: ил.
4. Васильев В.И., Ильясов Б.Г. Интеллектуальные системы управления. Теория и практика : учебное пособие. – М. : Радиотехника, 2009. – 392 с.
5. Деменков Н.П. Нечеткое управление в технических системах : учебное пособие. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 200 с.
6. Муравьева Е.А., Каяшев А.И., Габитов Р.Ф. Четкий логический регулятор для управления технологическими процессами : пат. РФ № 2445669. – Опубликовано: 20.03.2012. – Бюл. № 8.
7. Muraveva E., Sagdatullin A., Emekeev A. Intellectual control of oil and gas transportation system by multidimensional fuzzy controllers with precise terms // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 256. – P. 633.
8. Muraveva E.A., Bondarev A.V., Kadyrov R.R. et al. The analysis of opportunities of construction and use of avionic systems based on cots-modules // ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences. – 2016. – Vol. 11. – P. 78–92.
9. Muraveva E.A., Solovev K.A., Soloveva O.I. et al. Simulation of Multidimensional Non-Linear Processes Based on the Second Order Fuzzy Controller // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 685. – P. 816–822.
10. Muraveva E.A., Rahman P.A., Sharipov M.I. Reliability model of fault-tolerant dual-disk redundant array // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 685. – P. 805–810
11. Muraveva E.A., Fedorov S.V., Bondarev A.V. et al. The questions of circuitry design when forming the switching functions of the control system of the matrix frequency converter // Indian Journal of Science and Technology. – 2015. – Vol. 8(S10). – P. 1–8.

МЕТОДЫ СИНТЕЗА НЕЧЕТКОГО РЕГУЛЯТОРА С ДВОЙНОЙ БАЗОЙ ПРАВИЛ

Е.А. Муравьева, М.И. Шарипов

Уфимский государственный нефтяной технический университет, филиал в г. Стерлитамаке
 E-mail: muraveva_ea@mail.ru

Основными достоинствами нечеткого регулятора (НР) являются возможность использования экспертных знаний в явном виде, высокое быстродействие, реализация плавных многомерных существенно нелинейных зависимостей [2–4, 10]. Однако возникает проблема, так как нечеткий регулятор не является точным. Для решения данной задачи был разработан нечеткий регулятор с двойной базой правил [5–8]. В связи с изменением структуры нечеткого регулятора возникла задача разработки алгоритма его синтеза [1, 9]. НР с двойной базой правил (НРсДП) можно представить в виде двух классических нечетких регуляторов, которые используют одни и те же лингвистические переменные. При этом статическая характеристика одного из них всегда находится чуть ниже желаемой, а второго – чуть выше [1, 9].

Прежде чем начать синтез нечеткого регулятора, необходимо разработать его концептуальные модели для каждого выхода. После составления всех концептуальных моделей их можно объединять в нечеткие регуляторы. Для составления таблицы опорных точек необходимо произвести сбор экспертной информации, который возможен в двух вариантах:

1. Проведение эксперимента.
2. Анализ существующей информации.

В обоих случаях необходимо описать диапазоны изменения всех параметров НР. После этого необходимо в каждом диапазоне выбрать 5–7 значений (опорные точки). После выбора всех опорных точек необходимо путем проведения эксперимента выбрать оптимальное значение выходов НР. Эксперимент может быть компьютерным в случае, если существует хорошо описанная математическая модель.

В случае анализа существующей информации (экспериментальных данных) опорные точки выбираются путем разбиения значений входных сигналов на группы. В крайних группах в качестве опорных точек выбирается минимальное и максимальное значение для левой и правой групп соответственно. Для остальных групп выбирается их среднее значение. При заполнении таблицы опорных точек в качестве значения выхода принимается значение ближайшей точки в экспериментальных данных. В качестве ближайшей точки можно принять ожидаемое значение, используя аппарат мат. статистики, либо точку, имеющую наименьшее расстояние до опорной точки. Также можно синтезировать нечеткий регулятор Мамдани. После синтеза НР необходимо провести его обучение на экспериментальных данных.

В результате сбора экспертной информации необходимо получить таблицы (для каждого НР) опорных точек (табл. 1). Таблица опорных точек должна описывать всю область определения входов НР. В примере диапазоны изменения входов НР от 0 до 10.

Таблица 1. Таблица опорных точек

$t \backslash p$	P_{P_1}	P_{P_2}	...	P_{P_j}	...	P_{P_m}
t_{T_1}	v_{11}	v_{12}	...	v_{1j}	...	v_{1m}
t_{T_2}	v_{21}	v_{22}	...	v_{2j}	...	v_{2m}
...
t_{T_i}	v_{i1}	v_{i2}	...	v_{ij}	...	v_{im}
...
t_{T_n}	v_{n1}	v_{n2}	...	v_{nj}	...	v_{nm}

В случае, если по какой-то причине невозможно заполнить все опорные точки, то значение выхода НР следует принять из условия монотонности и плавности статической характеристики. Т.е. необходимо посмотреть значения соседних опорных точек и выбрать значение, лежащее между ними. Лингвистические переменных входов и выходов НР описываются диапазоном четких значений и функциями принадлежности для каждого терма. Для входных термов вершина треугольника функции принадлежности находится в опорной точке, а его основание соединяет соседние опорные точки. Для выходных переменных необходимо выбрать расположение вершин треугольников функций принадлежностей.

Синтез нечеткого регулятора с заданной статической характеристикой можно разделить на следующие этапы [5–9]:

1. Формирование лингвистических переменных входных и выходных сигналов.
2. Выбор алгоритмов дефазификации, агрегирования, активизации и аккумуляирования.
3. Синтез системы продукционных правил.

Желаемая статическая характеристика представляется в виде таблицы опорных точек. Получение желаемой статической характеристики можно разделить на следующие этапы:

1. Определение диапазонов изменения входных переменных нечеткого регулятора.
2. Разбиение диапазонов изменения на интервалы путем выбора 5–7 значений входных переменных.
3. Для всех возможных комбинаций необходимо определить желаемое значение выхода нечеткого регулятора.

Будем называть базовым консеквент со степенью истинности 1. Консеквент со степенью истинности меньше 1 называется дополнительным. Введем обозначение C – степень истинности дополнительного консеквента. Определение степени истинности C производится по специальному графику.

Разработанная модель нечеткого регулятора с двойной базой правил позволяет, оперируя качественными знаниями экспертов, получить точную систему управления.

Список литературы

1. Муравьева Е.А., Соловьев К.А., Султанов Р.Г. и др. Синтез нечеткого регулятора с заданной многомерной статической характеристикой // Нефтегазовое дело : электронный научный журнал. – 2015. – № 1. – С. 245–260.
2. Соловьев К.А., Муравьева Е.А., Султанов Р.Г. и др. Синтез нечеткого регулятора для управления соотношением расходов «газ – воздух» на основе режимной карты // Нефтегазовое дело : электронный научный журнал. – 2015. – № 1. – С. 275–291.
3. Прикладные нечеткие системы / К. Асаи, Д. Ватада, С. Иваи и др. ; пер. с япон. ; под ред. Т. Терано, К. Асаи, М. Сугено.– М. : Мир, 1993. – 368 с., ил.
4. Соловьев К.А., Муравьева Е.А., Султанов Р.Г. Адаптация нечеткого регулятора // Нефтегазовое дело. – Т. 12, № 3. – 2014. – С. 123–128.
5. Muraveva E., Sagdatullin A., Emekeev A. Intellectual control of oil and gas transportation system by multidimensional fuzzy controllers with precise terms // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 256. – P. 633.
6. Muraveva E.A., Bondarev A.V., Kadyrov R.R. et al. The analysis of opportunities of construction and use of avionic systems based on cots-modules // ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences. – 2016. – Vol. 11. – P. 78–92.
7. Muraveva E.A., Solovev K.A., Soloveva O.I. et al. Simulation of multidimensional non-linear processes based on the second order fuzzy controller // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 685. – P. 816–822.
8. Muraveva E.A., Rahman P.A., Sharipov M.I. Reliability model of fault-tolerant dual-disk redundant array // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 685. – P. 805–810.
9. Muraveva E.A., Fedorov S.V., Bondarev A.V. et al. The questions of circuitry design when forming the switching functions of the control system of the matrix frequency converter // Indian Journal of Science and Technology. – 2015. – Vol. 8 (S10). – P. 1–8.

ДЕТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ СЕПАРАЦИИ УГЛЕВОДОРОДНЫХ СРЕД В ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ РАБОТЫ УСТРОЙСТВ ПОДГОТОВКИ НЕФТИ

Е.В. Николаев

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. С.Н. Харламов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: nickolaev_evgeny@mail.ru

Введение

При проектировании и эксплуатации оборудования нефтегазового промысла важным является оптимизация параметров работы. При этом эффективное прогнозирование явлений сепарации, обусловленных фазовыми переходами и структурной нестабильностью компонентного состава и теплофизических свойств, является немаловажным составляющим. В силу вышесказанного, целью данной работы является детальное исследование компонентного состава и теплофизических свойств углеводородной газовой системы в режимах функционирования оборудования подготовки нефти: температуры $T \cong 0-70^\circ\text{C}$, давления $P \cong 0,1-3,5$ МПа.

Формулировка и верификация физико-математической модели

Модель первой ступени сепарации была построена на базе данных пластовой нефти Вынгапуровского месторождения [1] в программном комплексе Aspen HYSYS. Достоинства HYSYS в моделировании таких процессов достаточно известны [2]. Для углеводородных сред в качестве математической модели, авторами HYSYS, а также многими исследователями рекомендуется уравнение состояния Пенга–Робинсона [3–5], которое качественно превосходит другие уравнения состояния в прогнозировании разделения углеводородных систем. При формулировке модели были приняты следующие физические допущения: 1) режим стационарный; 2) геометрия сепаратора не учитывается; 3) расходы газа и жидкости постоянны; 4) давление и температура в сепараторе постоянны ($T \cong 0-70^\circ\text{C}$, $P \cong 50-3500$ кПа); 5) система находится в термодинамическом равновесии; 6) не учитываются тепловые потери через стенку сепаратора за счет температуры окружающей среды; 7) гидравлическое сопротивление емкости и штуцеров сепаратора пренебрежимо малы.

Достоверность результатов моделирования фазового равновесия «жидкость-пар» с использованием уравнения состояния Пенга–Робинсона представлены в [3–6]. В нашем случае проведен сравнительный анализ наших результатов с данными из [1], получено среднее расхождение по компонентному составу газа 6,8%.

Результаты исследования и их обсуждение

Уравнение состояния Пенга–Робинсона, согласно [2], применимо для расчета компонентного состава фаз жидкости и газа в условиях фазового равновесия до 100 МПа. Однако отсутствие детальной информации о распределениях компонентов смеси при высоких давлениях требует уяснения при изменении поля температуры. Результаты данного исследования иллюстрируются графиками эволюции параметров процесса сепарации в зависимости от температуры при различных давлениях (рис. 1 и 2).

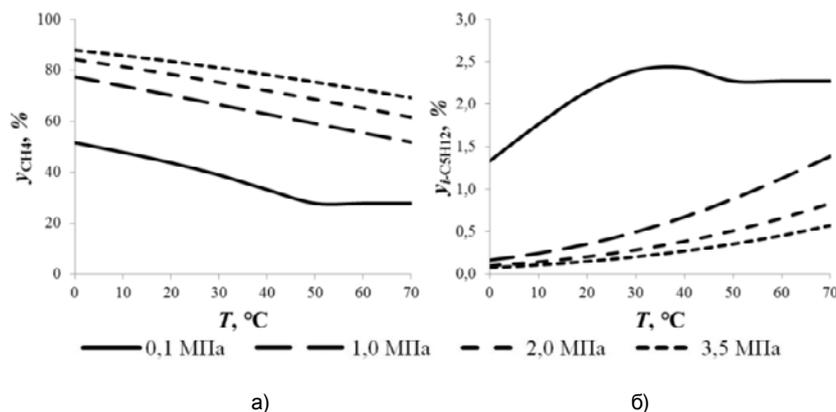


Рис. 1. Зависимость изменения концентраций компонентов газовой смеси в зависимости от температуры при различных давлениях: а) метана; б) изопентана

Из рисунка видно, что с увеличением давления кривые стремятся к линейной зависимости, и становятся чуть менее чувствительными к влиянию температуры. Теплофизические свойства газовой смеси с учетом влияния давлений определяются с помощью методов, основанных на принципе соответственных состояний [2]. Некоторые результаты наших расчетов представлены на рисунке 2.

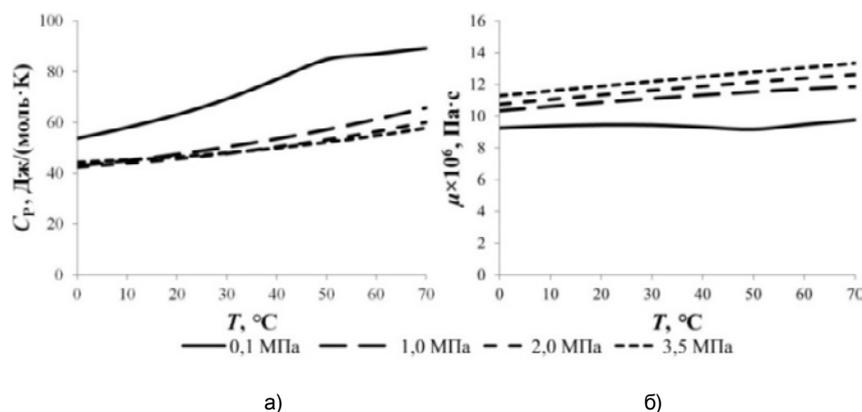


Рис. 2. Зависимость изменения теплофизических свойств газовой смеси в зависимости от температуры при различных давлениях: а) удельной теплоемкости; б) коэффициента динамической вязкости

Рисунок 2 показывает, что с повышением давления происходит группирование кривых со стабильным поведением свойств, как и в случае с поведением компонентов смеси (рис. 1). Это свидетельствует о том, что при высоких давлениях поведение компонентного состава и свойств газовой смеси становится более предсказуемым. Если рассматривать критерии подобия, такие как число Прандтля и Льюиса, то в них наблюдаются отличительные от теплофизических свойств распределения в зависимости от температуры для каждого значения давления, так как в них учитываются практически все возмущающие факторы. Таким образом, мы представляем наиболее общую картину поведения многокомпонентной углеводородной газовой среды в процессе сепарации в широком диапазоне изменений давления.

Заключение

В силу недостаточности экспериментальных исследований, их дороговизны и в некоторых случаях просто невозможности, роль теоретических подходов в задачах исследования поведения углеводородных сред чрезвычайно велика. В процессе данного исследования все поставленные задачи были достигнуты. Следует отметить, что полученные результаты описания процесса сепарации требуют дополнения экспериментальной информацией, которая позволила бы замкнуть методики расчета компонентного состава и теплофизических свойств углеводородных сред для данного диапазона термобарических условий: $T \cong 0\text{--}70^\circ\text{C}$, $P \cong 50\text{--}3500$ кПа.

Список литературы

1. Леонтьев С.А., Марченко А.Н., Фоминых О.В. Обоснование рациональных технологических параметров подготовки скважинной продукции Вынгапуровского месторождения [Электронный ресурс]. – URL: http://ogbus.ru/authors/LeontievSA/LeontievSA_1.pdf (дата обращения 15.04.2014).
2. Базис HYSYS. – AspenTech, Версия 2006. – 737 с.
3. Kou J., Sun S. Unconditionally stable methods for simulating multi-component two-phase interface models with Peng-Robinson equation of state and various boundary conditions // Journal of Computational and Applied Mathematics. – 2016. – Vol. 291. – P. 158–182.
4. Кулик В.С., Чионов А.М., Коршунов С.А. и др. Использование различных уравнений состояния для расчета равновесия в системах «пар-жидкость» под высоким давлением // Трубопроводный транспорт: теория и практика. – 2013. – № 3. – С. 8–12.
5. Фаловский В.И., Хорошев А.С., Шахов В.Г. Современный подход к моделированию фазовых превращений углеводородных систем с помощью уравнения состояния Пенга–Робинсона // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2011. – Т. 13, № 3. – С. 120–125.
6. Фамилия И.О. Моделирование процесса // Современная техника и технологии: труды VII Междунар. научно-практической конференции молодых ученых. – Томск, 2008. – Т. 1. – С. 226–228.

ПОВЕДЕНИЕ КОМПОЗИТА ТИТАН-ИНТЕРМЕТАЛЛИД-АЛЮМИНИЙ ПРИ СЖАТИИ

Р.Е. Новиков, Д.В. Проничев

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Л.М. Гуревич
Волгоградский государственный технический университет
E-mail: khornel@yandex.ru

При сварке взрывом (СВ) титана с деформируемыми алюминиевыми сплавами в роли буфера пластичности и диффузионного барьера используют технически чистый алюминий АД1 [1]. Завышение технологических параметров СВ приводит к формированию на границе раздела титановый сплав – АД1 локальных участков оплавленного металла, со структурой хрупких интерметаллидных включений в матрице алюминия [2], которые при значениях кинетической энергии, затрачиваемой на пластическое деформирование поверхностных слоев металла, $W_2 \geq 2,7$ МДж/м² сливаются в единую тонкую прослойку, что можно рассматривать как дефект, который необходимо учитывать при расчете прочности слоистого композиционного материала.

3D моделирование процессов деформирования и разрушения при сжатии цилиндрического образца проводилось по модели Мизеса с использованием программного комплекса SIMULIA/Abaqus. Образцы моделируемого трехслойного титано-алюминиевого композита ВТ6-АД1-Д20 имели диаметр рабочей части $\varnothing 10$ мм. На границе между слоем АД1 с толщиной, варьируемой от 2 до 0,125 мм, и ВТ6 располагалась сплошная прослойка интерметаллида $TiAl_3$ с толщинами 100 и 50 мкм. Законы упрочнения металлических материалов в результате пластического деформирования задавались по модели Джонсона–Кука [3]. Предельное деформированное состояние, с которого могло начинаться разрушение алюминия или Д20, описывалось моделью разрушения Джонсона–Кука [4].

Для описания поведения прослойки интерметаллида использовали модель Джонсона–Холмквиста [5], в которой предел прочности хрупкого материала σ в процессе разрушения изменяется от предела прочности исходного неповрежденного материала σ_0 до предела прочности полностью разрушенного (измельченного) материала σ_p

$$\sigma = \sigma_0 - D(\sigma_0 - \sigma_p),$$

где D – поврежденность ($0 \leq D \leq 1$).

В моделируемом образце использовалась, конечно, элементная сетка с 5-ю слоями элементов по 125 Нех-ячеек по наружному периметру цилиндрических элементов из алюминия и интерметаллида. Верхний торец слоя Д20 и нижний торец слоя из титанового сплава перемещались навстречу друг другу со скоростями 1 мм/с. Величину средних напряжений в образце определяли по реакции опоры в месте фиксации слоя Д20.

Моделирование показало, что наличие сплошной прослойки интерметаллида толщинами 100 и 50 мкм на границе АД1 и ВТ6 при сжатии практически не изменяет величины напряжения, при котором начинается пластическое деформирование мягкой прослойки для всех моделируемых толщин слоя АД1 (рис. 1), но разрушение происходит при нескольких больших величинах деформации, и, следовательно, разрушающем напряжении. Уменьшение толщины интерметаллида со 100 до 50 мкм практически не изменяло разрушающее напряжение, что объясняется прохождением разрушения в слое АД1 на границе с интерметаллидной прослойкой, и уменьшение толщины интерметаллида практически не влияет на изменение напряженно-деформированного состояния алюминия.

Максимальные напряжения в интерметаллиде формируются в осевой части вблизи границы с титаном. Средний уровень напряжений в интерметаллиде при толщинах 100 и 50 мкм практически одинаков, но при толщине $TiAl_3$ 50 мкм возникает большее количество локальных участков с повышенными напряжениями по Мизесу.

Уменьшение толщины алюминиевого слоя при неизменной толщине интерметаллида оказывает немонотонное влияние на распределение эквивалентной деформации и величину радиального перемещения ячеек, находящихся на цилиндрической поверхности слоев моделируемых образцов вблизи слоя АД1. Уменьшение толщины АД1 до 0,5 мм приводит к уменьшению пластической деформации ячеек, находящихся на цилиндрической поверхности слоя АД, вблизи его границ с интерметаллидом и сплавом Д20, дальнейшее утонение АД1 сопровождается резким ростом эквивалентной пластической деформации в них в момент достижения наибольшей нагрузки. Пластическая деформация поверхностных ячеек на цилиндрической поверхности средней части слоя АД намного меньше, чем вблизи границ с Д20 и $TiAl_3$, хотя радиальное перемещение ячеек средней части слоя АД превышает перемещение граничных ячеек. Это связано со сдерживанием перемещения большей части ячеек АД1 вблизи границ с твердыми слоями.

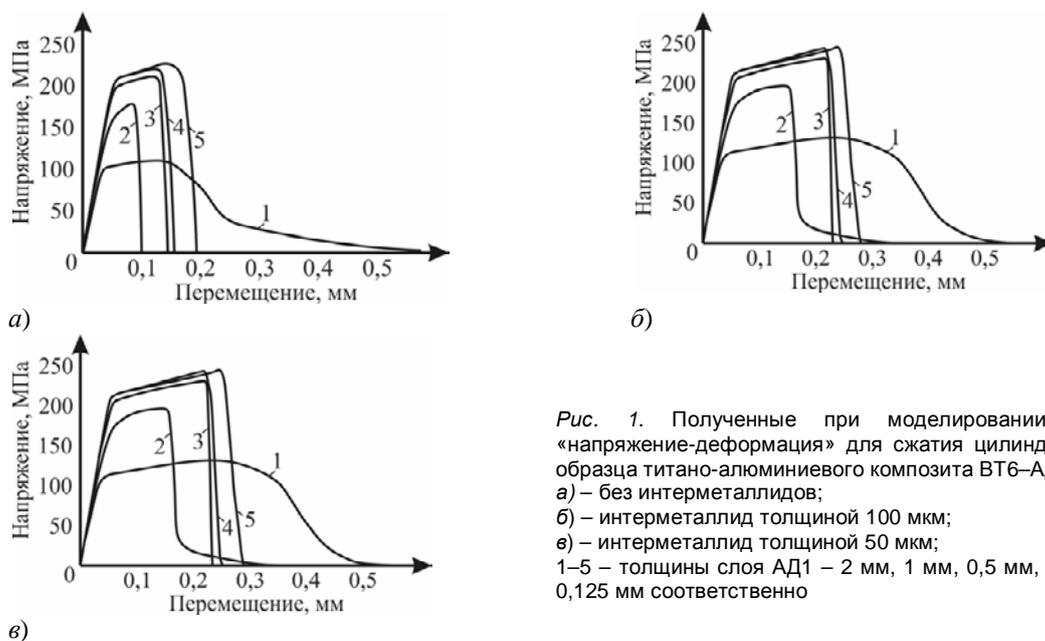


Рис. 1. Полученные при моделировании кривые «напряжение-деформация» для сжатия цилиндрического образца титано-алюминиевого композита ВТ6-АД1-Д20: а) – без интерметаллидов; б) – интерметаллид толщиной 100 мкм; в) – интерметаллид толщиной 50 мкм; 1-5 – толщины слоя АД1 – 2 мм, 1 мм, 0,5 мм, 0,25 мм и 0,125 мм соответственно

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-29-00158).

Список литературы

1. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Гурулев Д.Н. Особенности деформирования сваренного взрывом титано-алюминиевого композита // Сварочное производство. – 1999. – № 1. – С. 11–15.
2. Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Арисова В.Н. [и др.] Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полученном сваркой взрывом по угловой схеме // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2010. – Т. 4, № 4 (64). – С. 38–42.
3. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. – P. 541–547.
4. Johnson G.R., Cook W.H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures // Engineering Fracture Mechanics. – 1985. – Vol. 21. – P. 31–48.
5. Johnson G.R., Holmquist T.J. A computational constitutive model for brittle materials subjected to large strains, high strain rates and high pressure // ShockWave and High Strain Rate Phenomena in Materials / ed. M.A. Meyers, L.E. Murr, K.P. Staudhammer, M. Dekker. – N.Y. : AIP Press, 1992. – 1075 p.

ПОВЕДЕНИЕ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ЧЕТЫРЕХСЛОЙНЫХ ТИТАНО-СТАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ С МЯГКИМИ ПРОСЛОЙКАМИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Р.Е. Новиков, Д.В. Проничев

Научный руководитель: профессор, д. т. н. Л. М. Гуревич
Волгоградский государственный технический университет
E-mail: khornel@yandex.ru

Титано-стальные нашли широкое применения для деталей ядерной энергетики, ракетно-космической и криогенной техники, которые в процессе эксплуатации подвергаются нагревам свыше 600°C. Для уменьшения диффузионных процессов, в ходе которых образуются хрупкие фазы, в Волгоградском государственном техническом университете было предложено использование переходников с промежуточными прослойками из меди и ниобия между титаном и сталью [1]. Хотя мягкие прослойки понижают прочность композита, при уменьшении толщин Cu и Nb (для характеристики которых используют относительную толщину $\chi = h/d$, где h – толщина прослойки, а d – диаметр испытываемого образца) благодаря эффекту контактного упрочнения [2] можно достичь равнопрочности соединения основным слоям из титана и стали за счет их вовлечения в пластическую деформацию.

Целью настоящей работы стало моделирование методом конечных элементов поведения четырехслойного титаностального композита с ниобиевой прослойкой толщинами 1 и 0,6 мм и переменной толщины медной прослойкой в условиях растяжения при температуре 600 °С. Верификацию моделирования провели по ранее полученным результаты испытания образцов титано-стального композита при нормальной температуре [3].

Для моделирования одноосного растяжения цилиндрического образца Ø6 мм композита VT6+ниобий VN2+медь M1+сталь 12X18H10T методом конечных элементов использовался программный комплекс SIMULIA/Abaqus. Расчет проводился по модели Мизеса. Прочность связей между слоями соответствовала прочности наименее прочного элемента пары. Для обеспечения необходимой точности расчетов размер стороны кубической ячейки конечно-элементной сетки в основных слоях (титан и сталь) выбирался равным 0,04 мм. Толщина прослойки Cu варьировалась от 0,3 ($\chi_{Cu}=0,05$) до 6 мм ($\chi_{Cu} = 0,25$) при толщинах ниобия 0,6 и 1 мм ($\chi_{Nb}=0,1$ и 0,167). В прослойках высота ячеек равнялась 2,5% их толщин.

Для учета упрочнения ниобия в процессе пластической деформации использовались кривые упрочняемости при различных температурах [4], а для описания упрочнения остальных материалов использовалась модель Джонсона–Кука [5].

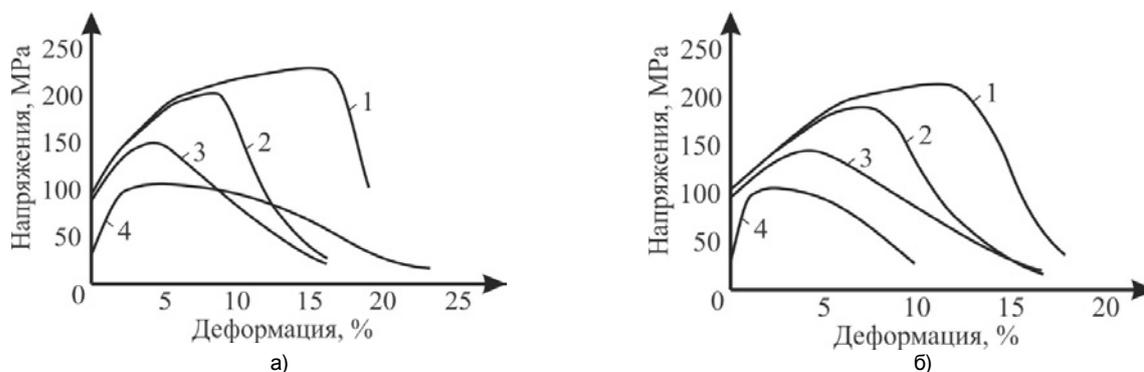


Рис. 1. Диаграммы растяжения для композита VT6+VN2+M1+12X18H10T при температуре 600 °С и толщинах ниобия 0,6 (а) и 1,0 мм (б) для различных χ_{Cu} :
1 – $\chi_{Cu}=0,05$; 2 – $\chi_{Cu}= 0,1$; 3 – $\chi_{Cu}= 0,25$; 4 – $\chi_{Cu}= 1,0$

Полученные при моделировании кривые «напряжения–деформация» при растяжении образцов с различными относительными толщинами медной прослойки приведены на рисунке 1. При относительных толщинах ниобия $\chi_{Nb} = 0,1$ и 0,167 во всей моделируемой области относительных толщин разрушение композита происходило по медной прослойке. Снижение толщины ниобиевой прослойки повышает прочность композита с 215 до 230 МПа, а допустимую деформацию образца с 12 до 17% до момента начала быстрого роста шейки и падения напряжений. Уменьшение относительной толщины χ_{Cu} сопровождалось ростом прочности (рис. 1) и вовлечением в пластическую деформацию ниобиевой прослойки VN2 и стального слоя из 12X18H10T с образованием шейки, по-прежнему, в M1. Максимальные эквивалентные напряжения Мизеса при обоих моделированных толщинах ниобиевой прослойки возникали при растяжении в титановом слое вблизи линии соединения с ниобием. Рост толщины медной прослойки приводил к снижению напряжений в титане.

Характер распределения деформации с преимущественной локализацией в слое стали 12Х18Н10Т для обеих толщин ниобиевой прослойки и $\chi_{Cu} = 0,05$ практически одинаков, но при повышении толщины ниобия растет деформация медной и ниобиевой прослоек. В образцах с относительной толщиной $\chi_{Cu} = 0,1$ первоначально деформируется медная прослойка и стальной слой, но быстрый рост предела текучести стали 12Х18Н10Т вследствие наклепа приводило в дальнейшем к перебросу основной деформации на медную прослойку. У образцов со значениями относительной толщины медной прослойки $\chi_{Cu} \geq 0,25$ в течение всего процесса растяжения деформация происходила преимущественно в меди.

Полученные результаты математического моделирования показывают сложное влияние толщины технологической прослойки ниобия в четырехслойном композите ВТ6+ВН2+М1+12Х18Н10Т наиболее сильно сказывающееся при небольших толщинах медной прослойки. Рост толщины прослойки М1 нивелирует влияние ниобиевой прослойки на поведение композита при термосиловом воздействии.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда
(проект №14-29-00158).*

Список литературы

1. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Шморгун В.Г. Титаностальные композиты и соединения : монография / ВолгГТУ. – ВолгГТУ, 2013. – 344 с.
2. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Проничев Д.В. Композиционные переходники : монография. – Волгоград : Политехник, 2007. – 328 с.
3. Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Голик А.А. Моделирование контактного упрочнения титаностального композита с мягкой прослойкой // Известия ВолгГТУ. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». Вып. 9 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 9(136). – С. 68–72.
4. Sia Nemat-Nasser, Weiguo Guo Flow stress of commercially pure niobium over a broad range of temperatures and strain rates // Materials Science and Engineering A284. – 2000. – P. 202–210.
5. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of the 7th Int. Symp. on Ballistics. – 1983. – P. 541–547.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ МЕЗОНАПРЯЖЕНИЙ В РАМКАХ ДВУХУРОВНЕВОЙ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛА

Е.И. Овчинников

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. П.С. Волегов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: efm620@gmail.com

Технологические процессы обработки металлов сопряжены с огромным количеством трудностей. Одной из наиболее важных является проблема остаточных напряжений (ОН). Это обусловлено тем, что ОН слабо влияют непосредственно на процесс обработки, связанный с интенсивными пластическими деформациями (ИПД) металлов, но проявляют себя, когда образец свободен от внешних нагрузок. Такие напряжения могут вносить как отрицательный, так и положительный вклад в эксплуатационные характеристики деталей и конструкций. Ввиду вышесказанного, крайне важно учитывать остаточные напряжения при производстве деталей и конструкций. Эти знания позволяют оптимизировать применение металлов и сплавов не только с точки зрения стоимости производства, но и с точки зрения срока службы и прочих эксплуатационных характеристик изготавливаемых деталей и конструкций [1].

Для исследования остаточных напряжений применяются различные экспериментальные методы, которые разделяются на два класса: методы разрушающего (механические) и неразрушающего (физические) контроля. К очевидным недостаткам первого класса можно добавить тот факт, что такие методы накладывают существенные ограничения на геометрию исследуемых деталей, а также приводят к частичному или полному разрушению исследуемого образца. Результаты применения методов второго класса зависят от физических свойств образца, что не позволяет делать однозначные выводы о величине и распределении ОН без дополнительных исследований. Таким образом, построение точных математических моделей, описывающих внутреннюю структуру материалов и процессы нагрузки-разгрузки, может стать решением проблемы исследования остаточных напряжений [2].

В рамках работы исследуются остаточные мезонапряжения (ОМН), возникающие на масштабах отдельных кристаллитов; эти напряжения не входят в общепринятую классификацию остаточных напряжений по масштабу, поскольку уравновешены на уровне представительного объема, но не уравновешены на уровне отдельных зерен образца.

В рамках работы использована двухуровневая математическая модель деформирования поликристаллического агрегата [3], в рамках которой объектом исследования является представительный объем поликристаллического агрегата, состоящий из определенного количества зерен или кристаллитов.

Использование двухуровневых моделей, основанных на физических теориях пластичности, позволяет учитывать различные механизмы, сопровождающие неупругое деформирование, например, механизмы упрочнения (связанные с увеличением критических напряжений сдвига дислокаций во время деформирования) или необратимых разворотов (ротаций) кристаллических решеток отдельных зерен или кристаллитов. При этом при исследовании ОМН нельзя точно сказать, как те или иные механизмы, сопутствующие процессам ИПД, повлияют на распределение ОМН. Поэтому в рамках работы были проведены эксперименты, направленные на выявление этих зависимостей. Так, например, исследован вопрос о том, какой из механизмов: ротаций или упрочнения вносит больший вклад в распределение ОМН; при этом в качестве механизма упрочнения принято базовое слагаемое закона упрочнения [4], в качестве механизма ротаций использована модель несовместности пластических деформаций [5]. На рисунке 1 представлено распределение относительной доли кристаллитов по средней интенсивности тензора ОМН в экспериментах на одноосное растяжение. Статистические характеристики распределений приведены в таблице 1.

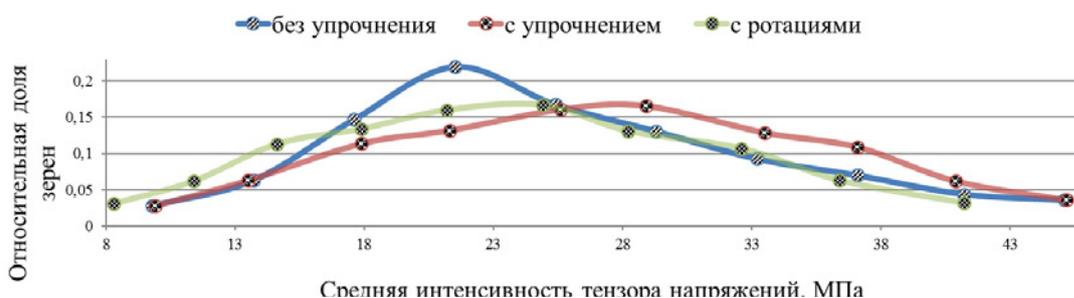


Рис. 1. Распределение относительной доли кристаллитов по средней интенсивности тензора ОМН в экспериментах на одноосное растяжение представительного объема из 1000 зерен, характеристики материала соответствуют технически чистой меди

Таблица 1. Характеристики распределений, приведённых на рисунке 1

Эксперимент	Среднее значение, МПа	Среднее отклонение, МПа
Без упрочнения и ротаций	25,6	9,74
С учетом упрочнения	27,4	9,73
С учетом ротаций	23,3	8,97

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод о том, что механизм ротаций кристаллических решеток оказывает большее влияние как на вид распределения ОМН, так и на его характеристики. Поэтому при исследовании ОМН в рамках двухуровневых моделей необходимо предавать большее значение физически корректному описанию механизмов ротаций, нежели механизмам упрочнения. Это связано с тем, что механизмы ротаций, являясь механизмом релаксации проводимой энергии, вступают в прямую конкуренцию с механизмами образования остаточных напряжений, которые приводят к запасанию упругой энергии внутри материала.

Таблица 2. Характеристики распределений

Эксперимент	Растяжение	Сдвиг	Сжатие
Мат. ожидание, МПа	26,38	23,67	27,42
Среднее отклонение, МПа	9,67	8,89	9,72

Отдельно в работе рассмотрен вопрос о влиянии каждой конкретной схемы деформирования на распределение ОМН. Так, например, выявлено, что деформация сдвигом приводит к образованию меньших ОМН, чем деформация растяжением или всесторонним сжатием, как показано в таблице 2.

Список литературы

1. Николаев Г.А., Куркин С.А., Винокуров В.А. Сварные конструкции. Прочность сварных соединений и деформации конструкций. – М. : Высшая школа, 1982. – 272 с.
2. Овчинников Е.И., Волегов П.С. Изучение вида напряженно-деформированного состояния кристаллитов в рамках определения остаточных мезонапряжений в модели неупругого деформирования поликристалла // Вестник Тамбовского университета. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1199–1202. – (Серия: Естественные и технические науки).
3. Трусов П.В., Волегов П.С., Кондратьев Н.С. Физические теории пластичности : учеб. пособие. – Пермь : Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2013. – 244 с.
4. Озерных В.С., Волегов П.С. Описание механизмов упрочнения при неупругом деформировании поликристаллов // Вестник Тамбовского университета. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1203–1206. – (Серия: Естественные и технические науки).
5. Тельканов М.А., Волегов П.С. Описание ротаций кристаллических решеток и фрагментации зерен при интенсивных неупругих деформациях поликристаллов // Вестник Тамбовского университета. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1338–1341. – (Серия: Естественные и технические науки).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ, СОЗДАВАЕМОГО ЗЕРНОГРАНИЧНЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ, НА ПОВЕДЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИХ НЕУПРУГОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

В.С. Озерных

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. П.С. Волегов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: ozernykh@yandex.ru

В настоящее время наибольший интерес представляет разработка новых, в том числе функциональных, материалов, а также материалов с уникальными свойствами, и способов их получения и обработки. Возникает необходимость использовать материалы, которые можно использовать при высоких, в том числе экстремальных, нагрузках. Повысить диапазоны внешних нагрузок, в которых может эксплуатироваться материал, можно путем увеличения предела текучести материала, то есть напряжений, при которых деформации продолжают расти практически без увеличения прикладываемой нагрузки. Предел текучести можно повысить, например, при финишной обработке при изготовлении детали. Следовательно, необходимо разрабатывать такие способы повышения предела текучести материала, которые при этом не приводили бы к ухудшению других физико-механических параметров материала.

В процессе деформирования существенным образом меняется как макро-, так и мезо- и микроструктура материала. С другой стороны, эволюция мезо- и микроструктуры материала является фактором, определяющим свойства и поведение материала на макроуровне [1]. Эти свойства определяют рабочие характеристики готовых деталей и конструкций. Увеличение предела текучести материала на макроуровне обычно называют упрочнением, при этом на уровне дислокационной структуры причины, приводящие к упрочнению, весьма разнообразны: упрочнение связывают с взаимодействием дислокаций между собой, со скоплениями дислокаций, с другими видами препятствий [2]. Также существенное влияние на величину предела текучести оказывает наличие границ зерен в поликристаллическом агрегате. Под границей понимается поверхность малой толщины, разделяющая части материала с различной ориентацией кристаллической решетки. Влияние границ зерен при деформировании материала определяется, например, экспериментально известным законом Холла–Петча [3], связывающим предел текучести материала со средним размером зерна в поликристалле, иначе говоря – с относительной долей границ в объеме материала. В связи с этим, возникает необходимость физически корректного описания взаимодействия дислокаций между собой, а также с границами зерен.

В работе используется двухуровневая упруговязкопластическая математическая модель неупругого деформирования поликристалла, в которой элемент макроуровня представляет собой представительный объем поликристалла, состоящий из элементов мезоуровня – отдельных монокристаллических зерен (или кристаллитов). Структура и соотношения используемой модели подробно описаны во многих работах (например, [1–2]).

В процессе неупругого деформирования дислокации движутся из одного зерна в другое через границу; при этом в границе остается дислокация ориентационного несоответствия (ДОН) (зернограничная дислокация), вектор Бюргерса которой равен разности векторов вошедшей в границу из данного зерна дислокации и вышедшей из границы в соседнее зерно. ДОНы создают поля напряжений, препятствующие дальнейшему движению дислокаций в данной системе скольжения [2]. Чем больше дислокаций прошло через границу, тем более высокие поля напряжений создаются ДОНами на этой границе. Увеличение напряжения, необходимого для движения дислокации в направлении границы зерна, приводит к возникновению явления зернограничного упрочнения [4]. В работе особое влияние уделяется исследованию поля напряжений, создаваемого зернограничными дислокациями. Предполагается, что такое поле с одной стороны «тормозит» дислокации, подходящие из данного зерна к границе, а с другой стороны, наоборот, «разгоняет» дислокации, движущиеся (в соседнем или в данном зерне) от границы. Поле напряжений зернограничных дислокаций вследствие многочисленных переходов дислокаций сквозь границу может возрасти настолько, что движение других дислокаций по системе скольжения в данном направлении прекратится, тем самым данная система скольжения будет полностью заблокирована. Это явление может привести к тому, что подходящие дислокации будут скапливаться на этой системе скольжения вблизи границы, что приведет к искажению кристаллической решетки материала, а, следовательно, и к появлению микротрещин. Другим вариантом релаксации подводимой энергии при блокировке системы скольжения может быть активизация т.н. некристаллографических систем скольжения, механизмов двойникования, поперечного скольжения или переползания дислокаций, что окажет существенное влияние на физико-механические свойства материала.

Для определения влияния поля напряжений, создаваемых ДОНами на дислокации в зернах, проведена следующая процедура. В рамках работы считается, что дислокации распределены по всему объему зерен равномерно. В расчетах принималась плотность дислокаций порядка 10^{10} см^{-2} , поскольку такая плотность дислокаций характерна для материалов, прошедших интенсивные неупругие деформации. С учетом среднего размера зерна 50 мкм вычислялось среднее расстояние между дислокациями на системах скольжения (порядка 0,01 мкм). Угол разориентации двух соседних зерен составлял 10 градусов. Величина угла выбиралась из таких расчетов, чтобы границу зерен можно было считать малоугловой. Исходя из этих данных, для каждой

дислокации возможно посчитать поле напряжений, создаваемое дислокациями ориентационного несоответствия по известным формулам для поля напряжений краевой дислокации. С помощью соотношения Шмида проведен расчет касательного (в иностранной литературе – «обратного») напряжения на системах скольжения, создаваемого ДОНами.

В рамках работы исследован представительный объем ГЦК поликристалла из 1000 зерен, характеристики которого соответствовали технически чистой меди. В работе проведено исследование влияния среднего размера зерна на деформационное поведение материала. В численных экспериментах использовались различные виды распределения зерен по размерам: логнормальное, экспоненциальное, со следующими характеристиками распределения: математическое ожидание составляло 50 мкм, дисперсия имела значение 15 мкм. Для определения того, какие именно зерна вносят наибольший вклад в повышение внешних напряжений, требуемых для продолжения деформирования, были построены диаграммы отношения среднего напряжения в группе зерен ко среднему напряжению по представительному макрообъему [4]. Получено, что наибольший вклад в повышение внешних напряжений вносят именно самые «мелкие зерна» (характерный размер менее 30 мкм). Это явление можно объяснить тем, что вблизи «мелких» зерен увеличивается доля межзеренных границ (по сравнению с «крупными» зернами размера порядка 90 мкм), значит образуется все большее число дислокаций ориентационного несоответствия, поля напряжений от которых способствуют повышению внешних напряжений.

Таким образом, в работе исследован процесс перехода дислокаций из одного зерна в другое сквозь границу, определено влияние поля напряжений, создаваемого зернограницными дислокациями. Выявлено, что зернограницные дислокации своими полями напряжений могут как тормозить, так разгонять движущиеся вблизи границы дислокации. Изучено влияние различных распределений зерен по размерам на деформационное поведение материалов.

Список литературы

1. Trusov P.V., Shveykin A.I., Nechaeva E.S. et al. Multilevel models of inelastic deformation of materials and their application for description of internal structure evolution // *Physical Mesomechanics*. – 2012. – Vol. 15, No. 3–4. – P. 155–175.
2. Трусов П.В., Волегов П.С., Нечаева Е.С. Многоуровневые физические модели пластичности: теория, алгоритмы, приложения // *Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского*. – 2011. – № 4–4. – С. 1808–1810.
3. Игнатова О.Н., Кальманов А.В., и др. О существовании закона Холла–Петча в металлах // *Физическая мезомеханика*. – 2013. – Т.16, № 6. – С. 89–93.
4. Озерных В.С., Волегов П.С. Описание механизмов упрочнения при неупругом деформировании поликристаллов // *Вестник Тамбовского университета*. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1203–1206. – (Серия: Естественные и технические науки).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ В ПОВЕРХНОСТЬ МИШЕНИ С ПОКРЫТИЕМ

Е.С. Парфенова

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. А.Г. Князева
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: Linasergg@mail.ru

В настоящее время исследования процесса поверхностной обработки материалов потоками заряженных частиц ведутся достаточно активно. Благодаря этим методам возможно управление составом и структурой, а, следовательно, и поверхностными свойствами материалов. Несмотря на накопленные экспериментальные и теоретические данные, возможности метода ионной имплантации в полной мере не реализованы, что связано с недостаточным пониманием физических процессов, протекающих в твердом теле при облучении [1].

В процессе внедрения имплантата в поверхность подложки, одновременно с диффузионными процессами протекают и другие явления. Например, вследствие удара частиц о поверхность генерируются механические возмущения, возникают структурно-фазовые изменения, генерируются точечные дефекты и т.д. Все перечисленные явления оказывают влияние друг на друга, поэтому при моделировании процесса ионной имплантации необходимо учитывать это для получения качественных результатов.

В литературе встречаются исследования особенностей термоупругих волн, вызванных воздействием высокоэнергетических источников на поверхности материалов. Но стоит отметить, что редко используются связанные модели ионной имплантации, в которых учитываются процессы, связанные с различием свойств основного материала и внедряемых элементов; с диффузионными явлениями и с физико-химическими явлениями. В работе [2] показано, что взаимовлияние механических и диффузионных волн приводит не только к затуханию волны деформаций (и напряжений) и искажению ее профиля, но и дает распределение концентрации, не соответствующее чисто диффузионному процессу.

Цель настоящей работы – исследовать начальную стадию процесса ионной имплантации в поверхность подложки при учете наличия внутренней границы раздела. На пути движения имплантируемой примеси могут встретиться внутренние поверхности, разделяющие зерна одной фазы или области с различной ориентацией структуры, также это может быть граница разделяющая покрытие от материала подложки. Это приводит к изменению скорости распространения механической волны при переходе через границу. Как следствие, изменяется скорость концентрационной волны.

Если учесть, что генерируемые напряжения упругие, скорости, ускорения и деформации малы, то для описания процесса внедрения примеси в поверхностный слой металла в случае одноосного нагружения необходимы уравнение баланса массы, уравнение теплопроводности и уравнение движения. Предположим, что на поверхности мишени (материал A) имеется тонкий слой другого материала (B). Таким образом, можно говорить о двух средах с разными свойствами.

Наличие внутренней границы приводит к появлению параметров модели, характеризующих отношение свойств материала покрытия и основного материала:

$$\delta = \frac{E_B}{E_A}, \quad \Delta\alpha_T = \frac{\alpha_{TB}}{\alpha_{TA}}, \quad \alpha_{BA} = \frac{\Delta\alpha_B}{\Delta\alpha_A}, \quad \Delta\rho = \frac{\rho_B}{\rho_A}, \quad \Delta\lambda = \frac{\lambda_{TB}}{\lambda_{TA}}, \quad \Delta C_\sigma = \frac{C_{\sigma A}}{C_{\sigma B}},$$

где E_k – модуль упругости, α_{Tk} – коэффициент теплового расширения, $\Delta\alpha_k$ – разность коэффициентов концентрационного расширения внедряемого элемента и материала подложки, ρ_k – плотность, λ_{Tk} – теплопроводность, $C_{\sigma k}$ – удельная теплоемкость.

Пример решения связанной задачи при наличии внутренней границы представлен на рисунках 1, 2.

При достижении границы раздела материалов наблюдается искажение профилей волн, и частичное отражение их от внутренней границы. К моменту времени $\tau=0.13$ видно, что от границы раздела материалов распространяются две волны в противоположных направлениях. Тепловая волна претерпевает меньшие искажения при переходе через границу – на ее профиле появляется излом в области раздела материалов. Видно, что механическая волна достигает гораздо большей глубины, чем концентрационная.

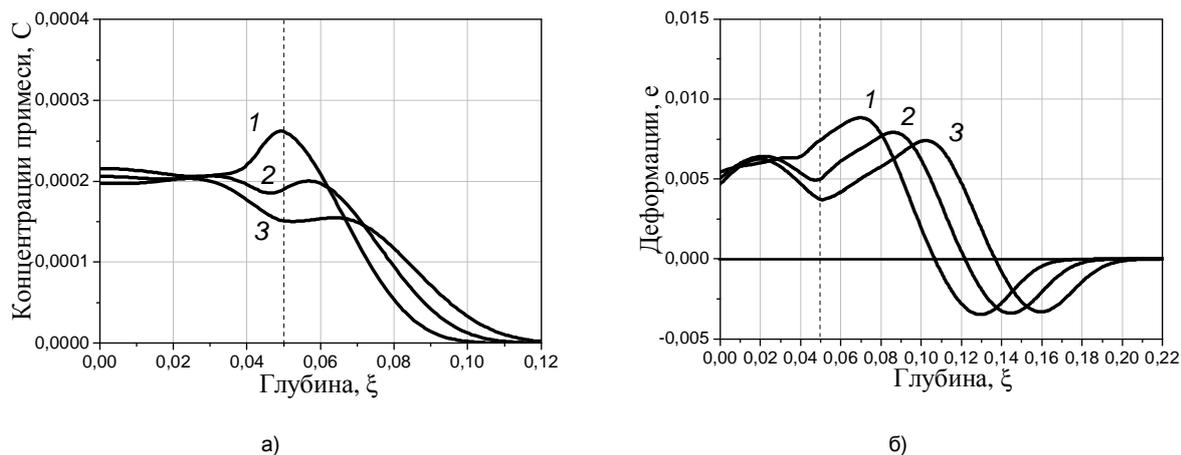


Рис. 1. Пример решения связанной задачи при наличии внутренней границы раздела.
Моменты времени, τ : 1 – 0.085; 2 – 0.095; 3 – 0.105; 4 – 0.11; 5 – 0.12; 6 – 0.13

Таким образом, в работе представлена математическая модель начальной стадии процесса ионной имплантации. Учитывается неизотермичность процесса и наличие внутренней границы раздела основного материала и материала покрытия.

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках реализации государственного задания Минобрнауки России на 2014–2016 годы, № НИР – 11.815.2014/К.

Список литературы

1. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. Градиентные поверхностные слои на основе интерметаллидных частиц: синтез, структура, свойства / отв. ред. В.П. Кривобоков. – Томск : НТЛ, 2013. – 260 с.
2. Parfenova E.S., Knyazeva A.G. Metal surface treatment with particle fluxes taking into account the internal boundary // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 685. – P. 413–416.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ПРОЦЕССА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОТОКА ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ С ПОВЕРХНОСТЬЮ МЕТАЛЛА

Е.С. Парфенова, М.В. Чепак-Гизбрехт

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. А.Г. Князева
Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: Linasergg@mail.ru

Для повышения эксплуатационных свойств материалы подвергаются химико-термической обработке. В последнее время появилась возможность использования в качестве источников нагрева потоки заряженных частиц. При этом ускоряются процессы теплопроводности и диффузии, вследствие чего появляются волны механических напряжений. Что выражается визуально образованием дефектной структуры. Распространение упругих волн в твердом теле исследуется во многих работах. Несмотря на многочисленные исследования, эксперимент не позволяет изучить взаимосвязь процессов, протекающих в материале, подвергнутом воздействию потоков заряженных частиц, поскольку они происходят одновременно. Например, внедрение частиц в поверхность металла сопровождается нагревом и генерацией волн напряжений и деформаций. Поэтому, с целью исследования взаимосвязи процессов теплопроводности, диффузии и напряжений (и деформаций) в данной работе используется математическое моделирование.

Математическая модель включает систему уравнений теплопроводности, диффузии и движения, дополненная уравнениями неразрывности и определяющими соотношениями для упругой среды с учетом линейной взаимосвязи между напряжениями (и деформациями) с температурой и концентрацией. В начальный момент времени температура образца известна, концентрация внедренной примеси и напряжения в образце отсутствуют. Полагаем, что образец не закреплен и его размеры много больше размеров зон прогрева и диффузии. На обрабатываемой поверхности задано равномерное распределение потоков тепла и массы. На обратной стороне образца стоки тепла и массы отсутствуют.

Задача решена численно с помощью метода обратной прогонки. Достоверность результатов подтверждена их сравнением с аналитическим решением. Аналитическое решение получено с использованием интегральных преобразований. Полученные результаты качественно согласуются с экспериментальными данными.

*Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках реализации государственного задания
Минобрнауки России на 2014–2016 годы, № НИР – 11.815.2014/К.*

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ХИМИЧЕСКОГО РЕАКТОРА

Б.И. Пякилля, И.А. Тутов

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: morphism@tpu.ru

Сегодня технический прогресс достиг очень больших высот, а технологические нововведения проникли во все сферы человеческой деятельности, изменив некоторые до неузнаваемости. Развитие новых методов производства и контроля позволило поднять качество создаваемой продукции на невозможные ранее ступени. Одним из основных «двигателей» прогресса является автоматизация физико-химических процессов т.е. обеспечение управления и регулирования процесса без участия человека-оператора. Важность автоматизации именно физико-химических процессов вызвана тем, что они составляют часть таких процессов, контроль в которых крайне важен как для сегодняшней жизни человека, так и для будущей.

Примером такого важного технологического процесса является поддержание требуемой температуры в рабочей камере химического реактора. Схема технологической установки процесса представлена ниже на рисунке 1 [1].

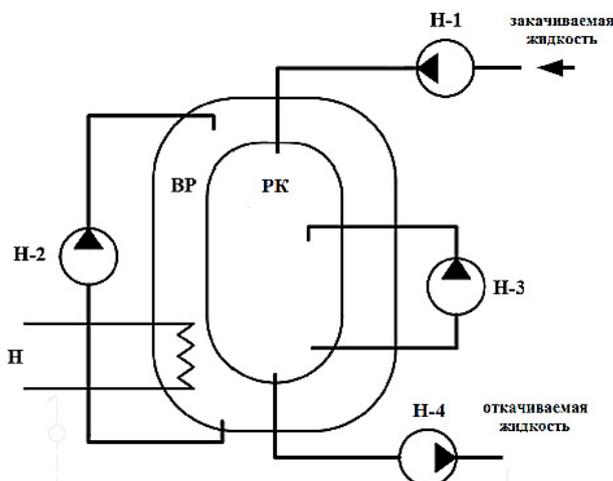


Рис. 1. Функциональная схема технологического процесса

Строение химического реактора следующее: рабочая камера (РК) реактора помещается в водяную рубашку (ВР), в которой находится вода, нагревая которую нагревателем (Н), будет оказываться управляющее воздействие на жидкость в рабочей камере. Для закачки нагреваемой жидкости используется насос Н-1, для ее откачки насос Н-4. С целью равномерного нагрева жидкости в рабочей камере и в водяной рубашке, перемешивая их отдельно друг от друга, используются насосы Н-2 и Н-3.

Основная задача заключается в том, чтобы найти такие управляющие воздействия, которые позволят стабилизировать температуру на протяжении всей работы технологического процесса. Источниками управляющих воздействий являются и нагреватели. Для обеспечения обратной связи используются датчики измерения температуры в рабочей камере и водяной рубашке.

Для того, чтобы необходимые управляющие воздействия подавались на объект управления без участия человека, требуется наличие системы автоматического управления (САУ). САУ, в общем случае, имеют в своей структуре регулятор (управляющее устройство), объект управления, обратную связь (измерительное устройство) [2]. Регулятор должен выполнять роль «человека» в данной систем и «принимать» решения о выдаче управляющих сигналов в зависимости от того, что приходит от измерительного устройства. Существует возможность «жесткого» программирования регулятора на выдачу сигналов управления, но когда стоит задача об оптимальном управлении, где критерием оптимизации является время управления, величина колебательности, статическая ошибка и пр., то следует снабдить САУ достаточно точной информацией о поведении объекта управления. Для этой цели используется предварительное математическое моделирование объекта управления, которое ставит своей целью получить как можно большее количество информации об объекте. Однако, важно помнить, что найденная математическая модель не должна быть слишком сложной для задач управления в реальном времени [3]. Под сложностью здесь подразумевается время обсчета модели на вычислительных машинах (промышленных контроллера, микроконтроллеров и пр.). Ведь если это время обсчета будет слишком высоко, то САУ не сможет своевременно реагировать на изменение поведения объекта управления.

Пример математической модели химического реактора представлен на рисунке 2.

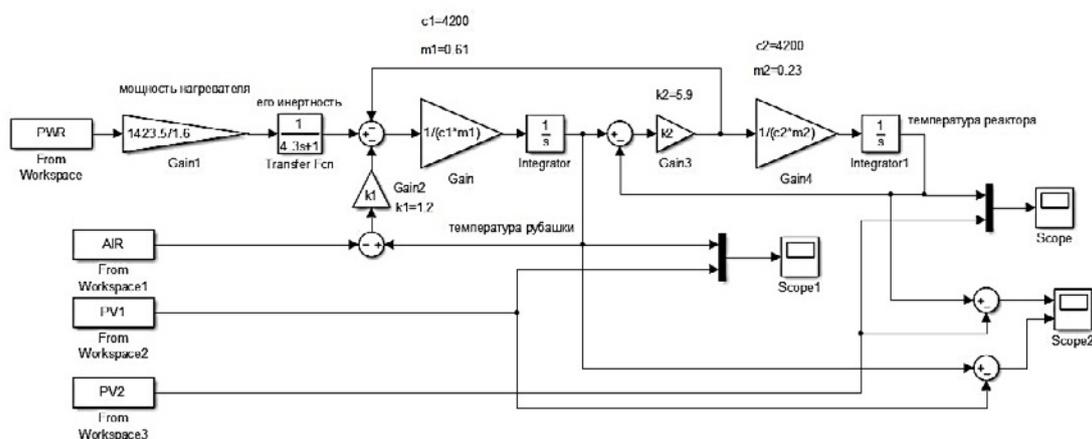


Рис. 2. Структурная схема математической модели объекта управления

Данная модель включает в себя основные параметры, связанные с теплоемкостью жидкости, ее рабочей массой и свойствами химического реактора. Модель построена в программном пакете MATLAB фирмы Mathworks и представляет собой соединение интеграторов, пропорциональных звеньев и инерционного звена. В модели есть учет влияния температуры окружающей среды в виде блока AIR, который представляет собой аддитивное возмущение, влияющее на температуру рабочей камеры химического реактора.

Основная цель такой модели заключается в моделировании поведения температуры рабочей камеры химического реактора. Главным недостатком модели является ее сложность, а значит невозможность использования в задачах реального времени. Этот недостаток будет решен в последующих работах.

Список литературы

1. Бугузов Д.В., Тутов И.А. Разработка испытательного стенда нагревательной установки с водяной рубашкой // Науч.-практич. конф. «Молодежь и современные информационные технологии» (9–13 ноября 2015 г., г. Томск). – Томск, 2016. – С. 223–224.
2. Дорф Р., Бишоп Р. Современные системы управления. – М.: Бинум, Лаборатория базовых знаний, 2004. – 832 с.
3. Labovska Z., Labovsky J., Jelemensky L. et al. Model-based hazard identification in multiphase chemical reactors // Journal of Loss Prevention in the Process Industries. – 2014. – Vol. 29. – P. 155–162.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕЖПОЗВОНОЧНОГО ДИСКА ШЕЙНОГО СЕГМЕНТА ПОЗВОНОЧНИКА ПРИ НАКЛОНЕ ВПЕРЕД

Т.В. Колмакова, А.В. Телегина, Ю.А. Рижун

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Т.В. Колмакова
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: yulirik.93@mail.ru

Активное применение компьютерного моделирования в медицине связано с необходимостью проведения биомеханического анализа структур человеческого организма. Использование методов компьютерного моделирования создает предпосылки для более глубокого понимания закономерностей функционирования человеческого организма в норме и при патологиях, способствующего разработке рекомендаций по созданию имплантатов замещающих отдельный орган или его часть и эффективных методов коррекции системы в целом.

Целью данной работы является исследование изменения деформационного поведения межпозвоночного диска при наклоне шейного сегмента позвоночника вперед в результате его дегенеративных изменений.

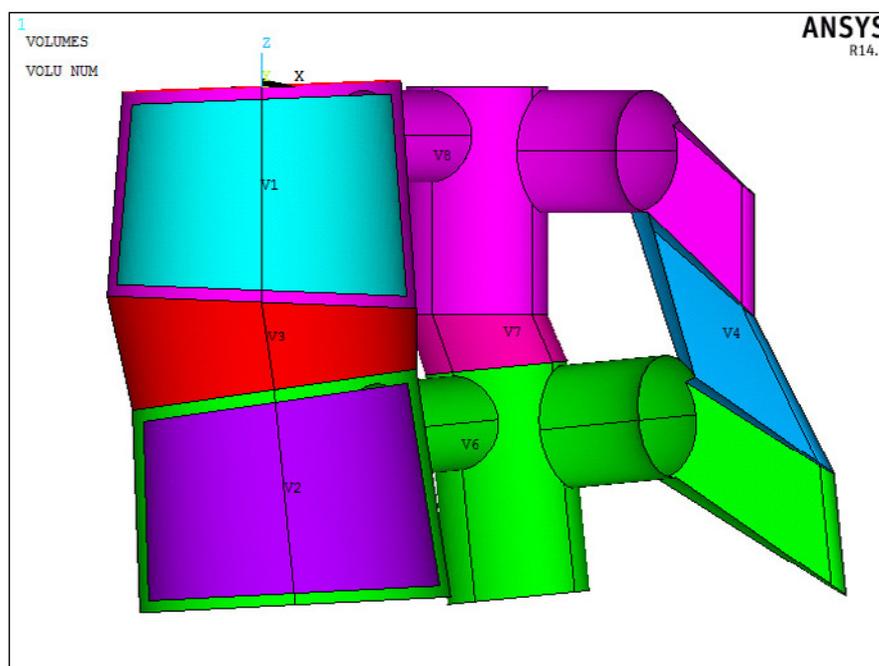


Рис. 1. Геометрическая модель сегмента шейного отдела позвоночника (вид сбоку в сечении)

Для достижения поставленной цели была построена геометрическая модель сегмента шейного отдела позвоночника, при этом использовались литературные данные экспериментально полученных размеров [1,2]. Алгоритм построения был реализован в программном комплексе ANSYS на языке APDL.

На рисунке 1 представлена геометрическая модель сегмента шейного отдела позвоночника, на котором приняты следующие обозначения: «V1» и «V2» – губчатая костная ткань позвонков C3 и C4 соответственно; «V3» – межпозвоночный диск, который моделировался посредством заполнения межпозвоночного пространства; «V4» – межостистая связка; «V6» и «V8» – компактная костная ткань тел позвонков C4 и C3 соответственно и примыкающих к ним остистых, поперечных, суставных отростков, а также задних дуг позвонков C3 и C4. Размеры межпозвоночного диска варьировались от 4,3 мм до 6 мм. Значения модуля принимали значения от 2,5 МПа до 98 МПа [2].

Материал межпозвоночного диска определялся как изотропный линейно-упругий материал, механические свойства которого были взяты из литературных источников [3].

Проводился расчет деформационного поведения модельного сегмента шейного отдела позвоночника. Нижняя поверхность тела позвонка C4 жестко фиксировалась. Верхняя поверхность позвонка C3 была нагружена силой равной 1000 Н. В центральной точке верхней поверхности тела позвонка C3 задавался момент на сгибание в отрицательном направлении оси X, равный 7,5 Нм [4]. Заданные нагрузки соответствуют физиологическому сгибанию сегмента шейного отдела позвоночника.

Дегенеративные изменения межпозвоночного диска моделировались посредством уменьшения высоты диска и увеличения его модуля упругости в соответствие с литературными данными.

На рисунке 2 представлены деформированные формы сегментов, отличающихся высотой (h) и модулем упругости (E) межпозвоночного диска.

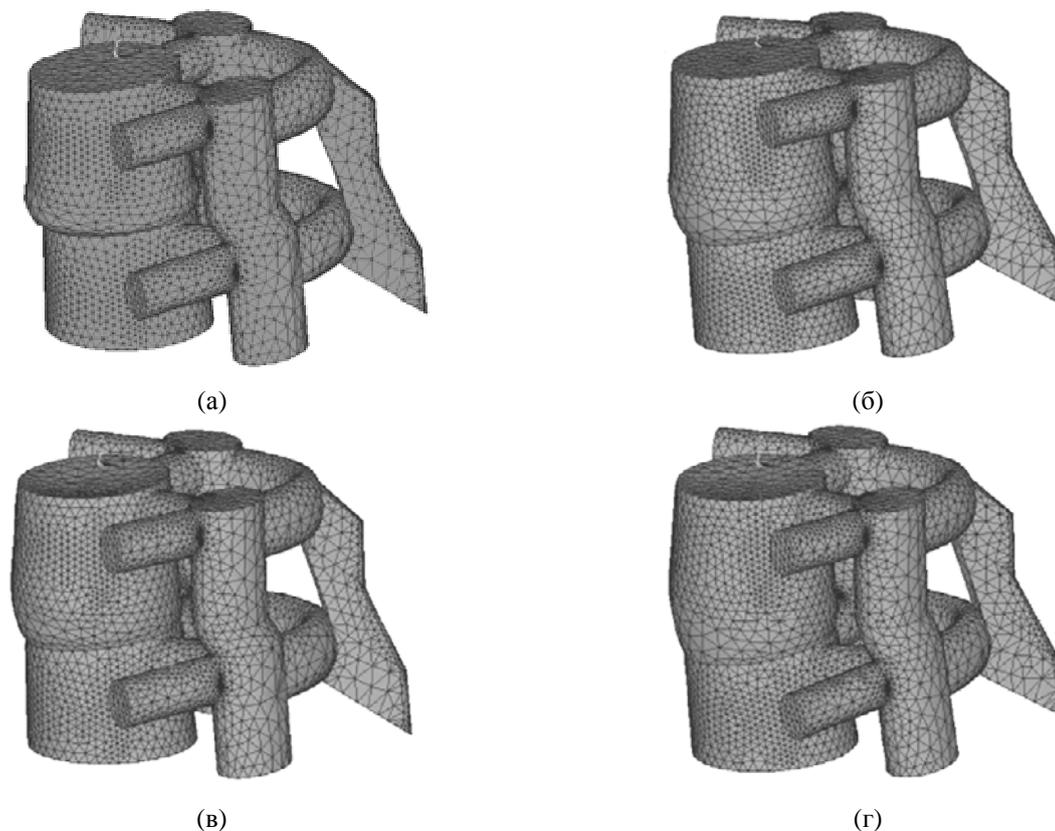


Рис. 2. Деформированные формы шейного сегмента С3-С4 позвоночника.
(а) $h=4.3$ мм, $E=2.5$ МПа; (б) $h=6$ мм, $E=2.5$ МПа; (в) $h=4.3$ мм, $E=98$ МПа ; (г) $h=6$ мм, $E=98$ МПа

Наблюдается более сильное выпячивание межпозвоночного диска с уменьшением его высоты. Выпячивание диска уменьшается с увеличением модуля упругости.

Список литературы

1. Tan S.H. Quantitative three-dimensional anatomy of cervical, thoracic and lumbar vertebrae of Chinese Singaporeans // European Spine Journal. – 2004. – Vol. 13. – P. 137–146.
2. Gilad I. A Study of vertebra and disc geometric relations of the human cervical and lumbar spine // Spine. – 1986. – Vol. 11, No. 2. – P. 154–157.
3. Yang H. et al. Effective modulus of the human intervertebral disc and its effect on vertebral bone stress // J. Biomech. – 2016. – Vol. 49, No. 7. – P. 1134–1140.
4. Hueston S. et al. Cervical spine anthropometric and finite element biomechanical analysis // Human Musculoskeletal Biomechanics / T. Goswami (ed.). – InTech, 2012. – Ch. 6. – P. 107–158.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОСАЖДЕНИЯ ЧАСТИЦ НА ПОВЕРХНОСТИ ПОДЛОЖКИ МЕТОДОМ РЕШЕТОЧНЫХ УРАВНЕНИЙ БОЛЬЦМАНА

Э.Р. Сайфуллин¹, А.Г. Князева^{2,3}

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. А.Г. Князева

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: ser_web@mail.ru

В настоящее время одним из наиболее эффективных путей повышения характеристик изделий является нанесение покрытий, значительно увеличивающие такие показатели как прочность, жаростойкость, устойчивость к коррозии, химически агрессивным средам и многие другие. Однако при нанесении покрытий не удастся точно предсказать распределение плотности наносимого вещества на поверхности подложки, что в свою очередь приводит к несоответствию ожидаемых и получаемых свойств покрытия. Вследствие чего возникает потребность в определении факторов, влияющих на неоднородное распределение частиц мишени на подложке. Цель настоящей работы состоит в численном моделировании процесса осаждения частиц на поверхности изделия и анализе полученных результатов.

Суть метода заключается в представлении непрерывной сплошной среды в виде эквивалентной дискретной модели. В рассматриваемой области задаётся пространственная решетка в узлах которой содержится вещество, описываемое одночастичной функцией распределения f_k . Решетка должна обладать свойством симметричности. В данной работе используются решётка D2Q9, где первое число указывает на размерность пространства, а второе на количество возможных векторов скоростей псевдочастиц \mathbf{c}_k .

Эволюция системы под действием объёмных сил описывается решеточным уравнением Больцмана:

$$f_k(\mathbf{x} + \mathbf{e}_k, t + \Delta t) = f_k(\mathbf{x}, t) + \Omega_k(f_k(\mathbf{x}, t)) + \Delta f_k, \quad (1)$$

где f_k – функция распределения, характеризующая плотность вещества в узле решетки, Ω_k – оператор столкновений, обозначающий степень заселенности в столкновениях, Δf_k – изменение функции распределения, происходящее под действием объёмных сил.

Как уже было отмечено в работе [1] оператор столкновений определяется в виде $\Omega_k = (N_k^{eq}(\rho, \mathbf{u}) - N_k) / \tau$, где $\tau = t / \Delta t$ – безразмерное время релаксации. Для определения равновесных функций распределения используют распределения Максвелла – Больцмана в ряд по скорости \mathbf{u} :

$$f_k^{eq}(\rho, \mathbf{u}) = \rho w_k \left(1 + \frac{\mathbf{c}_k \mathbf{u}}{\theta} + \frac{(\mathbf{c}_k \mathbf{u})^2}{2\theta^2} - \frac{\mathbf{u}^2}{2\theta} \right) \quad (2)$$

Значения коэффициентов w_k и кинетической температуры псевдочастиц θ приведены в [2]. Последнее слагаемое правой части уравнения (1) определяется методом точной разности (Exact Difference Method, EDM) [3]

$$\Delta f_k(\mathbf{x}_k, t) = f_k^{eq}(\rho, \mathbf{u} + \Delta \mathbf{u}) - f_k^{eq}(\rho, \mathbf{u}) \quad (3)$$

Плотность вещества и скорость в узле вычисляются по формулам: $\rho = \sum_k f_k$, $\rho \mathbf{u} = \sum_k \mathbf{c}_k f_k$.

На рисунках 1 и 2 представлены результаты численного моделирования процесса осаждения распылённого вещества на поверхности изделия. В левой части области камеры задан поток напыляемого вещества, на правой части расположена подложка. По краям области камеры заданы твёрдые стенки. С течением времени происходит осаждение частиц под действием сил межмолекулярного взаимодействия. Рисунок 1 характеризует распределение плотности, а на рисунке 2 изображено распределение средней скорости частиц в заданные промежутки времени. Область на подложке, окрашенная в белый цвет (рис. 2), соответствует нулю средней скорости распределения. Равенство областей красного (рис. 1) и белого (рис. 2) цветов при $t=10000$ подтверждает справедливость распределения плотности.

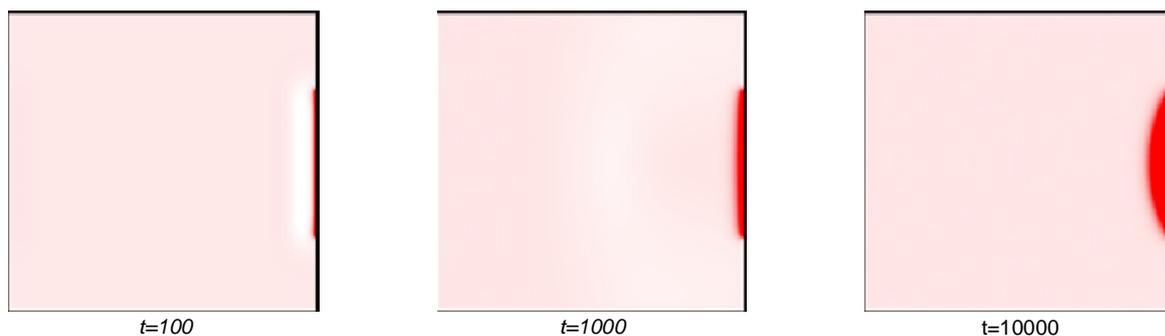


Рис. 1. Эволюция осаждения покрытия. Сетка: 200x200. Шкала плотности: белый цвет ($\rho = 0$) и красный цвет ($\rho = \rho_{\max}$). $\tilde{\rho} = 1,5$; $\tilde{T} = 0,8$; $\tau = 0,9$

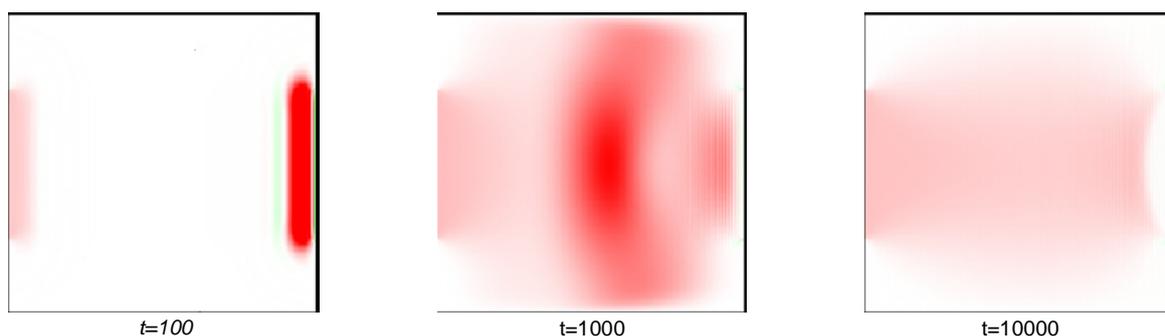


Рис. 2. Распределение скорости движения частиц. Сетка: 200x200. Шкала распределения средней скорости: зелёный цвет ($v = -v_{\max}$), белый цвет ($v = 0$) и красный цвет ($v = v_{\max}$)

Список литературы

1. Bhatnagar P.L., Gross. E.P., Krook M.K. A model for collision process in gases. I. Small amplitude process in charged and neutral one-component system // Phys. Rev. – 1954. – Vol. 94, No. 3. – P. 511–525.
2. Сайфуллин Э.Р., Князева А.Г., Куперштох А.Л. Применение метода решеточных уравнений Больцмана для моделирования процесса осаждения частиц // Материалы XXIV Всероссийской школы-конференции молодых учёных и студентов «Математическое моделирование в естественных науках». – Пермь : Изд-во Пермского национального исследовательского политехнического университета. – 2015. – С. 389–393
3. Li Q., He Y.L., Wang Y., Tao W.Q. Coupled double-distribution-function lattice Boltzmann method for the compressible Navier–Stokes equations // Phys. Rev. E. – 2007. – Vol. 76, No. 5(056705). – P. 1–19.

ЗАВИСИМОСТЬ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА СВЕТОДИОДНОЙ ЛАМПЫ С КОНВЕКЦИОННЫМ ГАЗОВЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ ОТ КОЛИЧЕСТВА СВЕТОДИОДНЫХ НИТЕЙ

Д.Г. Старосек, А.Ю. Хомяков, Ю.В. Ряполова, А.Ю. Олисовец

Научный руководитель: доцент, к. т. н. Д.В. Озёркин
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники»
E-mail: krypto@main.tusur.ru

Целью работы является определение зависимости температурного режима светодиодной лампы с конвекционным газовым охлаждением от количества светодиодных нитей. Число нитей, предлагаемых к размещению в стандартной колбе А50 равно 2, 3, 4, 6 штук. Газовое наполнение колбы светодиодной лампы – гелий, температура окружающей среды 25 °С, объем колбы – 113,7 см³ мощность каждой линейки 1 Вт [1].

Светодиодная лампа с конвекционным газовым охлаждением представляет собой стеклянную колбу объемом 113,7 см³, заполненную гелием, внутри которой размещены светоизлучающие элементы ленточной структуры (СИЭ). Каждый излучающий элемент генерирует тепловую энергию и нагревает окружающую газовую среду и контакты, на которых закреплен сам элемент. Как известно, тепловой режим является важным фактором, влияющим на функционирование любого радиоэлектронного прибора и светодиодного прибора в частности.

Преследуя цель выявления верхнего ограничения по количеству светодиодных светоизлучающих элементов ленточной структуры, было проведено компьютерное моделирование светодиодной лампы с конвекционным газовым охлаждением.

Моделирование теплового режима лампы с конвекционным газовым охлаждением начинается с создания трёхмерной геометрической модели. Моделирование проводилось по оригинальным чертежам и максимально приближено к реальной модели колбы лампы и штенгеля. При создании сборки модели светодиодной лампы была использована модель светоизлучающего светодиодного элемента мощностью 1 Вт, созданная на предыдущих этапах моделирования. Внешний вид модели светоизлучающего элемента представлен на рисунке 1 (слева).

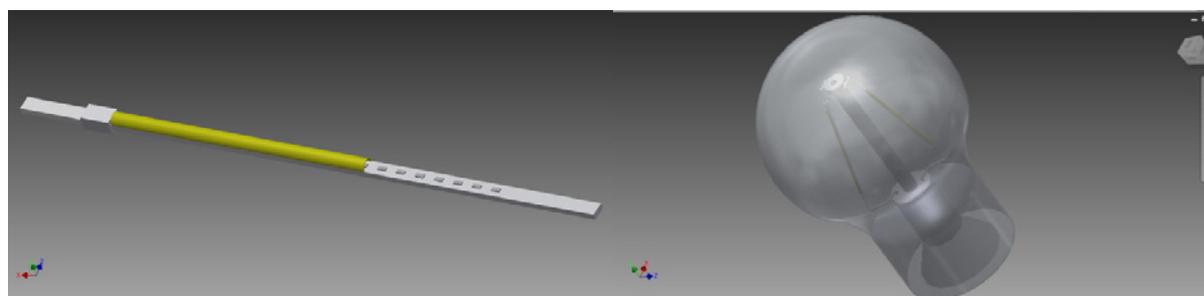


Рис. 1. Внешний вид компьютерной модели СИЭ (слева) и лампы (справа)

Для получения общей картины распределения температурного поля были созданы трёхмерные геометрические модели светодиодной лампы с 2, 3, 4 и 6 светоизлучающими элементами. Внешний вид компьютерной геометрической модели лампы с двумя светоизлучающими элементами представлена на рисунке 1 (справа).

Трёхмерные модели, созданные на предыдущем этапе, импортируются в систему инженерного анализа Autodesk Simulation CFD, для расчета температурного режима светодиодных линеек. В программе задаются параметры материалов, граничные и начальные условия, масштаб сетки, необходимый для расчета методом конечных элементов и условия естественной конвекции [2]. Подробное описание работы программного комплекса и алгоритм выполнения теплового анализа описаны на предыдущих этапах моделирования выполненных в рамках настоящего проекта.

Целью моделирования было определение количества светоизлучающих элементов, при котором светодиодная лампа может нормально функционировать. Для этого был проведен расчет лампы с 2, 3, 4, и 6 светоизлучающими элементами, ниже приведен рисунок, на котором изображено температурное поле и векторы, указывающие направление потоков газа для лампы с двумя СИЭ.

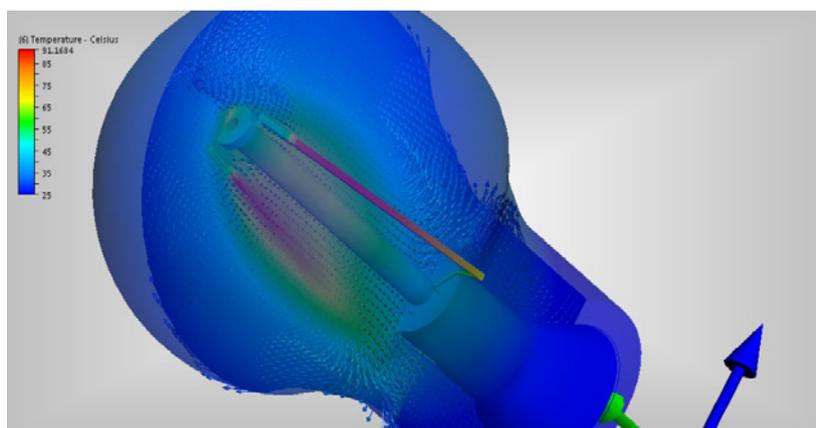


Рис. 2. Температурное поле лампы с двумя светоизлучающими элементами

Наиболее важным фактором является значение максимальной температуры внутри светодиодной лампы. Также весьма информативным представляется распределение температурного поля осветительного прибора, по нему можно судить о природе повышенных концентраций тепловой энергии. Значения максимальных температур, для каждой лампы, приведены в таблице 1.

Таблица 1. Максимальные температуры светодиодных ламп

	Количество светоизлучающих элементов, шт.	Максимальное значение температуры линейки, °C
	2	78,5
	3	91,17
	4	109,87
	6	161,9

Выводы

Анализируя данные представленные в таблице 1, нетрудно заметить, что при увеличении количества светодиодных светоизлучающих элементов температура внутри колбы возрастает по экспоненциальному закону. Известно, что максимальная рабочая температура светодиодного кристалла определяется производителем и обычно находится в районе 110°C. Исходя из вышеизложенного, можно сделать вывод, что максимальное количество светодиодных светоизлучающих элементов равняется 4.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки в рамках прикладных научных исследований RFMEFI57714X0061.

Список литературы

1. Старосек Д.Г., Хомяков А.Ю., Афонин К.Н. Зависимость теплового режима и светового потока светодиодной лампы от газового наполнения колбы // Перспективы развития фундаментальных наук. – С. 265–267 [Электронный ресурс]. – URL: http://science-persp.tpu.ru/Arch/Proceedings_2016_vol_1.pdf.
2. Сивухин Д.В. Общий курс физики: термодинамика и молекулярная физика. – М. : Физматлит, 2006.

ОПИСАНИЕ ФРАГМЕНТНО-ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОЦЕССОВ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

М.А. Тельканов

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. П.С. Волегов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: michaelperm@gmail.com

В настоящее время всё большее применение при разработке новых и оптимизации существующих технологий производства материалов и конструкций находят математические модели, позволяющие описывать процессы деформирования материалов при различных условиях и программах нагружения. Подобные модели позволяют существенно экономить ресурсы ещё на стадии разработки технологии производства или обработки материала за счёт сокращения количества проводимых натуральных экспериментов, поэтому их создание представляется весьма актуальной задачей.

Для того, чтобы корректно описывать эволюцию физико-механических свойств материала при его обработке, требуется уметь описывать физические механизмы, приводящие к изменениям внутренней структуры, а, следовательно, и свойств материала. Это, в свою очередь, требует учета реальной фрагментно-зёрненной структуры материала. Таким образом, основной целью работы является разработка двухуровневой математической модели, позволяющей описывать развороты кристаллических решёток зёрен в процессах интенсивных неупругих деформаций поликристаллических материалов. Кроме того, требуется разработать методику описания фрагментно-зёрненной структуры материала, учитывающей произвольное количество граничащих друг с другом структурных элементов.

На макроуровне в модели рассматривается представительный объём поликристалла, состоящий из элементов мезоуровня – зёрен. Предполагается, что зерно представляет собой совокупность слабозориентированных фрагментов, которую в первом приближении можно считать единым монокристаллом. При этом между собой зёрна разделены большеугловыми границами. Подробное описание соотношений, позволяющих определить напряженно-деформированное состояние на каждом из структурных уровней, приводятся, например, в работе [1]. Для описания разворотов кристаллических решёток зёрен используется модель ротаций, основанная на несовместности пластических деформаций в соседних элементах [2]. Под элементом ротации (ЭР) понимается связанный структурный элемент, совершающий ротацию в данный момент времени как единое целое. Элементом ротации может являться как совокупность зёрен, так и отдельные зёрна, и даже их фрагменты. Выбранная модель ротаций предполагает, что причиной разворотов решёток ЭР является вращательный момент, возникающий из-за скачков пластических деформаций на границах раздела ЭР. Эта модель требует корректного учёта нормалей к поверхностям раздела зёрен, а также их площадей, для описания которых удобно явным образом ввести форму зерна. Вопрос о выборе формы не играет существенной роли в рамках статистических моделей материала, однако при моделировании сложной фрагментно-зёрненной структуры, учитывающей наличие граничащих элементов, этот вопрос весьма важен. Основными ограничениями, накладываемыми на форму зерна, являются прежде всего выпуклость и структура поверхности. Так, поверхность зерна должна представлять собой совокупность плоских фасеток, чтобы доставлять минимум энергии границ [3].

Для соответствия описанным требованиям, в первом приближении форма зерна представляется гексаэдром, который может быть получен из куба путём отклонения всех его граней от изначального положения на произвольные величины, не превышающие 15 градусов. Такая форма даёт возможность учесть до шести прилегающих элементов, однако микрофотографии реальных поликристаллических материалов показывают наличие гораздо большего количества соседствующих элементов [4]. Чтобы учесть эти элементы в построенной модели, был предложен следующий метод генерации формы зерна: от начальной гексаэдрической формы с вероятностью 50% отсекаются рёбра и вершины (рис. 1). Площадь фасеток, образованных отсечением рёбер составляет порядка 10% от площади грани изначального куба, а площадь фасетки на месте отсечённой вершины – порядка 1%. Полученная таким образом форма позволяет учесть наличие до 26 нормалей к граничащим элементам, при этом не нарушая принципов пространственной укладки элементов (с учётом вариации размеров самих зёрен).

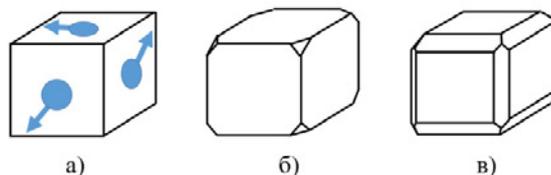


Рис. 1. Варианты формы зерна: гексаэдр (а), гексаэдр с усечёнными вершинами (б) и с усечёнными рёбрами (в). На рисунок (а) нанесены вектора, иллюстрирующие поверхностные вращательные моменты

С использованием построенной модели был проведён анализ влияния количества граничащих элементов на осреднённый суммарный вращательный момент кристаллической решётки зерна. Для этого была проведена серия численных экспериментов по одноосному растяжению представительного объёма модельного поликристалла меди, состоящего из 1000 зёрен с периодическими граничными условиями. Различия в условиях эксперимента заключались лишь в количестве учитываемых зёрен-«соседей». Из рисунка 2 следует, что добавление фасеток вместо отсечённых рёбер увеличивает величину вращательного момента примерно на 8%, в то время как добавление фасеток взамен отсечённых вершин увеличивает момент всего на 2%.

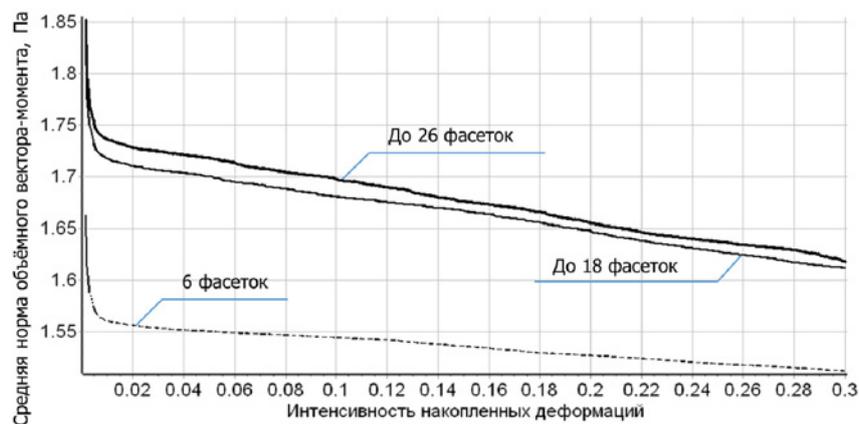


Рис. 2. Зависимость осреднённой нормы вектора вращательного момента решётки зерна от интенсивности накопленной деформации

Таким образом можно сделать вывод, что учёт сложной зёрненной структуры является довольно важным с точки зрения корректного описания ротаций. Стоит отметить, что учёт фасеток на месте отсечённых вершин вносит довольно слабый вклад в величину вращательного момента, вследствие чего их можно не учитывать, чего нельзя сказать о фасетках, полученных путём отсечения рёбер. Учёт дополнительных фасеток на межзёрненных границах можно рекомендовать к использованию в подобного рода моделях.

Список литературы

1. Trusov P.V., Shveykin A.I., Nechaeva E.S. et al. Multilevel models of inelastic deformation of materials and their application for description of internal structure evolution // Physical Mesomechanics. – 2012. – Vol. 15, No. 3–4. – P. 155–175.
2. Тельканов М.А., Волегов П.С. Описание ротаций кристаллических решеток и фрагментации зерен при интенсивных неупругих деформациях поликристаллов // Вестник Тамбовского университета. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1338–1341. – (Серия: Естественные и технические науки).
3. Хирт Д., Лоте И. Теория дислокаций. – М. : Атомиздат, 1972. – 600 с.
4. Попович В., Кондир А., Плешаков Е. Технология конструкционных материалов и материаловедение. – Львов : Папуга, 2004. – 422 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕДАЧИ ТЕПЛА УПАКОВОЧНОГО МАТЕРИАЛА – ПАРАФИНИРОВАННОЙ БУМАГИ

Т.В. Ульзутуева, А.Х. Цыбикова, А.А. Жамбалова

Научный руководитель: профессор, д. х. н. Б.Б. Танганов
Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления
E-mail: bagaeva-tv@mail.ru

Развитие современной упаковочной промышленности во многом определяется созданием новых защитных материалов, которые могут работать в условиях высоких температур и агрессивных сред. В последнее время возрос интерес к созданию новых многослойных теплозащитных оберточных материалов. Такие покрытия должны удовлетворять высоким требованиям по сопротивлению к разрушению, иметь низкий коэффициент теплопроводности, обеспечивать наименьшую проницаемость водяных паров, газов, пыли, грязи в содержимое. Для удовлетворения данных требований на поверхность бумаги и картона наносят полимерные материалы или воскообразные (парафинированные) вещества, хорошо прилипающие к поверхности обрабатываемого материала.

Предметом исследования является парафинированная бумага, которая широко используется для упаковки пищевых продуктов, металлоизделий из стали, чугуна, технической пластмассы и капрона, а так же для упаковывания хозяйственных изделий из парафина (свечей), церезина, пластмассы и т.д. Эти же изделия, а так же изделия электротехнические из текстолита, эбонита, резита, электротехнической пластмассы для защиты от коррозии при хранении и для создания первичной упаковки применяют упаковочные материалы, предварительно обработанные антикоррозионными и теплозащитными веществами. При этом используют основу (бумагу-подложку) различной плотности [1]. Поэтому создание упаковочных материалов с повышенной теплозащитой без ухудшения прочности и ряда других свойств является трудной задачей.

Теплопроводность – одна из определяющих характеристик теплозащитных материалов. На ее величину влияют: толщина, химический состав, кинетика и механизмы диффузии основного теплозащитного элемента. В связи с этим коэффициент теплопроводности является структурно-чувствительной характеристикой материала. С повышением температуры, как правило, происходит увеличение теплопроводности материала, в то время как в парафинированных упаковочных материалах теплопроводность при нагреве уменьшается. Анализ литературы по теплопроводности материалов показывает, что существует большой разброс данных, полученных разными авторами, и трудно установить количественные соотношения между теплопроводностью и структурными параметрами материалов, кроме того, парафинированные упаковочные материалы переносят тепло очень медленно.

В основе данной работы лежат разработанные установки по изучению теплофизических свойств упаковочных материалов.

Целью данной работы явилось исследование теплопроводности парафинированной бумаги на разработанной установке.

Для реализации цели решены следующие задачи:

- рассмотрены известные методы измерения теплопроводности твердых бумажных образцов их зависимость от различных факторов;
- апробирована установка для измерения теплопроводности парафинированной бумаги, основанная на использовании: термопреобразователя, выполненного в виде плоской пластины; температурного компенсатора; холодильника на испытуемый образец; охлаждающей смеси из мелкоизмельченного льда, хлористого натрия и хлористого калия; спиртового термометра в холодильнике; электрической мешалки в холодильнике;
- разработана методика измерения теплопроводности парафинированной бумаги для учебных целей;
- исследована зависимость изменения коэффициента теплопроводности от различных параметров: состава, структуры парафинированной бумаги.

Проблемы, рассматриваемые в работе, охватывают прикладную направленность задач, поскольку любая технология требует привлечения теплофизических оценок оптимизации исследуемых процессов. Уровень развития упаковочной промышленности характеризуется не только объемом производства и ассортиментом выпускаемой продукции, но и показателями ее качества. Показателями качества продукции в числе других технических характеристик являются и их теплофизические свойства. Появился целый ряд новых технологических процессов, протекающих при высоких температурах, что послужило основанием для совершенствования и интенсификации ранее существующих процессов, применяемых в упаковочной, пищевой, химической промышленности. Поэтому возникла проблема более глубокого и детального изучения теплопроводности упаковочных материалов.

Для решения приведенных выше задач потребовалось использование методов квантовой механики, термодинамики, электродинамики, с привлечением физико-химических, структурных параметров образца, а так же изучение свойств парафина.

Известны стационарные, относительные и регулярного теплового режима методы определения теплопроводности. Особенностью стационарных методов является создание стационарного одномерного

теплового потока через образец, который обеспечивает постоянное распределение температуры в исследуемом образце. В этом случае температура в любой точке образца зависит только от ее расположения в образце и постоянна во времени. Точность получаемых результатов зависит от точности определения градиента температуры образца, отклонения от условия стационарности теплового потока и его одномерности, влияния теплового сопротивления между датчиком температуры и образцом и ряда других факторов. Относительные методы позволяют избежать многих таких недостатков путем сравнения температурных полей в исследуемом покрытии и эталонном образце. Однако данные методы используются только для определения коэффициента теплопроводности объемных тел и не применяются для исследования бумаги, изготовленной из бумаги-основы и пропитанной парафином, которая может быть достаточно тонкой по своей структуре.

Нами разработана установка для определения теплопроводности парафинированной бумаги для заворачивания, содержащая средство для определения теплопроводности, соединенное с блоком регистрации и испытуемый образец. В установке дополнительно установлен температурный компенсатор для поддержания комнатной температуры, соединенный со средством для измерения теплопроводности, в качестве которого использован термопреобразователь, выполненный в виде плоской пластины, другой стороной термопреобразователь соединен с испытуемым образцом, на котором установлен холодильник с крышкой, при этом внутри холодильника расположены спиртовой термометр и электрическая мешалка, соединенная с трансформатором, кроме того в холодильник помещена охлаждающая смесь из мелкоизмельченного льда, хлористого натрия и хлористого калия для достижения в нем постоянной температуры 0°C, при изменении температуры в холодильнике производятся замеры испытуемого образца, непрерывно регистрирующиеся на диаграммной ленте самопишущего устройства блока регистрации [2].

Таким образом, разработанная установка для измерения теплопроводности парафинированной бумаги позволяет получить данные в лабораторных условиях и прогнозировать влияние структуры упаковочного материала на теплопроводность.

Список литературы

1. Танганов Б.Б., Багаева (Ульзугуева) Т.В., Бубеева И.А. Установка для определения теплопроводности парафинированной бумаги, используемой для заворачивания конфет // Труды V Международного форума «Актуальные проблемы современной науки». Естественные науки. Физическая химия. – Самара : Самарский государственный областной университет (Наяновой), 2009.
2. Танганов Б.Б., Багаева (Ульзугуева) Т.В. Установка для определения теплопроводности парафинированной бумаги для заворачивания конфет : пат. №80005 РФ, МПК7 А01F 29/00. – Заявлено 09.04.2009 ; Оpubл. 10.08.2009, Бюл. № 34.

КРИТЕРИЙ БЕЗОПАСНОГО ПРОТЕКАНИЯ РЕАКЦИИ В МОДЕЛЯХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ РЕАКТОРОВ

Н.М. Фирстова

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. Е.А. Щепакина
Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королёва
E-mail: firstova.natalia@yandex.ru

Изучение природы возникновения и закономерностей колебательных процессов в динамических системах представляет большой интерес и рассматривается в большом количестве научных работ. При этом особое внимание уделяется исследованию автоколебательных режимов, которые, чаще всего, являются неблагоприятными для работы систем. Однако в ряде современных технологий, например, в химической промышленности или в энергетике, может потребоваться создание в реакторах колебательных процессов, что приводит к необходимости генерировать и контролировать такие процессы.

Автоколебательные режимы – это незатухающие периодические колебания, амплитуда и период которых в определенных пределах не зависят от начальных условий и определяются лишь значениями параметров системы. Возникновение автоколебаний, в отличие от вынужденных или параметрических колебаний, не связано с действием периодической внешней силы или с периодическим изменением параметров системы, а происходит за счет неперiodических источников в системе. Одним из признаков автоколебательной системы может служить присутствие так называемой обратной связи, управляющей расходом энергии неперiodического источника.

В работе исследуются автоколебательные режимы в моделях электрохимических реакторов. Рассмотрены две модели, в основе одной лежит реакция Копера–Слуитера [1], построение другой базируется на модификацию электрокаталитической реакции, основанную на концепции наличия в системе нескольких типов катодной поверхности [2].

Для рассмотренных динамических моделей получен критерий безопасного протекания реакции [3, 4], связанный с таким явлением как бифуркация Андронова–Хопфа с последующим уточным взрывом [5–8], когда в чрезвычайно малом интервале значений управляющего параметра происходит стремительное возрастание амплитуды устойчивого предельного цикла. На основе медленного интегрального многообразия определены основные режимы в системах. Привлечение асимптотических методов позволило определить условия, при которых наблюдаются режимы, играющие роль водораздела между безопасными процессами и режимами с самоускорением.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-41-630529 p_a.

Список литературы

1. Koper M.T.M., Sluyters J.H. Instabilities and oscillations in simple models of electrocatalytic surface reactions // Journal of Electroanalytical Chemistry. – 1994. – No. 371(1). – P. 149–159.
2. Петренко О.Е., Нечипорук В.В., Бабюк Д.П. Неустойчивость и осцилляции в модели электрокаталитического восстановления с учетом внешнего сопротивления цепи (квазипотенциостатический контроль) // Электрохимия. – 1998. – Т. 34, № 6. – С. 619–626.
3. Фирстова Н.М. Исследование критических явлений в модели электрохимического реактора // Вестник Самарского государственного университета. – 2013. – Т. 110(9/2). – С. 221–226.
4. Shchepakina E.A., Firstova N.M. Study of oscillatory processes in the one model of electrochemical reactor // CEUR Workshop Proceedings. – 2016. – Vol. 1638. – P. 731–741. – doi: 10.18287/1613-0073-2016-1638-731-741.
5. Shchepakina E., Sobolev V. Black swans and canards in laser and combustion models // Singular Perturbations and Hysteresis / ed. by M.P. Mortell, R. O'Malley, A. Pokrovskii, V. Sobolev. – Philadelphia : SIAM, 2005. – Chapter 8. – 51 p.
6. Shchepakina E.A. Black swans and canards in self-ignition problem // Nonlinear Anal.: Real World Appl. – 2003. – No. 4. – P. 45–50.
7. Shchepakina E. Canards and black swans in model of a 3D-autocatalator // Journal of Physics: Conference Series. – 2005. – No. 22. – P. 194–207.
8. Shchepakina E., Sobolev V., Mortell M.P. Singular perturbations: introduction to system order reduction methods with applications // Springer Lecture Notes in Mathematics. – Cham : Springer International Publishing, 2014. – Vol. 2114.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УСТАНОВИВШЕГОСЯ ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОСТИ БАЛКЛИ-ГЕРШЕЛЯ В КАНАЛЕ СО СКАЧКОМ СЕЧЕНИЯ

Е.И. Хезай

Научный руководитель: доцент, к. ф.-м. н. Е.И. Борзенко
 Национальный исследовательский Томский государственный университет
 E-mail: efim_h@ff.tsu.ru

В работе рассматривается установившееся ламинарное течение неньютоновской жидкости в плоском канале с внезапным расширением (рисунок 1). Жидкость считается несжимаемой. Течение описывается системой, состоящей из уравнений движения и неразрывности, записанных в безразмерной форме

$$\begin{cases} \text{Re} (\mathbf{U} \cdot \text{grad } \mathbf{U}) = -\text{grad } \mathbf{P} + \nabla (2\mathbf{B} \cdot \mathbf{E}), \\ \text{div } \mathbf{U} = 0. \end{cases}$$

Реологические свойства жидкости подчиняются закону Балкли-Гершеля, согласно которому выражение для эффективной вязкости определяется формулой [1]

$$B = \frac{Se + A^k}{A}.$$

Здесь: $\mathbf{U} = (U, V)$ – вектор скорости, \mathbf{P} – давление, k – степень нелинейности, A – безразмерная интенсивность тензора скоростей деформаций, $\text{Re} = \rho \frac{U_0^{2-k} l^k}{\mu}$ – обобщенное число Рейнольдса, $Se = \frac{\tau_0 l^k}{\mu U_0^k}$ –

без-размерный параметр вязкопластичности, ρ – плотность жидкости, τ_0 – предел текучести, μ – константа реологического закона. В качестве масштабов длины, скорости и давления используются величины l –

полуширина входного сечения, U_0 – среднерасходная скорость во входном сечении, комплекс $\mu \left(\frac{U_0}{l} \right)^k$ соответственно.

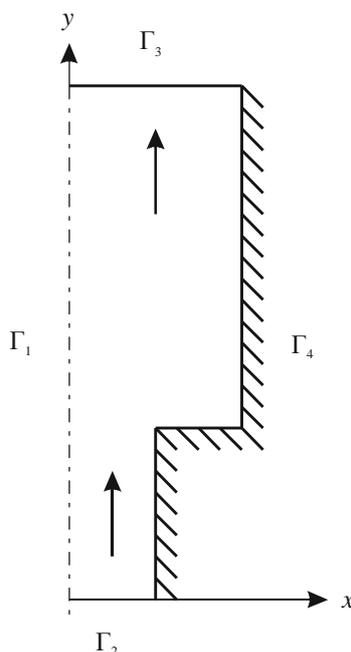


Рис. 1. Область течения

Область течения схематично показана на рисунке 1, отношение поперечных размеров входного и выходного каналов равняется 2. Жидкость подается через входное сечение Γ_2 с постоянным расходом, при этом профиль скорости совпадает с профилем, характерным для установившегося течения рассматриваемой жидкости в плоском бесконечном канале. В выходном сечении Γ_3 используются «мягкие» граничные условия для продольной скорости и равенство нулю поперечной скорости. На твердых границах Γ_4 выполняются условия прилипания, на плоскости симметрии Γ_1 – условия симметрии. Входная и выходная границы находятся на достаточном удалении от уступа во избежание влияния последнего на характер течения в окрестностях этих границ.

Согласно такой постановке задачи граничные условия записываются в виде:

$$\begin{aligned} \Gamma_1: \quad & \frac{\partial V}{\partial x} = 0, U = 0; \\ \Gamma_2: \quad & V = V_1(x), U = 0; \\ \Gamma_3: \quad & \frac{\partial V}{\partial y} = 0, U = 0; \\ \Gamma_4: \quad & V = 0, U = 0. \end{aligned}$$

Профиль скорости во входном сечении $V_1(x)$ находится из решения одномерной задачи об установившемся течении жидкости Балкли-Гершеля в плоском бесконечном канале с заданным постоянным расходом и имеет вид

$$V_1(x) = \begin{cases} -\frac{1}{C} \frac{k}{k+1} (-C - Se)^{\frac{k+1}{k}}, & \text{при } x \leq x_1; \\ \frac{1}{C} \frac{k}{k+1} \left[(-Cx - Se)^{\frac{k+1}{k}} - (-C - Se)^{\frac{k+1}{k}} \right], & \text{при } x > x_1, \end{cases}$$

где $x_1 = -Se/C$ – уравнение плоскости, разделяющей области квазитвердого и сдвигового течений; $C < 0$ находится из решения алгебраического уравнения

$$k(-C - Se)^{\frac{k+1}{k}} [k Se - (k+1)C] - C^2(k+1)(2k+1) = 0.$$

Задача решается численно с помощью конечно-разностного метода. Для нахождения стационарных полей скорости и давления в расчетных узлах разнесенной сетки используется метод установления, который подразумевает добавление производных искомым функциям по времени в уравнения движения, с последующей записью их в разностном виде и решением с применением процедуры SIMPLE [3].

В результате выполнения работы предложена численная методика решения поставленной задачи. Показано наличие в потоке трех зон: одномерное движение в окрестности входа; одномерное движение в окрестности выхода; двумерное движение в области скачка сечения, которое характеризуется наличием циркуляционной зоны. Продемонстрирована линейная зависимость продольных размеров последней в зависимости от числа Рейнольдса $L(Re)$ в диапазоне $1 \leq Re \leq 40$. В случае течения степенной жидкости зависимость $L(k)$ имеет нелинейный характер при изменении k в пределах от 0,4 до 2. Для течений жидкостей с пределом текучести показано наличие квазитвердых ядер вблизи плоскости симметрии в зонах одномерного движения и застойных участков в области скачка сечения. Исследовано влияние параметра вязкопластичности в диапазоне $0 \leq Se \leq 5$ на картину течения.

Список литературы

1. Смольский Б.М., Шульман З.П., Гориславец В.М. Реодинамика и теплообмен нелинейно-вязкопластичных материалов. – Минск : Наука и техника, 1970.
2. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М. : Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА В СМЕСИТЕЛЕ С ДИСКОВЫМ ЗАВИХРИТЕЛЕМ

М.Г. Хмелева, А.Б. Тохметова

Научный руководитель: доцент, д. ф.-м. н. Л.Л. Миньков
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: khmelmg@gmail.com

Для равномерного перемешивания жидкостей, жидкости и микрочастиц применяют различные устройства-смесители, представляющие собой, как правило, емкость и завихритель. Завихрители, являющиеся рабочим органом смесителя, могут быть выполнены в виде лопаток, спиралей, рамок, перфорированных дисков и др. [1]. Выбор того или иного типа смесителя зависит от свойств смешиваемых жидкостей, их объема и времени перемешивания. Решение задачи гидродинамики процесса перемешивания позволяет судить о картине течения в смесительном устройстве и предсказать степень однородности получаемой смеси, а также определить параметры турбулентности, которые оказывают влияние на процесс перемешивания жидкости и микрочастиц.

В данной работе рассматривается гидродинамика процесса перемешивания жидкого (расплавленного) металла в тигле под действием завихрителя, выполненного в виде трех перфорированных дисков с размещенными на них штифтами [2], рисунок 1, а также исследуется влияние скорости вращения завихрителя на картину течения.

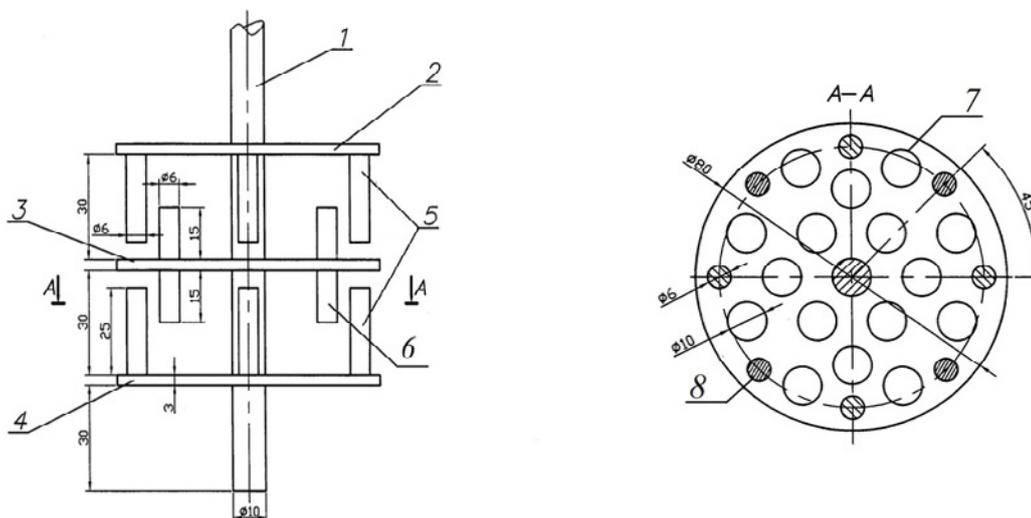


Рис. 1. Форма завихрителя: 1 – ось; 2–4 – перфорированные диски; 5, 6 – штифты; 7 – отверстия; 8 – штифты центрального диска

Основные допущения, используемые при описании процесса перемешивания, следующие: жидкость несжимаемая; процесс перемешивания нестационарный, изотермический; течение является турбулентным. Для описания положения границы жидкий металл – воздух используется модель VOF, для описания турбулентного течения привлекается классическая $k-\epsilon$ модель. Определяющая система уравнений записывается во вращающейся со скоростью завихрителя системе координат. На твердых поверхностях тигля и завихрителя задаются условия прилипания, на открытой границе тигля задаются «мягкие» граничные условия.

Для решения определяющей системы уравнений используется метод конечных объемов, причем для аппроксимации конвективных членов уравнений используется противопоточная разностная схема второго порядка аппроксимации. Для нахождения поля давления используется алгоритм PRESTO!. Согласование поля давления и поля скоростей осуществляется по методу SIMPLE [3]. Значения параметров турбулентности на твердых поверхностях определялись в соответствии с моделью EWT (Enhanced Wall Treatment). Решение поставленной задачи осуществлялось в осесимметричном приближении для закрученных течений с использованием пакета программ Ansys-Fluent [4].

Расчеты проводились при следующих значениях параметров: плотности жидкого металла и воздуха $\rho_m=2700 \text{ кг/м}^3$, $\rho_a=1.2 \text{ кг/м}^3$, динамическая вязкость жидкого металла и воздуха $\mu_m = 10^{-3} \text{ Па}\cdot\text{с}$, $\mu_a=1.8\cdot 10^{-5} \text{ Па}\cdot\text{с}$, поверхностное натяжение жидкого металла $\sigma_m = 0.8 \text{ Н/м}$, скорость вращения завихрителя $n = 500\div 3000 \text{ об/мин}$. Высота жидкого металла составляла половину высоты тигля.

Одной из характеристик смесителей является безразмерный критерий мощности, показывающее отношение полезной мощности завихрителя к мощности вращающейся жидкости $Ne = P / (\rho_m \omega^3 d^5)$, которое

является функцией числа Рейнольдса $Re = (\rho_m \omega d^2) / \mu_m$, числа Фруда $Fr = (\omega^2 d) / g$ и отношения характерных размеров завихрителя и тигля, d/D .

Проведенные расчеты показывают, что с ростом скорости вращения завихрителя ω увеличивается момент сил M , действующий на него со стороны жидкого металла, и растет турбулентная энергия жидкого металла k , причем зависимость турбулентной энергии от момента сил является линейной $k = 0.1167 \cdot M$, рисунок 2. Увеличение скорости вращения завихрителя ведет к падению работы внешних сил по отношению к кинетической энергии вращающегося жидкого металла, описываемое следующей зависимостью критерия мощности от числа Рейнольдса $Ne = 1.183 \exp(-4.298 \cdot 10^{-7} Re)$.

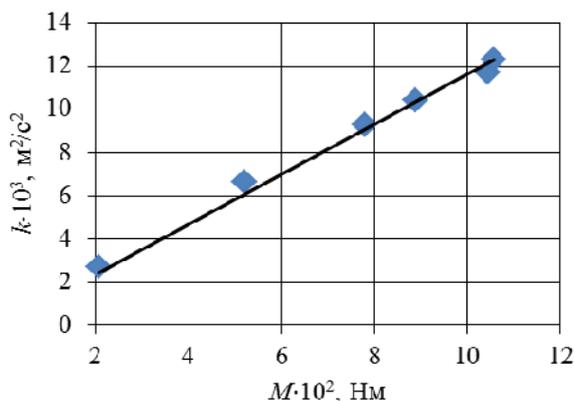


Рис. 2. Зависимость турбулентной энергии от момента сил, действующего на завихритель

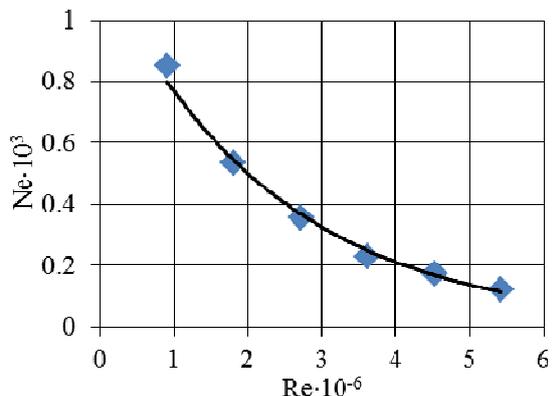


Рис. 3. Зависимость числа Ньютона от числа Рейнольдса.

С ростом скорости вращения завихрителя увеличивается глубина воронки в жидком металле, которая при скоростях вращения более 1000 об/мин достигает верхнего и среднего перфорированных дисков. При этом взаимодействие штифтов завихрителя с поверхностью раздела жидкий металл-воздух может приводить к тому, что в жидкий металл проникают пузырьки воздуха, создавая предпосылки для кавитации.

Данное научное исследование (№ 8.2.28.2015) выполнено при финансовой поддержке Программы «Научный фонд им. Д.И. Менделеева Томского государственного университета».

Список литературы

1. Chhabra R.P., Richardson J.F. Non-Newtonian flow and applied rheology. Engineering applications. – Oxford : Elsevier, 2008. – 518 p.
2. Ворожцов А.Б., Архипов В.А., Шрагер Э.Р. и др. Устройство для смешения жидкостей и порошков с жидкостью : заявка на патент № 2016130836 РФ. – Заявлено 26.07.2016.
3. Патанкар С.В. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М. : Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.
4. ANSYS FLUENT Tutorial Guide: Release 14.0.2011. ANSYS Inc.

СРАВНЕНИЕ БЕССЕТОЧНЫХ МЕТОДОВ ГЛАДКИХ ЧАСТИЦ (SPH) И ПОДВИЖНЫХ НАИМЕНЬШИХ КВАДРАТОВ (MLSM) ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ СОУДАРЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ С ПОВЕРХНОСТЬЮ

Р.О. Черепанов, А.В. Герасимов

Национальный исследовательский Томский государственный университет
 E-mail: RCherepanov82@gmail.com

Для упрочнения технологических поверхностей и придания им требуемых свойств (твердости, коррозионностойкости, износостойкости, термостойкости) широкое распространение получили технологии динамического нанесения порошковых материалов, такие, как газопламенное, ударное, холодное газодинамическое напыление и другие. Однако, теоретическое исследование этих процессов далеко от полноты описания, что связано в первую очередь со сложностью численного моделирования таких процессов. Высокие скорости взаимодействия и высокие температуры частиц приводят к возникновению больших деформаций, разрушения, образованию различных физических неустойчивостей и другим эффектам, плохо поддающимся моделированию сеточными методами типа метода конечных элементов или метода конечных объемов.

В этой связи перспективными и многообещающими выглядят бессеточные методы. В настоящее время широкое распространение получил метод гладких частиц (SPH) [1,2] и различные его модификации (CSPM, RKPM, Partition of unity method, etc.). Меньшей популярностью пользуется бессеточный метод наименьших квадратов (moving least square method, MLSM) [3], имеющий, тем не менее, много общего с SPH.

В настоящей работе приводится сравнение этих методов в лагранжевой слабой вариационной постановке для моделирования соударения горячих частиц с поверхностью с учетом теплообмена и кристаллизации. Рассматривается лагранжев вариационный метод подвижных наименьших квадратов и лагранжев вариационный метод гладких частиц с восстановлением узловой согласованности.

В основе обоих методов лежит бессеточная дискретизация слабой вариационной постановки для уравнения движения сплошной среды с внутренними напряжениями:

$$\int_V \rho \dot{v} \delta \bar{v} dV + \int_V \sigma \delta \epsilon dV + \int_S P \delta \bar{u} d\bar{S} = 0, \quad (1)$$

где ρ – плотность, \bar{v}, \bar{u} – вектора скорости и перемещения, σ, ϵ, P – тензора напряжений, деформаций и поверхностных напряжений соответственно, V – объем материала, S – часть поверхности материала, на которой заданы граничные условия в напряжениях.

Метод SPH [1] основан на использовании аппроксимации частных производных по пространству вида:

$$\frac{\partial f}{\partial x_\alpha} = \sum f^k \frac{\partial W(\bar{r} - \bar{r}^k, h)}{\partial x_\alpha} \frac{m^l}{\rho^k} \quad (2)$$

Аппроксимация (2) имеет низкую точность вблизи границ и при несимметричном расположении узлов. Процедура восстановления узловой согласованности [2] улучшает точность (повышает порядок аппроксимации до первого) путем построения матрицы аппроксимаций значений и производных от набора тестовых функций (в простейшем случае – константа и три линейных по координатам функции), данная матрица используется для коррекции аппроксимации.

В свою очередь, MLSM [3] использует аппроксимацию, минимизирующую среднеквадратичную норму ошибки аппроксимации:

$$f_{,\alpha}^P : \left[\sum_k V^k \left(f^k - f^P - f_{,\alpha}^P (r_\alpha^k - r_\alpha^P) \right)^2 = \min \right], \quad (3)$$

где индекс P соответствует точке, в которой строится аппроксимация, а индекс k – окружающим узлам, которые выбираются из всего множества узлов расчетной области по принципу непосредственной близости к аппроксимируемому узлу. Задача минимизации функционала (3) сводится к решению системы линейных алгебраических уравнений, что аналогично процедуре восстановления узловой согласованности в SPH.

Установлено, что оба метода консервативны по импульсу, полуконсервативны по энергии, и имеют аппроксимацию пространственных производных в общем случае первого порядка точности. Консервативность методов обеспечивается использованием слабой вариационной постановки (1). Так же в работе установлено, что известные варианты этих методов, описанные в открытой литературе, в общем случае не удовлетворяют теореме Гаусса-Остроградского, как следствие, оба метода могут давать ненулевые расчетные значения ускорений для однородного поля напряжений. В работе приводятся условия, при которых возможно выполнение теоремы Гаусса-Остроградского для рассматриваемых методов, и что характерно – эти условия как правило выполняются в тестовых расчетах, используемых для подтверждения корректности схем большинством авторов. Показано, почему эти условия не могут быть выполнены при моделировании реальных процессов с большими деформациями. Так же в работе предлагается способ решения описанной проблемы.

Сравнение результатов расчетов на примере моделирования соударения частиц порошков с поверхностью показывает, что в целом методы дают близкие результаты, однако, MSLM требует меньшего количества операций и на 20%-30% быстрее SPH при одинаковой точности.

This work was supported by the Russian Science Foundation (RSF), project No. 16-19-10264.

Список литературы

1. Lucy L.B. A numerical approach to the testing of fusion hypothesis // *Astronomical Journal*. – 1977. – Vol. 82. – P. 1013–1024.
2. Liu M.B., Liu G.R. Restoring particle consistency in smoothed particle hydrodynamics // *Applied Numerical Mathematics*. – 2006. – Vol. 56 (1). – P. 19–36.
3. Shaofan Li, Liu W.K. *Meshfree Particle Methods*. – Springer Science & Business Media, 2007. – 502 p.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ГАЗОВОГО ПОТОКА В РЕАКТОРАХ С НАСЫПНЫМ СЛОЕМ С БОКОВОЙ ПОДАЧЕЙ РАБОЧЕЙ СМЕСИ

И.А. Яковлев

Научный руководитель: профессор, д. ф.-м. н. В.А. Скрипняк
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: yakovlev-i-a@yandex.ru

Распределение потоков рабочих газов или жидкостей является важной технологической операцией во многих технологиях. Например, качество распределения играет большую роль в трубчатых теплообменных аппаратах, системах охлаждения, микроканальных реакторах, барботажных колоннах, реакторах с неподвижным и кипящим слоем [1, 2]. Очевидно, что для обозначенного класса устройств неравномерное распределение потока по рабочему сечению приводит к ухудшению технологических показателей [3, 4].

В современной химической промышленности широко распространение получили аппараты с насыпным слоем. Важным классом таких устройств являются реакторы фильтрационного горения (РФГ). Технология фильтрационного горения используется в нагревательных системах, горелках, для производства пара, в двигателях внутреннего сгорания, для получения водорода или синтез-газа, при переработке нефтепродуктов, сжигании жидкого топлива и т.д. [5]. При проектировании РФГ особенно остро проявляется проблема равномерного распределения потока по реакционной камере. Это обусловлено тем, что неравномерность профиля скорости смеси по поперечному сечению приводит к непостоянной массовой скорости сгорания на различных участках фронта формирующейся волны фильтрационного горения [6].

В наиболее распространенных конструкциях РФГ распределение потока горючей смеси происходит в области между опорной перфорированной плитой и камерой смешения [7]. На рисунке 1 (а) изображена схема общепринятой конструкции распределительного узла, который состоит из патрубков подачи топлива и окислителя, камеры смешения и перфорированной опорной плиты. Такую конструкцию часто можно наблюдать в экспериментальных установках. Однако в реальных практических приложениях нижняя часть реактора может быть отведена под технологические нужды, например для выгрузки реактора. В этом случае узел подачи и смешения топлива и окислителя может быть размещен на боковой стенке реактора, рис. 1 (б). В данной конструкции возникает проблема определения протяженности распределительной зоны, то есть расстояния между осью подающего патрубка и поперечным сечением, где неравномерность скорости потока становится приемлемой. Таким образом, при формировании волны ФГ выше распределительной области риск проявления эффектов неустойчивости, обусловленных неравномерной подачей реагентов в зону горения, минимизируется.

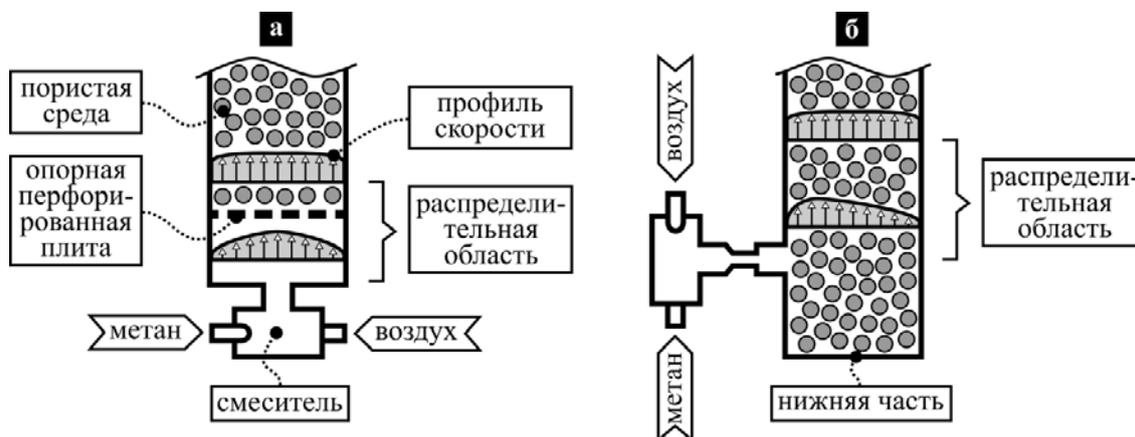


Рис. 1. Схема распределительного узла с осевой (а) и боковой (б) подачей рабочей смеси

Настоящее исследование посвящено численному моделированию процесса распределения потока в устройстве с боковым расположением узла подачи горючей смеси. Скорость подачи варьировалась от 50 до 250 м/с, что соответствует скоростям фильтрации от 0,05 до 0,2 м/с.

Схема исследуемого устройства представлена на рисунке 1 (б). В устройство подается смесь метана и воздуха с эквивалентным соотношением $\varphi = 2$. Распределительная зона заполнена Al_2O_3 -шарами диаметром 5 мм. Давление в верхней части распределительной области поддерживается постоянным и составляет 0,5 МПа. Температура смеси равна температуре окружающей среды, 300 К. Диаметр сопла подачи смеси составляет 3 мм.

Физико-математическая модель включает в себя уравнение неразрывности, моментов и уравнение состояния [1, 4] с соответствующими задаче граничными и начальными условиями. Решение осуществляется методом конечных объемов с использованием неявной схемы.

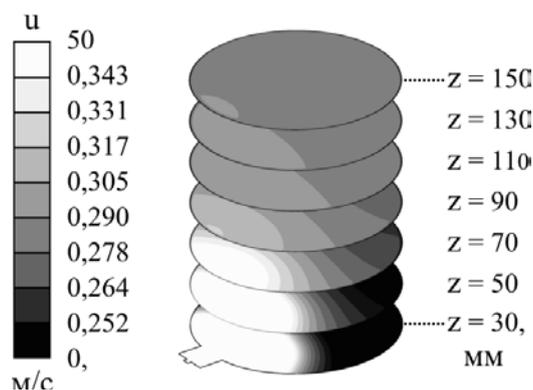


Рис. 2. Контурные распределения осевой компоненты осредненной скорости потока в поровом пространстве в поперечных сечениях устройства для скорости подачи смеси 50 м/с

На рисунке 2 представлены контуры распределения осевой компоненты скорости в исследуемом устройстве. Наибольшие градиенты скорости образуются вблизи сопла подачи горючей смеси. Средняя протяженность распределительной области, когда достигается значение коэффициента равномерности $\gamma = 0,95$ [2, 4], для исследованного диапазона изменения скорости подачи составляет 64 мм. Исследовалась зависимость между длиной распределительной области и скоростью подачи рабочей смеси. Данная зависимость близка к линейной и носит слабый характер – при увеличении скорости подачи горючей смеси в 5 раз (с 50 до 250 м/с) при том же давлении, длина распределительной зоны уменьшается не более чем на 15% (с 68 до 60 мм).

Список литературы

1. Afshari E., Baharlou Houreh N. Performance analysis of a membrane humidifier containing porous metal foam as flow distributor in a PEM fuel cell system // *Energy Conversion and Management*. – 2014. – Vol. 88. – P. 612–621.
2. Agrawal G., Kaisare N.S., Pushpavanam S. et al. Modeling the effect of flow mal-distribution on the performance of a catalytic converter // *Chemical Engineering Science*. – 2012. – Vol. 71. – P. 310–320.
3. Аэров М.Э., Годес О.М., Наринский Д.А. Аппараты со стационарным зернистым слоем: Гидравлические и тепловые основы работы. – Л.: Химия, 1979. – 176 с.
4. Идельчик И.Е. Аэрогидродинамика технологических аппаратов. Подвод, отвод и распределение потока по сечению аппаратов. – М.: Машиностроение, 1983. – 351 с.
5. Mujeebu M.A., Abdullah M.Z., Bakar M.Z.A. et al. Applications of porous media combustion technology – A review // *Applied Energy*. – 2009. – Vol. 86, No. 9. – P. 1365–1375.
6. Shi J., Xie M., Xue Z. et al. Experimental and numerical studies on inclined flame evolution in packing bed // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2012. – Vol. 55, No. 22–24. – P. 7063–7071.
7. Araus K., Reyes F., Toledo M. Syngas production from wood pellet using filtration combustion of lean natural gas–air mixtures // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2014. – Vol. 39, No. 15. – P. 7819–7825.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Abkaryan A.K.	20	• Абдульменова Е.В.	33
Aizikovich S.M.	374	• Абрамова П.В.	35
Ashimov D.E.	18	• Аветян Д.Л.	259
Bashirov M.G.	364	• Авлезова А.Э.	312
Binchurov A.S.	20	• Авраменко В.А.	78
Bogolyubova M.	366	• Аксенов Д.А.	174
Chepkasov S.Yu.	31	• Алехина В.К.	37
Cui J.	366	• Алешин Г.Н.	38
Eremin A.M.	29	• Алиев Ф.Р.	376
Firsov K.	22	• Алилова Р.С.	225
Gordeev Y.I.	20	• Аль Кассаб А.А.	314, 468
Gorodzha S.N.	257	• Анисимова М.А.	470
Gusev V.N.	310	• Аносова Г.А.	271
Igumnov L.A.	362, 374	• Антропова А.И.	218
Ilyukhin D.A.	310	• Аргунов Г.А.	472
Kashkina L.V.	27	• Артемов А.О.	316
Khomyakov M.N.	31	• Асфандияров Р.Н.	40
Khusnutdinova I.G.	364	• Афанасьева Д.А.	474
Kotelnikov N.	24	• Ахунова Л.В.	266
Koyanbayev E.T.	18	• Бабакова Е.В.	44
Kozlov V.	366, 368	• Багинский А.Г.	422
Kuanysheva A.K.	256	• Бадьин А.В.	46
Kurbanbekov Sh.R.	18	• Базарова Д.Ж.	42, 155
Kuzmin V.S.	25	• Бактыбаев А.А.	220
Letshiner E.	368	• Баранов М.А.	476
Li Yu.V.	370	• Барановский А.В.	378
Lucenko I.S.	29	• Барбасова Т.А.	478
Lunev A.G.	370	• Батсайхан Б.	261
Lutsik I.O.	25	• Беглецов Д.О.	70
Lyagova A.A.	372	• Бектасова Г.С.	113
Markov I.P.	362	• Беленький В.Я.	388
Melnik E.V.	257	• Белов А.А.	500
Morozova M.A.	256	• Белоногов А.В.	380
Petrov A.N.	374	• Беляков А.В.	44
Posokhov D.V.	25	• Белякова Е.А.	480
Semerikova A.I.	31	• Белянин М.Л.	284, 307
Shanenkova Y.	22	• Бердюгин А.И.	46
Sivkov A.	22	• Бессонова М.П.	482
Starostenkov M.D.	29	• Бессонова Н.С.	318
Stebeleva O.P.	27	• Бикбаев Р.М.	37
Surmenev R.A.	257	• Богданович В.И.	48
Surmeneva M.A.	257	• Богомолова Е.Г.	278
Sytnikov A.A.	18	• Боёк С.А.	134
Yasinski V.B.	20	• Божко И.А.	412
Yemelyanova T.Y.	27	• Большунова А.Б.	52
Zakharov P.V.	29	• Бондарев А.В.	382, 517
Zhang J.	366, 368	• Борисюк Д.В.	384
Zhao W.	368	• Босикова Е.Ю.	386
Zolkin A.S.	31	• Братчикова П.О.	54
Zuev L.B.	370	• Брикунова О.Я.	262

Бушуев Я.Ю.	335, 380	• Гурин С.Ю.	241
Буяков А.С.	58	• Гурьянов А.В.	416
Буякова С.П.	117, 398	• Давыдов А.О.	72
Быковский Н.А.	322, 349	• Дакунь Ван	56
Бычинский В.А.	324	• Далингер Е.В.	108
Бычкова А.А.	484	• Дамдинов Б.Б.	144
Ваганов В.А.	227	• Даниленко Н.В.	268, 269
Вакуров А.А.	127	• Даниленко Н.В.	282
Валеев Д.В.	324	• Данилова Ю.В.	396
Валиева Л.Е.	486	• Данковцев Г.О.	119, 121
Варзаносов П.В.	380	• Девашина Л.П.	326
Варушкин С.В.	388	• Дегтярева Е.В.	74
Васильев И.Л.	462	• Дедова Е.С.	111, 181
Васильев С.Г.	72	• Демин А.С.	144
Васильева Е.О.	58	• Денежко А.Н.	76
Ваулина О.Ю.	52, 74	• Деркач Е.А.	117, 398
Вдовин Р.А.	189	• Дерюгин Е.Е.	439
Ветрова А.В.	181	• Джалилова С.Н.	490
Вилисов А.А.	221, 239	• Джасем М.А.	400
Власов С.С.	263	• Дмитриенко М.А.	484
Волочаев М.Н.	60, 79	• Добровольская О.А.	278
Вольф В.Б.	390	• Долинина А.С.,	328
Воронин А.Е.	166	• Дорофеева Ю.Б.	290
Воропаев В.В.	424	• Драньков А.Н.	78
Воткина Д.Е.	265	• Дроздова А.К.	60, 79
Выговский В.Ю.	46	• Дубиненко Г.Е.	81
Гаврилов Д.Ю.	176	• Дубровская А.С.	83
Галяветдинов Н.Р.	266	• Дураков В.Г.	426
Гараева А.Ф.	266	• Дымнич Е.М.	86
Герасимов А.В.	551	• Дьяков Е.А.	492
Герасимов Р.М.	488	• Дьякова О.А.	494
Гиорбелидзе М.Г.	48	• Дюбанов В.Г.	330
Гичёва Н.И.	492	• Дюсембекова А.А.	90, 98
Глущенко Ф.А.	392	• Евсеева Т.П.	271
Глущенко В.А.	37	• Евстропов Д.А.	125
Голковский М.Г.	464	• Евтушенко Г.С.	236
Голованчиков А.Б.	358	• Егоров Ю.П.	414
Головинов П.С.	62	• Елсукова Т.Ф.	384
Голубчик Э.М.	138	• Ерисов Я.А.	450
Горбунов А.В.	448	• Ермаков С.Б.	402
Горенинский С.И.	268, 269	• Ефимова Л.В.	262
Городжа С.Н.	92	• Ефрюшин Д.Д.	272, 274
Грабовецкая Г.П.	83	• Жамбалова А.А.	544
Григорьев А.С.	64	• Жаринов И.О.	416
Григорьев Е.С.	394	• Жданова А.О.	513
Грикова А.А.	66	• Жуков Д.А.	344
Гриняев К.В.	153	• Закиров Д.Ф.	515
Гришуков Т.Р.	392	• Замбалов С.Д.	498
Грудинин В.А.	68	• Затонская Л.В.	276
Грудинский П.И.	330	• Зверев В.Г.	127
Губарев Е.В.	70	• Звонарев И.Е.	404, 406, 408
Гудимова Е.Ю.	195	• Звонов С.Ю.	390
Гулевский В.А.	62, 178	• Звягин А.С.	92
Гулин А.Е.	396	• Зеленовский П.С.	72

Зеленцов Д.Ю.	197	• Кондратьев А.В.	442
Зенин Б.С.	151, 212	• Корнеев В.П.	330
Зиганшин А.И.	94	• Коробенков М.В.	131
Зиновеев Д.В.	330	• Коробочкин В.В.	328
Зыкова Ю.А.	410	• Коровиков А.Г.	418
Иванов С.Л.	404	• Королев И.А.	332
Иванова А.В.	412	• Королев Н.Н.	420
Ивахнюк С.В.	96	• Короткова Е.В.	113
Иващенко А.О.	498	• Корчмит А.В.	456, 458
Игнатов М.Н.	316, 340	• Коршунов А.В.	35
Игнатова А.М.	316	• Котельникова Н.В.	503
Игумнов Л.А.	500	• Кравец Л.И.	98
И-Кан Ан	376	• Крайнов А.Ю.	511
Илела А.Э.	142, 150	• Красновейкин В.А.	115
Ильина Л.А.	358	• Кретов Ю.Л.	117, 398
Ильичева Н.С.	515	• Кривко О.В.	70
Иноземцев А.С.	98	• Криницын М.Г.	119, 121, 123, 378, 435
Ипатов А.А.	500	• Крылов А.В.	442
Исакин И.А.	426	• Ксембаев А.Г.	422
Ифань Ван	56	• Кузнецов В.П.	424
Ифань Чжао	212	• Кузнецов Г.В.	334
Ищук С.А.	278	• Кузьмин В.С.	348
Каблинов В.С.	502	• Кулевич В.П.	125
Кадыров Р.Р.	349, 394	• Кулешов Г.Е.	46, 176
Казакбаева А.А.	100	• Кульков С.Н.	117, 398
Казаринов Л.С.	478	• Куприянов Н.А.	127
Каменкова В.С.	221	• Курганский В.Ю.	390
Кан Ю.В.	102	• Куртуков В.В.	129
Кандинский В.А.	332	• Курьшин К.А.	426
Каракозов Б.К.	104	• Куц О.А.	146
Карманова О.А.	263	• Лаптев Н.В.	427
Катаева В.А.	280	• Ларькина М.С.	263
Качусова А.О.	106	• Лебедева Е.Ю.	210
Квеглис Л.И.	79	• Левков Р.В.	131, 199
Кидалов Н.А.	62	• Леонтьев В.И.	335, 380
Кинеловский С.А.	108	• Ли Синьлей	227
Кириллова Н.А.	290	• Литвинчук С.Ю.	500
Кириллова Н.А.	301	• Лобанкова О.В.	134
Киселев Н.В.	199	• Лоевец Д.А.	505
Клепиков А.Н.	458	• Лоскутова К.Г.	284
Клочков Н.С.	414	• Лотков А.И.	35
Книга Е.В.	416	• Лушников А.В.	168
Князева А.Г.	538	• Лыско Ю.А.	337
Коврижина А.Р.	282	• Лычагин Д.В.	140
Кодиров И.С.	38	• Лямина Г.В.	33
Кожаева Р.Ж.	223	• Лян Хан	52
Кожаметов Е.А.	104	• Майлин М.В.	474
Козлова П.О.	225	• Макан А.Д.	136, 431
Козулин А.А.	108	• Макогон И.С.	134
Козулин А.А.	115	• Манабаев К.К.	127
Колмакова Т.В.	536	• Мартышко Е.А.	286, 294
Комарова Е.Г.	100	• Мартышина И.П.	58
Комзолов А.В.	109	• Марченко Р.Д.	288
Кондратенко А.И.	111	• Матери Т.М.	76, 185

Матюшкин А.В.	464	• Пискунов М.В.	513
Мациевский А.М.	296	• Питык А.В.	515
Медведева Е.М.	138	• Пичкалёва М.В.	148
Мельников А.Г.	456	• Платонова Ю.Н.	158
Мельников Е.С.	172	• Подгаецкая В.В.	150
Мех А.А.	338	• Подрезов В.В.	296
Микрюков А.О.	507	• Подрезов Ю.М.	38
Микушина В.А.	509	• Подрезова Е.В.	296
Мишунина А.С.	338	• Половинкина Ю.Н.	204
Моисеева К.М.	511	• Полянская А.А.	435
Моргун Н.П.	351	• Попельнюк И.А.	437
Морозов А.В.	515	• Попова Е.В.	328
Морозова М.А.	261	• Попова Н.В.	474
Москвина В.А.	429	• Попова С.А.	298
Москвичев Е.Н.	115, 140	• Посвященная А.К.	346
Мотайло Е.С.	64	• Посохов Д.В.	348
Муравьева Е.А.	382, 517, 519	• Постников П.С.	184
Муратбаекеев Э.Х.	406	• Постолова Е.О.	239
Мырзахан А.М.	136, 431	• Потапова А.П.	326
Назаров А.Х.	252	• Почивалов Ю.И.	448
Назарцев А.А.	460	• Прибытков Г.А.	435
Назипова Ф.В.	166	• Проничев Д.В.	523, 525
Наумов С.В.	340	• Проскурников Г.В.	439
Нгуен В.В.	229	• Протопопов А.В.	274
Невская К.В.	301	• Пряничникова В.В.	349, 394
Недорезова Д.Д.	290	• Птахин А.В.	442
Некрасова Т.Д.	231	• Пучкова Л.Н.	322
Нехорошев В.О.	472	• Пякилля Б.И.	534
Нечкасов И.С.	142	• Рааб Г.И.	38, 40, 174
Никифоров А.С.	476	• Рагулина М.П.	151
Николаев Е.В.	521	• Радишевский В.Л.	153
Николаев Н.В.	342	• Раднаев А.Р.	155
Новиков Р.Е.	523, 525	• Ракина А.А.	157
Номоев А.В.	144, 155	• Рамазанов К.Н.	429
Нявро А.В.	79	• Рахман П.А.	322, 444, 446
Няшина Г.С.	484	• Реунова К.А.	158
Овсянникова И.В.	344	• Рикун Ю.А.	536
Овчинников Е.И.	527	• Романова Д.А.	300
Оздиев А.Х.	433	• Ромбаева М.Р.	161
Озерных В.С.	529	• Рубанов В.А.	123
Олисовец А.Ю.	540	• Русакова Е.А.	301
Орлова К.В.	292	• Рыбалко Е.В.	412
Павличев К.В.	233	• Рыгина М.Е.	164
Павлов М.С.	168	• Рымхан А.М.	241
Панин В.Е.	448	• Ряполова Ю.В.	221, 540
Панченко Е.Ю.	148	• Садко С.Н.	170
Панченко М.Ю.	146	• Сайфуллин Э.Р.	538
Папынов Е.К.	78	• Салимгараева Р.В.	480
Парфенова Е.С.	531, 533	• Салокеева А.Р.	402
Патрулин С.В.	460	• Самусь М.А.	351
Петрикова Е.А.	164, 202	• Сафин Р.Р.	166, 266, 480
Петров В.А.	290, 301	• Сваровская Д.М.	303
Петунин П.В.	286, 294	• Светашков А.А.	168
Петухов Т.Д.	236	• Седельникова М.Б.	187, 206

Селезнева Д.И.	337	• Федотов М.Ю.	178
Семьянова Д.В.	353	• Федотова Д.А.	180
Си Чэнь	52	• Федотова Н.В.	178
Сиделёв Д.В.	68	• Фефелова А.Г.	265
Сидоренко Ю.Н.	509	• Фирстова Н.М.	546
Симанкин Ф.А.	168	• Фоломкин А.И.	406
Ситников А.А.	104	• Фролов В.А.	456
Скоробогатов А.С.	424	• Ханзина Н.О.	181
Скрипняк В.В.	140	• Хартаева Э.Ч.	183
Слаутин О.В.	125	• Хасаншин Р.Р.	166, 480
Смирнов И.В.	153	• Хахулин П.А.	129, 184
Смирнова А.С.	448	• Хвашевская А.А.	314
Смолин И.Ю.	509	• Хегай Е.И.	547
Солдатова Н.С.	292	• Химич М.А.	44, 123
Сохорева В.В.	90, 98	• Хить А.Э.	185
Станкевич К.С.	268, 269, 280, 303, 305	• Хлебников А.И.	305
Старосек Д.Г.	221, 540	• Хмелева М.Г.	549
Степанова А.А.	307	• Хомяков А.Ю.	540
Сулейманов С.Р.	243	• Храпковская Ю.А.	151
Сун Шин Ян В.В.	170	• Цветнов М.А.	351
Супруненко В.Д.	355	• Цзюй Янян	250
Супруненко М.В.	356	• Цзянкунь Ло	74
Сурудин С.В.	450	• Цыбикова А.Х.	544
Сыромотина Д.С.	92	• Цыплухина Д.Р.	170
Сысоева С.Г.	245	• Цыренова М.А.	144, 155
Сычева А.В.	245	• Чагин А.Е.	458
Сяо Ян	212	• Чан Ли	132
Тарасов И.А.	60	• Чариков П.Н.	394
Татарников Д.А.	452, 454	• Чебодаева В.В.	187
Телегина А.В.	536	• Чепак-Гизбрехт М.В.	533
Тельканов М.А.	542	• Черепанов Р.О.	551
Тельминов Е.Н.	236	• Черников Д.Г.	189, 191, 450
Тересов А.Д.	164	• Черноусова Ю.Н.	468
Тимофеева Е.Е.	148	• Чжан Юевэй	250
Ткачев М.С.	172	• Чудинова Е.А.	193
Ткаченко И.А.	78	• Чудненко К.В.	324
Толкачев О.С.	202	• Чуднов Ю.Н.	252
Торгаев С.Н.	236	• Чуднова Н.Н.	252
Тохметова А.Б.	549	• Чумляков Ю.И.	148
Трифонов А.В.	247	• Шабалина О.И.	195
Трифонов А.В.	249	• Шавиер Фрейре Новикова Ж. д'К.	444, 446
Трушников Д.Н.	388	• Шадрин В.С.	197, 199, 201
Туранов С.Б.	220	• Шайдуров А.А.	442
Тутов И.А.	534	• Шайдурова Г.И.	460, 462
Ульзутуева Т.В.	544	• Шалабаева М.А.	360
Усольцева Н.В.	328	• Шамиева А.Р.	202
Ушева Н.В.	490	• Шаненкова Ю.Л.	204
Фадеев Т.В.	113	• Шарипов М.И.	517
Фаизов И.А.	174	• Шарипов М.И.	519
Фаизова С.Н.	174	• Шаронов К.С.	464
Файззулин Р.Р.	176	• Ше В.Р.	111
Фанакова Н.Н.	322	• Шевченко Г.А.	314, 468
Фатеев К.А.	358	• Шевяков Я.С.	462
Федорова Е.А.	278	• Шинжина А.А.	206

Шишлянников Д.И.	408	• Югай У.С.	210
Шкарупо А.П.	208	• Юнусова Г.В.	344
Шнайдер Д.А.	478	• Якимович Е.Ю.	420
Шпаркович А.	74	• Яковлев И.А.	60, 553
Шулаев Н.С.	349	• Янюкина М.В.	465
Шультайс И.Э.	252	• Яхин А.А.	214
Шур В.Я.	72	•	

SUMMARY

This book of proceedings contains the materials on the following research fields: technology of advanced materials and nano-materials; optical technologies; organic chemistry and biotechnology; rational use of mineral and water resources; problems of reliability of engineering and engineering technology; modeling of physical and chemical processes in modern technologies. The aim of the Conference HTRA-2016 is the development of cooperation between the Russian and foreign young scientists and students in conducting scientific research in the field of modern high-tech.

The book is of interest to young scientists – physicists, chemists, geologists, ecologists interested in the issues of materials science, new materials and the rational use of natural resources.

Издательство "STT" является одним из лидеров научного книгоиздания в Сибирском регионе, консультирует по вопросам защиты авторских прав, организации выпуска научной периодики и распространению научных книг и журналов в России и за рубежом. С 2014 года является официальным представителем британского издательства Red Square Scientific, специально ориентированного на российских авторов и российское научное содержание. Это облегчает российским ученым публикации за рубежом и делает их работы широко доступными для мирового научного сообщества.

Лучшие книги, выпущенные Издательством "STT", находятся в крупнейших библиотеках мира – National Library of Medicine (USA), The British Library (UK), Library of Congress (USA) и в The US Patent Bureau (USA), что обеспечивает их размещение в мировых базах данных.



Россия, 634028, г. Томск, проспект Ленина, 15^Б-1
тел./факс: (3822) 421-455
e-mail: stt@sttonline.com

МИР ЖДЕТ ВАШИ КНИГИ!

НАУЧНОЕ ИЗДАНИЕ

**ВЫСОКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В СОВРЕМЕННОЙ НАУКЕ И ТЕХНИКЕ
(ВТСНТ–2016)**

**V Международная научно-техническая конференция молодых ученых, аспирантов и студентов
г. Томск, 5–7 декабря 2016 г.**

Сборник трудов

Дизайн, верстка, редактирование С.В. Алексеев
Менеджер проекта Т.В. Тихонова

Издательство "STT"
(Scientific & Technical Translations)
Россия, 634028, г. Томск, проспект Ленина, 15^Б-1
тел./факс: (3822) 421-455
e-mail: stt@sttonline.com



Формат 60x90 1/16. Усл. печ. л. 59,01. Уч.-изд. л. 63,23.
Гарнитура Newton7C. Бумага офисная. Печать цифровая.
Тираж 300 экз. Заказ 581.