

НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
ЮРГИНСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ЭКОНОМИКА В МАШИНОСТРОЕНИИ

Сборник трудов
V Международной научно-практической
конференции

ТОМ 1

22-23 мая 2014 года
Юрга

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**
ЮРГИНСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ЭКОНОМИКА В МАШИНОСТРОЕНИИ

Сборник трудов
V Международной научно-практической конференции

Том 1

22-23 мая 2014 года

Издательство
Томского политехнического университета
2014

УДК 62.002(063)

И66

И66 **Инновационные технологии и экономика в машиностроении:**
сборник трудов V Международной научно-практической конференции:
в 2-х т. / Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во Том-
ского политехнического университета, 2014. – Т.1. – 490 с.

Сборник содержит материалы V Международной научно-практической кон-
ференции по современным проблемам инновационных технологий в сварочном
производстве, машиностроении, металлургии, автоматизации производства и эконо-
мики. Материалы сборника представляют интерес для преподавателей, научных
сотрудников, аспирантов и студентов технических и экономических специаль-
стей.

УДК 62.002(063)

Рекомендовано к печати Редакционно-издательским советом
Томского политехнического университета

Ответственный редактор

Чинахов Д.А.

Редакционная коллегия

Гришагин В.М.

Захарова А.А.

Зернин Е.А.

Казанцев А.А.

Моховиков А.А.

Момот М.В.

Фисоченко Е.Г.

*Издание осуществлено при финансовой поддержке
Российского фонда фундаментальных исследований*

© ФГБОУ ВПО НИ ТПУ Юргинский
технологический институт, 2014

СОДЕРЖАНИЕ

Секция 1: ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В МАШИНОСТРОЕНИИ

ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ <i>Бердникова Е.Н., Сидорец В.Н., Алексеенко Т.А.</i>	13
МИНИМИЗАЦИЯ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВАРКЕ С ПРИСАДОЧНОЙ ПРОВОЛОКОЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ <i>Бровко А.В.</i>	17
ПОВЫШЕНИЕ ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ МАШИНОСТРОЕНИЯ ПУТЕМ ПРИМЕНЕНИЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ <i>Бушма А.И., Доляновская О.В., Хаскин В.Ю.</i>	22
РАЗРАБОТКА НОВЫХ КРАСОК ДЛЯ МАРКИРОВКИ СВАРОЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ И МОЮЩИХ РАСТВОРОВ ДЛЯ ОЧИСТКИ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ В ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» <i>Гордин С.О., Фархутдинова Ю.Г., Рудаков С.Г.</i>	26
УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОКОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ <i>Григорьева А.А., Сараев Ю.Н., Безбородов В.П.</i>	29
СОВРЕМЕННЫЕ СПОСОБЫ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ НЕГАТИВНЫХ ЯВЛЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ НАПЛАВКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ <i>Григорьева Е.Г., Чинахов Д.А.</i>	32
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ НАПЛАВКИ ЛЕНТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ УПРАВЛЕНИЕМ ПРОЦЕССОМ ПЕРЕНОСА ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА <i>Иванов В.П., Лаврова Е.В.</i>	35
НОВАЯ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЮЩАЯ ДОБАВКА ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ <i>Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Колмогоров Д.Е.</i>	38
Порошкообразная проволока системы C—SI—Mn—Cr—V—Mo с углеродфторсодержащей добавкой <i>Козырев Н.А., Титов Д.А., Козырева О.Е.</i>	42
ВЛИЯНИЕ ВВЕДЕНИЯ В ШИХТУ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ C—SI—Mn—Cr—W—V УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЮЩЕЙ ДОБАВКИ <i>Козырев Н.А., Титов Д.А., Шурупов В.М.</i>	43
РЕЗУЛЬТАТЫ АНАЛИЗА ОСОБЕННОСТЕЙ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ ТРУБОПРОВОДОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНЖЕНЕРНЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЙ <i>Коновалов Н.А., Журавлев С.И., Ерофеев В.А.</i>	45
ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОДАЧИ ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ НА ВЕЛИЧИНУ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ <i>Крюков А.В., Павлов Н.В., Зюбан А.В.</i>	50
ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 12X18H10T <i>Кузнецов М.А., Зернин Е.А., Лукашов А.С.</i>	55
НАПЛАВКА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В АЗОТЕ И АРГОНЕ <i>Мейстер Р.А., Мейстер А.Р., Ковгер Р.В.</i>	59
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ СВАРОЧНОЙ ДУГИ <i>Негода Е.Н., Таран А.П., Юдаев П.Б.</i>	62
ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ <i>Павлов Н.В., Крюков А.В., Полищук В.А.</i>	67

ОПТИМИЗАЦИЯ ВВОДА МОДИФИЦИРУЮЩЕЙ ШИХТЫ ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ С УПРАВЛЯЮЩИМ МАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ	
<i>Перемитько В.В., Кузнецов В.Д., Сокол А.Н.</i>	72
КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЗОТОСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ	
<i>Плаксин А.Н., Чинахов Д.А.</i>	77
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА АМГ2М, ПОЛУЧЕННЫХ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ И ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	
<i>Покляцкий А.Г., Ключков И.Н., Мотрунич С.И.</i>	80
ОБ ОПТИМАЛЬНОСТИ УСТРОЙСТВ ВВОДА ПОПЕРЕЧНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ПРОЦЕССАМ ДУГОВОЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ	
<i>Размышляев А.Д., Агеева М.В.</i>	83
К ВОПРОСУ О ТЕРМООБРАБОТКЕ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА	
<i>Рудаков С.Г., Шевченко Р.А.</i>	88
ИННОВАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИИ MIG/MAG СВАРКИ И ОРГАНИЗАЦИИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА С ПРИМЕНЕНИЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	
<i>Слезкин Д.В., Ерофеев В.А., Масленников А.В.</i>	90
РАЗРАБОТКА И ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ АДАПТИВНЫХ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВЫХ МЕТОДОВ СВАРКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ И РЕМОНТЕ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ	
<i>Сараев Ю.Н., Лебедев В.А., Солодский С.А.</i>	94
УСТАНОВЛЕНИЕ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МЕЖДУ АКУСТИЧЕСКИМИ И МАГНИТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ МЕТАЛЛА РАЗРУШЕННОГО РОТОРА ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ И РЕЗУЛЬТАТАМИ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ	
<i>Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Быкова Н.В.</i>	100
МОДЕЛЬ ФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В КАТОДНОМ ПЯТНЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ	
<i>Степанов А.П., Сотокина Ю.В.</i>	104
ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА СТРУКТУРУ И ХИМИЧЕСКУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-ZN-MG-CU	
<i>Федорчук В.Е., Фальченко Ю.В.</i>	109
ВЛИЯНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННОГО ПОЛОЖЕНИЯ И ЗАЗОРА МЕЖДУ СВАРИВАЕМЫМИ ПЛАСТИНАМИ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ	
<i>Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Ахметов А.Д.</i>	112
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СВАРОЧНЫХ ГОРЕЛОК В АВТОМАТИЧЕСКИХ СВАРОЧНЫХ СИСТЕМАХ	
<i>Филонов А.В.</i>	117
РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ	
<i>Шитарев И.Л., Смелов В.Г., Сотов А.В.</i>	119
РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ ТЕПЛОСТОЙКИМИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫМИ СТАЛЯМИ	
<i>Вострецов Г.Н., Вострецова Т.Г.</i>	123
ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВА МЕДНЫХ ПРОВОДНИКОВ НА ДИСПЕРСНОСТЬ ПОЛУЧАЕМЫХ НАНОПОРОШКОВ	
<i>Журавков С.П., Пустовалов А.В., Жантуаров С.Р.</i>	127
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОЦЕССА РУЧНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ И УМЕНЬШЕНИЕ НЕГАТИВНОГО ВЛИЯНИЯ НА ОРГАНИЗМ ЧЕЛОВЕКА	
<i>Ильященко Д.П., Чинахов Д.А., Готовицкий Ю.М.</i>	129

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА НА КАЧЕСТВО ПАЯННОГО ИНСТРУМЕНТА <i>Коноводов В.В., Валентов А.В., Копелев М.В.</i>	132
ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ИМПУЛЬСНЫХ СПОСОБОВ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ СВАРКИ <i>Крампит М.А., Буракова Е.М., Зубенко Л.Н.</i>	136
ДВИЖЕНИЕ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА СВАРОЧНОЙ ВАННЫ ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ <i>Крампит А.Г., Дмитриева А.В.</i>	138
ОПРЕДЕЛЕНИЕ АМПЛИТУДНОГО ЗНАЧЕНИЯ СВАРОЧНОГО ТОКА ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ <i>Крампит Н.Ю., Крампит М.А., Свяжина Н.В.</i>	142
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПРОВОЛОКИ ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ РАСЧЕТНО-ГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ <i>Крампит А.Г., Крампит М.А.</i>	145
ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ-МОДИФИКАТОРОВ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ <i>Кузнецов М.А., Зернин Е.А., Карцев Д.С.</i>	149
МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТА ТИТАН/НИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ С СИ/ТА В КАЧЕСТВЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ <i>Мали В.И., Малиютина Ю.Н., Скороход К.А.</i>	152
ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ <i>Намазов С.Н., Рзаев Э.Д., Дживишиов В.Ф.</i>	155
МОДЕЛИРОВАНИЕ ГЕОМЕТРИИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТОНКОЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА <i>Павлов Н.В., Крюков А.В., Зернин Е.А., Полищук В.А.</i>	158
КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ШВА ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ И БАЛАНС ЭНЕРГИИ ПРОЦЕССА <i>Цвелев Р.В., Ерофеев В.А., Судник В.А.</i>	162
ОСНОВЫ КВАНТОВОЙ ТЕОРИИ ДУГОВОГО ПЛАВЛЕНИЯ <i>Белоусов Ю.В., Шаферовский В.А.</i>	166
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИХ СВОЙСТВ <i>Чернова С.А.</i>	172

Секция 2: ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ

ИОННО-ЛУЧЕВОЕ АЗОТИРОВАНИЕ И ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ <i>Белый А.В., Овчаренко В.Е., Кукареко В.А.</i>	177
ОБЪЕМНОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ФИЗИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni3Al И СПЛАВА НА ЕГО ОСНОВЕ <i>Овчаренко В.Е., Боянгин Е.Н.</i>	180
ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО СПЛАВА ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛА <i>Овчаренко В.Е., Моховиков А.А., YU B., ZHAO Y.</i>	185
МОДИФИКАЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОРОШКАМИ <i>Овчаренко В.Е., Черепанов А.Н., Lu Guangxun, Cao Lamei</i>	189

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni3Al <i>Овчаренко В.Е.</i>	195
АНАЛИЗ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ И СИММЕТРИИ ОСИ СЖАТИЯ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ <i>Алфёрова Е.А., Лычагин Д.В., Черняков А.А.</i>	202
ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНЫХ И НАДЕЖНОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЭКВИВАЛЕНТНЫХ УЧАСТКОВ НА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ ПАЛ <i>Амиров Ф.Г.</i>	208
ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ЭЛЕМЕНТОВ КАБЕЛЯ ТЕХНИЧЕСКИХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ В ЗОНЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б.</i>	213
АКУСТИЧЕСКИЕ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА СМЕШАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГАЛОГЕНАТОВ НАТРИЯ <i>Беломестных В.Н., Соболева Э.Г.</i>	218
ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ КРУПНЫХ ПОКОВОК ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МАРКИ ST52,3N ПРИ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ <i>Валуев Д.В.</i>	221
ВЛИЯНИЕ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЯ CO60 НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ПОСЛОЙНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ <i>Градоболев А.В., Сапрыкин А.А., Бабакова Е.В.</i>	225
МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. ЛОКАЛЬНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА <i>Данилов В.И., Шляхова Г.В., Семухин Б.С.</i>	228
ПЕРИОДИЧЕСКОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ В ОДНОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛОСЧАТЫХ ПОКРЫТИЯХ ИЗ СПЛАВА ПГ-12Н-01 И БРОНЗЫ ПГ-19М-01, ПОЛУЧАЕМЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ <i>Девойно О.Г., Луцко Н.И., Лапковский А.С.</i>	233
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НА СКОРОСТЬ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ <i>Жмакин Ю.Д., Невский С.А., Коновалов С.В.</i>	237
ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ 100-М РЕЛЬСАХ <i>Волков К.В., Алсараева К.В., Морозов К.В.</i>	241
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ РЕЖУЩЕЙ КРОМКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛА <i>Игнатъев А.С., Моховиков А.А., Овчаренко В.Е.</i>	244
ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ГРАДИЕНТ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ МЕДИ, РАЗРУШЕННОЙ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ <i>Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Данчук В.В.</i>	249
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ В ОБЪЕМНО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСАХ <i>Громов В.Е., Волков К.В., Коновалов С.В.</i>	255
ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖУЩИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНОГО ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИТРИДА ТИТАНА <i>Ким А.Б., Грибова О.Н.</i>	257
ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИИ «МЕТАЛ-ПОЛИМЕР» НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА <i>Клименов В.А., Зайцев К.В., Борозна В.Ю.</i>	259
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВК-8 ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ГАММА-КВАНТАМИ <i>Клопотов А.А., Потеев А.И., Клопотов В.Д.</i>	264

ПОЛУЧЕНИЕ ПРОЧНОГО СЦЕПЛЕНИЯ НА ГРАНИЦЕ «ГАЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ – ОСНОВА» ЗА СЧЕТ УЛЬТРАЗВУКОВОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОСНОВЫ <i>Ковалевская Ж.Г., Клименов В.А., Зайцев К.В.</i>	269
STRUCTURE AND PROPERTIES OF POWDER CATHODE MATERIALS OF TITANIUM – TITANIUM CARBIDE SYSTEM <i>Korosteleva E.N., Pribytkov G.A., Krinitcyn M.G.</i>	273
К ВОПРОСУ ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ МАКСИМАЛЬНОГО МОМЕНТА УСТРОЙСТВА БЛОКИРОВКИ ПРЕДОХРАНИТЕЛЬНОЙ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ МУФТЫ <i>Коперчук А.В., Мурын А.В.</i>	276
ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ЗЕРЕН НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ ШЛИФОВАЛЬНЫХ КРУГОВ <i>Коротков А.Н., Короткова Л.П., Губайдулина Р.Х.</i>	281
ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННОЕ РЕАКТИВНОЕ ПОРОШКОВОЕ НАПЫЛЕНИЕ ТИТАНОВЫХ ПОКРЫТИЙ С НИТРИДНЫМИ ФАЗАМИ <i>Кузьмич-Янчук Е.К., Борисов Ю.С., Бернацкий А.В.</i>	285
ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ЭЛЕМЕНТНОГО СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ РЕЗАНИИ ТРУДНООБРАБАТЫВАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Ласуков А.А., Чазов П.А., Барсук А.В.</i>	290
ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОМЫШЛЕННОГО УСКОРИТЕЛЯ ЭЛЕКТРОНОВ ЭЛВ-6 <i>Ленивцева О.Г., Лазуренко Д.В., Самойленко В.В.</i>	295
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СКЛАДОК В $\{111\}$-МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕДИ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ <i>Лычагин Д.В., Чумаевский А.В., Алфёрова Е.А.</i>	297
ОЦЕНКА ФОРМЫ ШЛИФОВАЛЬНЫХ ЗЕРЕН <i>Люкин В.С.</i>	303
ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКА НА ПРОЦЕСС СПЕКАНИЯ SLS-МЕТОДОМ <i>Сапрыкин А.А., Ибрагимов Е.А., Яковлев В.И.</i>	307
ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА НА ОСНОВЕ СНЯТИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СМЕННЫХ МНОГОГРАННЫХ ПЛАСТИНАХ <i>Чуйков Р.С., Моховиков А.А., Чуйков С.С.</i>	311
ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ СМП С ТРЕБУЕМЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Ретюнский О.Ю., Глушков Д.С.</i>	315
ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ СВС-МАТЕРИАЛОВ <i>Яковлев В.И., Собачкин А.В., Ситников А.А.</i>	318
ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ <i>Русин Н.М., Скоренцев А.Л.</i>	320
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕХАНОАКТИВИРОВАННОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ Zr+Al ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СИНТЕЗЕ МЕТОДОМ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА <i>Филимонов В.Ю., Логинова М.В., Яковлева Н.А.</i>	325
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ <i>Скаков М.К., Ерыгина Л.А.</i>	328
СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ W-C-CU, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ <i>Романов Д.А., Олесюк О.В., Будовских Е.А.</i>	332

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ПОРОШКА AL₂O₃ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ БИСЕРНОЙ И ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦ	
<i>Белоусова Н.С., Горяйнова О.А., Мельникова Е.В.</i>	337
ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЯ И ВЛАЖНОСТИ ПРЕСС-ПОРОШКА НА СТРУКТУРУ КОМПАКТОВ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА	
<i>Белоусова Н.С., Веселов С.В., Ануфриенко Д.А.</i>	339
ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ «НИКЕЛЬ – АЛЮМИНИД НИКЕЛЯ»	
<i>Самейцева Т.С., Шевцова Л.И., Бысыина С.И.</i>	341
КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СТЕКЛОТЕКСТОЛИТ ПОСЛЕ ФРЕЗЕРОВАНИЯ	
<i>Янюшкин А.С., Рычков Д.А., Лобанов Д.В.</i>	343
ПРИМЕНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ	
<i>Самойленко В.В., Руктуев А.А., Поляков И.А.</i>	347
ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА КИНЕТИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ И ЕГО РОЛИ В РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В НАПЛАВЛЕННЫХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ	
<i>Малушин Н.Н., Осетковский В.Л., Валув Д.В.</i>	350
ПРЯМЫЕ И КОСВЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ	
<i>Малушин Н.Н., Осетковский В.Л., Валув Д.В.</i>	353
КРИТЕРИИ ВЫБОРА ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА ПРИ НАПЛАВКЕ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СТАЛЯМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ	
<i>Малушин Н.Н., Осетковский В.Л., Валув Д.В.</i>	356
О СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЯХ ПОРЫ ПРИ РАДИАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛА	
<i>Маркидонов А.В.</i>	361
ТЕХНОЛОГИЯ СОЗДАНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО СВЕРХПЛАСТИЧНОГО СОСТОЯНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ	
<i>Мышляев М.М.</i>	367
АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПОГИБИ РЕБРА ДВУХПОЛЬНЫХ ГИБКИХ ПЛАСТИН НА НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ЗА ПРЕДЕЛОМ УПРУГОСТИ	
<i>Моисеенко М.О., Попов О.Н., Трепутнева Т.А.</i>	370
ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ЕГО СИЛОВОМ И ТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ	
<i>Некрасов Р.Ю., Стариков А.А., Корчуганов М.А.</i>	374
МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ SI-TI	
<i>Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Иванов Ю.Ф.</i>	377
ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, МЕТОДЫ УПРОЧНЕНИЯ И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА СОСТАВНОГО ИНСТРУМЕНТА	
<i>Петрова В.А., Баканов А.А., Вальтер А.В.</i>	380
МЕТОДОЛОГИЯ ПРОЕКТИРОВАНИЯ РЕЖУЩЕЙ ЧАСТИ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	
<i>Петрушин С.И.</i>	386
НАГРУЖЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМ В ПРОЦЕССЕ НЕСТАЦИОНАРНОГО РЕЗАНИЯ И МОДЕЛИ ОТКЛОНЕНИЙ ИХ РАСПОЛОЖЕНИЯ	
<i>Путилова У.С., Некрасов Ю.И., Ласуков А.А.</i>	388
ИННОВАЦИОННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ АЗОТИРОВАНИЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА	
<i>Рахадиллов Б.К., Скаков М.К., Батырбеков Э.Г.</i>	392
ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ	
<i>Родзевич А.П., Газенаур Е.Г., Белокуров Г.М.</i>	396

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ИЗДЕЛИЯ ИЗ КОБАЛЬТХРОММОЛИБДЕНОВОГО ПОРОШКА С РАЗДЕЛЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ <i>Сапрыкина Н.А., Сапрыкин А.А., Матрунчик М.С.</i>	398
ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАК ТЕХНОЛОГИЯ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ В ЛЕГКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ <i>Томилов И.Н., Грудинин С.Н., Фроловский В.Д.</i>	402
СПОСОБ ПЕРЕРАБОТКИ МЕЛКИХ ФРАКЦИЙ ФЕРРОСИЛИЦИЯ <i>Теслев С.А., Теслева Е.П.</i>	407
ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ НАПЛАВОЧНОГО ВАЛИКА И ЕГО МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ ИЗЛУЧЕНИЕМ МОЩНОГО ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА <i>Туричин Г.А., Сомонов В.В., Климова О.Г.</i>	410
О ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМОФРИКЦИОННОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК НА МАЛЫХ СКОРОСТЯХ <i>Шеров К.Т., Маздубай А.В., Ракишев А.К.</i>	415
МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПЛЕНОК НА АЛМАЗНЫХ КРУГАХ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКОЙ <i>Янюшкин А.С., Медведева О.И., Сапрыкина Н.А.</i>	417
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА «ТИ -AL» И «ТИ – AL3ТИ - ТИ» <i>Лазуренко Д.В., Мали В.И., Шевцова К.Е.</i>	422
ПОВЕРХНОСТНОЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ВАНАДИЕМ И ГРАФИТОМ <i>Муль Д.О., Лазуренко Д.В., Зимоглядова Т.А.</i>	424
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА, ЛЕГИРОВАННОГО МЕДЬЮ <i>Степанова Н.В., Разумаков А.А., Ложкина Е.А.</i>	428
ВЛИЯНИЕ ПЕРЕДНЕГО УГЛА ИНСТРУМЕНТА НА ХАРАКТЕР ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ РЕЗАНИИ <i>Филиппов А.В., Горбатенко В.В.</i>	431
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННОЙ СМЕСИ НАНОПРОШКОВ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ <i>Шевцова Л.И., Самейцева Т.С., Мункуева Д.Д.</i>	435
К ВОПРОСУ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КПД МАСЛЯНЫХ ШЕСТЕРЁНЧАТЫХ НАСОСОВ <i>Шеров А.К., Кенжегул А.</i>	438
МЕТОДИКА 3D МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ВИБРАЦИОННОГО ШЛИФОВАНИЯ <i>Федорович В.А., Аносов В.И., Филиппов А.В.</i>	440
ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЯ И ВЛАЖНОСТИ ПРЕСС-ПОРОШКА НА СТРУКТУРУ КОМПАКТОВ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА <i>Белюсова Н.С., Веселов С.В., Ануфриенко Д.А.</i>	445
АЛФАВИТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ	488

Содержание

СЕКЦИЯ 1

**Инновационные технологии
получения неразъемных
соединений в машиностроении**

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ

Е.Н. Бердникова, к.т.н., с.н.с., В.Н. Сидорец, д.т.н., проф., Т.А. Алексеенко, к.т.н.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев

Украина, 03680, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11, тел. +380-44-205-25-63

E-mail: model3ddd@gmail.com

Введение. При проектировании и изготовлении конструкций ответственного назначения основное внимание уделяется их эксплуатационной надежности и долговечности, что предопределяет использование высокопрочных материалов и высокое качество сварных соединений. В настоящее время при изготовлении ответственных сварных конструкций применяют высокопрочные стали с пределом текучести более 700 МПа, обеспечивающие высокий уровень механических свойств. На сегодняшний день все большее применение получил один из прогрессивных высокоскоростных способов сварки - лазерная сварка, который позволяет получать качественные соединения [1-3]. Однако в результате воздействия термического цикла сварки структура и фазовый состав металла швов и зоны термического влияния (ЗТВ) могут существенно меняться и, соответственно, влиять на уровень механических свойств и трещиностойкость сварных соединений [4-6]. Поэтому возникает необходимость поиска решений путем проведения комплексных технологических и материаловедческих экспериментов.

Известно, что наиболее значимые критерии, характеризующие, надежность соединений – это предел текучести металлов и сплавов и их сопротивляемость замедленному разрушению. Так при сварке высокопрочных сталей основные проблемы связаны с предотвращением образования холодных трещин в сварных соединениях, что обусловлено формированием (особенно в ЗТВ) крупнозернистых структур закалочного типа, являющихся концентраторами внутренних напряжений и потенциальными причинами трещинообразования. Поэтому актуальной задачей на сегодняшний день является исследование структуры сварных соединений, а также определение условий трещинообразования.

Целью работы является исследование особенностей фазовых и структурных изменений в металле высокопрочной стали по зонам сварных соединений (швов, ЗТВ), полученных при использовании лазерной сварки и оценка влияния формирующейся структуры на уровень прочности и трещиностойкости этих соединений.

Методика исследований. В качестве объекта исследований выбраны сварные соединения бейнитно-мартенситной стали 14ХГН2МДАФБ (0,183% С; 1,19% Cr; 0,98% Mn; 2,07% Ni; 0,22% Mo 0,08% V; 0,33% Si; не более 0,018% P и 0,005% S) с $\sigma_{0,2} > 700$ МПа толщиной 6 мм. Сварные соединения получали лазерной сваркой (скорость сварки $V_{св} \sim 54$ м/ч [15 мм/с]) с применением излучения Nd:YAG-лазера модели DY 044 (Rofin Synar, Германия) с длиной волны $\lambda = 0,808/0,940$ мкм (диаметр фокального пятна 1,2 мм) без использования присадочных материалов. Мощность лазерного излучения составляла 4,4 кВт при расходе защитных газов (18% CO₂ + 82% Ar) Q = 14 л/мин [~ 233 см³/с].

Исследования структурно-фазовых изменений в металле шва и ЗТВ проводили с помощью световой микроскопии (оптические микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), микротвердость измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 100 г. Фрактографические исследования проводили методами растровой электронной микроскопии (сканирующий электронный микроскоп SEM-515 фирмы «PHILIPS», Нидерланды) на разрушенных образцах сварных соединений, полученных в результате испытаний на ударный изгиб.

Результаты. В результате металлографических исследований структурно-фазовых составляющих: бейнита (Б); мартенсита (М); феррита (Ф); размера зерен или пакетов (D_3); коэффициента формы кристаллитов ($\alpha = 1/h$), формирующихся в металле швов и различных участках ЗТВ, а также соответствующих изменений микротвердости (HV) установлено следующее.

Структура основного металла стали 14ХГН2МДАФБ бейнитно-ферритная (Б-Ф) с размером зерен $D_3 \sim 5...24$ мкм и микротвердостью HV(Б-Ф) = 2560 МПа, рис.1, а. Фазовый состав металла шва бейнитный (Б) с некоторой долей мартенсита (М) при $D_3 \sim 60...100 \times 120...350$ мкм и коэффициенте формы зерна $\alpha \sim 2...3$ и HV(Б-М) = 3940...4290 МПа, рис.1, б. Фазовый состав металла ЗТВ в участке перегрева бейнитный (верхний и преимущественно нижний бейнит) с равноосной зеренной структурой при $D_3 \sim 20...50$ мкм и HV(Б) = 3830...3850 МПа, рис.1, в. В участке перекристаллизации ЗТВ структура измельчается в 2...4 раза при HV = 3700...3970 МПа, рис.1, г. Таким образом, при переходе от шва к ЗТВ фазовый состав металла изменяется, увеличивается объемная доля структур нижнего бейнита, измельчается зеренная структура при незначительном (в среднем на 5%) снижении микротвердости.

Результаты исследований на растровом электронном микроскопе о характере формирования субструктуры во внутренних объемах зерен показали следующее. В металле шва и участке перегрева ширина реек бейнитных структур составляет $h_p \sim 0,3 \dots 0,5$ мкм (в шве) и $h_p \sim 0,2 \dots 0,3$ мкм (в ЗТВ) соответственно, рис.2.

Таким образом, исследованиями установлено, что структура, формирующаяся в сварных соединениях, с точки зрения равномерного измельчения и отсутствия градиентов по зеренной структуре и микротвердости, должна обеспечивать равномерный уровень механических свойств по зоне сварки.

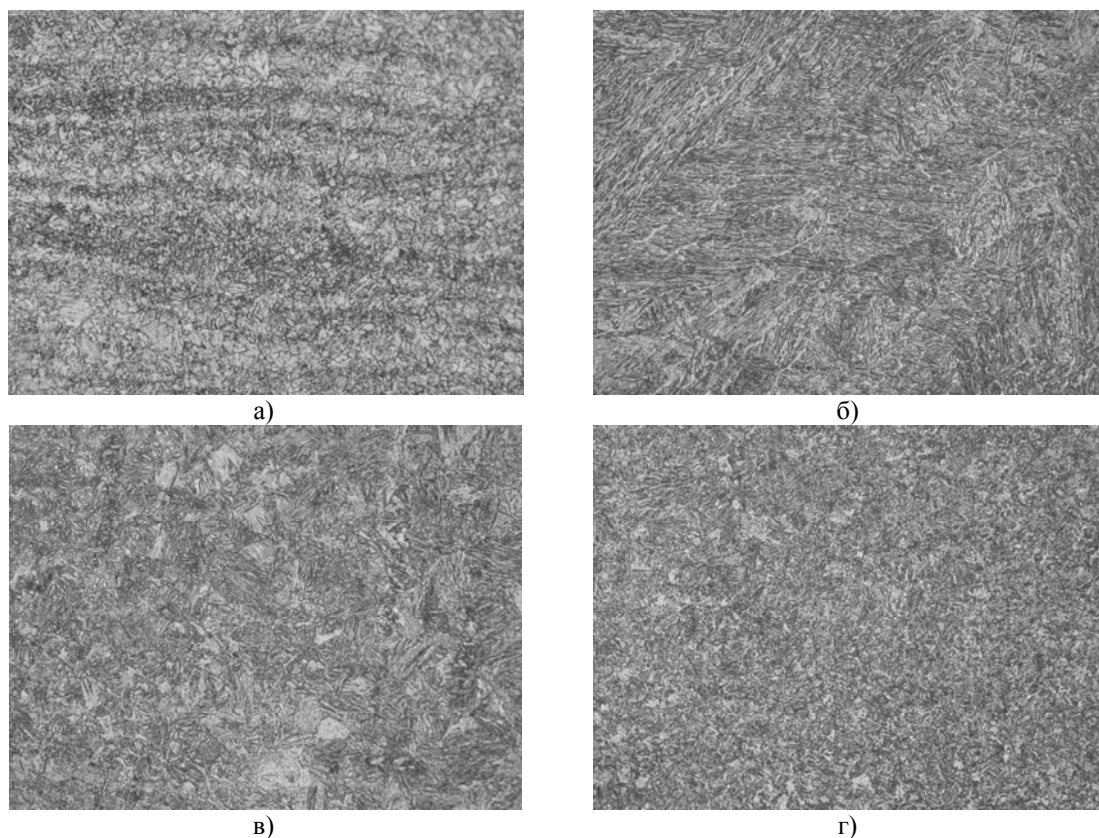


Рис. 1. Микроструктура сварных соединений стали 14XGN2MДАФБ: а) основной металл; б) металл шва; в) участок крупного зерна ЗТВ; г) участок перекристаллизации, $\times 500$

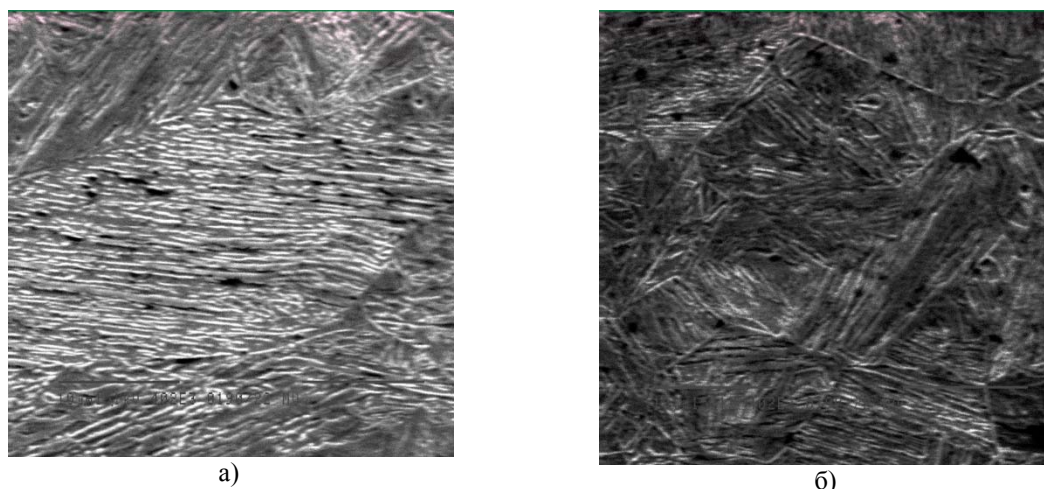


Рис. 2. Микроструктуры (растровое изображение) металла шва (а) и участка крупного зерна ЗТВ (б) сварных соединений стали 14XGN2MДАФБ, $\times 4020$

Результаты испытаний сварных соединений на ударный изгиб (надрез по шву и ЗТВ) при различных температурах: $T_{исп} = +20^{\circ}\text{C}$ и $T_{исп} = -40^{\circ}\text{C}$ показали заметное увеличение (в 2...3 раза) ударной вязкости сварных соединений с надрезом по ЗТВ (рис.3, а), что, по-видимому, связано с особенностями формирующейся структуры и фазового состава металла.

Детальные фрактографические исследования изломов позволили провести сопоставление характера разрушения сварных соединений в зависимости от температуры испытаний, рис 3, б, в. При $T_{исп} = +20^{\circ}\text{C}$ в случае надреза по шву в зоне I зарождения разрушения (у надреза) характер разрушения – внутризеренный хрупкий скол с объемной долей $V_d \sim 40\%$, размером фасеток скола $d_{фас} \sim 20...30$ мкм в сочетании с вязким ямочным рельефом и вторичными трещинами по границам зерен длиной $L_{тр} \sim 20...100$ мкм. В зоне II (магистрального разрушения) характер разрушения такой же, объемная доля хрупкой составляющей порядка $V_d \sim 45\%$, рис.3, б. Размер вторичных трещин несколько уменьшается до $L_{тр} \sim 10...50$ мкм, рис. 4, а. При $T_{исп} = -40^{\circ}\text{C}$ в зоне I – объемная доля хрупкого внутризеренного скола $V_d \sim 60\%$. В зоне магистрального разрушения – $V_d^{хр} \sim 90\%$, рис. 3, в.

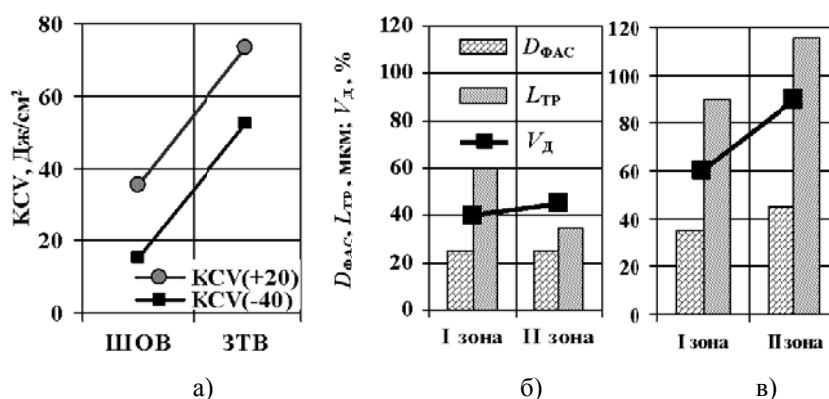


Рис. 3. Результаты испытаний на ударную вязкость сварных соединений (а) и средние значения параметров микрорельефа поверхности разрушения – размер фасеток скола ($D_{фас}$, мкм); длина вторичных трещин ($L_{тр}$, мкм); объемная доля хрупкого скола ($V_{доля}$) по зонам изломов (I – зоне очага разрушения; II – магистрального разрушения) при различных температурах испытания (надрез по шву): б – $T_{исп} = +20^{\circ}\text{C}$; в – $T_{исп} = -40^{\circ}\text{C}$

В случае надреза по ЗТВ при различных температурах испытаний поверхности исследуемых изломов характерен волокнисто-полосчатый рельеф с вязким ямочным разрушением (рис.4б), что возможно связано с распространением магистральной трещины не в металл ЗТВ, а в основной металл за счет формирования в металле ЗТВ мелкозернистых структур преимущественно нижнего бейнита, обеспечивающих сопротивление хрупкому разрушению.

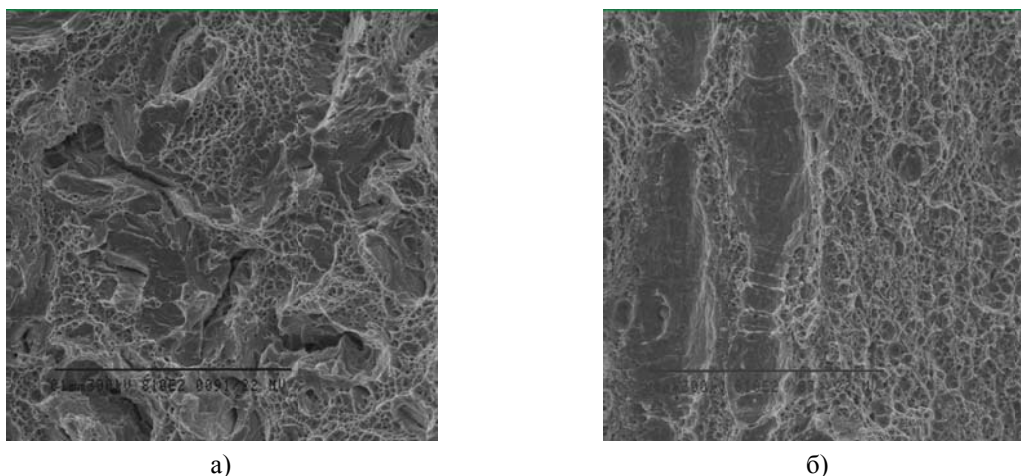


Рис. 4. Микроструктура поверхности изломов сварных соединений, полученных при $T_{исп} = +20^{\circ}\text{C}$: а) надрез по шву, б) по ЗТВ, $\times 810$

На базе комплексных экспериментальных исследований структурно-фазовых составляющих, формирующихся в металле сварных соединений, выполнена оценка дифференцированного вклада параметров структуры на свойства прочности сварных соединений по известным зависимостям Холла-Петча, Орована и др. [6-8]. На данном этапе исходные данные для количественной оценки прочности металла – это экспериментальные данные, полученные только при помощи оптической и растровой электронной микроскопии: D_3 – размер зерен; $h_{\text{РЕЕК}}$ – ширина реек бейнитной структуры; $\lambda_{\text{ч}}$ – эффективные расстояния между карбидными фазами, т.е. без учета параметров тонкой структуры (ρ – плотности дислокаций).

Сопоставлением упрочняющего влияния формирующихся структур (величины зерна, ширины реек бейнитных структур, распределения частиц фазовых выделений) в металле сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при переходе от шва к ЗТВ установлено повышение упрочнения за счет вклада субструктурного ($\Delta\sigma_{\text{с}} \sim$ в 1,6 раза), дисперсионного ($\Delta\sigma_{\text{ду}} \sim$ в 1,2 раза) и зернограничного ($\Delta\sigma_3 \sim$ в 1,4 раза) упрочнений, что связано с диспергированием структурных составляющих, таблица 1.

Таким образом, методики количественной оценки свойств прочности металла по конкретным структурным параметрам позволяют прогнозировать качество сварных соединений при формировании в зоне сварки структур различного типа и выявлять структурные факторы, оказывающие основное влияние на изменение механических свойств.

Таблица 1

Упрочнение, обусловленное структурными параметрами
по зоне сварки сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ

Упрочнение \ Участок исследования	Шов	I зона ЗТВ
$\Delta\sigma_3$, МПа	80	115
$\Delta\sigma_{\text{с}}$, МПа	300...500	500...750
$\Delta\sigma_{\text{ду}}$, МПа	59...188	106...188
$\sum\Delta\sigma_{(3, \text{с}, \text{ду})}$, МПа	604	887

Для определения влияния структуры на трещиностойкость исследуемых сварных соединений из анализа различных подходов к механизмам трещинообразования [9-14] была выбрана методика оценки, основанная на дислокационной теории кристаллических твердых тел, которая связывает напряжения зарождения субмикротрещин в местах концентраторов напряжений со структурными изменениями [9]:

$$\tau^2 = 3 \pi \cdot \gamma \cdot G / 8 (1 - \nu) \cdot L,$$

где τ – напряжение в плоскости сдвига, действующее на нагромождение дислокаций; γ – поверхностная энергия материала, приближенно $\gamma = 0,1G \cdot b$; G – модуль сдвига; ν – коэффициент Пуассона; L – длина плоскости скольжения, занятая дислокациями нагромождения (можно принять ее равной величине зерна, размеру фасеток хрупкого межзеренного скола или диаметру ямок вязкой составляющей); b – вектор Бюргера.

Расчетные оценки напряжения (τ), необходимого для зарождения микротрещин в местах концентраторов напряжения показали, что в локальных структурных объемах внутризеренного хрупкого скола величина напряжения зарождения микротрещин составляет $\sim 70 \dots 120$ МПа ($\leq 0,2 \cdot \sigma_{0,2}$). Смена характера разрушения в зонах с вязкой составляющей приводит к увеличению сопротивляемости хрупкому разрушению металла ЗТВ до уровня напряжений $\sim 400 \dots 500$ МПа ($\sim 0,7 \cdot \sigma_{0,2}$).

Таким образом, установлено, что при лазерной сварке высокопрочной стали в ЗТВ сварных соединений формируются структуры, способствующие увеличению сопротивления хрупкому разрушению.

Заключение.

1. Комплексными исследованиями световой и растровой микроскопии, аналитическими оценками изменения механических свойств по зоне сварки установлены изменения параметров структурно-фазовых составляющих, в наибольшей степени влияющих на уровень свойств прочности сварных соединений, полученных лазерной сваркой.

2. Расчетными методами оценки напряжения зарождения трещин в локальных зонах концентраторов напряжений, основанными на экспериментальных данных количественного фрактографи-

ческого анализа показано, что увеличение сопротивляемости хрупкому разрушению и соответственно повышение трещиностойкости металла сварных соединений обеспечивается формированием мелкозернистой структуры нижнего бейнита.

Литература.

1. Лазерная сварка корневых швов соединений толстого металла теплоустойчивой стали [Текст] / Т.И. Черная, А.К. Царюк, А.В. Сиора, В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин // Автоматическая сварка. – 2010. – №2. – С.19-22.
2. Лазерная сварка тонколистовой нержавеющей стали [Текст] / В.Д. Шелягин, А.Г. Лукашенко, Д.А. Лукашенко, А.В. Бернацкий, В.П. Гарашук // Автоматическая сварка. – 2011. – №4. – С.45-49.
3. Технологические особенности лазерной сварки среднеуглеродистой легированной стали [Текст] / В.М. Кулик, В.Д. Шелягин, М.М. Савицкий, В.П. Елагин, А.В. Сиора // Автоматическая сварка. – 2012. – №6. – С.11-14.
4. Шоршоров М.Х. Фазовые превращения и свойства стали при сварке [Текст] / М.Х. Шоршоров, В.В. Белов – М.: Наука, 1972. – 220 с.
5. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М [Текст] / Л.И. Маркашова, Г.М. Григоренко, В.Д. Позняков, Е.Н. Бердникова и др. // Автоматическая сварка. – 2009. – №7. – С.21-29.
6. Влияние легирования швов на структуру и свойства сварных соединений стали 17Х2М [Текст] / Л.И. Маркашова, В.Д. Позняков, Т.А. Алексеенко, Е.Н. Бердникова и др. // Автоматическая сварка. – 2011. – №4. – С.7-15.
7. Структурный критерий прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений [Текст] / Л.И. Маркашова, Г.М. Григоренко, Е.Н. Бердникова, Т.А. Алексеенко // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: Збірка доповідей четвертої міжнар. конф. (Львів, 23-27 червня 2009р.) / Під заг. ред. В.В. Панасюка / Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка. – Львів: 2009. – С. 447-451.
8. Estimation of the Strength and Crack Resistance of the Metal of Railway Wheels after Long-Term Operation [Text] / L.I. Markashova, V.D. Poznyakov, A.A. Gaivoronskii, E.N. Berdnikova, and T.A. Alekseenko // Materials Science. – 2012. – Vol. 47. – No.6. – P. 799-806.
9. Stroh A.N. The Formation of Cracks as a Result of Plastic Flow [Text] / A.N. Stroh // Proceedings of the Royal Society. – 1954. – Vol. A 223. – P.404-414.
10. Либовиц Г. Разрушение. Т.3. [Текст] / Г. Либовиц – М: Мир, 1976. – 800с.
11. Балтер М.А. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей [Текст] / М.А. Балтер, А.П. Любченко, С.И. Аксенова – М.: Машиностроение, 1987. – 160с.
12. Орован Е. Классическая и дислокационная теория хрупкого разрушения [Текст] / Е. Орован // Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургия, 1963. – С. 170-184.
13. Котрелл А.Х. Теоретические аспекты процесса разрушения [Текст] / А.Х. Котрелл // Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургия, 1963. – С. 30-68.
14. Нотт. Дж.Ф. Микромеханизмы разрушения и трещиностойкость конструкционных сплавов [Текст] / Дж.Ф. Нотт. // Механика разрушения. – М.: Мир, 1979. – С. 40-82.

МИНИМИЗАЦИЯ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВАРКЕ С ПРИСАДОЧНОЙ ПРОВОЛОКОЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А.В. Бровко, инженер (ОАО НПП «Салют»)

111123, г. Москва, ул. Плеханова, 6

E-mail: A.V.Brovko@yandex.ru

Существует ряд изделий из алюминия и его сплавов, к сварным соединениям которых предъявляются повышенные требования к содержанию пор в литом металле сварных соединений. Современные алюминиевые сплавы содержат небольшое количество растворенного водорода [1] и соответственно основным источником газа приводящим к образованию пор при сварке является поверхностная пленка и окружающая среда. Современные представления о строении поверхностной пленки показывают, что основным химическим соединением в составе пленки являются гидроксиды различного стехиометрического состава, термическое разложение которых при сварке приводит к образованию пор [2]. Таким образом наличие окисных включений и пор в сварных швах алюминиевых сплавов связано между собой. Несмотря на то, что причина образования пор хорошо известна, прак-

тически отсутствует информация об оценке влияния различных технологических факторов на процесс порообразования, вызванного наличием гидроксидов в поверхностной пленке. Удаление поверхностной пленки перед сваркой алюминиевых сплавов, как известно, осложнено высокой скоростью повторного образования пленки. Если поверхность свариваемых кромок достаточно доступна для очистки от пленки непосредственно перед сваркой, то очистка поверхности присадочной проволоки представляет более сложную технологическую задачу.

Целью работы является оценка влияния отдельных технологических факторов процесса сварки, в частности состояния поверхности присадочной проволоки, на порообразование в сварных швах.

Известно, что сварка плавящимся электродом алюминиевых сплавов обладает высокой устойчивостью к появлению пор, вызванных наличием поверхностной пленки на сварочной проволоке, однако применение этого способа сварки не всегда возможно, например: при малой толщине свариваемого металла и недопустимости наплавки большого количества металла в сварном шве. Применительно к сварке неплавящимся электродом наличие поверхностной пленки на присадочной проволоке является серьезным препятствием для получения не содержащих пор сварных соединений. В работе [3] в качестве эффективного приема предотвращения попадания в шов поверхностной пленки и образования пор предложен метод подогрева сварочной проволоки перед сваркой. Однако выполнение подогрева проволоки при сварке представляет определенные технологические неудобства, особенно при периодической сварке короткими швами. Исходя из этого были проведены исследования по поиску более доступных технологических приемов предотвращения попадания в шов поверхностной пленки и образования пор при использовании присадочной проволоки.

В качестве основного метода исследований в работе использован расчетный метод, основанный на комплексном подходе (комплексный метод расчета) ранее доработанный автором применительно к модели порообразования при сварке алюминиевых сплавов [4].

Особенностями применения комплексного метода к модели порообразования при сварке алюминия является условное замыкание системы в пространстве и времени. Расчет комплексным методом основан на законах сохранения энергии и материи и построен на энергетическом и материальном балансе.

В общем виде комплексный метод расчета описывается выражениями

$$\sum E = 0 \quad (1)$$

$$\sum M = 0 \quad (2),$$

где E – энергетические потоки, M – материальные потоки.

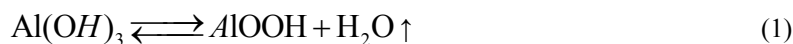
Энергетические и материальные потоки входящие в систему принято рассматривать в уравнениях баланса как положительные (со знаком плюс), потоки выходящие из системы принято рассматривать в уравнениях баланса как отрицательные (со знаком минус). Важной особенностью этого метода при рассмотрении модели порообразования сварки алюминия является рассмотрении нескольких стадий, характеризующихся различными физическими процессами при этих стадиях. Так основными стадиями при адаптации метода к порообразованию при сварке алюминия являются: первая стадия, когда поверхностная пленка алюминия нагревается от тепла дуги; вторая стадия, при которой пленка попадает в расплав и приводит к образованию пор в металле шва. Подробно особенности применения этого метода применительно к модели порообразования при сварке алюминиевых сплавов описаны автором в работе [4].

Строение окисной пленки. Принято рассматривать процесс образования окисной пленки на алюминии как трехстадийный процесс. На первой стадии образуется аморфная окисная пленка толщиной 8-10 нм, на второй - кристаллографический бемит $Al(OH)_3$ ($Al_2O_3 \cdot xH_2O$), на третьей – кристаллический байерит $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$. При этом образовавшаяся на воздухе пленка толщиной 15-20 нм многослойна. В средней части ее состав близок к стехиометрическому составу Al_2O_3 , а к последнему слою неопределенного по стехиометрическому составу слою оксида примыкает гидроксид алюминия $Al(OH)_3$ и очень тонкий слой влаги и углеводов [1, 2]. Таким образом поверхность алюминия перед сваркой можно условно рассматривать, как условно покрытую окислами алюминия разного состава с химически связанной и свободной влагой на его поверхности.

Процессы происходящие в окисной пленке под действием тепла дуги. Поведение свободной и химически связанной в гидроксид влаги при воздействии сварочной дуги будет различным. Свободная влага при нагреве мгновенно испарится без попадания в сварной шов и только увеличит содержание влаги в газовой атмосфере над поверхностью сварочной ванны. В то время когда гидро-

кислород, обладая значительной термической стойкостью способен привести к попаданию влаги даже в жидкий металл сварочной ванны. Термическое разложение гидроксида начинается при температуре выше 180°C с образования бемита $Al(OH)_3$ ($Al_2O_3 \cdot xH_2O$) и заканчивается при температуре выше 1000 °C образованием стабильной фазы — корунда ($\alpha-Al_2O_3$).

Как любой обратимый процесс требует специальных условий и определенного времени для его полного протекания. Термический распад гидроксида является обратимой реакцией и соответственно равновесие реакции зависит от концентрации продуктов реакции и для реакции



описывается выражением

$$K = \frac{[Al(OH)_3]}{[AlOOH][H_2O]} \quad (2)$$

Как следует из выражения (2) увеличения количества H_2O как продукта реакции приводит к установлению равновесия и прекращению распада при данной температуре. Дальнейший распад возможен только при дальнейшем повышении температуры в процессе сварки. Таким образом, на степень превращения (распада) гидроксида оказывает влияние наличие влаги, как продукта распада, в газовой атмосфере над поверхностью ванны. Таким образом, свободная влага на поверхности окисной пленки так же влияет на попадание влаги в расплавленный металл шва.

Автор считает, что именно описанный механизм разложения наименее термически стабильных гидроксидов играет весьма существенную роль при использовании технологического приема подогрева присадочной проволоки перед сваркой неплавящимся электродом [3]. Вместе с тем при сварке плавящимся электродом в среде газов процесс нагрева присадочной проволоки до начала её плавления происходит хотя и очень быстро, но он идет очень интенсивно и до больших температур в струе горячего и сухого аргона. Например при определенных режимах сварки нагрев в струе аргона до плавления (660 °C) присадочной проволоки происходит примерно за 0,5 с. В процессе такого интенсивного нагрева и успевает происходить процесс частичного разложения гидроксида на поверхности проволоки, чем и объясняется низкая склонность к образованию пор при сварке плавящимся электродом.

Ранее автором использован технологический прием обдува подогретым воздухом рабочей зоны перед и в процессе сварки для уменьшения содержания влаги в гидроксидах на поверхности свариваемого металла. Механизм этого явления описан ниже с использованием комплексного метода.

С точки зрения энергетического баланса функционирования переноса H_2O из пленки в окружающий воздух возможно только по механизму испарения влаги, который требует затрат энергии на переход H_2O из одного агрегатного состояния в другое. Чем больше влаги испаряется с поверхности, тем сильнее она остывает и процесс испарения прекращается при наступлении равновесного состояния. Таким образом, существует четкая взаимосвязь энергетических и материальных процессов на строение поверхностной пленки на алюминии.

Для более точной оценки, учитывающей энергетические процессы (энергетический баланс), происходящие при влагопереносе в газах был использован известный метод расчета процесса влагопереноса в газах основанный на применении $i-d$ диаграммы (диаграммы Молье) [5], где i – энтальпия, d – влагосодержание, φ – относительная влажность воздуха. Внешний вид диаграммы представлен на рисунке 3.

Расчет процесса влагопереноса в газах весьма сложен, поскольку материальные потоки зависят от энергетического баланса на поверхности пленки, чем интенсивнее испарение, тем сильнее остывает поверхность и процесс тормозится. Применение $i-d$ диаграммы позволяет точно определить количество влаги, которое может принять в себя единичный объем газа с конкретными параметрами. Описываемый метод расчета хорошо зарекомендовал себя при расчете машин и аппаратов химических производств и ранее для расчета процессов дуговой сварки не применялся.

Порядок расчета с использованием $i-d$ диаграммы основан на вспомогательных геометрических построениях, которые схематично представлены на упрощенной модели диаграммы, рисунок 1. Исходное состояние воздуха на поверхности пленки на рисунке 4 представлено точкой А, состояние этого же воздуха нагретого на величину температуры ΔT соответствует точке В (влагосодержание d тоже, а относительная влажность φ ниже). Энтальпия нагретого окружающего воздуха превышает энтальпию воздуха вблизи поверхности пленки. Далее по мере повышения температуры на поверхности пленки до температуры в точке В происходит испарение влаги в воздухе с меньшей относительной влажностью при сохранении

неизменной энтальпии воздуха до состояния характеризуемого точкой С. Величина влагосодержания перешедшего в результате этого процесса в воздух соответствует величине Δd .

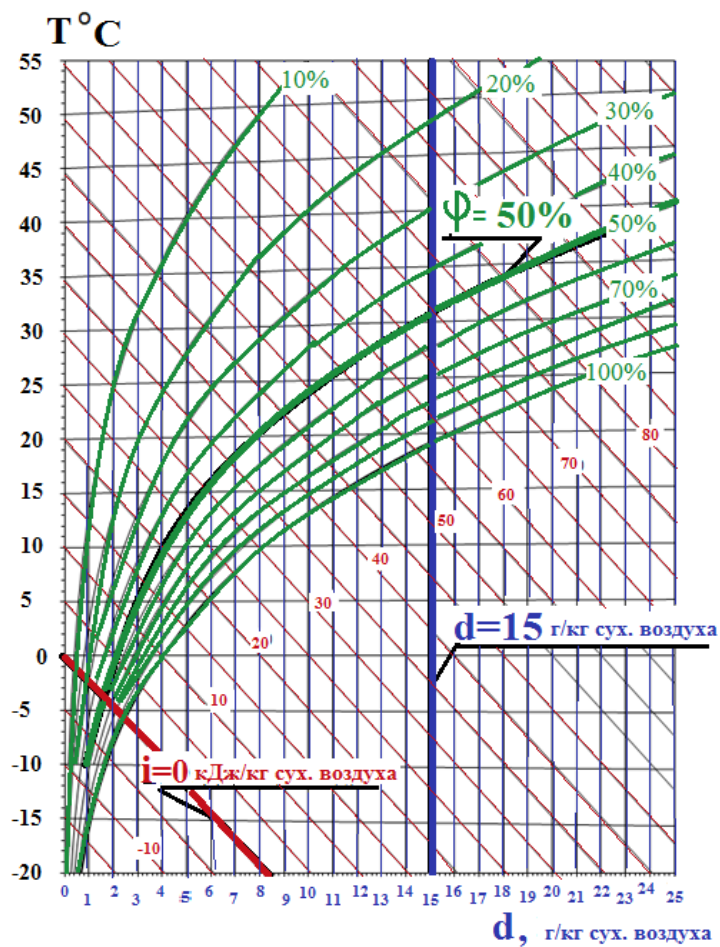


Рис. 1. Диаграмма Моляе, где i – энтальпия воздуха; d – влагосодержание; ϕ – относительная влажность

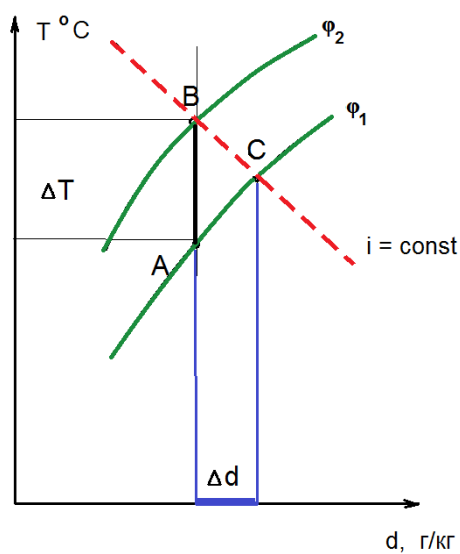


Рис. 2. Расположение вспомогательных линий при расчете с помощью диаграммы Моляе

Таким образом, путем анализа процессов влагопереноса, происходящих в атмосфере окружающего воздуха установлено, что условия максимального разложения гидроксидов на поверхности алюминия до его расплавления является поступление окружающего воздуха с более высокой энтальпией (более высокой температурой, чем температура тела испаряющего влагу, в нашем случае это поверхностная пленка). Если непрерывные поступления более теплого и сухого воздуха до начала сварки алюминия не происходят, то условия разложения гидроксидов и испарения влаги с поверхности ухудшаются. Еще хуже распад гидроксидов будет происходить, если до начала сварки на поверхность изделия из алюминия будет поступать окружающий воздух с меньшей энтальпией, чем энтальпия воздуха на поверхности пленки.

Таким образом, для полной оценки влияния влажности окружающего воздуха на состояние поверхности сплава (его влагосодержание) необходимо знать помимо его температуры и влажности еще и скорость воздушных потоков и разницу энтальпий (температур) воздуха на поверхности пленки и поступающего воздуха. Эти четыре параметра могут быть обозначены соответственно символами: T , φ , v , Δi .

Поскольку толщина влагосодержащего слоя может достигать 20 нм из этого следует, что 1 см^2 поверхности алюминия может содержать до 2 мкг H_2O при этом из приведенной диаграммы Молье следует, что воздух разогретый даже на $0,2 \text{ }^\circ\text{C}$ по отношению к поверхности способен поглотить до 130 мкг H_2O на 1 см^3 объема, что при скорости воздушного потока на уровне порядка $0,1 \text{ м/с}$ произойдет за доли секунды. Согласно данным работы [3] разогрев на 20 и более градусов независимо от скорости потока газа (воздуха) обеспечивает высокую степень удаления влаги с поверхности проволоки.

На основании приведенных расчетных и экспериментальных оценок автором была выполнена серия экспериментов подтверждающих эффективность технологического приема обдува подогретым воздухом и оформлена заявка на изобретение [6].

Таким образом обдув подогретым воздухом кассеты с присадочной проволокой при автоматической аргодуговой сварке может быть простым и не менее эффективным, чем подогрев непосредственно присадочной проволоки технологическим приемом снижения вероятности образования пор при аргодуговой сварке алюминиевых сплавов. Преимуществами технологии обдува поверхности проволоки подогретым газом перед нагревом проволоки является простота конструкции устройств обдува, возможность осушки присадочной проволоки намотанной на кассету, отсутствие необходимости каких либо задержек на прогрев присадочной проволоки при выполнении сварки прерывистыми швами и короткими участками с частой остановкой процесса сварки. Технологический прием обдува проволоки подогретым газом намного проще использовать при выполнении ручной аргодуговой сварки по сравнению с подогревом присадочной проволоки.

В ходе проведения натуральных экспериментов по ручной аргодуговой сварке сплава АД1 толщиной 3 мм с применением присадки показано высокое качество сварных соединений при использовании технологического приема обдува места сварки подогретым газом.

Вывод

Состояние поверхности присадочной проволоки при аргодуговой сварке неплавящимся электродом играет весьма важную роль при сварке алюминиевых сплавов. Существенное снижение вероятности образования пор при сварке может быть достигнута применением относительно простого приема обдува поверхности присадочной проволоки сухим подогретым воздухом или газом непосредственно перед процессом сварки и в процессе выполнения сварки.

Литература.

1. Редчиц В.В., Фролов В.А., Казаков В.А., Лукин В.И. Пористость при сварке цветных металлов. М.: Технология машиностроения, 2002. 448 с.
2. Никифоров Г.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972. 164 с.
3. Покляцкий А.Г., Лозовская А.В. Гринюк А.А. Предотвращение образования оксидных плен в швах при сварке литийсодержащих алюминиевых сплавов // Автоматическая сварка – 2002. - №12. – С.45 – 48.
4. Бровко А.В. Построение модели порообразования при сварке алюминия и его сплавов с использованием комплексного подхода для расчета // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. - 2013. - № 10. - С. 68 - 73.
5. Касаткин А.Г. Основные процессы и аппараты химической технологии. М. Государственное научно-техническое издательство химической литературы, 1961. 882 с.
6. Заявка на изобретение рег. № 2013150316 от 13.11.2013 г. «Способ сварки алюминиевых сплавов».

ПОВЫШЕНИЕ ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ МАШИНОСТРОЕНИЯ ПУТЕМ ПРИМЕНЕНИЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

*А.И. Бушма, к.т.н., О.В. Доляновская, инж., В.Ю. Хаскин, д.т.н.
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев
Украина, 03680, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11, тел. +380-44-200-52-91
E-mail: khaskin@ua.fm*

Введение. Кризисные явления последних лет, а также наметившиеся в экономике машиностроения тенденции, позволяют заключить, что к наиболее актуальным проблемам промышленного производства относятся проблемы энергосбережения и сохранения природных ресурсов. Одним из путей решения таких проблем является продление эксплуатационного ресурса деталей машин и механизмов. Для достижения этого обычно используют один из трех основных подходов: разработку и использование новых материалов, обработку поверхностей существующих материалов, направленную на максимальное повышение их функциональных свойств (например, прочности, износо- и коррозионной стойкости), или восстановление отработавших свой ресурс изделий. К последнему подходу относятся различные технологии восстановления деталей машин и механизмов.

Цель работы – исследование экономической перспективности современного промышленного применения различных технологий восстановления деталей машин и механизмов. При этом в качестве критерия экономической перспективности мы будем рассматривать целесообразность использования тех или иных восстановительных технологий, которая заключается в сохранении энергии и ресурсов, необходимых для изготовления новых деталей.

Методика исследований. Для достижения поставленной цели нами рассматривались существующие технологии восстановления деталей машин и механизмов согласно общепринятым классификациям. Для этих технологий были выделены основные технические характеристики, а именно: геометрические характеристики наплавляемого (или напыляемого) за один проход валика, скорость процесса, его производительность, толщина восстанавливаемой стенки детали, погонная энергия, доля основного металла в наносимом слое при восстановлении. В качестве основной экономической характеристики анализируемых технологий предложено использовать комплексную, включающую в себя стоимость оборудования и его обслуживания (либо только проведения технологического процесса) отнесенную к одному грамму наносимого при восстановлении материала. Перспективность применения той или иной восстановительной технологии будет определяться сочетанием указанных технических характеристик с комплексным экономическим параметром.

Результаты. Прежде всего, отметим, что, несмотря на широкие возможности, которыми обладают восстановительные технологии, во многих промышленно развитых странах за последние два десятилетия наблюдается тенденция спада объемов их промышленного применения. По нашему мнению, снижение показателей внедрения указанных технологий вызвано рядом недостатков существующих подходов к решению промышленных задач и в первую очередь стремление заменять выработавшие ресурс детали новыми аналогами. Однако, в большинстве случаев экономически целесообразно такие детали восстанавливать.

К восстановительным технологиям относятся процессы наплавки и нанесения покрытий. Традиционная классификация наплавочных процессов представлена в работе [1] (рис.1). Эта схема хорошо отражает существующие электродуговые процессы, однако не учитывает современные электронно-лучевые и лазерные. Данный недостаток устранен в классификации, приведенной в работе [2] (рис.2). В этой работе утверждается, что наиболее широко используются те новые технологии, которые для изготовления деталей используют удаление ненужного материала. В этом прослеживаются указанные выше тенденции недооценки промышленного применения восстановительных технологий.

Интересно отметить, что в приведенной на рис.2 классификации к группе лучевых методов обработки были отнесены плазменные методы. Ни в одной другой классификации такой подход не встречается. Обычно плазменные методы относят к группе газотермических методов обработки [3]. Классификация последних (рис.3) также важна, поскольку газотермические восстановительные технологии оказывают значительно меньшее тепловое воздействие на деталь, чем позволяют устранить нежелательные остаточные деформации.



Рис. 1. Классификация способов наплавки [1]



Рис. 2. Лазерные и электронно-лучевые методы обработки материалов, как подвид электрофизических и электрохимических методов [2]

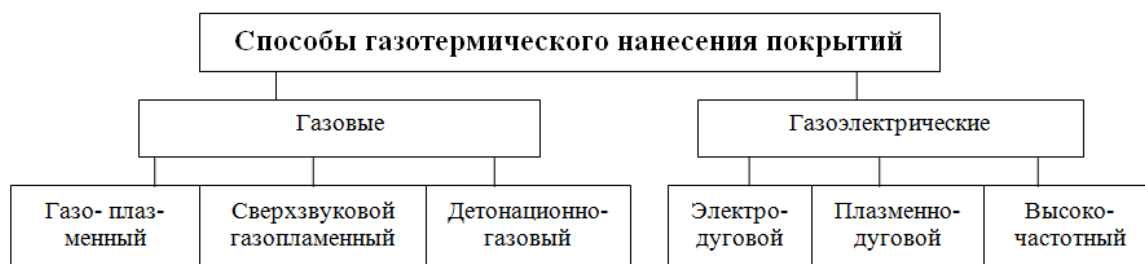


Рис. 3. Классификация способов газотермического нанесения покрытий [3]

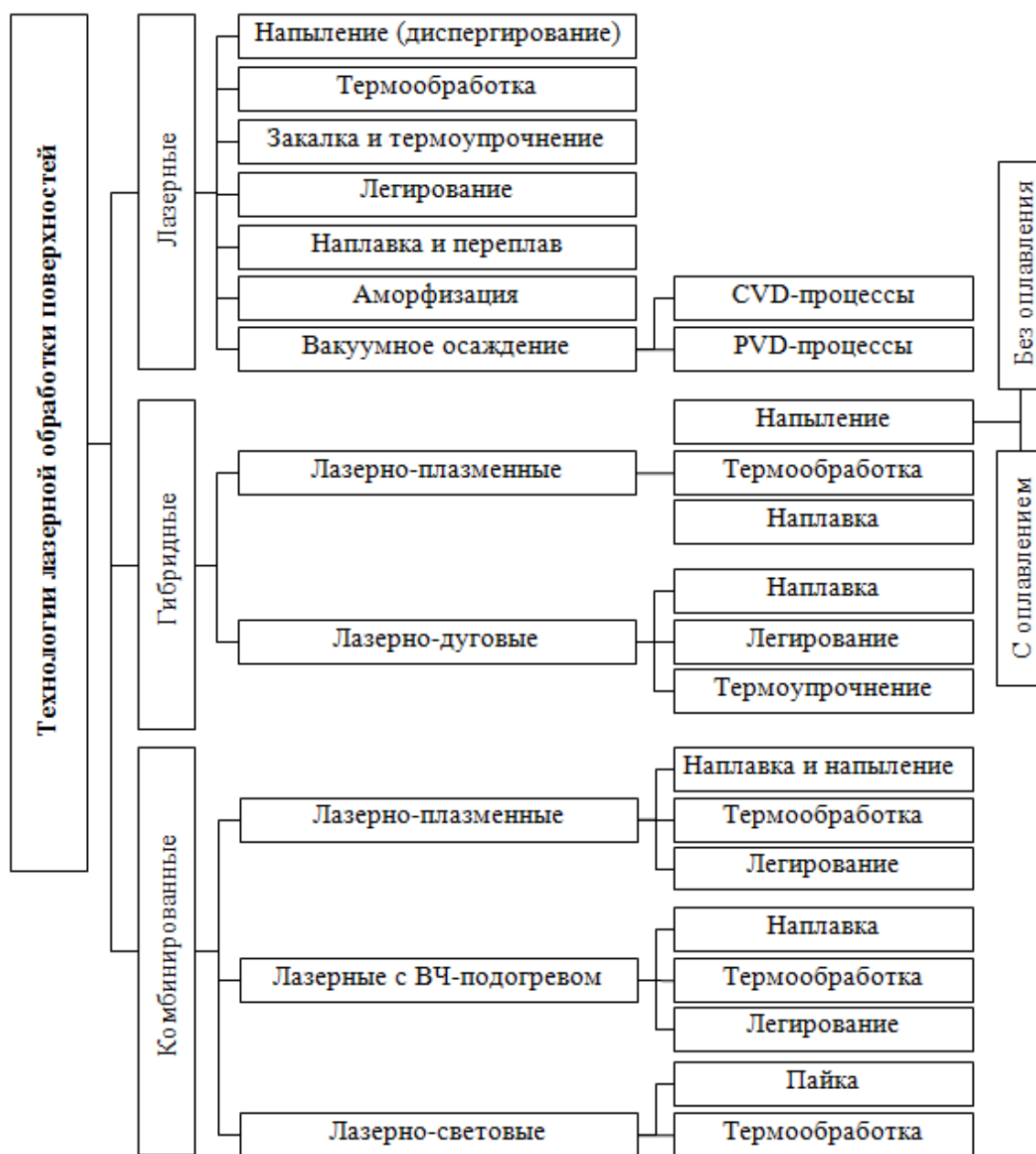


Рис. 4. Классификация процессов поверхностного упрочнения и восстановления, в которых используется лазерное излучение [4]

Как уже упоминалось, к наиболее современным восстановительным технологиям относятся лазерные. Количество существующих на сегодняшний день методов лазерной обработки поверхности достаточно велико. Представление о них может дать классификационная схема, приведенная в работе [4] (рис.4).

Таблица 1

Технико-экономическое сравнение современных промышленных способов восстановительной наплавки деталей машин и механизмов (по ценам, действующим в Украине)

Способы наплавки	Поперечный размер наплавляемого валика, мм	Толщина наплавляемого слоя (один проход), мм	Производительность наплавки, кг/ч	Минимальная толщина стенки наплавляемого изделия, мм	Погонная энергия, Дж/мм	Доля основного металла в наплавленном слое, %	Скорость процесса, м/ч	Себестоимость без учета стоимости наплавленного материала, €/кг.
Лазерная	0,2...5	0,1...3,0	до 1,5	0,2	50...300	0...1	30...150	8...25
СМТ (Cold Metal Transfer)	4...8	0,5...5,0	2,5...6,0	0,6...0,8	150...350	5...15	50...120	4...15
Микроплазменная дугой косвенного действия	3...7	0,1...2,0	до 1,0	0,8...1,0	500...900	1	3...5	7...20
Микроплазменная дугой прямого действия	4...11	0,5...5,0	0,1...0,5	1,0...1,5	250...3000	5...15	0,5...10	10...12
Плазменно-порошковая	10...25	0,3...6,0	до 12,0	1,0...2,0	400...1200	5...15	1...20	1...6
Плазменная с токоведущей присадочной проволокой	5...10	3,0...6,0	2,0...12,0	1,0...2,0	500...1500	5...15	3...12	1...6
Дуговая TIG	4...14	2,5...5,0	1,0...7,0	1,0...2,0	300...1000	10...30	20...60	1...9
Дуговая MIG (MAG)	4...16	3,0...5,0	1,5...9,0	2,0...3,0	250...800	30...60	20...60	1...7
Газопорошковая	10...20	0,3...3,0	0,5...3,0	1,5	-	1	1...5	3...8
Индукционная	≥10	0,4...3,0	2,0...15,0	≥3,0	2000...3500	5...15	60...120	1...5
Ручная, штучными электродами	5...10	2,0...5,0	0,8...3,0	2,0	1000...3000	20...50	до 20	2...6

Применение. Если проанализировать все рассмотренные в работах [1-5] восстановительные технологии с технических позиций, то среди основных недостатков можно отметить следующие:

- значительное тепловложение, приводящее к остаточным деформациям восстанавливаемых деталей и возникновению в них внутренних напряжений (дуговые способы);
- низкая прочность сцепления нанесенных слоев с основой (газотермические способы);
- возникновение микротрещин и напряженного состояния в наносимых слоях (электронно-лучевые и лазерные способы).

На сегодняшний день существуют достаточно надежные способы устранения этих недостатков. Однако, большинство технологов промышленных предприятий продолжают их опасаться. Здесь, в значительной степени, проявляется психологический фактор. Еще одним фактором, сдерживающим применение восстановительных технологий, является экономический фактор. Руководство предприятий крайне неохотно соглашается на внедрение наиболее передовых технологий из-за высокой стоимости современной техники для их реализации.

Нами проведен технико-экономический анализ, который показал, что важно не только учитывать стоимость нового оборудования, но и стоимость его эксплуатации, зависящую от потребляемых материальных и энергетических ресурсов. Если также учесть производительность той или иной восстановительной технологии, то можно вывести комплексный параметр стоимости ее применения, представляющий собой отношение денежной единицы к грамму нанесенного материала. Такой подход позволил составить технико-экономическую таблицу сравнения современных способов восстановительной наплавки (см. табл.).

Заключение. На основании данных этой таблицы можно сделать следующие выводы об экономической перспективности промышленного применения современных восстановительных технологий:

1. При выборе восстановительной технологии, помимо учета материала и геометрии восстанавливаемой детали, в первую очередь необходимо учитывать толщину наплавляемой или напыляемой стенки и общий объем выполняемых работ. Важным фактором также является минимизация погонной энергии выбираемого способа.

2. Для выбора восстановительной технологии по критерию минимальной стоимости сначала необходимо определить необходимый и достаточный уровень автоматизации процесса.

3. Для крупносерийных автоматизированных работ целесообразно применять индукционную и плазменно-порошковую наплавку, для мелкосерийных автоматизированных работ – дуговую наплавку и СМТ-процесс, для мелкосерийных работ с низким уровнем автоматизации (например, ручных) – микроплазменное восстановление.

4. Лазерные и электронно-лучевые способы восстановления деталей являются наиболее наукоемкими. Они могут быть внедрены на достаточно крупных предприятиях с высокой культурой производства. Применение этих способов целесообразно в тех случаях, когда прочие не обеспечивают необходимых качества и/или производительности.

Литература.

1. Плазменная наплавка металлов / А.Е.Вайнерман, М.Х.Шоршоров, В.Д.Веселков, В.С.Новосадов // Ленинград: Машиностроение, 1969. – 192 с.
2. Коваленко В.С. Технология и оборудование электрофизических и электрохимических методов обработки материалов / В.С. Коваленко // Киев: Вища школа, 1983. – 176 с.
3. Газотермические покрытия из порошковых материалов. Справочник / Борисов Ю.С., Харламов Ю.А., Сидоренко С.Л., Ардаговская Е.Н. // Киев: Наукова думка, 1987. – 544 с.
4. Хаскин В.Ю. Научно-технологические основы лазерных и гибридных процессов наплавки и модификации поверхностей металлических изделий: дис. ... докт. техн. наук: 05.03.07 – процессы физико-технической обработки / Хаскин Владислав Юрьевич // Киев: НТУУ «КПИ», 2010. – 491 с.
5. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. Под ред. акад. Б.Е. Патона. – Москва: Машиностроение, 1974. – 768 с.

РАЗРАБОТКА НОВЫХ КРАСОК ДЛЯ МАРКИРОВКИ СВАРОЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ И МОЮЩИХ РАСТВОРОВ ДЛЯ ОЧИСТКИ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ В ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

С.О. Гордин, Ю.Г. Фархутдинова, С.Г. Рудаков, к.т.н., проф.

ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»

654007, г. Новокузнецк, ул.Кирова, 42, тел.(3843) -46-32-91

E-mail: sgrud@mail.ru

Удержаться на рынке сварочных материалов можно двумя путями: снижением себестоимости электродов, что крайне затруднительно при постоянном росте цен на компоненты покрытия или созданием новых высокоэффективных марок.

В ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» в 2009 году (в то время ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат») были разработаны краски для маркировки сварочных электродов.

Необходимость создания новых красок вызвана тем, что на ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» разработана рецептура высококачественной марки электродов «Записб УОНИ-13/55». Состав электродного покрытия позволяет получить оптимальный комплекс потребительских свойств электродов данного типа. Данная марка электродов аттестована Национальным Агентством Контроля и Сварки (НАКС) и разре-

шены к использованию на опасных производственных объектах при ремонтных и других работах на подъемно-транспортном, горнодобывающем, металлургическом и котельном оборудовании. Поэтому, в соответствии с требованиями РД 03-613-03, электроды должны иметь четкую поштучную маркировку.

Для маркировки сварочных электродов в сталепрокатном производстве ОАО «ЗСМК» использовали краску производства НИИ пигментных материалов г. Челябинска, полученную в комплекте с маркировочным устройством УМ-800 производства ООО «РОТЕКС».

Специфика покрытия новой марки электродов не позволила получать качественную маркировку при использовании данной краски.

В связи с этим, комплексной лабораторией сталепрокатного производства были разработаны и получены краски для маркировки сварочных электродов, состоящие из оксидов металлов, соляной кислоты, железа треххлористого б-водного и органических растворителей.

Качественные показатели красок для маркировки электродов:

- Массовая доля летучих веществ, % - 40-60
- Массовая доля нелетучих веществ, % не менее - 40
- Термостойкость - цвет без изменения
- Внешний вид маркировки - четкий, прочный, без потеков и шелушения

Данные краски отвечают всем требованиям, предъявляемым к краскам для маркировки электродов.

Однако в дальнейшем были разработаны новые марки сварочных электродов, в составы покрытий которых входили новые материалы, такие как марганцевая руда, оксид железа и т.д., окрашивающие покрытия в розовый или красный цвета. Использование данных красок не позволяют получить четко различимую маркировку т.к. краски имеют ярко-красный цвет.

Таким образом возникла необходимость создания термостойкой краски для маркировки электродов, обладающей высокими адгезионными свойствами и выдерживающей температуру до 400°C, с получением качественного отпечатка на маркируемых электродах, имеющих различную окраску покрытия. Новое вещество - краситель, необходимо не только найти и опробовать, но и найти производителя и добросовестного поставщика. Оптимальным вариантом является использование в качестве красителя вещество уже используемое в производстве. Таким веществом явился графит, используемый при производстве электродов. После опробования различных вариантов состава термостойкой краски, оптимальным вариантом оказался состав, содержащий оксид цинка, соляную кислоту, этиловый спирт, триэтиленгликоль и графит, при этом графит имеет размеры частиц не более 315 мкм.

Введение графита в состав термостойкой краски обеспечивает необходимое цветовое решение и не оказывает отрицательного влияния на сварочно-технологические свойства в силу того, что графит обладает такими свойствами, как металлический блеск и высокая электропроводность. При взаимодействии графита с остальными компонентами термостойкая краска приобретает однородность по своему составу и цвету, легко наносится на электродные покрытия при температуре окружающей среды от + 15 до + 35°C. После прокаливания нанесенная краска устойчива к атмосферным воздействиям, обладает высокими адгезионными свойствами и стойкостью к истиранию, имеет четкое изображение черного цвета с металлическим блеском на электродных покрытиях различной цветовой гаммы.

Оксид цинка в составе краски является отвердителем, соляная кислота способствует растворению компонентов краски до получения однородной массы, спирт этиловый и триэтиленгликоль, необходимый для быстрого высыхания краски на поверхности маркируемых электродов и обеспечения прочности сцепления (адгезии) двух разнородных поверхностей, т.е. краски с электродом.

Термостойкая краска приготавливалась следующим образом: в металлическую емкость сначала заливали соляную кислоту, добавляли графит с размерами частиц не более 315 мкм и оксид цинка, затем приливали этиловый спирт и триэтиленгликоль и далее полученный состав тщательно перемешивали. После этого состав выдерживали в течение 24 часов для протекания реакции между компонентами. Затем при помощи маркировочного устройства, состоящего из передающих роликов и маркировочного ролика, на поверхность сварочных электродов наносили маркировку приготовленной термостойкой краской. Потом электроды подвергались сушке и прокалке при температурах 20°C и 400°C соответственно.

Нанесенная на поверхность сварочных электродов маркировка обладает хорошим качеством - высокими адгезионными свойствами, четким, легко читаемым отпечатком и изображением черного цвета с металлическим блеском. Кроме того, маркировка этой краской выдерживала прокалку при температуре 400°C, после которой отшелушивания краски не происходило.

Использование термостойкой краски обеспечивает высокие адгезионные свойства, четкую надпись, яркий цвет и устойчивость к температурам до 400°C. Кроме того, термостойкая краска проста по технологии изготовления и нанесения на маркируемые электроды.

Маркировка, выполненная всеми красками (красными и черной) отчетливо определяется после трехкратной прокатки электродов в печи (требования п. 4.3.1 РД 03-613-03).

Составы красок защищены патентами РФ.

В ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК») в 2008 году реализован масштабный инвестиционный проект по полному переводу сталепрокатного производства (СПрП) на технологию механического удаления окалины с поверхности катанки и выводу солянокислого комплекса из эксплуатации. В результате чего возникла необходимость в очистке сточных вод участка омеднения сварочной проволоки, которые ранее поступали на обезвреживание, входившего в состав солянокислого комплекса, и далее вывозились на шламохранилище ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». В связи с этим в СПрП на участке омеднения разработана технология и введена в эксплуатацию установка для очистки сточных вод (стоки от ванн обезжиривания, предварительного и повторного омеднения проволоки), основанная на нейтрализации кислот и щелочей и переводе тяжелых металлов в малорастворимые соединения.

Результатом переработки стоков на данной установке является очищенная вода, соответствующая требованиям ГОСТ 9.314-90 кат.2 «Вода для гальванического производства и схемы промывок. Общие требования» и солесодержащий отход. Степень очистки воды от металлов составляет 95-99 %, что позволяет использовать очищенную воду в оборотном цикле СПрП. Основное химическое соединение, входящее в состав соли – сульфат натрия 99,9 %.

Утилизация данного отхода возможна только на спецполигонах, что является весьма затратным мероприятием.

Таким образом, возник вопрос о возможности использования данного отхода при производстве проволоки.

Анализ научно-технической литературы, отечественных и зарубежных патентов показал, что сульфат натрия имеет довольно широкое применение. Он используется для производства чистящих и моющих средств, в медицине, строительстве и т.д.

Одной из возможностей использования сульфата натрия является введение его в состав моющего раствора, используемого для очистки поверхности сварочной проволоки, предназначенной для дальнейшего омеднения.

Недостатком известных моющих средств для очистки металлической поверхности является недостаточная моющая способность, сложность их изготовления и неоправданно высокая стоимость.

После опробования различных вариантов состава моющего раствора, оптимальным был признан состав, содержащий соду, сульфат натрия и воду.

Сульфат натрия и сода являются активными моющими компонентами и улучшают моющую способность раствора, в присутствии которых загрязнения, находящиеся на поверхности проволоки в виде тонкой пленки, распадаются на более мелкие частицы и смываются с поверхности металла. Частицы не налипают обратно на очищенную поверхность и не слипаются между собой.

Для приготовления моющего раствора для очистки сварочной проволоки в специальную емкость заливали воду и нагревали острым паром до температуры 70-80°C. При постоянном перемешивании в воду порциями засыпали соду - натрий углекислый и сульфат натрия. Перемешивание раствора производили сжатым воздухом с давлением не более 2 атм, подаваемым со дна специальной емкости через змеевик с отверстиями.

Результаты испытаний разработанного моющего раствора на участке омеднения СПрП показали, что он обладает высокой моющей способностью (поверхность металла – чистая) и высокой степенью очистки (98,2%).

После омеднения покрытие сварочной проволоки, очищенной данным раствором имеет высокое качество медного покрытия - равномерное, плотное, блестящий слой, прочно сцепленный с поверхностью проволоки.

В дальнейшем проводилась проверка качества готовой омедненной проволоки (определение толщины медного покрытия, прочности сцепления, суммарного содержания меди и сварочно-технологических свойств).

Проверкой установлено, что прочность сцепления соответствует требованиям нормативной документации – при навивке на оправку отсутствуют расслоения и растрескивания, толщина медного покрытия $\geq 0,15$ мкм, суммарное содержание меди $\leq 0,3$ %.

Оценка сварочно-технологических свойств показала надежность установления процесса сварки, незначительные потери металла, высокое качество формирования шва в различных пространственных положениях.

Омедненная сварочная проволока аттестована Национальным Агентством Контроля и Сварки и допущена к применению при изготовлении, монтаже, ремонте и реконструкции котельного, металлургического, подъемно-транспортного и горнодобывающего оборудования.

Состав моющего раствора защищен патентом РФ.

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОКОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

А.А. Григорьева, инж., Ю.Н. Сараев, д.т.н., в.н.с., В.П. Безбородов, к.т.н., с.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, тел. (3822) 492-942

E-mail: litsin@ispms.tsc.ru

Введение

В процессе эксплуатации оборудования, машин и механизмов их детали часто работают в условиях контактирования с различными агрессивными средами и абразивными веществами, вызывающими не только износ, но и интенсивную коррозию [1]. В зависимости от условий взаимодействия металла со средой и их свойств, может протекать несколько видов коррозии: равномерная, питтинговая, межкристаллитная и растрескивание. Сопrotивляемость сварных соединений коррозионному разрушению, как правило, понижена вследствие теплофизического и химико-металлургического воздействия сварочного процесса, прежде всего на структуру металла в зоне формируемого неразъемного соединения, и связана с химическим составом металла шва и зоны термического влияния.

Цель работы – проведение оценки влияния режимов сварки на коррозионную стойкость сварных соединений из легированных сталей.

Материалы, оборудование и методики экспериментов.

Для проведения исследований были сварены при помощи ручной дуговой сварки и изготовлены образцы. Сварка осуществлялась на постоянном токе, а также с применением метода адаптивной импульсно-дуговой сварки (АРТ) [2, 3, 4]. Сварку образцов из низколегированной стали 10Г2С выполняли электродами типа УОНИ-13/55, а образцов из стали 12Х18Н10Т выполняли электродами типа ЦЛ-11. Механические испытания прочности сварных соединений из сталей проводились с использованием традиционно применяемых методик, при статическом нагружении растяжением. Изучение влияния энергетических параметров режима сварки на характер коррозионного разрушения сварных соединений сталей проводились на образцах сварных соединений, полученных ручной дуговой сваркой покрытыми электродами на стационарных режимах, а также методом (АРТ), реализованном в инверторном источнике питания ФЕБ-315 «МАГМА» [5,6,7]. Коррозионные испытания образцов со сварными соединениями стали 10Г2С проводились методом погружения в раствор концентрированной соляной кислоты на 100 часов. Коррозионные испытания проб сварных соединений стали 12Х18Н10Т проводились ускоренным методом в водном растворе 10% HNO₃ + 3% HF. Продолжительность испытаний составила 48 часов. После испытаний сварных соединений проводились исследования коррозионного разрушения сварных швов и ЗТВ. Регистрация наблюдаемых микроструктур поверхности сварных соединений осуществлялась на компьютере с помощью специальной видеокамеры, установленной на микроскопе с использованием программы Multi Cap.

Результаты экспериментов и их обсуждение

При механических испытаниях разрушение образцов, полученных при использовании обоих режимов, происходит по основному металлу, рис.1, что свидетельствует о выполнении основного условия получения материала сварного соединения прочнее материала основы. Установлено, что прочность и пластичность сварных соединений сталей сильно зависят от наличия даже единичных сварочных дефектов, которые могут привести к снижению в 1,5-2 раза их пластичности. Сварное

соединение с более однородной структурой имеет и более однородное распределение механических свойств, рис.2.



Рис. 1. Фотография разрушенного образца сварного соединения из стали 15XCHD

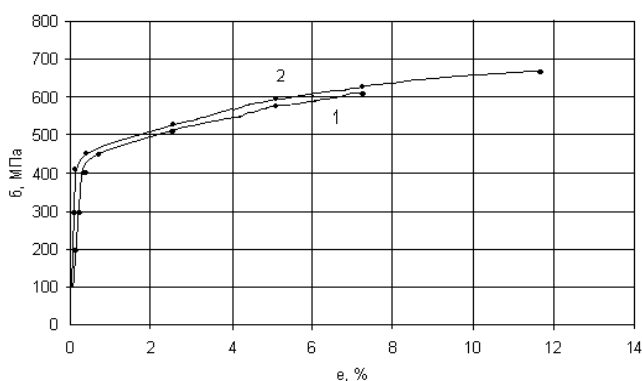


Рис. 2. Диаграммы растяжения образцов из стали 15XCHD: 1 – с дефектом (порой), 2 – без дефектов

Известно, что структура и свойства сварного соединения сильно зависят от энергетических параметров технологического процесса его получения [8-13]. В работе было исследовано влияние частотных параметров тока на структуру сварных соединений сталей, полученных на стационарных режимах и с импульсным изменением их энергетических параметров, рис.3. Установлено, что с уменьшением частоты тока структура измельчается. Шов имеет феррито-перлитную структуру. В центре шва после стационарного режима сварки наблюдаются крупные перлитные зерна с зернами феррита по границам. В переходной зоне наблюдается измельчение структуры. Однако размеры зерен этой зоны сильно превосходят структурные составляющие свариваемой стали. У образцов, сваренных с импульсным изменением энергетических параметров режима, в центре шва, а также в переходной зоне наблюдается измельчение структурных составляющих в 3–4 раза. По размерам зерен эта зона приближается к структурным составляющим свариваемой стали.

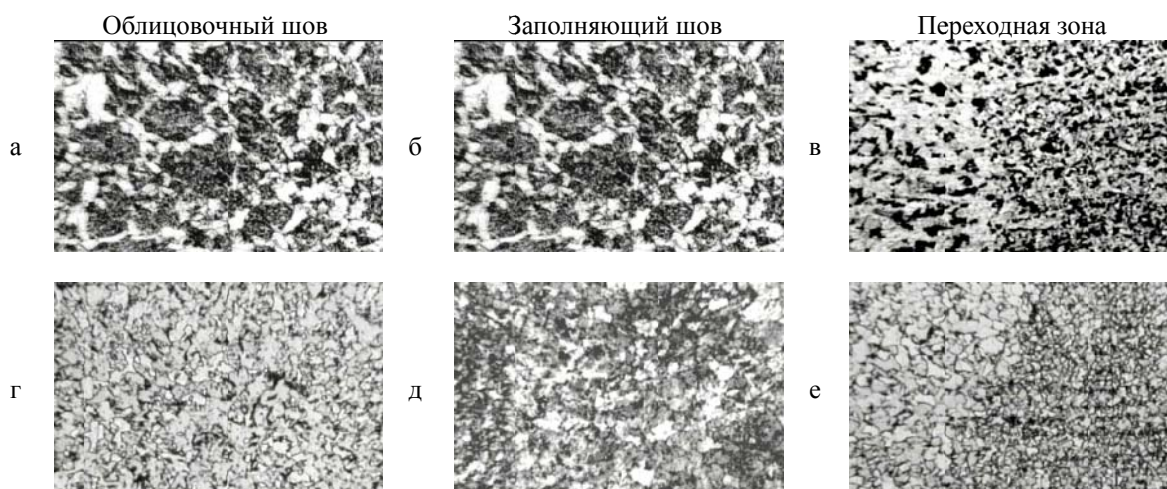


Рис. 3. Структура сварного соединения стали 10Г2С после стационарного режима сварки (а, б, в) и после режима АРТ, (г, д, е)

В целом проведенные исследования показали, что при использовании импульсного режима сварки меняется механизм коррозионного разрушения в соляной кислоте сварных соединений из низколегированной стали 10Г2С: вместо межкристаллитной коррозии, свойственной соединению после стационарного режима, протекает питтинговая коррозия. Это связано с более равномерным распределением элементов в сварном шве и снижением выгорания в процессе АРТ.

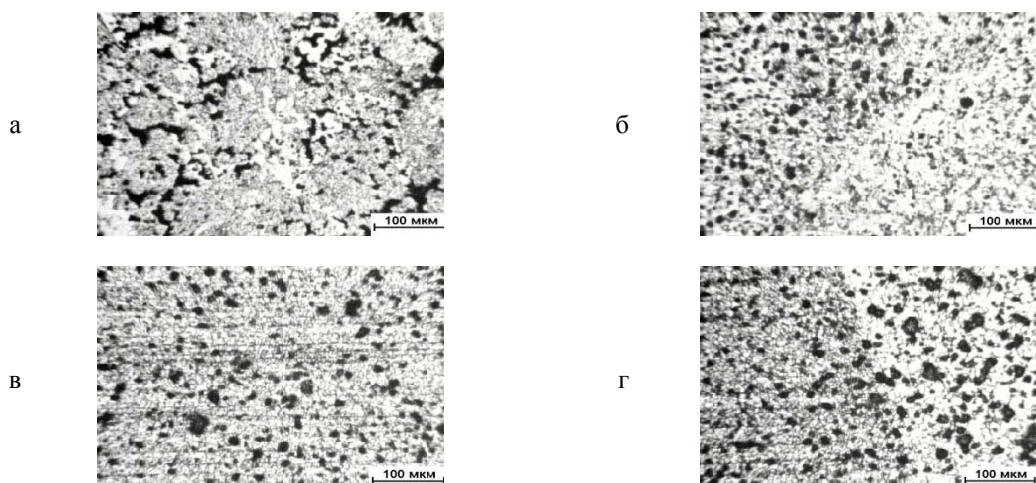


Рис. 4. Характер коррозионного разрушения в зоне сварных соединений, полученных: - на стационарных режимах (а – шов, б – переходная зона); - в режиме АРТ (в – шов, г – переходная зона)

Наибольшие коррозионные разрушения сварных соединений стали 12Х18Н10Т локализованы в ЗТВ, рис. 5, а. При применении АРТ стойкость сварных соединений к коррозионному разрушению повышается до 3 раз. При этом у образцов, сваренных методом адаптивной импульсно-дуговой сварки, картина коррозионного разрушения меняется. Ножевая коррозия отсутствует. Наблюдается коррозия в виде питтингов, локализованных в области ЗТВ, рис.5, б.

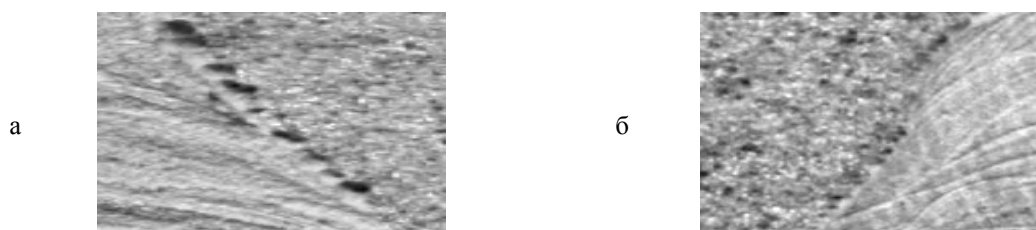


Рис. 5. Характер коррозионных разрушений сварных соединений стали 12Х18Н10Т, полученных: а) на стационарном режиме; б) методом АРТ

Заключение

Применение метода адаптивной импульсно-дуговой сварки позволяет получать сварные соединения, обладающие мелкозернистой структурой, как в металле шва, так и ЗТВ. Повышается стойкость сварных соединений сталей 10Г2С и 12Х18Н10Т к коррозионному разрушению, в том числе из-за опасной разновидности МКК – ножевой коррозии. При этом меняется кинетика протекания коррозионного разрушения сварных соединений. Начальный этап коррозионного разрушения в виде питтинговой коррозии не перерастает в опасную межкристаллитную коррозию, свойственную соединениям, полученным на стационарных режимах. В результате такие сварные соединения обладают более высокой прочностью при эксплуатации в коррозионных условиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке ДФФД, Украина и РФФИ, Россия в 2013 году в рамках российско-украинских научных проектов 2013 года: проект № 13-08-90406 Укр_ф_а и № Ф53.7/006.

Литература.

1. Куртепов М.М. О коррозии аппаратуры из нержавеющей сталей при концентрировании выпариванием радиоактивных отходов // Атомная энергия, 1965. – Т. 19, № 2. – С. 153-157.
2. Патон Б.Е., Сараев Ю.Н., Лебедев В.А. Совершенствование технологических процессов сварки и наплавки на основе методов управляемого высокоэнергетического воздействия на характеристики плавления и переноса электродного металла / Сборник трудов Международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых «Инновационные технологии и экономика в машиностроении». 20-21 мая 2010 г. Юрга. – С. 15 – 22.
3. Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Демьянченко А.А. Управление микрометаллургическими процессами при адаптивной импульсно-дуговой сварке легированных сталей // Перспективные материалы. – 2011. - № 13 (специальный выпуск). – С. 290 – 294.
4. Saraev Y. Adaptive pulse-arc welding methods for construction and repair of the main pipelines / Proceedings of The 2nd South-East European IIW International Congress «Welding – HIGH-TECH Technology in 21st century». Sofia, Bulgaria, October 21st-24th 2010. – P. 174-177.
5. Сараев Ю. Н. Обоснование концепции повышения безопасности и живучести технических систем, эксплуатируемых в регионах Сибири и Крайнего Севера, на основе применения адаптивных импульсных технологий сварки // Тяжелое машиностроение. – 2010. - № 8. – С. 14 – 19.
6. Сараев Ю.Н., Безбородов В.П. Влияние энергетических параметров процесса сварки на структуру и свойства сварных соединений низколегированных сталей // Сварочное производство. – 2012. - № 8. – С. 3 – 5.
7. Сараев Ю.Н., Безбородов В.П. Селиванов Ю.В. Влияние режимов ручной дуговой сварки на характер коррозионного разрушения в кислых средах сварных соединений 12X18H10T // Сварочное производство. – 2008. - № 4. – С. 3 – 7.
8. Сараев Ю.Н., Полетика И.М., Козлов А.В., Никонова И.В., Курдюкова И.А., Екимов В.С. Управление структурой и свойствами ответственных сварных соединений на основе применения импульсного технологического процесса сварки // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2003. - № 9. – С. 46 – 51.
9. Сараев Ю.Н., Полетика И.М., Козлов А.В., Кирилова Н.В., Никонова И.В., Перовская М.В., Екимов В.С., Салько А.Е. Формирование структуры и свойств сварных соединений при адаптивной импульсно-дуговой сварке покрытыми электродами ответственных конструкций, работающих в условиях низкочастотного термоциклирования // Сварочное производство. – 2004. – № 1. – С. 22 – 27.
10. Сараев Ю.Н., Полетика И.М., Козлов А.В., Кирилова Н.В., Никонова И.В., Салько А.Е. Влияние режима сварки на структуру, распределение микротвердости и механические свойства сварных соединений паропроводов // Сварочное производство. – 2002. – № 8. – С. 3 – 8.
11. Сараев Ю.Н., Лунев А.Г., Селиванов Ю.В. Расчет размеров валиков коррозионно-стойких покрытий, наносимых ручной дуговой наплавкой модулированным током // Технология машиностроения. – 2010. – № 2. – С. 24 - 27.
12. Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Григорьева А.А. Совершенствование технологических процессов сварки и наплавки на основе методов адаптивного импульсного высокоэнергетического воздействия на характеристики переноса электродного металла и кристаллизации сварочной ванны // Сварка и диагностика. – 2013. – № 5. – С. 44 – 47.
13. Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Григорьева А.А., Голиков Н.И., Дмитриев В.В., Санников И.И. Распределение остаточных напряжений в сварных соединениях из стали 09Г2С методами адаптивной импульсно-дуговой сварки // Сварочное производство. – 2014. - № 2. – С. 3 – 7.

**СОВРЕМЕННЫЕ СПОСОБЫ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ НЕГАТИВНЫХ ЯВЛЕНИЙ В
ПРОЦЕССЕ НАПЛАВКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ**

*Е.Г. Григорьева, ассистент кафедры АИ, Д.А. Чинахов, к.т.н., доцент
Юргинский технологический институт*

*Национального исследовательского Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 8(38451)6-26-83
E-mail: sedasch@mail.ru*

В настоящее время одними из наиболее перспективных для использования в машиностроительном производстве являются высокопрочные и износостойкие стали. В нашей стране к высокопрочным относятся легированные стали, временное сопротивление которых, после закалки и отпуска

ка, более 1600 МПа [1]. Несмотря на высокие эксплуатационные свойства высокопрочных сталей, возникает необходимость восстанавливать детали, изготовленные из данных сталей. Наплавка изношенных поверхностей занимает ведущее место из-за своей универсальности [2]. Высокопрочные стали в сравнении с обычными низкоуглеродистыми и низколегированными требуют специфического подхода к процессу наплавки. Для сталей данного класса характерной особенностью является образование закалочных структур в шве и зоне термического влияния, создающих опасность хрупкого разрушения.

Необходимо также учитывать, что легированные высокопрочные стали (Н18К9М5Т, 30ХГСА, 25ХГСА, 12Х2НЧА и др.) чувствительны к концентраторам напряжений, особенно после обычной закалки и отпуска, а также подвержены охрупчиванию в результате насыщения водородом, что при высоких внутренних напряжениях или циклической нагрузке может служить причиной зарождения холодных трещин.

Данные свойства высокопрочных сталей оказывают негативное влияние и на восстановительные работы наплавкой. Поэтому актуален вопрос разработки эффективного способа восстановления деталей изготовленных из высокопрочных сталей.

Авторы работ [3] предлагают усовершенствовать технологии наплавки для снижения вероятности образования трещин. Наплавленный слой, созданный по традиционной технологии последовательной укладкой валиков по винтовой траектории с постоянным перекрытием, обладает существенной неоднородностью свойств в различных направлениях. Так, стойкость металла против износа и трещин вдоль шва и поперек него существенно отличаются. При наплавке рабочего слоя в виде слоистой композиции, в которой смежные слои выполняются материалами с различными модулями упругости, обеспечивается необходимое соотношение пластических и прочностных свойств. При наличии градиента механических свойств на границе смежных слоев разрушение композиции ведет к резкому увеличению радиуса вершины трещины, что препятствует ее дальнейшему развитию.

В качестве препятствий на пути развития трещин могут также служить участки наплавленного металла, ориентированные таким образом, чтобы направлению вероятного роста трещины соответствовало направление максимальной сопротивляемости его образованию трещин. С этой целью рабочую поверхность необходимо наплавлять швами непрямолинейной формы (дугообразными, зигзагообразными). В этом случае на пути развития трещин периодически будут встречаться участки с высокой стойкостью против их развития (поперечные участки шва).

Одним из путей сдерживания процессов зарождения и развития трещин является получение наплавленной поверхности кольцевыми швами с предварительным формированием дискретных наплавленных участков в виде точек или поперечных коротких валиков на пути будущей траектории наплавки непрерывного кольцевого шва.

Для реализации усовершенствованной технологии наплавки гетерогенных слоев необходимо изготовление дорогостоящего оборудования для поперечного перемещения электрода. Что является сдерживающим фактором, ограничивающим широкое применение данного способа.

Авторы [4] предлагают для качественного ремонта крупногабаритных деталей и узлов пользоваться гетерогенным присадочным металлом и специальной техникой наложения швов (валиков). В качестве специальной техники наплавки ремонтного шва обычно применяется обратно-ступенчатый способ или, например, «горкой». Существует и ряд других способов, в том числе с использованием модулированных режимов работы механизированного оборудования, использование импульсной подачи электродной проволоки, другие виды импульсно-дуговых процессов. Для наплавки рекомендуют использовать разработанные в ИЭС имени Е. О. Патона самозащитные порошковые наплавочные электродные проволоки типов ПП-АН 198 и ПП-АН 202, позволяющие наплавлять металл с высокими механическими показателями.

Следует отметить, что в последнее десятилетие все с большим успехом при наплавке используются полуавтоматы с импульсной подачей электродной порошковой проволоки, в частности, при сложных ремонтах уникальной техники созданием особых типов наплавленных поверхностей с регулируемым смешиванием основного и присадочного металла и весьма существенной экономией электроэнергии и электродных материалов [5].

Для реализации усовершенствованной технологии необходимо изготовление дорогостоящей самозащитной проволоки и высокая квалификация персонала выполняющего наплавочные работы. Так же для рассмотренных технологий необходимо применение оборудования (полуавтоматов) соответствующего специфическим требованиям. Все это является сдерживающим фактором, ограничивающим широкое применение данного способа.

В настоящее время, наиболее распространённым способом восстановления, является, наплавка в среде защитных газов. Она отличается простотой процесса в сочетании с высокой производительностью, маневренностью и универсальностью. Важным недостатком данного способа в отношении высокопрочных сталей, является необходимость предварительного подогрева детали и последующей термической обработки, для предотвращения закалки и образования холодных трещин. Эти операции усложняют техпроцесс и ведут к дополнительным энергетическим и трудовым затратам.

Стоит отметить, что учеными [6-8] были проведены экспериментальные исследования сварочных процессов с традиционным (одноструйным) и с разработанным двухструйным способом газовой защиты зоны сварки. Применение двухструйной газовой защиты обеспечивает по сравнению с традиционной надежную защиту сварочной ванны, измельчение структуры металла сварного шва, плавный переход от металла шва к основному, повышение механических свойств сварных соединений, уменьшает химическую неоднородность металла шва за счет более интенсивного газодинамического перемешивания расплавленного металла в сварочной ванне.

Способ сварки легированных сталей с двухструйной газовой защитой в CO_2 обеспечивает высокие механические свойства сварных соединений без предварительного подогрева и последующей термообработки и является ресурсо- и энергосберегающим [7].

Сварка и наплавка являются родственными процессами, стоит предположить, что данный способ сварки можно успешно применять и для нанесения наплавленного слоя. Геометрия наплавляемого валика с применением двухструйного сварочного сопла имеет более плоскую форму, что является благоприятным фактором для применения его при наплавке.

Применение флюса или защитных газов при дуговой наплавке связано с определенными технологическими трудностями. Использование порошковой проволоки или ленты с необходимым составом сердечника позволяет отказаться от флюса и защитных газов.

В состав сердечников электродных материалов кроме порошков легирующих компонентов вводят газо- и шлакообразующие вещества, которые защищают жидкий металл от воздействия атмосферы и повышают стабильность процесса наплавки.

В тоже время износостойкая наплавка быстро изнашиваемых деталей порошковыми самозащитными электродными проволоками по ГОСТ 26101-84 позволяет достаточно быстро ликвидировать дефицит быстро изнашиваемых дорогостоящих элементов тяжелого оборудования. Для качественного ремонта крупногабаритных деталей и узлов в большинстве случаев необходимо пользоваться гетерогенным присадочным металлом и специальной техникой наложения швов (валиков). Правильный выбор гетерогенной присадки и соответствующей техники наплавки позволяют в большинстве случаев отказаться от проведения затратной операции внешнего нагрева.

Из выше изложенного установлено, что для получения качественного наплавленного слоя на детали из высокопрочных сталей целесообразно выполнять следующие технологические рекомендации:

- применять порошковые проволоки, соответствующие требованиям, предъявляемым к восстановленным поверхностям;
- применять двухструйную газовую защиту.

В дальнейшем планируется провести подробные исследования процесса наплавки высокопрочной стали с применением порошковой проволоки и двухструйной газовой защиты.

Поиск оптимального состава флюса порошковой проволоки является трудоемким процессом, требующим проведения достаточно большого количества экспериментальных исследований. Математическое моделирование, в этом случае, является одним из наиболее эффективных средств планирования и прогнозирования свойств наплавленного слоя. Правильное планирование эксперимента с элементами математического моделирования поможет максимально полно изучить структуру и свойства наплавляемого валика.

Литература.

1. Баранчиков В.И. Прогрессивные режущие инструменты и режимы резания металлов. Справочник. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
2. Справочник сварщика // Под ред. В.В. Степанова. – М.: Машиностроение, 1983. – 560 с.
3. Чигарев В. В. Повышение работоспособности деталей и инструмента наплавкой гетерогенного слоя / В.В. Чигарев, В.П. Иванов, И.С. Псарева // Захист металургійних машин від поломок: зб. наук. пр. / ПДТУ. - Маріуполь, 2003. – Вип. 7. – С. 234–237.
4. Мозок В.М., Лебедев В.А. Новые возможности ремонтов деталей тяжелой техники импульсно-дуговой сваркой и наплавкой вне ремзаводов // Металлообработка. – 2009. – №4. – С. 16–19.
5. Lebedev V.A., Maksimov S.Yu. Reduction in power consumption and weld quality control in welding using a controllable pulsed feed of electrode wire / International Congress on Advances in Welding

- Science and Technology for Construction, Energy and ansportation Systems (AWST-2011). 24–25 October 2011. Antalya, Turkey. 371–373 p.
6. Федько В.Т., Киянов С.С., Шматченко В.С., Сапажков С.Б. Применение двухструйных сопловых устройств для сварки в среде защитных газов // Автоматизация и современные технологии. –2003. –№3. – С.12–18.
 7. Чинахов Д.А. Влияние режимов сварки плавлением на структуру и свойства соединений из легированных сталей: монография/Д.А. Чинахов. Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во ТПУ, 2010. – 114с.
 8. Чинахов Д.А., Роль газодинамического воздействия струи защитного газа на процессы сварки плавящемся электродом: монография/Д.А. Чинахов; Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. – 151 с.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ НАПЛАВКИ ЛЕНТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ УПРАВЛЕНИЕМ ПРОЦЕССОМ ПЕРЕНОСА ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА

В.П. Иванов, к.т.н., доц., Е.В. Лаврова, к.т.н., ст. преп.

Приазовский государственный технический университет

87500, Украина, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7, тел. (098)-110-99-35

E-mail: ivanov_v_p@pstu.edu

Процессы электродуговой наплавки, обладая рядом технологических преимуществ перед другими видами восстановления и создания рабочих слоев изделий, широко используются в ряде отраслей промышленности. В то же время, условия, диктуемые современным этапом развития производства, настоятельно требуют совершенствования технологии, разработки средств автоматизированного проектирования и управления технологическими процессами и оборудованием для наплавки.

Одним из направлений совершенствования механизированной дуговой наплавки является использование управляемого переноса электродного металла, обеспечивающего принудительный отрыв и перенос капель в сварочную ванну. Известны конструкции и системы импульсной подачи, предназначенные преимущественно для проволочного электрода [1,2].

Существующие механизмы импульсной подачи электродной проволоки, с регулированием параметров импульсов, как и многие подобные, не применимы для наплавки под флюсом ленточным электродом с принудительным сбросом электродного металла.

Для наплавки под флюсом ленточным электродом важна не только импульсная подача, но и частота колебаний торца ленточного электрода, а также другие факторы, обеспечивающие принудительный сброс металла для равномерного распределения тепловой энергии в сварочной ванне.

Цель статьи состоит в получении количественных характеристик разработанной кинематической схемы для регулируемого принудительного механического переноса электродного металла при наплавке под флюсом ленточным электродом

Для регулирования переноса электродного металла и тепловложения в ванну при наплавке лентой разработана технология и оборудование с продольными возвратно-поступательными колебаниями торца электрода [3,4], где эксцентрик с радиусом r и величиной эксцентриситета e совершает вращательные движения на угол φ с перемещением на расстояние f при нижнем положении эксцентрика. При этом касание эксцентрика с ленточным электродом происходит в точке C (плечи l_1 и l_2). При повороте эксцентрика на угол φ точка касания перемещается в F , в результате чего ленточный электрод отклоняется на угол α по отношению к основанию устройства и образуются плечи lt_1 и lt_2 (рис. 1). В результате работы такой системы устройства, торец ленточного электрода осуществляет перемещение на расстояние S из точки E в точку B .

В этом случае зависимость изменения скорости перемещения торца ленточного электрода металла на входе в ванну с учетом скорости равномерной подачи имеет вид:

$$\left\{ \begin{array}{l} V(t) = V_a(t) - V_b(t) + V_L \\ V_a(t) = \frac{2 \cdot \omega \cdot e \cdot \sin(\omega \cdot t) \cdot (a_1 + e \cdot (\cos(\omega \cdot t) - 1)) - 2 \cdot \omega \cdot e \cdot \cos(\omega \cdot t) \cdot (e \cdot \sin(\omega \cdot t) + \sqrt{l_2^2 - a_1^2})}{2 \cdot \sqrt{(e \cdot \sin(\omega \cdot t) + \sqrt{l_2^2 - a_1^2})^2 + (a_1 + e \cdot (\cos(\omega \cdot t) - 1))^2}} \\ V_b(t) = \frac{2 \cdot \omega \cdot e \cdot \cos(\omega \cdot t) \cdot (e \cdot \sin(\omega \cdot t) - l_1 \cdot \cos(\alpha_1)) - 2 \cdot \omega \cdot e \cdot \sin(\omega \cdot t) \cdot (a_1 + e \cdot (\cos(\omega \cdot t) - 1))}{2 \cdot \sqrt{(e \cdot \sin(\omega \cdot t) - l_1 \cdot \cos(\alpha_1))^2 + (a_1 + e \cdot (\cos(\omega \cdot t) - 1))^2}} \end{array} \right. \quad (1)$$

На основе исследований вариантов кинематических схем устройства (рис. 1) было установлено, что наиболее эффективное управление переносом электродного металла обеспечивает конструкция на основе универсальной схемы, позволяющая использовать в качестве управляющих параметров угол изгиба ленточного электрода 120-140° и частоту вращения эксцентрика 40-60 Гц.

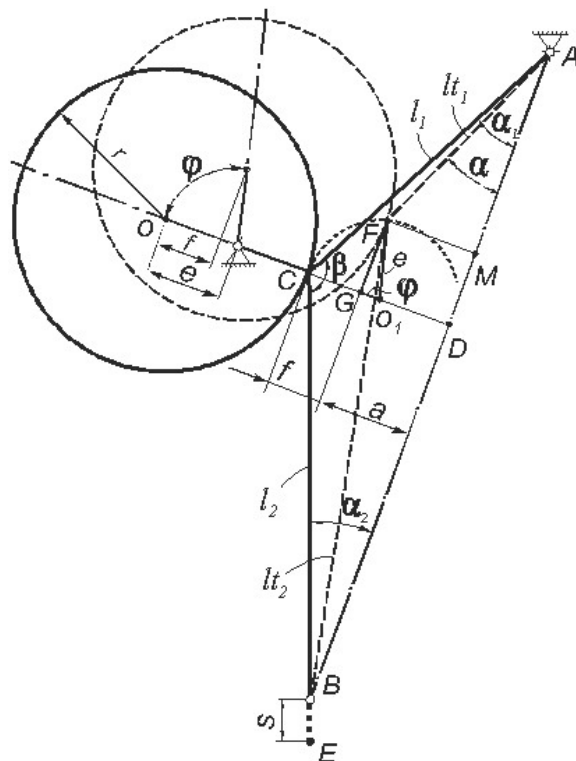


Рис. 1. Универсальная кинематическая схема устройства

Исследования влияния параметров режима наплавки ленточным электродом с управляемым переносом показали заметное увеличение (15-20%) коэффициента расплавления ленточного электрода (рис. 2). Это объясняется тем, что в процессе плавления ленточного электрода при наложении принудительных механических колебаний происходит равномерное оплавление торца электрода за счет обеспечения равномерного распределения тепловой энергии по ширине ленточного электрода и контролируемый сброс капель жидкого металла.

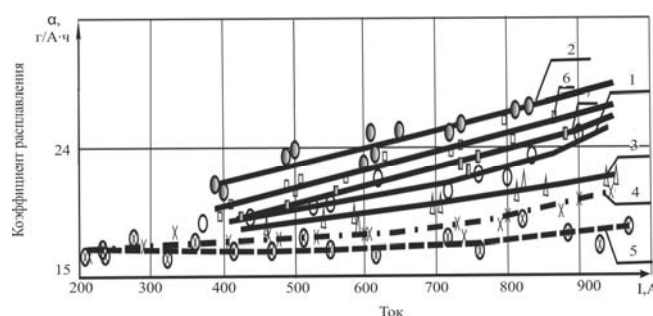


Рис. 2. Влияние изменения величины тока, напряжения и скорости наплавки на коэффициент расплавления: 1 – 0,5x40 мм, материал Св08А, $U_d=32$ В, $V_n=10$ м/ч, $f=30$ Гц; 2 – то же, $U_d=40$ В, $V_n=10$ м/ч, $f=50$ Гц; 3 – то же, $U_d=32$ В, $V_n=15$ м/ч, $f=20$ Гц; 6 – то же, $U_d=40$ В, $V_n=10$ м/ч, $f=45$ Гц; 7 – то же, $U_d=32$ В, $V_n=10$ м/ч, $f=40$ Гц; 4 – 0,5x40 мм, материал Св08А, $U_d=40$ В, $V_n=20$ м/ч; 5 – то же, $U_d=32$ В, $V_n=20$ м/ч

Стабильность процесса наплавки и характеристики переноса электродного металла с торца ленточного электрода изучали по осциллограммам тока и напряжения (рис. 3).

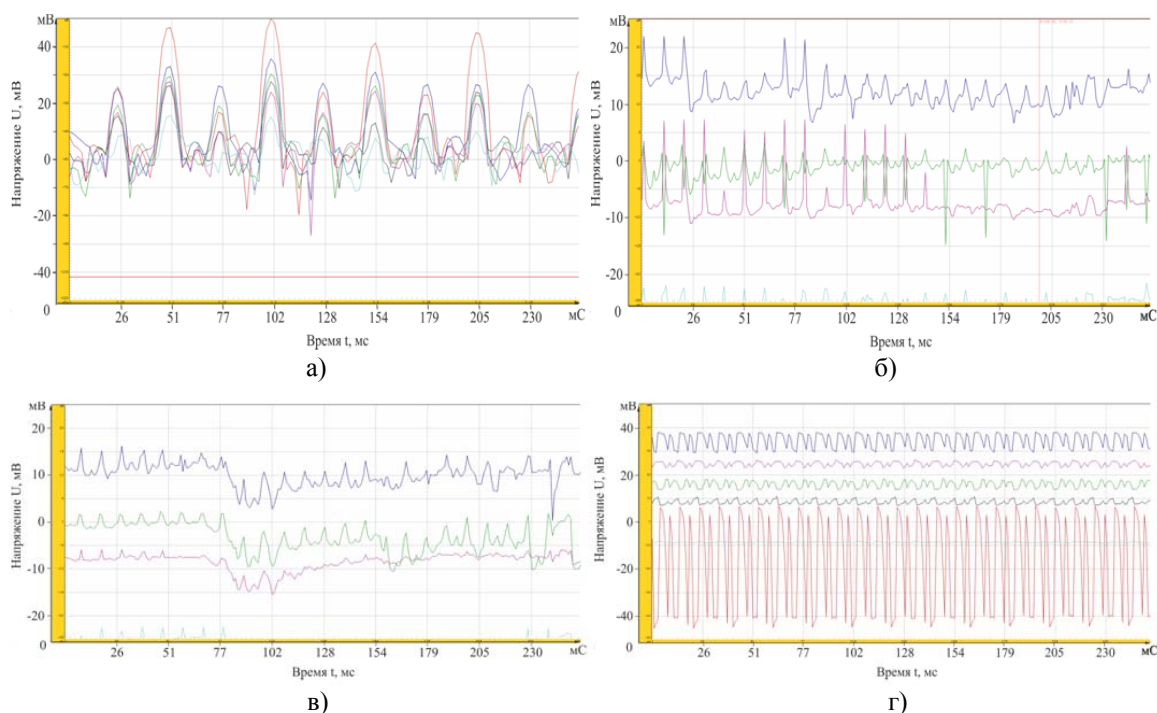


Рис. 3. Осциллограммы процесса наплавки: а – без принудительного переноса электродного металла; б – с принудительным переносом электродного металла $f=30$ Гц; в – с принудительным переносом $f=70$ Гц; г – с принудительным переносом электродного металла с торца ленточного электрода $f=50$ Гц

Запись осциллограмм производилась с помощью исследовательского комплекса, состоящего из ПК, портативного АЦП - платы сбора данных ЛА-50USB и датчиков, расположенных непосредственно на ленточном электроде. Для надежной работы ЛА-50USB в условиях наличия помех от протекания тока по сварочному контуру была собрана защитная плата, содержащая набор дифференциальных усилителей и фильтров защиты по каждому каналу.

Анализ результатов осциллографирования процесса наплавки с управляемым переносом показал, что при увеличении частоты импульсов от 0 до 50 Гц величина разброса сигналов с датчиков снижается с 55 до 8 мВ на каждый датчик, характер кривой становится регулярным. При дальнейшем увеличении частоты разброс показаний и амплитуда сигнала увеличиваются, на осциллограмме появляются нерегулярные всплески, характерные для процесса наплавки без наложения импульсов подачи ленточного электрода.

Исследования параметров технологического процесса с управлением переносом электродного металла при наплавке лентой показали, что за счет управления тепломассопереносом в сварочную ванну осуществляется стабилизация процесса расплавления ленты и основного металла. Это обеспечивает повышение стабильности глубины проплавления по ширине наплавленного валика а также возможность энергосбережения за счет наплавки на пониженных режимах и снижения затрат на механическую обработку наплавленной поверхности.

Литература.

1. Патон Б.Е., Лебедев В.А. Анализ технических и технологических возможностей импульсной подачи электродной проволоки в процессах дуговой сварки и наплавки // Сварочное производство. – 2002. – №2. – С. 24 – 31.
2. Лебедев В.А. Механизмы импульсной подачи электродной проволоки с регулированием параметров импульсов / В.А. Лебедев, В.Г. Пичак // Автоматическая сварка. – 2001. – №5. – С. 31 – 37.
3. Патент № 101288, МПК В23К 9/12 (2006.01). Устройство для наплавки ленточным электродом под флюсом / А.Н. Серенко, Е.В. Лаврова, В.П. Иванов, В.А. Серенко (Украина). – № а 201205838; Заявл. 14.05.12; Опубл. 11.03.13, Бюл. № 5.– 4 с.
4. Математическая модель управляемого переноса электродного металла при наплавке под флюсом ленточным электродом / Е.В. Лаврова, Б.И. Носовский, В.П. Иванов // Вестник ПГТУ. Серия: Технические науки: Сб. научн. тр. – Мариуполь: ПГТУ, 2012. – № 2(23). – С. 166 - 169.

НОВАЯ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЮЩАЯ ДОБАВКА ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ

Н.А. Козырев, д.т.н., проф., Р.Е. Крюков, асп., Д.Е. Колмогоров, к.т.н., доц.
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, e-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru*

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, e-mail: dek-79@mail.ru*

Применяемые отечественные флюсы для сварки низколегированных сталей дают повышенное содержание общего кислорода за счет кремне- и марганцевосстановительных процессов, повышенное количество неметаллических включений в швах. В результате чего не всегда обеспечивается требуемый уровень механических свойств при сварке.

В настоящее время применяемые системы легирования при сварке за счет кремнемарганцевосстановительных процессов (1- низкоуглеродистая электродная проволока и высокомарганцевистый флюс с высоким содержанием кремнезема; 2 - низкоуглеродистая проволока и высококремнистый (кислый) флюс; 3 - среднемарганцевистая электродная проволока и среднемарганцевистый кислый флюс) имеют ряд недостатков.

1. Использование кремния и марганца в качестве раскислителей приводит к образованию различных оксидных включений, которые в связи со скоротечностью процесса сварки не всегда успевают всплыть и ассимилироваться шлаком, поэтому концентрация свободного и связанного кислорода в металле шва довольно высока, в связи с чем наблюдается понижение значений ударной вязкости металла шва, особенно при отрицательных температурах. Таким образом, оптимальным с точки зрения исключения образования в сварном шве неметаллических включений, является использование углерода, так как образующиеся с участием углерода соединения CO и CO_2 находятся в газообразном состоянии, в связи с чем легко удаляются и не загрязняют металл шва неметаллическими включениями. Однако, использование углерода в качестве раскислителя приводит к науглероживанию металла, что в свою очередь ухудшает механические свойства и структуру сварных швов.

2. Недостаточная концентрация во флюсах фторсодержащих компонентов, удаляющий водород из сварного шва с образованием соединения HF .

3. Отсутствие в большинстве марок флюсов элементов, облегчающих ионизацию и обеспечивающих устойчивое горение дуги - калия и натрия.

Исходя из данных предпосылок нами проведены работы по использованию углеродфторсодержащих добавок в качестве присадок во флюсы [1-6]. За основу углеродфторсодержащей добавки были взяты отходы металлургического производства в виде пыли с химическим составом масс. %: $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25-30$; $\text{Na}_3\text{AlF}_6 = 30-50$; $\text{CF}_x = 25-35$ ($1 \geq x > 0$). Теоретически данная добавка должна позволять: 1) проводить удаление водорода за счет фторсодержащих соединений (типа Na_3AlF_6 , CF_x ($1 \geq x > 0$) и т.д.), разлагающихся при температурах сварочных процессов с выделением фтора, который в свою очередь взаимодействует с водородом, растворенным в стали, с образованием газообразного соединения HF ; 2) осуществлять интенсивный углеродный «кип» за счет CO и CO_2 образующихся при взаимодействии фтористого углерода CF_x ($1 \geq x > 0$) с растворенным в стали кислородом, при этом в связи с тем, что углерод находится в связанном состоянии, науглероживание стали практически не должно происходить; 3) повышать устойчивость дуги за счет элементов, облегчающих ионизацию в столбе дуги - калия и натрия.

Добавку к флюсу готовили следующим образом: смешивали углеродфторсодержащий компонент с жидким стеклом, после чего осуществляли сушку, охлаждение и дробление.

Затем добавку перемешивали с флюсом в специальном смесителе в определенном, строго заданном соотношении. Для исследования были взяты флюсы марок АН-348А, АН-60 и АН-67 как базовые варианты и их смеси с добавлением керамического флюса-добавки.

Эксперименты проводились на образцах из стали 09Г2С толщиной 16 мм размером 200 × 500 мм. Сварка стыковых швов без разделки кромок проводилась с двух сторон, как при сварке полотнищ стенок резервуаров на стенде для рулонирования. В качестве присадочного металла использовалась проволока Св-08ГА диаметром 5 мм.

Сварку образцов под флюсами проводили на одинаковых режимах. Из сваренных пластин были вырезаны образцы и выполнены следующие исследования: рентгеноспектральный анализ состава металла швов, металлографические исследования сварных швов, определение содержания общего кислорода в швах, механических свойств, твердости сварных соединений и ударной вязкости швов при температурах 20°C и -40°C .

Определение химического состава металла сварных швов на содержание углерода, серы и фосфора проводили химическими методами по ГОСТ 12344-2003, ГОСТ 12345-2001, ГОСТ 12347-77 соответственно. Содержание легирующих элементов в металле шва, оксидов кальция, кремния, магния, алюминия, марганца, железа, калия, натрия и фтористых соединений во флюсах с добавками и в полученных после сварки шлаках определяли на рентгенофлюорисцентном спектрометре XRF -1800 фирмы SHIMADZU.

Опыты показали, что при использовании углеродфторсодержащей добавки в количестве до 6 % обеспечивается концентрация углерода в шве, соответствующая концентрации углерода в исходном металле (рисунок 1).

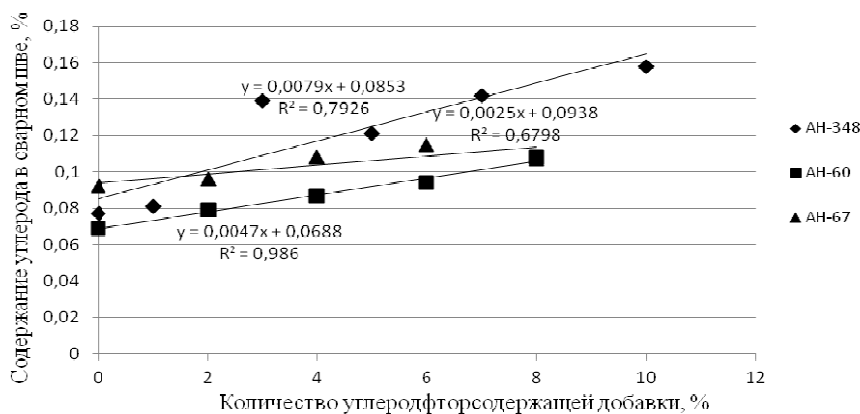


Рис. 1. Влияние углеродфторсодержащей добавки на содержание углерода в сварном шве

Определение кислорода методом восстановительного плавления на газоанализаторе фирмы «LECO» TC-600 показало, что массовая доля данного газа с повышением содержания добавки во флюсе уменьшалась (рисунок 2), а проведенный фракционный газовый анализ показывал, что в зависимости от окисленности и основности шлаковой системы происходит перераспределение кислорода во включениях. Наибольшее количество алюминатов и алюмосиликатов неблагоприятно влияющих на физико-химические свойства сварного соединения, содержалось при сварке под флюсом АН-60, при введении добавки наблюдалось снижение количества этих соединений. Во флюсах АН-348 и АН-67 изменения были незначительны (рисунок 3). Углеродфторсодержащая добавка повлияла на снижение содержания водорода в сварном шве по вышеописанному механизму за счет фтора (рисунок 4), концентрация азота незначительно снизилась.

Металлографические исследования полированных микрошлифов сварных соединений проводились с помощью оптического микроскопа OLYMPUSGX-51 в светлом поле при увеличениях $\times 100$, $\times 500$. Микроструктура металла выявлялась травлением в растворе 4 % HNO_3 в этиловом спирте. Структура основного металла всех проб состоит из зерен феррита и пластинчатого перлита (4-5 мкм). В переходной зоне от основного металла к наплавленному наблюдается мелкозернистая структура (1-2 мкм), образовавшаяся в результате рекристаллизации при нагреве в процессе сварки.

Секция 1: Инновационные технологии получения и контроля
неразъемных соединений в машиностроении

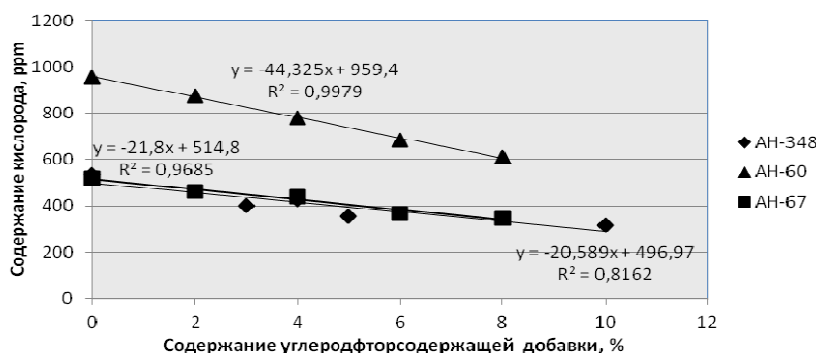


Рис. 2. Изменение общего кислорода во флюсах АН-348, АН-60 и АН-67 в зависимости от введения углеродфторсодержащей добавки

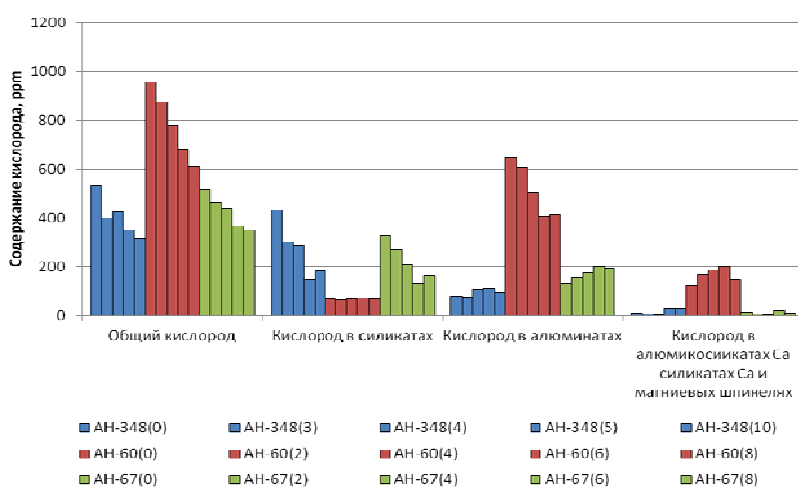


Рис. 3. Изменение концентрации общего и фракционного кислорода в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки (в скобках указано процентное содержание углеродфторсодержащей добавки)

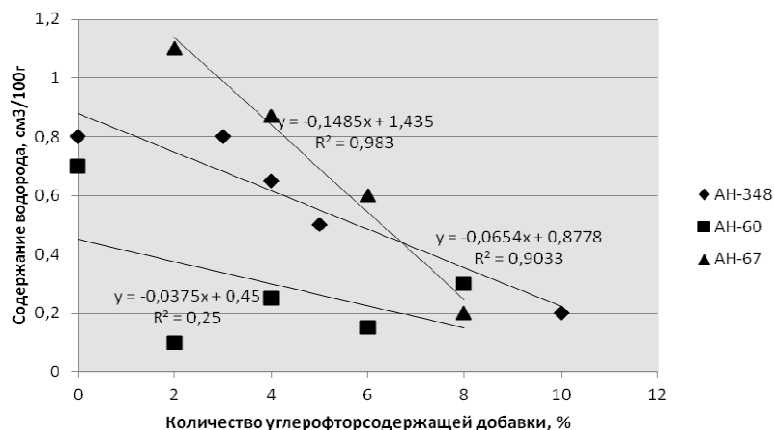


Рис. 4. Изменение водорода в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки

В микроструктуре сварного шва присутствуют ферритные зерна, вытянутые в направлении отвода тепла вследствие нагрева и ускоренного охлаждения. Заметного отличия структуры швов, выполненных под разными флюсами, не обнаружено. В образцах, сваренных под флюсами с углеродфторсодержащими добавками, наблюдалось снижение уровня загрязненности неметаллическими включениями, связанное с уменьшением общего содержания кислорода.

Изучение механических свойств (предела текучести, прочности, относительного удлинения и ударной вязкости при отрицательных температурах) на образцах, вырезанных по ГОСТ 6996-66, показало, что уровень свойств значительно превышает требуемые значения ГОСТ 31385-2008 и нормативные значения ПБ 03-605-03 (правил устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов). Особо следует отметить увеличение значений ударной вязкости при отрицательных температурах (рисунок 5).

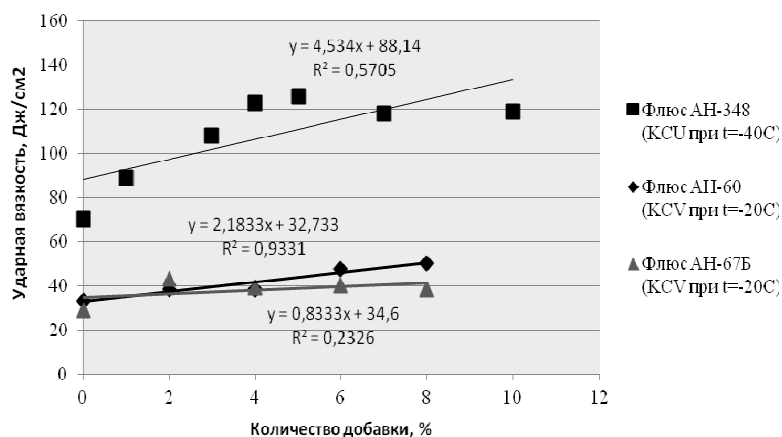


Рис. 5. Изменение ударной вязкости в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки во флюсах АН-348, АН-60, АН-67

Таким образом, при введении разработанной углеродфторсодержащей добавки во флюсы АН-348А, АН-60 и АН-67 снижается газонасыщенность сварного шва, уменьшается загрязненность оксидными неметаллическими включениями, увеличивается комплекс требуемых механических свойств и ударной вязкости (особенно при отрицательных температурах).

Производство углеродфторсодержащей добавки, защищенной патентом [7], освоено в условиях ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций».

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации госзаказа 7.5021.2011

Литература.

1. Влияние углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов на свойства сварных швов / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Старовацкая С.Н., Крюков Р.Е., Голдун З.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 6. – С. 26 – 29.
2. Использование углеродсодержащих добавок для сварочных флюсов / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Голдун З.В., Крюков Р.Е., В.М. Шурупов // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 10. – С. 35 – 38.
3. Влияние углерод- и фторсодержащих добавок в составе флюсов на содержание неметаллических включений и свойства сварных швов / Козырев Н. А., Игушев В. Ф., Крюков Р. Е., Голдун З. В., Ковальский И. Н. // Сварочное производство. – 2012. – № 12. – С. 3-6.
4. Влияние флюса АН-60 с углеродфторсодержащей добавкой на качество сварных швов стали 09Г2С / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., С.Н. Старовацкая, А.В. Роор // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 4. – С. 30-33.
5. Разработка добавок для сварочных флюсов при сварке низколегированных сталей / Козырев Н. А., Игушев В. Ф., Крюков Р. Е., Роор А. В., Ковальский И. Н. // Сварочное производство. – 2013. – № 5. – С. 9 - 12.
6. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-67 на свойства металла сварных швов стали 09Г2С / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 8. – С. 33-36.
7. Пат. 2484936 РФ, МПК 8В23 К35/362 Керамический флюс-добавка / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Голдун З.В.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет. - №2012104939/02(007484), Заявл. 13.02.2012.

**ПОРОШКООБРАЗНАЯ ПРОВОЛОКА СИСТЕМЫ C—Si—Mn—Cr—V—Mo
С УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКОЙ**

*Н.А. Козырев, д.т.н., проф., Д.А. Тутов, асп., О.Е. Козырева, инж.
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42
E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru*

На металлургических предприятиях России широко используется наплавка прокатных валков для восстановления и повышения стойкости. Несмотря на широкий спектр используемых систем для наплавки, широкое распространение получили две системы: C—Si—Mn—Cr—W—V и C—Si—Mn—Cr—V—Mo.

Работа во второй системе позволяет получать наибольшее сопротивление термической усталости металла. Данная система, представленная порошковой проволокой типа ПП-Нп-25Х5ФМС, позволяет получать высокие значения ударной вязкости наплавленного металла при повышенных температурах.

Авторы работы [1] в результате лабораторных и опытно-промышленных исследований рекомендуют для наплавки валков горячей прокатки использовать порошковые проволоки типа ПП-Нп-35В9ХЗСФ на непрерывно-заготовочных, проволочных, трубопрокатных станах; а порошковую проволоку типа ПП-Нп-25Х5ФМС на обжимных (блюминг, слябинг), крупносортовых и рельсобалочных, средне- и мелкосортных, листопркатных станах.

В лабораторных условиях были изготовлены образцы стандартной порошковой проволоки марки ПП-Нп-25Х5ФМС. Многослойную наплавку образцов производили с предварительным подогревом пластин до 350⁰С и последующим (после наплавки) замедленным охлаждением. Наплавку проводили сварочным трактором АСАW-1250 с использованием изготовленной порошковой проволоки на пластины из стали 09Г2С в 5 слоев, режим наплавки: сварочный ток I_д=400А, напряжение на дуге U_д = 32В, скорость сварки v_н=0,8 см/с. При изготовлении проволоки содержание кремния, марганца, хрома, ванадия варьировалось гораздо шире значений для данных элементов, предусмотренных для проволоки ПП-Нп-25Х5ФМС в ГОСТ 26101-84. В состав ряда образцов проволоки ввели никель, а аморфный углерод заменили на углеродфторсодержащую пыль (отходы металлургического производства), со следующим химическим составом, масс. %: Al₂O₃ =21-46; F⁺ =18-27; Na₂O = 8-15; K₂O=0,4 – 6%; CaO=0,7- 2,3; SiO₂=0,5-2,5; Fe₂O₃=2,1-3,3; C_{общ}=12,5-30,2; MnO=0,07-0,9; MgO=0,06-0,9; S=0,09-0,19; P=0,10-0,18. Дисперсность такого материала позволяет проводить хорошее смешение с металлической составляющей шихты порошковой проволоки. Проведенные ранее эксперименты по использованию данного материала в качестве добавки для сварочных флюсов показали, что углерод в составе углеродфторсодержащей пыли обладает повышенной активностью, раскисляет металл и восстанавливает оксиды, находящиеся в металле и шлаке с образованием оксидов углерода [2-5]. Для имитации окислительно-восстановительных процессов при наплавке использовали слабоокислительный флюс марки АН-67 по ГОСТ Р 52222-2004. Марганец в состав проволоки не добавлялся в связи с его восстановлением из образующегося шлака. Происходило частично восстановление кремния из шлака. Как показали эксперименты, образующийся шлак практически не окисляет легирующие элементы в составе наплавленного металла. Составы исследуемых порошковых проволок, твердость наплавленного металла и объемная доля остаточного аустенита в наплавленном слое приведены в таблице.

При использовании в качестве добавки аморфного графита в структуре наплавленного металла присутствует мартенсит и остаточный аустенит в межосевом пространстве. Наблюдается значительное количество строчечных кислородных включений. Точечные карбиды ванадия и хрома распределены по телу зерен. Следует отметить, что введение более 3% ванадия привело к значительному снижению твердости наплавленного металла.

Таблица

Составы исследуемых порошковых проволок и твердость наплавленного металла

№	Массовая доля элементов, %											HRC (HB)	ОДА
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti		
1	0,16	1,77	2,25	0,26	3,51	1,51	0,16	0,044	0,107	3,25	0,018	(186,2)	-
2	0,15	1,59	1,67	0,18	0,35	1,11	0,16	0,032	0,06	0,35	0,006	43,2	4,3
3	0,20	1,33	2,16	0,17	3,52	1,51	0,13	0,04	0,09	0,36	0,020	48,1	5,6
4	0,24	0,93	2,11	0,15	3,18	1,31	0,21	0,054	0,071	0,46	0,021	51,8	15,6
5	0,31	1,19	2,13	0,20	3,50	1,34	0,32	0,064	0,074	0,47	0,022	53,4	14,7
6	0,24	0,92	1,93	0,22	3,00	1,85	0,38	0,034	0,081	0,43	0,014	54,14	8,4

Примечание: 1) ОДА –объемная доля остаточного аустенита,

2) образец 1 и 2 – изготовлены с использованием графита аморфного; 3-6 – с применением углеродфторсодержащей пыли и порошка никеля при различных концентрациях.

Металлографический анализ показал, что структура металла, наплавленного опытной порошковой проволокой, представляет собой игольчатый троостит с мартенситом и сформированными по границам зерен отдельными тонкими аустенитными оторочками с незначительным количеством включений карбидов. Углеродфторсодержащая добавка в шихту проволоки способствовала удалению оксидных неметаллических включений, более равномерному распределению углерода в металле шва и образованию мелкодисперсных карбидов, что на практике должно привести к повышению термической стойкости.

Литература.

1. Кондратьев И.А., Рябцев И.А., Кусков Ю.М. Дуговая и электрошлаковая наплавка валков прокатных станов // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2005. - № 4. – С. 14-17.
2. Влияние углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов на свойства сварных швов/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Старовацкая С.Н., Крюков Р.Е., Голдун З.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 6. – С. 26–29.
3. Использование углеродсодержащих добавок для сварочных флюсов / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Голдун З.В., Крюков Р.Е., В.М. Шурупов // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 10. – С. 35–38.
4. Влияние флюса АН-60 с углеродфторсодержащей добавкой на качество сварных швов стали 09Г2С/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., С.Н. Старовацкая, А.В. Роор // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 4. – С. 30-33.
5. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-67 на свойства металла сварных швов стали 09Г2С/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 8. – С. 33-36.

ВЛИЯНИЕ ВВЕДЕНИЯ В ШИХТУ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ С—Si—Mn—Cr—W—V УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКИ

Н.А. Козырев, д.т.н., проф., Д.А. Титов, асп., В.М. Шурупов, инж.

Сибирский государственный индустриальный университет

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42

E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Восстановление прокатных валков станов горячей прокатки позволяет повысить ресурс их работы и увеличить производительность прокатных станов. Наиболее нагруженные валки горячей прокатки упрочняются наплавкой порошковой проволокой типа ПП-Нп-35В9Х3СФ по ГОСТ 26101-84 с большим содержанием дорогостоящего вольфрама.

Опыт эксплуатации наплавленных валков свидетельствует о том, что износ их поверхности происходит неравномерно. Валки в процессе работы подвергаются воздействию циклических термомеханических нагрузок, коррозии и абразивному изнашиванию. Нередко имеет место полосчатый износ, причиной которого может быть наличие участков наплавленного металла с различной структурой и твердостью. Такие участки наблюдаются при многослойной наплавке легированных сталей с перекрытием ранее наплавленного валика. Наплавленный металл типа 35В9Х3СФ обладает высокой стойкостью против истирания при повышенных температурах, но его термическая выносливость относительно невысока, поэтому валки, наплавленные этой проволокой, часто выходят из строя из-за образования сетки трещин разгара и выкрашивания [1,2].

Анализ причин выхода из строя валков станов горячей прокатки наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ под флюсом свидетельствует о том, что возможности сплавов системы С—Si—Mn—Cr—W—V до конца не реализованы и в последнее время тщательно изучаются [2]. Поэтому представляет интерес исследование влияния изменения химического состава дорогостоящих компонентов, входящих в данную систему, а также влияния добавок различных компонентов с целью получения новых свойств наплавленного металла и снижения себестоимости порошковой проволоки.

В процессе работы валка под воздействием высоких температур наблюдается коагуляция и укрупнение зерен карбидов по границам зерен, с последующим выкрошиванием и развитием трещин разгара. Образование трещин в наплавленном металле, по-видимому, предопределено химической неоднородностью, связанной с наличием различных структурных составляющих [3]. Химическая неоднородность отдельных широких приграничных зон имеет место после наплавки вследствие воздействия термического цикла наплавки особенно тел вращения и сохраняется в процессе эксплуатации валков при термомеханическом воздействии со стороны горячего прокатываемого металла.

Для снижения развития процессов коагуляции карбидов, уменьшения структурной неоднородности наплавленного металла необходимо изменить структурное состояние границ зерен, что возможно оптимизацией соотношения углерода и карбидообразующих элементов, повышением устойчивости аустенита и обработкой режимов наплавки, позволяющих увеличить скорость охлаждения наплавленного металла.

В лабораторных условиях были изготовлены образцы стандартной порошковой проволокой марки ПП-Нп-35В9Х3СФ, которая используется для наплавки валков горячей прокатки и роликов транспортирующих рольгангов. Многослойную наплавку образцов производили с предварительным подогревом пластин до 350 °С и последующим (после наплавки) замедленным охлаждением. Наплавку проводили сварочным трактором АСАW-1250 с использованием изготовленной порошковой проволоки на пластины из стали 09Г2С в 5 слоев, режим наплавки: сварочный ток $I_d=400$ А, напряжение на дуге $U_d = 32$ В, скорость сварки $v_n=0,8$ см/с. При изготовлении проволоки введение дорогостоящих вольфрама и хрома рассчитывались ниже значений для данных элементов, оговоренных для проволоки ПП-Нп-35В9Х3СФ по ГОСТ 26101-84. В состав ряда образцов проволоки ввели никель, а аморфный углерод заменили на углеродфторсодержащую пыль (отходы металлургического производства), со следующим химическим составом: масс. %: $Al_2O_3 = 21-46$; $F^+ = 18-27$; $Na_2O = 8-15$; $K_2O=0,4 - 6\%$; $CaO=0,7- 2,3$; $SiO_2=0,5-2,5$; $Fe_2O_3=2,1-3,3$; $C_{общ}=12,5-30,2$; $MnO=0,07-0,9$; $MgO=0,06-0,9$; $S=0,09-0,19$; $P=0,10-0,18$. Дисперсность данного материала позволяет проводить хорошее смешение с металлической составляющей шихты порошковой проволоки. Ранее проведенные эксперименты по введению данного материала в состав сварочных флюсов показал, что углерод в составе углеродфторсодержащей пыли обладает повышенной активностью, раскисляет металл и восстанавливает оксиды, находящиеся в металле и в шлаке с образованием окислов углерода [4-7]. Это позволило использовать для наплавки высоколегированной проволокой слабоокислительный флюс марки АН-67 по ГОСТ Р 52222-2004. Марганец в состав проволоки не добавлялся в связи с его восстановлением из образующегося шлака. Происходило частичное восстановление кремния из шлака. Как показали эксперименты, образующийся шлак практически не окисляет легирующие элементы в составе наплавленного металла. Составы исследуемых порошковых проволок и твердость наплавленного металла приведены в таблице 1.

Таблица 1
Составы исследуемых порошковых проволок и твердость наплавленного металла*

№	Массовая доля элементов, %											HRC
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti	
1	0,27	1,62	1,42	0,19	2,93	0,14	0,14	0,04	11,39	0,47	0,02	49
2	0,23	0,69	1,04	0,21	1,92	0,09	0,16	0,039	5,58	0,15	0,019	50,8
3	0,24	0,83	1,83	0,24	2,16	0,09	0,29	0,054	7,49	0,27	0,019	53,3
4	0,26	0,77	1,72	0,26	2,17	0,09	0,33	0,042	6,12	0,29	0,016	53,0
5	0,33	1,37	1,06	0,22	2,80	0,10	0,61	0,07	10,71	0,42	0,04	54,8

* - образец 1 – изготовлен с использованием графита аморфного, 2-5 с применением углеродфторсодержащей пыли и порошка никеля при различных концентрациях.

При использовании в качестве добавки аморфного графита (образец 1) наплавленный металл имеет дендритную структуру (мартенсит с остаточным аустенитом в межосевом пространстве). Существует значительное количество строчечных кислородных включений, являющихся концентраторами напряжений и местами зарождения хрупких трещин. Точечные карбиды вольфрама и хрома распределены по телу зерен. Металлографический анализ показал, что структура металла, наплавленного опытной порошковой проволокой представляет собой игольчатый троостит с мартенситом и формированием по границам зерен отдельных тонких аустенитных оторочек с незначительным количеством включений карбидов. Углеродфторсодержащая добавка в шихту проволоки способствовала удалению оксидных неметаллических включений, более равномерному распределению углерода в металле шва и образованию мелкодисперсных карбидов, что на практике должно привести к повышению термической стойкости.

Для повышения термостойкости металла путем стабилизации аустенита и измельчения зерна в состав порошковой проволоки вводили никель. Изменение объемной доли остаточного аустенита в наплавленном слое при различном соотношении никеля приведено в таблице 2.

Таблица 2

Объемная доля остаточного аустенита в наплавленном слое (среднее по трем полям)

№ пробы	2	3	4
Объемная доля аустенита, %	15.4	5.2	6.8

Таким образом, введение в состав проволоки системы С—Si—Mn—Cr—W—V углеродфторсодержащей добавки и никеля позволяет значительно снизить уровень загрязненности окисдными неметаллическими включениями наплавленного металла, а также способствует образованию мелкодисперсных карбидов, что на практике должно привести к повышению термической стойкости прокатных валков.

Литература.

1. Кашенко Ф.Д., Фрумин И.И., Гордань Г.Н. Особенности износа прокатных валков и вопросы разработки наплавочных материалов. // Современные способы наплавки и их применение. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона.- 1982.- С. 24–29.
2. Восстановительная наплавка валков прокатных станов порошковой проволокой / Титаренко В.И., Голякевич А.А., Орлов Л.Н., Мосыпан В.В., Бабенко М.А., Телюк Д.В., Тарасенко В.В.// Сварочное производство .- 2013 .- №7. -С. 29-32.
3. Кондратьев И.А., Васильев В.Г., Дзыкович И.Я. Исследование структурной неоднородности наплавленного металла типа 35В9Х3СФ и ее влияние на работоспособность наплавленных прокатных валков // Автоматическая сварка. 1996. №6. С.17–20.
4. Влияние углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов на свойства сварных швов/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Старовацкая С.Н., Крюков Р.Е., Голдун З.В.// Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 6. – С. 26–29.
5. Использование углеродсодержащих добавок для сварочных флюсов / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Голдун З.В., Крюков Р.Е., В.М. Шурупов// Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 10. – С. 35–38.
6. Влияние флюса АН-60 с углеродфторсодержащей добавкой на качество сварных швов стали 09Г2С/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., С.Н. Старовацкая, А.В. Роор// Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 4. – С. 30-33.
7. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-67 на свойства металла сварных швов стали 09Г2С/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 8. – С. 33-36.

РЕЗУЛЬТАТЫ АНАЛИЗА ОСОБЕННОСТЕЙ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ ТРУБОПРОВОДОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНЖЕНЕРНЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

Н.А. Коновалов, инж., С.И. Журавлев, инж., В.А. Ерофеев, к.т.н., проф.*

ЗАО «Псковэлектросвар», тел. (811) 253-58-98, 180000, г. Псков, ул. Новаторов, 3

E-mail: konovalov@tmet.ru

**Тульский государственный университет, тел. (4872) 35-34-44, 300012, г. Тула, пр. Ленина, 92*

E-mail: va_erofeev@mail.ru

Для существенного повышения производительности труда при строительстве трубопроводов весьма перспективно использование контактной стыковой сварки оплавлением (КССО) [1]. К сожалению, современные технологии КССО и используемое оборудование не позволяют в полной мере создавать бездефектные сварные соединения [2,3]. Анализ причин возникновения дефектов трудно реализуем в силу их многообразия [4]. Одним из эффективных инструментов систематизации и анализа существенных факторов, обуславливающих какое-либо следствие, является диаграмма Исикавы [5]. Традиционно все возможные причины на диаграмме Исикавы [8] распределяют по категориям с учетом принципов «5М»: *Man* (человек) - обусловленные человеческим фактором; *Machines* (машины, оборудование) - связанные с оборудованием; *Materials* (материалы) - связанные с материалами; *Methods* (методы, технология) - связанные с технологией работы, с организацией процессов; *Measurements* (измерения, контроль) - связанные с методами измерения и контроля качества. В дальнейшем данные причины были ранжированы на диаграмме Парето [6].

На рис. 1 приведена диаграмма Исикавы с указанием основных причинно-следственных связей обеспечения качества сварных соединений при реализации процесса КССО.

Секция 1: Инновационные технологии получения и контроля неразъемных соединений в машиностроении

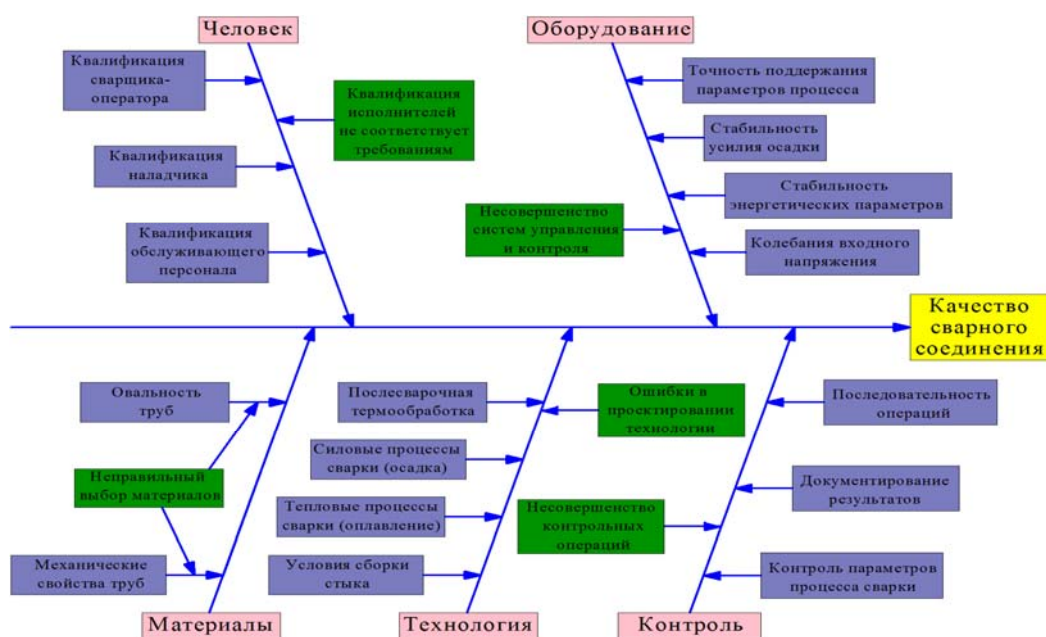


Рис. 1. Диаграмма Исикавы реализации процесса КССО с указанием причинно-следственных связей

Установлено, что общей причиной возникновения дефектов при реализации процессов КССО, связанных с человеческим фактором *Man* (человек) - является несоответствующая сложности процесса квалификация исполнителей. Диаграмма Парето показала, что возникновению дефектов способствует также отсутствие систем мониторинга за процессом и возможность корректировки режимов, проблемы сборки и установки сварочной машины на стык, а также отказы в работе машины и расплывчатость формулировок в РЭ.

Основные причины возникновения дефектов из-за несовершенства *Machines* (машин, оборудование) - это нестабильность параметров режима сварки, энергетических параметров процесса, токоподвода, а также конструктивные недостатки оборудования. Диаграмма Парето показала, что главными среди них являются нестабильность технологических параметров режима сварки и нестабильность работы механизмов осадки.

Среди причин снижения качества продукции связанных с *Materials* (материалами) - это отклонения по овальности труб и их исходные механические свойства, наличие внутренних и поверхностных дефекты и загрязнения полости труб. Диаграмма Парето показала первоочередное влияние на возникновение дефектов овальности труб и их исходные механические свойства, наличие внутренних дефектов. Существует еще целый ряд проблем, объединенных в категорию *Methods* (методы, технология), в том числе отсутствие возможности вмешательства в процесс сварки, затруднения при оплавлении и осадке, необходимость проведения ТО для улучшения механических свойств швов и ЗТВ. Диаграмма Парето показывает, что главные из них, это невозможность оперативного вмешательства в процесс сварки. *Measurements* (измерения, контроль) во многом определяют качество КССО. Диаграмма Парето показывает, что основными недостатками, связанными с методами измерения и контроля качества сварных соединений являются: отсутствие возможности прогнозирования качества швов непосредственно в процессе сварки и отсутствие системы контроля за отклонениями в сборке стыков.

Для дальнейшего углубленного анализа была построена матрица корреляции (матрица *QFD*) между причинами снижения качества сварных соединений и условиями выполнения сварочных работ, которая позволила определить, что интегральным путем решения большинства перечисленных проблем является улучшение методов и средств всех стадий процесса КССО с одновременным совершенствованием и технологий КССО на основе качественного и количественного анализа явлений происходящих при сварке.

Известно, что необходимые свойства сварных соединений обеспечиваются назначением оптимальных параметров режима сварки с использованием методов компьютерного анализа [7]. Однако до сих пор достаточно полной компьютерной модели процессов происходящих в контактной зоне до настоящего времени не создано. Связано это с проблемами описания тепловыделения контактных

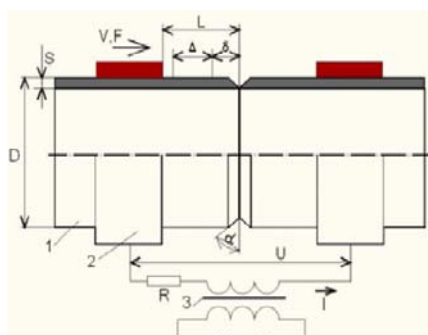


Рис. 2. Схема процесса сварки оплавлением. 1 - Свариваемая конструкция, 2 - зажимы, 3 - сварочный трансформатор

от зажимов машины до стыка), а также напряжение холостого хода U , рис. 2.

В этой связи физико-математическая модель должна учитывать энергетические процессы происходящие в зоне, непосредственно прилегающей к стыку, рис. 3.

Так как свариваемый стык симметричен, то процессы в торцевой части одной из труб характерны для второй. С учетом того, что все осевые сечения трубы одинаковы, процесс рассматривали

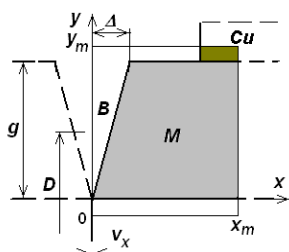


Рис. 3. Зона моделирования процесса оплавления: М - сталь стенки трубы, Сu - медный фиксатор (токоподвод), В - воздух

только в одном из таких сечений в декартовой системе координат x, y . Центр координат расположили в углу контактной зоны труб. В ходе оплавления этот центр неподвижен, а металл перемещается со скоростью оплавления v_x вдоль координаты x . Так как в ходе оплавления форма стыка изменяется, то в пространство моделирования включено свободное пространство, в которое перемещается металл. Зона, занятая металлом, обозначена M , свободная - B .

Основные физические зависимости, необходимые для разработки математической модели процесса КССО, в том числе распределение температур в зоне моделирования по решению уравнения теплопроводности, граничные условия теплообмена зоны моделирования с окружающим пространством, а также распределение тепловыделения в металле от протекания

по нему электрического тока и тепловыделения дуго-искрового процесса в стыке при разрыве перемычек представлены в работе [9].

Известно [10], что процессы КССО можно разделить на 5 стадий, которые реализуются в следующей последовательности: начальное короткое замыкание в стыке, предварительный прогрев кромок при дуго-искровом процессе, получение установившегося распределения температуры в стыке, форсирование оплавления перед осадкой и осадка стыка с последующим охлаждением.

Так как на стадии 1 процесс идет в режиме сварки сопротивлением в условиях непрерывного сближения кромок, то основными параметрами этого процесса являются ток короткого замыкания стыка, скорость v_x сближения кромок и угол α разделки кромок. На рис. 4 представлена зависимость времени нагревания металла контакта от угла разделки кромок при разных значениях скорости их сближения начальное КЗ в стыке.

Полученные результаты моделирования начальной стадии процесса показывают, что при углах разделки свыше 15° оплавление устойчиво возбуждается при реальных скоростях начальной стадии оплавления $0,1 \dots 0,3$ мм/с. Поэтому угол разделки $\alpha = 15^\circ$ можно считать оптимальным.

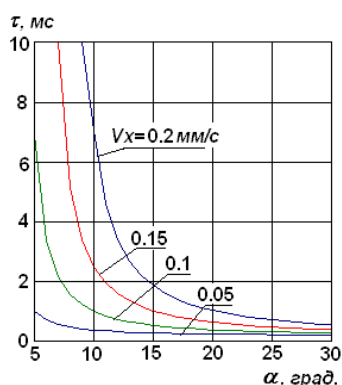


Рис. 4. Зависимость времени τ разогревания металла стыка до температуры плавления от угла α разделки кромок при разных значениях скорости v_x их сближения

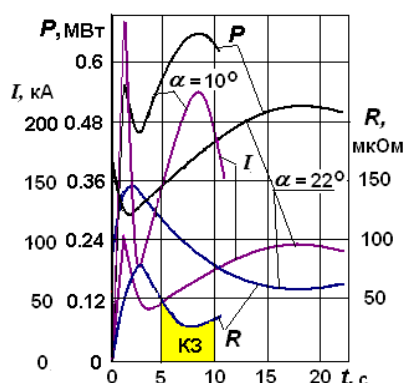


Рис. 5. Влияние угла разделки кромок на мощность, ток и электрическое сопротивление стыка в начальной фазе процесса при скорости оплавления 0,14 мм/с. КЗ – область короткого замыкания стыка

Предварительный прогрев кромок при дуго-искровом процессе на стадии 2 сопровождается с удалением (выжиганием) металла кромок. Так как начало реализации данной стадии происходит на холодном металле, то она характеризуется повышенной интенсивностью отбора тепла в зоне дуго-искрового процесса. Поэтому именно форма разделки определяет темп нарастания площади оплавленного металла при сближении кромок.

На рис. 5 показано изменение мощности тепловыделения и сопротивления стыка в начальной фазе процесса при разных значениях угла разделки кромок.

Мощность, расходуемая на оплавление, определяется количеством тепла, уносимого каплями металла и тепловым потоком в металл стыка. В начале оплавления преобладает мощность теплового потока в металл, который имеет низкую температуру. По мере прогревания металла эта мощность снижается, соответственно уменьшается и общая мощность процесса, и сварочный ток. Мощность, уносимая каплями, нарастает по мере роста площади оплавления быстрее, чем снижается тепловой поток в кромки. Поэтому после начального уменьшения тока начинается его увеличение. Максимум тока и мощности достигается, когда оплавление удалит разделку кромок и охватит всё поперечное сечение.

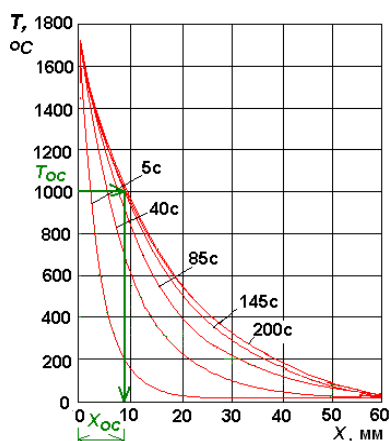


Рис. 6. Распределение температуры по глубине металла в разные моменты времени оплавления и определение допуска на осадку X_{oc} по температуре T_{oc} деформирования металла при выполнении осадки стыка

Стадия 3 характеризуется установившемся распределением температуры в стыке. Так как на этой стадии оплавление охватывает всё поперечное сечение стыка, то мощность теплового потока в металл постепенно снижается, а распределение температуры стабилизируется. При этом оптимальное сочетание скорости сближения кромок и энергетических параметров процесса должно обеспечивать равномерное распределение температур без хаотичных разрывов дуги и коротких замыканий. Если на этой стадии тепловложение чрезмерно велико, а скорость сближения кромок слишком низка, то высока вероятность возникновения локальных вырывов металла, которые увеличивают риск возникновения дефектов формирования шва.

На рис. 6 показано изменение распределения температуры по глубине металла при оплавлении.

Полученное распределение температуры позволяет определить оптимальное значение припуска на оплавление. Этот припуск определяется оптимальной температурой завершения деформирования металла при осадке. При сварке сталей эта температура составляет

1000...1200°C. Также желательно, чтобы температура осадки была ниже температуры фазового перехода (760 °C), что исключает формирование закалочных структур. По значению температуры дефор-

магии при осадке T_{oc} и полученному распределению температуры, можно определить припуск на оплавление X_{oc} , рис. 6. По пределу прочности σ_{oc} при выбранной температуре T_{oc} , рис. 7, и площади поперечного сечения стыка - усилие осадки.

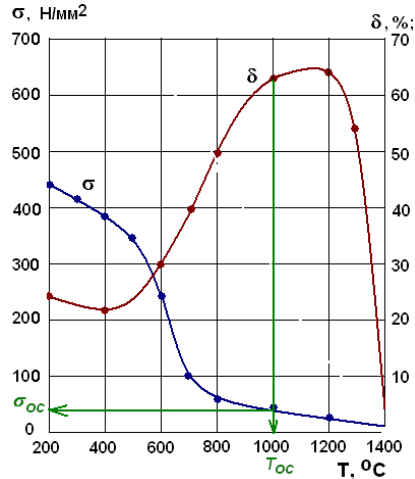


Рис. 6. Выбор температуры T_{oc} пластической деформации при осадке по зависимостям относительного удлинения при разрыве δ и предела текучести σ от температуры (сталь 08ГН1МА)

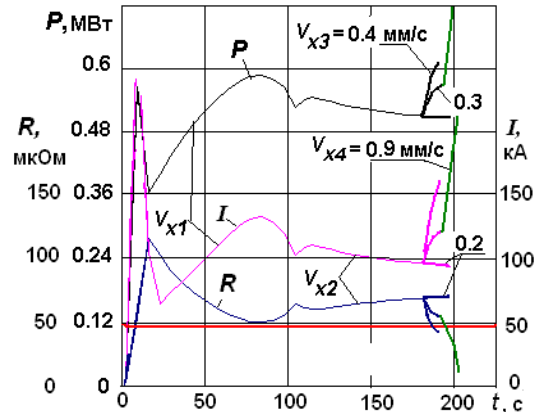


Рис. 7. Корректировка значений скорости V_{x3} и V_{x4} оплавления на стадии его форсирования

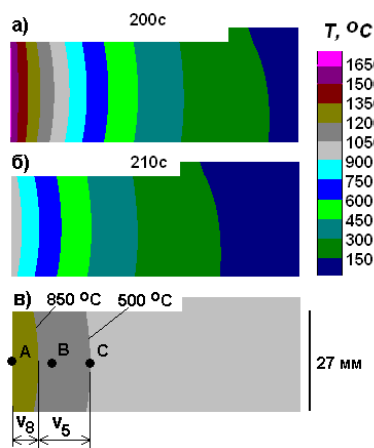


Рис. 8. Распределение температуры в стенке трубы из стали в момент окончания оплавления (а), в момент завершения осадки (б) и расположение зон полного (X_8 , $T > 850^\circ\text{C}$) и частичного (X_5 , $850^\circ\text{C} > T > 500^\circ\text{C}$) структурного превращения (в)

Для гарантированного сплавления стыка на стадии 4 осуществляют форсирование оплавления перед осадкой. Для этого скорость увеличивают до предельно допустимого значения мощности машины.

На рис. 8 показано влияние значения V_{x4} скорости оплавления на стадии его форсирования на мощность P тепловыделения в стыке, на сварочный ток I и на сопротивление стыка R .

Наглядно видно, что повышение скорости оплавления до 0,3 мм/с не вызывает нарушения устойчивости оплавления, но уже при скорости 0,4 мм/с сопротивление стыка падает ниже 50 мкОм – внутреннего сопротивления машины. Поэтому более рационально ступенчато повышать скорость оплавления: на первом этапе - V_{x3} до предельного значения, при котором сохраняется устойчивость процесса, а на втором значение V_{x4} до максимальной для источника питания с варьированием интервала оплавления. На основании полученных результатов, хорошо коррелирующихся с данными работы [11] принята циклограмма с $V_{x4} = 1,2$ мм/с.

На стадии 5 происходят осадка стыка и его охлаждение. Осадку играет важную роль в обеспечении качества шва, так как она обеспечивает выдавливание расплавленного металла и загрязняющих веществ из стыка. Длительность осадки определяется возможностями механизма осадки сварочной машины и должна быть по возможности минимальной, так как после КЗ температура металла быстро снижается (рис. 8).

Выполненный анализ позволил определить, как основные физико-технологические условия протекания КССО влияют на возможность получения бездефектных сварных соединений стыков магистральных трубопроводов больших диаметров, в том числе угла скоса кромок стыка, припуска на оплавление, форсирование оплавления и осадку. Представленные методы исследований могут быть использованы и для решения других задач сварочного производства, например, создания интеллектуальных систем управления.

Литература.

1. Журавлев С.И., Коновалов Н.А. Особенности строительства магистральных трубопроводов с использованием контактной стыковой сварки оплавлением // Сб. материалов Международной научно-практической конференции «Проблемы и методы обеспечения надежности и безопасности систем транспорта нефти, нефтепродуктов и газа». Уфа: ГУП «ИПТЭ», 2013. С. 206 – 207.
2. Журавлев С.И. Пути решения проблем внедрения контактной стыковой сварки оплавлением на магистральных трубопроводах больших диаметров (обзор) // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2013. № 8. С. 64 – 71.
3. Коновалов Н.А., Третьяков Е.С. Использование методов экспертных оценок при совершенствовании оборудования и технологий контактной стыковой сварки оплавлением трубопроводов // Сб. трудов VI Всероссийской конференции молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России». М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2013. С. 108-109.
4. Журавлев С.И., Коновалов Н.А., Полосков С.И. Технологические особенности контактной стыковой сварки оплавлением трубопроводов больших диаметров // Сб. научных трудов VII Международной научно-технической конференции «Современные проблемы машиностроения». Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. С. 180 – 185.
5. Ishikawa K. La gestion de la qualité, outils et applications pratiques. Traduit par Jean-Marie Douchy. Paris: L'Usine Nouvelle, 2007. 242 p.
6. Reed W.J. The Pareto, zipf and other power laws // Economics Letters 2001. Vol. 74, Issue 1. P. 15 – 19.
7. Ichiana Y., Satio T. Factors affecting flash weldability in high strength steel - a study on toughness improvement of flash welded joints in high strength steel // Welding International. 2004. Vol. 18. № 6. P. 436 – 443.
8. Ерофеев В. А. Прогнозирование качества электронно-лучевой и лазерной сварки на основе компьютерного моделирования: Монография. Тула: ТулГУ, 2002. 140 с.
9. Журавлев С.И., Ерофеев В.А., Полосков С.И. Физико-математическая модель оплавления в процессе контактной стыковой сварки // Сварка и Диагностика. 2013. № 4. С. 26 – 30.
10. Кучук-Яценко С.И. Контактная стыковая сварка оплавлением. Киев: Наукова думка, 1992. 236 с.
11. Контактная стыковая сварка оплавлением толстостенных труб из высокопрочных сталей класса прочности К56 / С.И. Кучук-Яценко, Ю.В. Швец, В.Ф. Загадарчук и др. // Автоматическая сварка. 2012. № 5. С. 5 – 11.

**ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОДАЧИ ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ НА ВЕЛИЧИНУ
ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ**

А.В. Крюков, к.т.н., Н.В. Павлов, А.В. Зюбан, студент

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)5-09-06

E-mail: earendill@mail.ru

Хромоникелевые аустенитные стали, нашли широкое применение в практически всех отраслях промышленности. Эти стали обладают высокой пластичностью и вязкостью, низким пределом текучести и высокими жаропрочностью и жаростойкостью. Наряду с этим обладают высокой стойкостью в агрессивных средах.

Характерные для высоколегированных сталей теплофизические свойства определяют некоторые особенности их сварки. Пониженный коэффициент теплопроводности при прочих равных условиях значительно изменяет изотермы распределения температур, делая их более развитыми, в сравнении с углеродистыми сталями. Это приводит к большему короблению деталей. В этом случае следует использовать способы и режимы сварки с максимальной концентрацией тепловой энергии [1].

Одним из технологических приемов, который можно использовать для снижения остаточных напряжений и деформаций, является импульсная подача электродной проволоки (ИПЭП). Это обусловлено тем что при использовании ИПЭП тепловложение в металл ниже при сварке одного типоразмера шва [2, 3].

Для оценки влияния способа подачи электродной проволоки на формирование остаточных напряжений был проведен ряд экспериментов. В ходе исследований была проведена сварка пластин из стали 12Х18Н9Т толщиной 2 мм.

- 1) с постоянной подачей электродной проволоки (ПЭП) в чистом аргоне;
- 2) с ИПЭП в смеси газов аргон (70%) и углекислый газ (30%) [4].

В качестве источника питания использовался ВС300Б. Сварочная головка ГСП-2 в одном из случаев укомплектованная механизмом импульсной подачи электродной проволоки [5].

На рисунке 1 представлены распределения температур в испытываемых образцах.

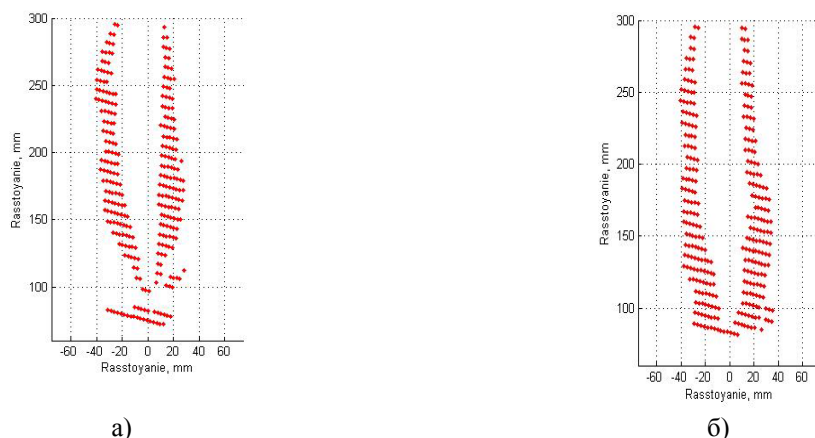


Рис. 1. Распределение температур при сварке а) с импульсной подачей электродной проволоки, б) с постоянной подачей электродной проволоки (показан температурный интервал 600...400 С)

Как видно из графиков распределение температур при сварке с постоянной подачей электродной проволоки имеют более развитую форму, что объясняется меньшим тепловложением. Максимальные значения сварочного тока достигаются только во время импульсов подачи, которые чередуются с интервалами пауз, в которых сварочный ток имеет значения существенно ниже [4], а так как время импульса в несколько раз меньше времени паузы, то действующее значение тока меньше, чем при сварке с постоянной подачей электронной проволоки. При получаемой одинаковой геометрии сварного соединения режимы сварки составили: $I_{св}=90...100$ А; $U_{д}=19...20$ В; $I_{св}=80...90$ А; $U_{д}=18...19$ В (частота импульсов 110Гц) для способов сварки с постоянной подачей и с импульсной подачей электродной проволоки соответственно.

Для определения напряжений был использован магнитострикционный датчик. Измерялись напряжения до и после сварки. Схема измерений представлена на рисунке 2.

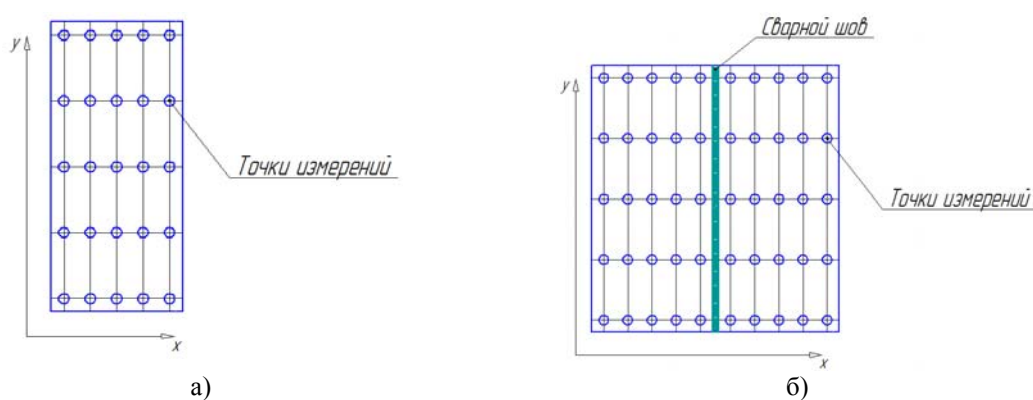


Рис. 2. Схема измерений напряжений: а) до сварки; б) после сварки

Результаты измерений представлены на рисунках 3,4.

На графиках представлены распределения напряжений (МПа) на плоскости свариваемых деталей согласно схеме измерений.

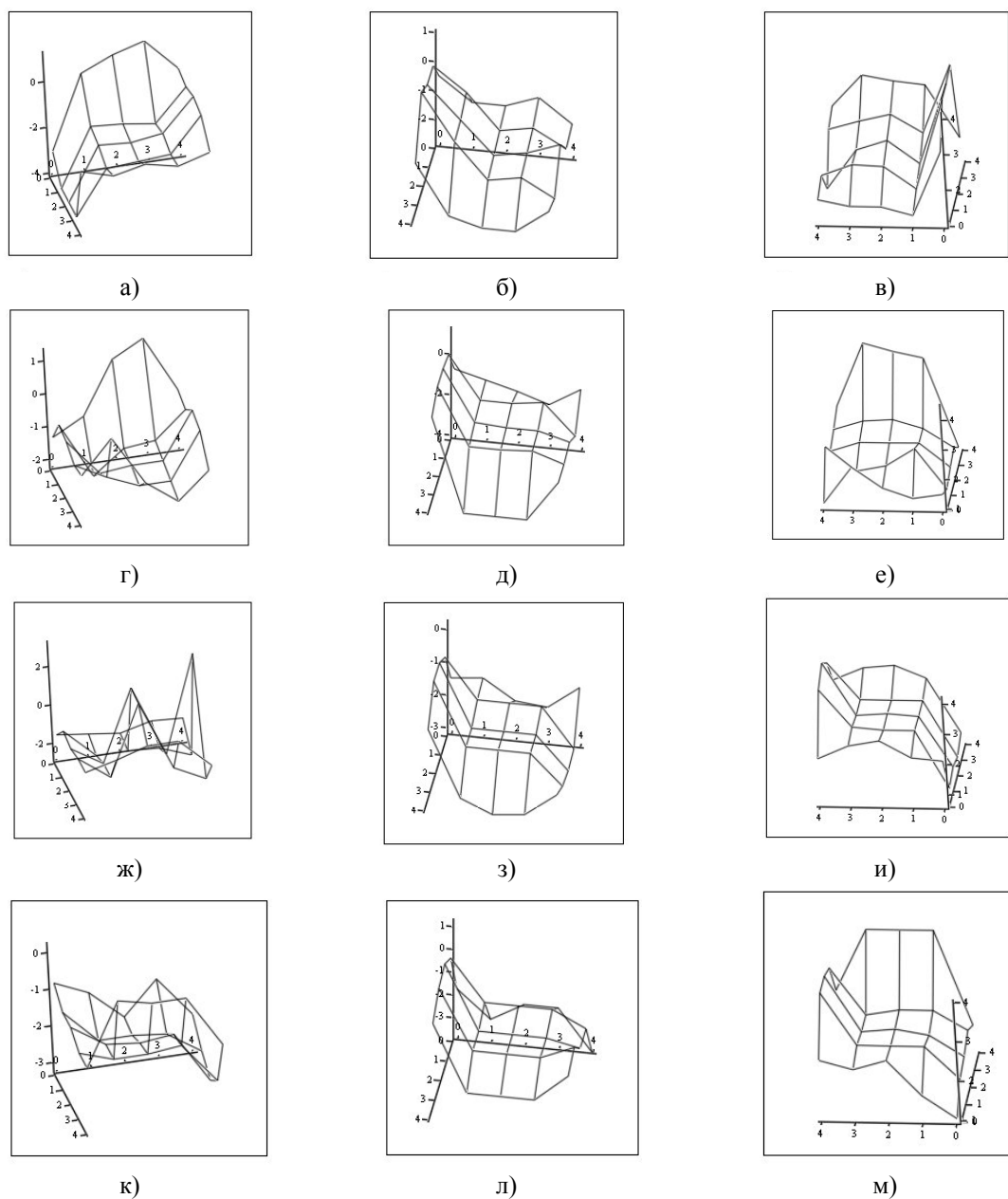


Рис. 3. Графики изменений величины напряжений до сварки: а) нормальные составляющие напряжения по оси X при сварке с ПЭП первой пластины; б) нормальные составляющие напряжения по оси Y при сварке с ПЭП первой пластины; в) геометрическая сумма величины напряжений по X и Y при сварке с ПЭП первой пластины; г) нормальные составляющие напряжения по оси X при сварке с ПЭП второй пластины; д) нормальные составляющие напряжения по оси Y при сварке с ПЭП второй пластины; е) геометрическая сумма величины напряжений по X и Y при сварке с ПЭП второй пластины; ж) нормальные составляющие напряжения по оси X при сварке с ИПЭП первой пластины; з) нормальные составляющие напряжения по оси Y при сварке с ИПЭП первой пластины; и) геометрическая сумма величины напряжений по X и Y при сварке с ИПЭП первой пластины; к) нормальные составляющие напряжения по оси X при сварке с ИПЭП второй пластины; л) нормальные составляющие напряжения по оси Y при сварке с ИПЭП второй пластины; м) геометрическая сумма величины напряжений по X и Y при сварке с ИПЭП второй пластины

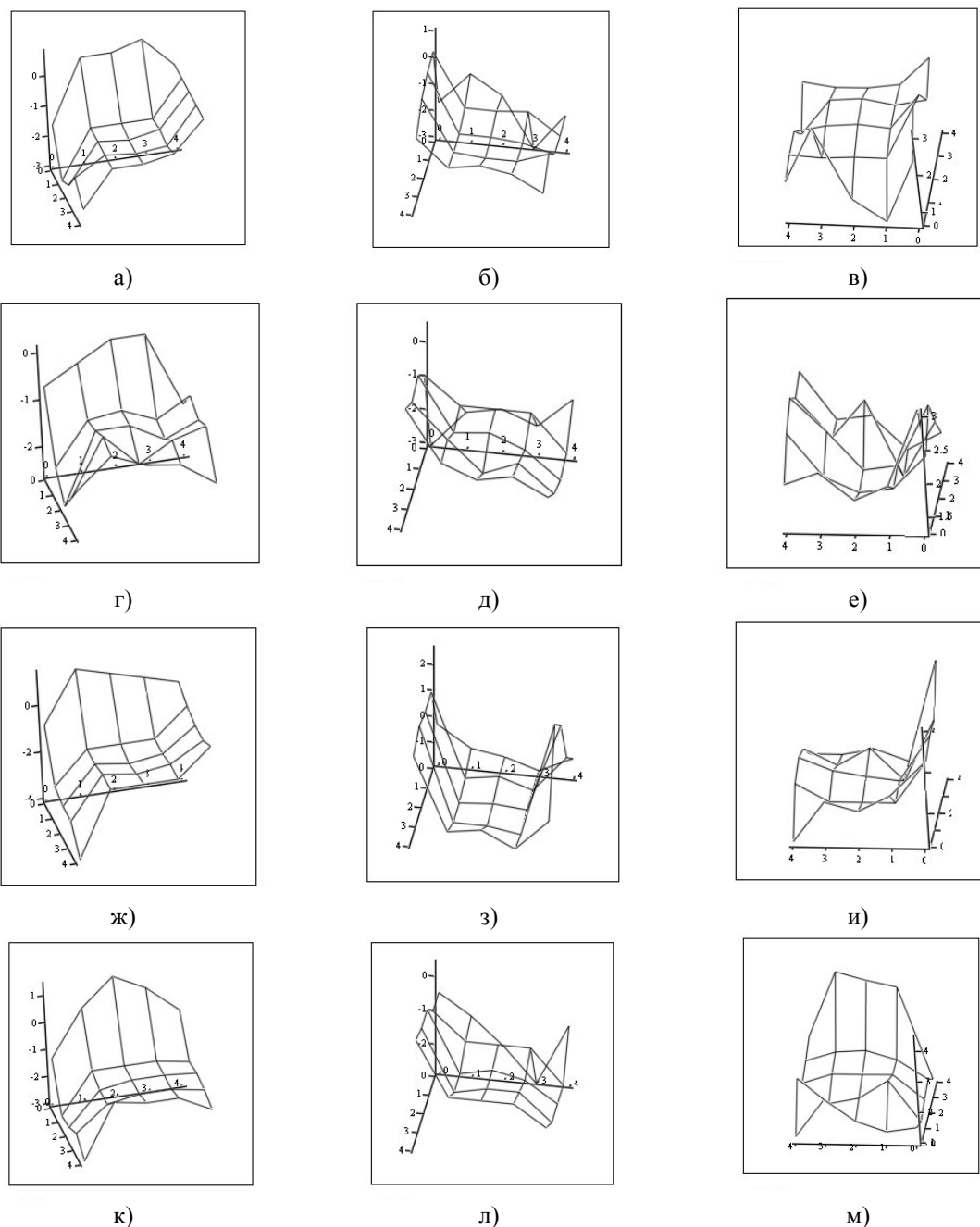
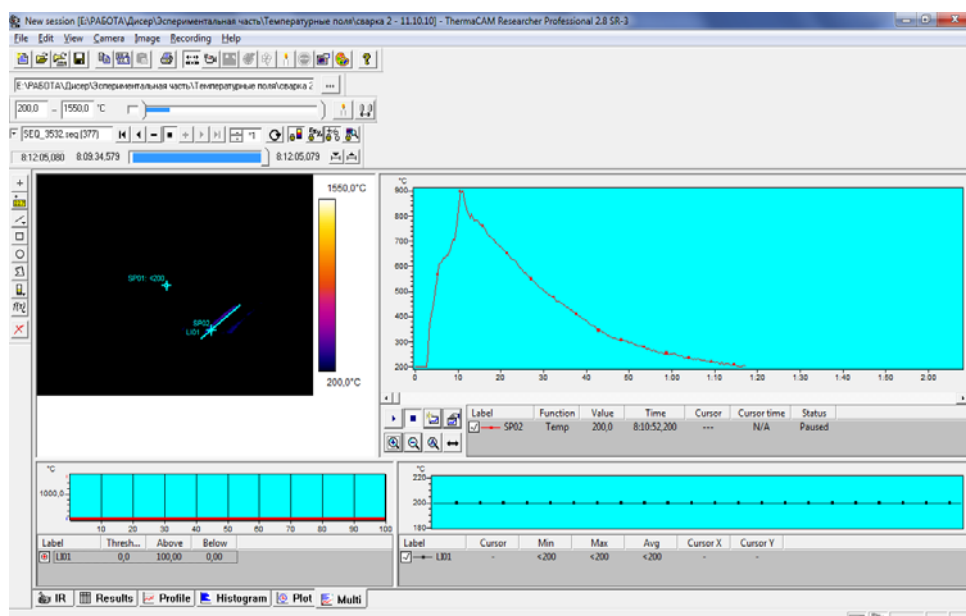
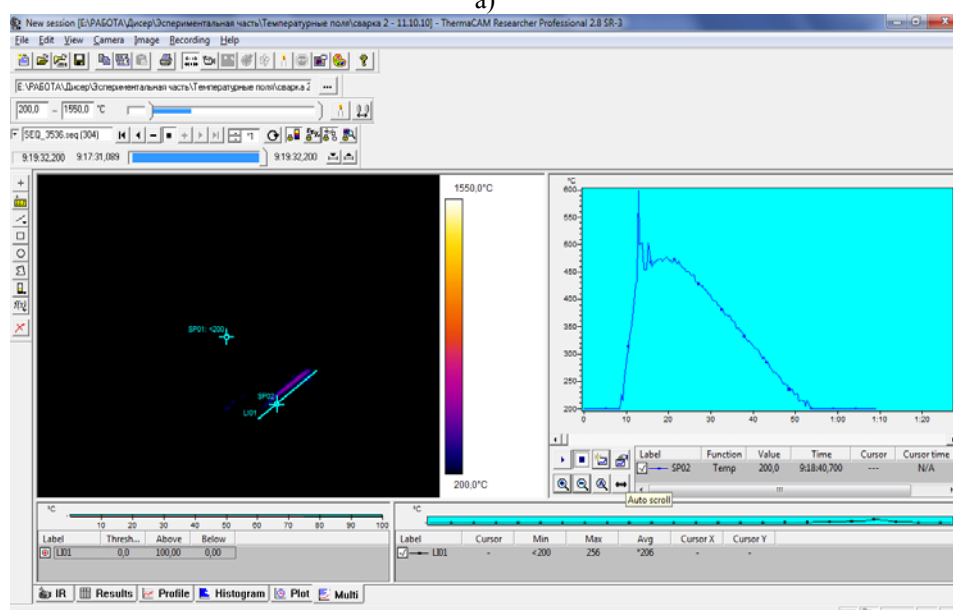


Рис. 4. Графики изменений величины напряжений после сварки: а) нормальные составляющие напряжения по оси X при сварке с ПЭП первой пластины; б) нормальные составляющие напряжения по оси Y при сварке с ПЭП первой пластины; в) геометрическая сумма величины напряжений по X и Y при сварке с ПЭП первой пластины; г) нормальные составляющие напряжения по оси X при сварке с ПЭП второй пластины; д) нормальные составляющие напряжения по оси Y при сварке с ПЭП второй пластины; е) геометрическая сумма величины напряжений по X и Y при сварке с ПЭП второй пластины; ж) нормальные составляющие напряжения по оси X при сварке с ИПЭП первой пластины; з) нормальные составляющие напряжения по оси Y при сварке с ИПЭП первой пластины; и) геометрическая сумма величины напряжений по X и Y при сварке с ИПЭП первой пластины; к) нормальные составляющие напряжения по оси X при сварке с ИПЭП второй пластины; л) нормальные составляющие напряжения по оси Y при сварке с ИПЭП второй пластины; м) геометрическая сумма величины напряжений по X и Y при сварке с ИПЭП второй пластины

Как видно из рисунков напряжения в пластинах при сварке с постоянной подачей электродной проволоки превышает напряжения в пластинах при сварке с импульсной подачей электродной проволоки. В некоторых случаях уровень напряжений различается до 2 раз. Что может объясняться меньшим тепловложением в металл, большей концентрацией теплоты и лучшим термическим циклом при сварке (рисунок 5).



а)



б)

Рис. 5. Термический цикл точки (исследуемая точка находится в ЗТВ): а) сварка с постоянной подачей электродной проволоки, б) сварка с импульсной подачей электродной проволоки

Вывод: на основе проведенных исследований было установлено, что использование ИПЭП при механизированной сварке в защитных газах, за счет снижения тепловложения и большей концентрации тепловой энергии, позволяет снизить уровень остаточных напряжений до двух раз.

Работа выполнена в рамках грантов РФФИ 14_08_31036

Литература.

1. Медовар Б.И. Электродуговая сварка аустенитных сталей. Под ред.: Аснис А.Е., Казимиров А.А., Патон Б.Е. (ответственный редактор). М, «Машиностроение», 1976г.
2. Павлов Н.В., Крюков А.В., Чинахов Д.А. Исследования экспериментального и теоретического распределения температурных полей при сварке плавлением // Тяжелое машиностроение. -2010.- №8. С. 25-28.
3. Chinakhov, D.A., Vorobyov, A.V., Tomchik, A.A. Simulation of active shielding gas impact on heat distribution in the weld zone // Materials Science Forum. Volume 762, 2013, Pages 717-721
4. Павлов Н.В., Крюков А.В., Зернин Е.А. Сварка с импульсной подачей электродной проволоки в смеси газов // Сварочное производство. -2010.-№4. С. 27-28.
5. Патент РФ на изобретение №2254969 Механизм импульсной подачи сварочной проволоки / Брунов О.Г., Федько В.Т., Крюков А.В. и др. Оpub. 27.06.2005. Бюл. №18.

**ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т**

М.А. Кузнецов, Е.А. Зернин, к.т.н., доцент, А.С. Лукашов

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 8(38451)5-09-06

E-mail: kuznechik_85@mail.ru

Современные исследования в области формирования сварных соединений из сталей различного класса направлены на управление энергетическими параметрами процесса получения неразъемных соединений за счет наложения высокочастотных импульсов [1, 2], механического программирования перехода капли в сварочную ванну при помощи импульсной подачи сварочной проволоки [3] и применения инверторных источников питания [4]. При этом частично управляется теплоперенос, но управление структурой посредством целенаправленного введения центров кристаллизации отсутствует полностью.

На практике для управления структурообразованием и механическими свойствами сварных соединений [5] используется намеренное введение в расплав тугоплавких частиц для увеличения числа центров индуцированной кристаллизации, которое приводит к измельчению зерна при затвердевании. Такой прием применяется и для измельчения структурных составляющих наплавляемого металла [6, 7]. Введение непосредственно в сварочную ванну нанодисперсных металлических и неметаллических порошков-модификаторов повышает эффект управления микроструктурой.

Среди известных физических методов получения наноразмерных порошков (НП) особое место занимает метод электрического взрыва проводника (ЭВП) являющийся импульсным быстропотекающим процессом. Метод ЭВП выгодно отличается от других методов целым рядом достоинств: возможностью обеспечить передачу веществу энергии большой плотности и с необходимой дозировкой; энергия, подводимая в импульсном режиме, используется с большим КПД; обеспечиваются высокие скорости изменения термодинамических параметров системы и возможности тонкого влияния на структуру вещества и формирования структуры отдельных частиц. Этот метод разработан в НИИ высоких напряжений при ТПУ (сегодня это Институт физики высоких технологий Национального исследовательского Томского политехнического университета) [8]. Этим методом получают не только порошки чистых металлов, но и порошки различных соединений на основе металлов (карбиды, оксиды, нитриды, сульфиды и др.). Частицы имеют сферическую форму, распределение частиц по размерам подчиняется нормально-логарифмическому закону, средний размер частиц лежит в диапазоне 100 – 500 нм. Частицы представляют собой поликристаллы, величина структурных фрагментов находится в области 20–30 нм. Значительная часть материала находится в рентген-аморфном состоянии.

Известно, что одно из наиболее перспективных направлений применения этих порошков – модификация свойств различных материалов [9].

Опираясь на имеющиеся результаты, в данной работе мы исследовали вопрос управления структурообразованием сварных соединений при помощи наноструктурированных порошков, полученных методом ЭВП, на микроструктуру сварного шва.

В исследованиях использовали нанопорошок молибдена, изготовленный в Институте физики высоких технологий Национально исследовательского Томского политехнического университета. Вве-

дение нанопорошков в сварочную ванну осуществлялось через устройство [10]. При помощи вентиля на данном устройстве менялась концентрация наноструктурированных порошков в защитном газе.

В состав экспериментальной установки входили: сварочная головка ГСП-2, укомплектованная устройством [10], источник питания ВС-300Б. Для наплавки образцов из стали 12Х18Н10Т применяли сварочную проволоку 12Х18Н9Т диаметром 1,2 мм.

Образцы наплавлялись по пяти различным вариантам: №1 – наплавка без добавления НП; №2 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного молибдена в защитном газе 10 мг на метр сварного шва; №3 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного молибдена в защитном газе 20 мг на метр сварного шва; №4 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного молибдена в защитном газе 30 мг на метр сварного шва; №5 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного молибдена в защитном газе 40 мг на метр сварного шва. Режимы сварки для всех вариантов одинаковы.

Исследование микроструктур проводились по методике, описанной в работе [10].

Структура основного металла во всех случаях соответствует структуре горячекатаной нержавеющей стали 12Х18Н10Т.

В ходе исследования микроструктур было выявлено, что наплавленный металл разделяется на три слоя, которые различаются между собой. А – верхний слой наплавленного металла, Б – средний слой наплавленного металла, В – нижний слой наплавленного металла, а также Г – участок перехода от наплавленного металла к основному и Д – основной металл. Схема расположения областей исследования микроструктуры швов выбрана в соответствии с методикой, представленной в работе [10].

В области Д фиксировалась структура основного металла, она одинакова для всех образцов и соответствует стали 12Х18Н10Т.

Микроструктура границы сплавления и зоны термического влияния (область Г) (рис. 1 а-д) во всех образцах четко не выявляется. Далее происходит плавный переход от дендритной структуры наплавленного металла к полиэдрической зёрненной структуре зоны термического влияния.

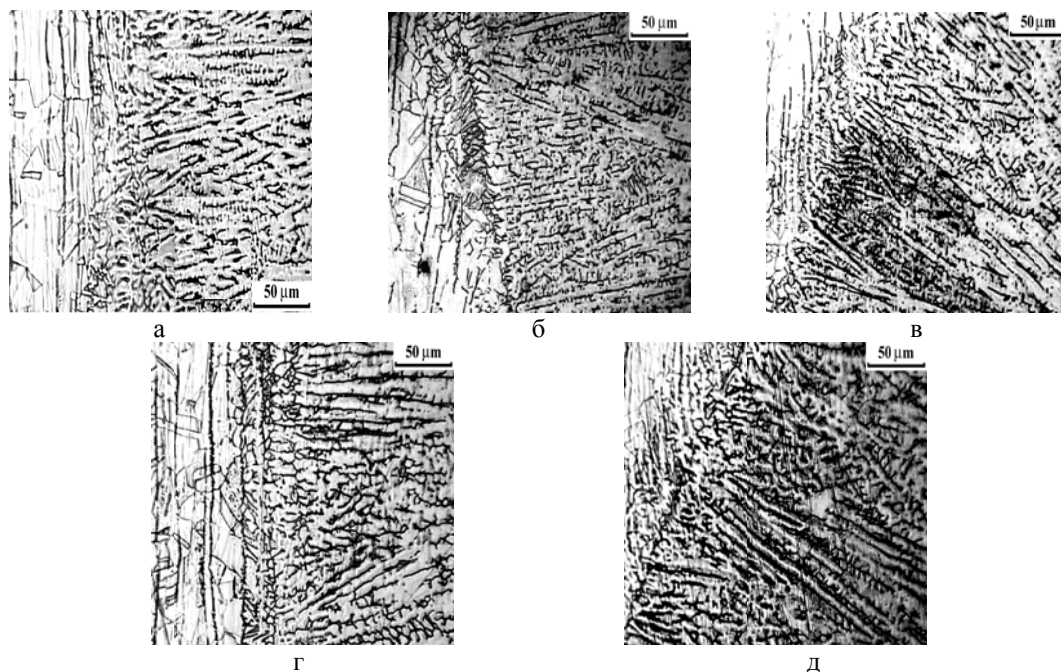


Рис. 1. Структура границы сплавления и зоны термического влияния; а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Первый слой (область А) можно характеризовать как слой с полиэдрической зёрненной структурой. В этом слое наблюдаются полиэдрические зерна аустенита. Этот слой слабо выражен в образце № 1 и №4 (рис. 2 а, г).

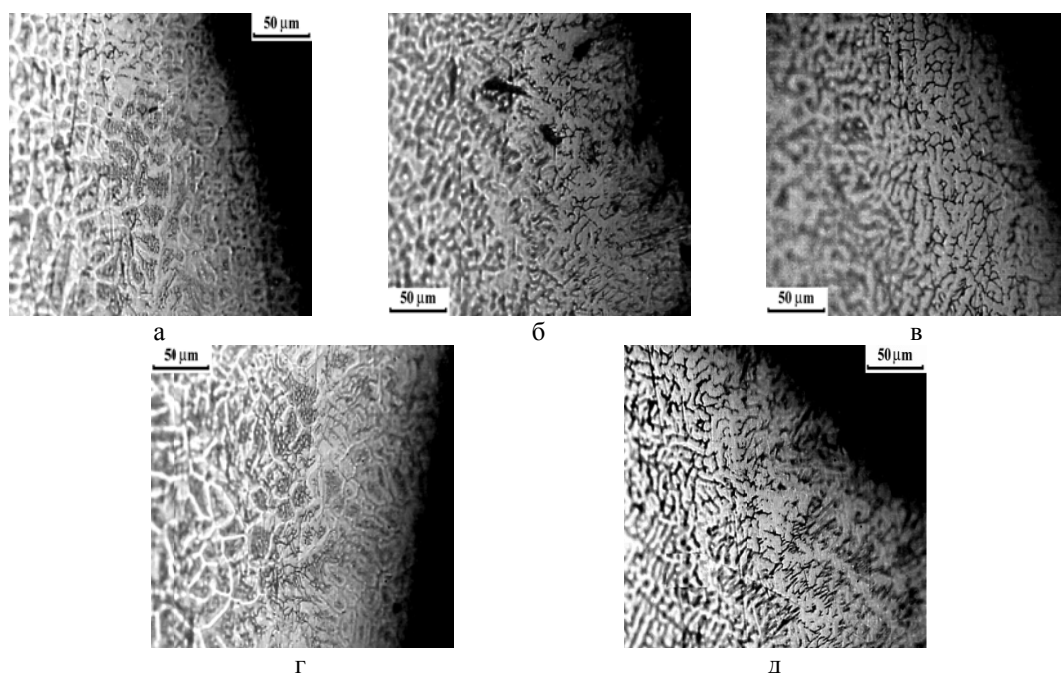


Рис. 2. Микроструктура слоя полиэдрических зерен; а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Сильно первый слой выражен в образце № 3 (рис. 2 в). Здесь хорошо видны зерна полиэдрической морфологии. В образце № 2 и №5 (рис. 2 б, д) данная структура также наблюдается достаточно четко.

Второй слой (область Б) состоит из разветвленных, не имеющих преимущественной ориентации дендритов. Этот слой слабо выражен в образце № 5 (рис. 3 д). Наиболее ярко слой неориентированных дендритов выражен в образце № 3 (рис. 3 в).

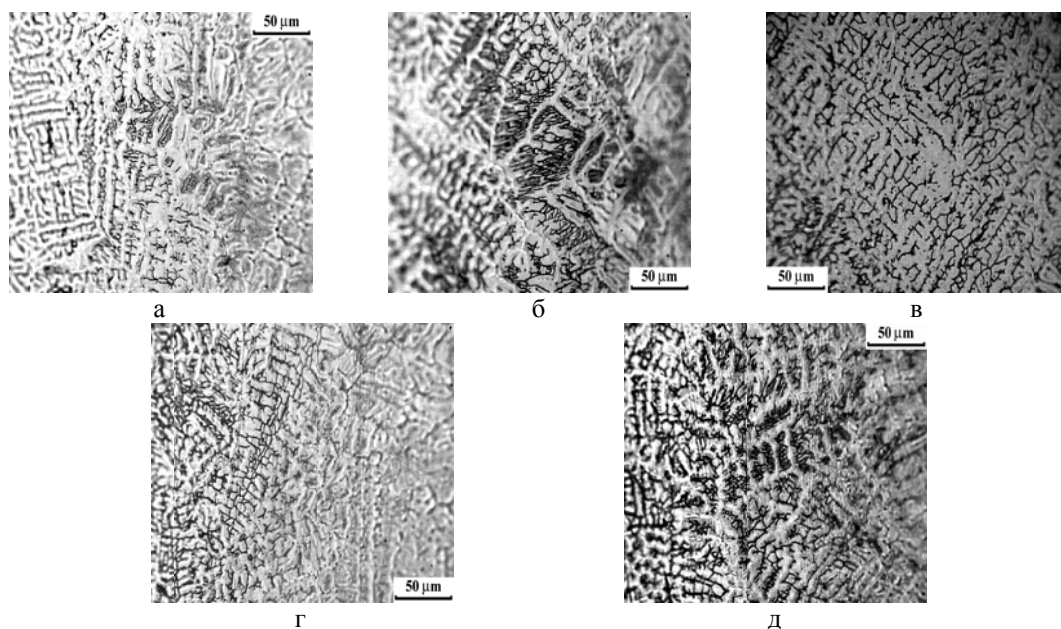


Рис. 3. Микроструктура слоя неориентированных дендритов; а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Слой неориентированных дендритов плавно переходит в следующий слой ориентированных дендритов.

Третий слой (область В) состоит из ориентированных длинных дендритов нормальных к границе сплавления. Наиболее разветвленные и толстые дендриты наблюдаются в образце № 2 (рис. 4 б). Наиболее тонкие и слабоветвленные дендриты наблюдаются в образце № 3 (рис. 4 в).

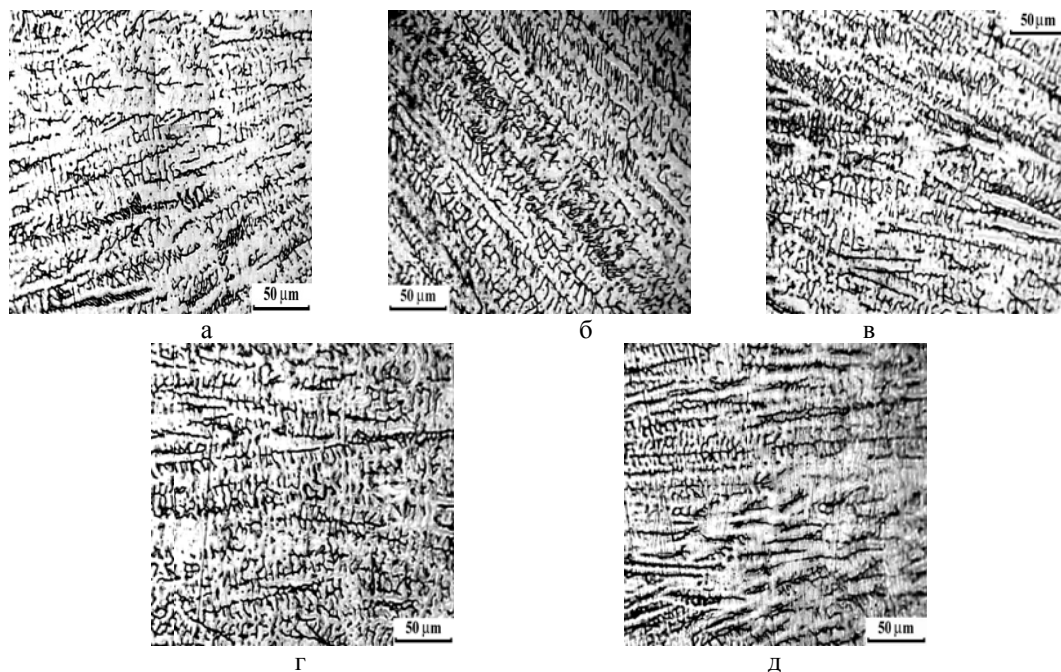


Рис. 4. Микроструктура слоя ориентированных дендритов; а – образец № 1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Средний размер дендритов представлен на рис. 5.

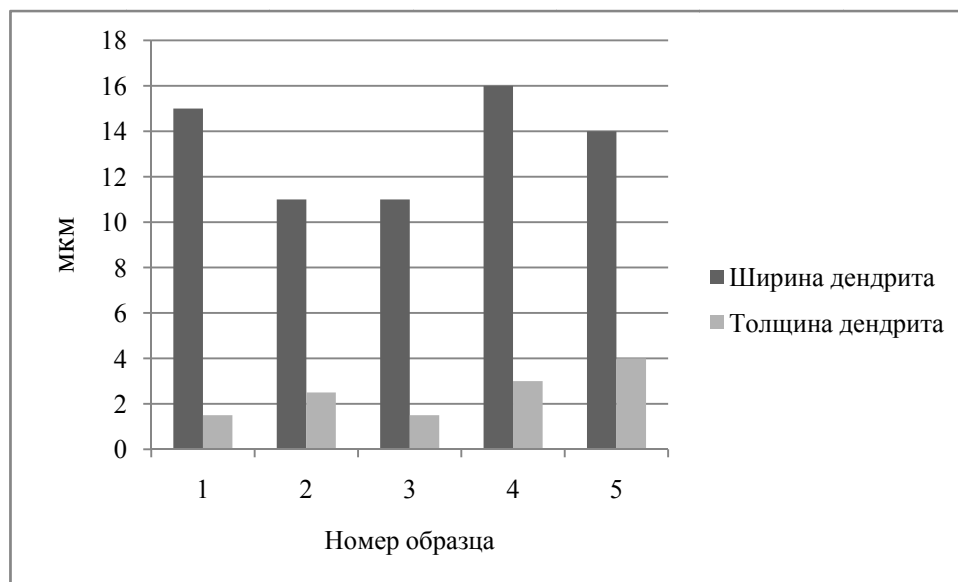


Рис. 5. Размер дендритов

Выводы:

1. Установлено, что применение разной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе, позволяет получать различную микроструктуру наплавленного металла.
2. Наиболее четко слой полиэдрических зерен наблюдается в образце №3 (концентрация Mo 20 мг на метр сварного шва). Слой неориентированных дендритов наиболее широк в образце №3 (кон-

центрация Mo 20 мг на метр сварного шва). Наиболее разветвленные и толстые дендриты наблюдаются в образце № 2 (концентрация Mo 10 г. на метр сварного шва). Наиболее тонкие и слабоветвистые дендриты наблюдаются в образце № 3 (концентрация Mo 20 мг на метр сварного шва).

3. Наиболее равновесная структура, по размеру дендрита, достигается при концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе – 20 мг на метр сварного шва.

Литература.

1. Krampit A.G. , Krampit N.Y. , Krampit M.A. Mechanical properties of welded joints in welding with pulsed arcs // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - p. 195-198
2. Krampit A.G. Welding with double modulation of the main welding parameters // Welding International. - 2012 - Vol. 26 - №. 11. - p. 867-869.
3. Pavlov N.V. , Kryukov A.V. , Zernin E.A. , Polishchuk V.A. Modeling impulse wire feed welding in controlled gas shielding // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - p. 183-187.
4. Il'yashchenko D. P , Chinakhov D. A. Investigating the Influence of the Power Supply Type upon the Weld Joints Properties and Health Characteristics of the Manual Arc welding // Materials Science Forum. Volum 704-705, 2012, p. 608-611.
5. Соколов Г.Н., Трошков А.С., Лысак И.В. и др. Влияние нанодисперсных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла. // Сварка и диагностика. – 2011. - №3. Материаловедение.– с. 36-38.
6. Соколов Г.Н., Лысак И.В., Трошков А.С. и др. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама. // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – №6. – с. 41 – 47.
7. Паршин С.Г. MIG-сварка стали с применением наноструктурированных электродных материалов. // Сварочное производство, 2011, №10, с.27-31.
8. Яворовский Н.А. Получение ультрадисперсных порошков методом электрического взрыва. // Известия вузов. Физика. – 1996. – № 4. – с. 114 – 136.
9. Kuznetsov M.A., Zernin E.A. Nanotechnologies and nanomaterials in welding production (review). // Welding international, 2012, Vol 26, №4, с. 311-313.
10. Kuznetsov M. A. , Zernin E. A. , Danilov V. I. , Kartsev D. S. Application of nanostructured powders to control characteristic of electrode metal transfer and the process of weld structurization // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - p. 199-203.

НАПЛАВКА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В АЗОТЕ И АРГОНЕ

Р.А. Мейстер, к.т.н, доц., А.Р. Мейстер, инженер, Р.В.Ковзгер, студент

Политехнический институт Сибирского федерального университета

660041, г. Красноярск, пр. Свободный, 79, тел. (391) 2-912-562

E-mail: mtf.svarka@gmail.com

В отечественной литературе практически отсутствуют сведения о сварке и наплавки сталей аустенитного класса в аргоне и азоте проволокой диаметром 0,8;1,2 мм током менее 50 А [1].

На минимальных токах перенос металла в дуге в аргоне крупнокапельный [2], а на прямой полярности формирование швов ухудшается и сопровождается повышенным разбрызгиванием [3].

При наплавке автоматом проволоками диаметром 0,8;1,2 мм током более 20 А обеспечивается удовлетворительное формирование швов [1].

Азот оказывает положительное влияние на механические свойства хромоникелевой стали типа 18-10 с низким содержанием углерода [4].

По данным [5] при сварке стали 1X18H9T проволокой СВ-06X18H9T в результате взаимодействия с азотом феррит в шве исчез, и вместо него появились нитриды. При содержании азота в стали 0,198 % жаропрочность изменилась мало.

В сравнении с обратной полярностью на прямой полярности при одинаковой скорости подачи проволоки ток в 1,5-1,8 раза меньше и уменьшается глубина проплавления[6].

Цель работы - обеспечить формирование швов при автоматической и механизированной сварке в аргоне и азоте на минимальном токе.

Проволокой диаметром 0,8 мм(AWSER ER 308LSI) и проволокой диаметром 1,2 мм (1X18H9T) на малоуглеродистую сталь и сталь аустенитного класса наплавливались одиночные вали-

ки. Дуга питалась от однофазного выпрямителя с конденсаторным умножителем напряжения с падением внешней характеристики 0,037 В/А и индуктивностью дросселя 1,5 мГн [1].

На рис.1 показан валик, наплавленный проволокой 1,2 мм на обратной полярности в азоте высокой чистоты. Толщина образца из малоуглеродистой стали 1,8 мм. Наплавка осуществлялась на следующих режимах: $U_{xx}=24$ В (с включенным умножителем напряжения в 2, 82 раза больше), вылет 8-10 мм, $V_{под.пр.} = 46$ м/ч; $V_{св} = 4,5$ м/ч, расход азота 8 литров в минуту.



Рис. 1. $I_d = 27$ А, $U_d = 21-22$ В

Без дросселя и выключенном умножителе напряжения формирование швов ухудшается и увеличивается разбрызгивание. По-видимому, как и при сварке короткой дугой в углекислом газе индуктивное сопротивление обеспечивает оптимальную скорость нарастания токов коротких замыканий при переходе капли с электрода на изделие.

Повышенное напряжение холостого хода и постоянный разряд конденсаторов увеличивает разрывную длину дуги при возмущениях по длине дуги.

При механизированной наплавке проволокой диаметром 0,8 мм на обратной полярности в азоте формируются швы без заметного разбрызгивания током 17-25 А и напряжении на дуге 20-23 В.

На прямой полярности обеспечивается формирование швов при силе тока 12-20 А без прожогов при толщине образцов 0,5-0,7 мм.

Визуально фиксируется перенос металла в дуге без заметного разбрызгивания.

На рис.2 представлен шов, выполненный на прямой полярности при толщине образца 0,7 мм.

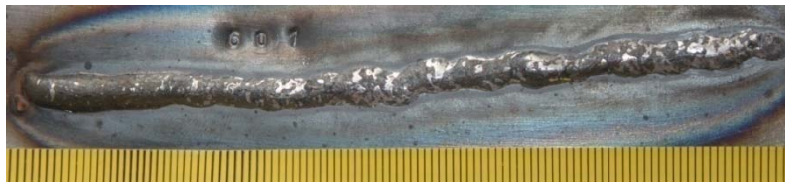


Рис. 2. $I_d = 20,5$ А, $U_d = 21$ В

Осциллограммы тока и напряжения показаны на рис.3.



Рис. 3. $I_d = 20,5$ А, $U_d = 21$ В

Процесс протекает с короткими замыканиями.

В азоте при равной подаче проволоки в области токов 15-25 А ток на обратной полярности больше на 10-25%. По видимому, данный факт объясняется меньшими колебаниями капли на прямой полярности.

В аргоне на обратной полярности обеспечивается формирование швов в области токов 25-40 А и напряжении 14-20 В (рис. 4,5) .



Рис. 4. $I_d=25$ А; $U_d=15$ В



Рис. 5. $I_d=40$ А; $U_d=20$ В

Но на прямой полярности в аргоне перенос металла в дуге крупнокапельный и не обеспечивается плавный переход от основного металла к наплавленному. При равной подаче проволоки на обратной полярности ток на 50 % больше.

Выводы

1. В азоте обеспечивается формирование швов на обратной и прямой полярности током 15 А и более.
2. В аргоне на обратной полярности при силе тока 25-40 А обеспечивается формирование швов.
3. На прямой полярности в азоте уменьшается доля участия основного металла в наплавленном.

Литература.

1. Мейстер Р.А. Сварочные свойства однофазных выпрямителей: монография/Р.А. Мейстер, А.Р. Мейстер.-Красноярск: Сиб.федер.ун-т, 2011-170 с.
2. Потапьевский, А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом / А. Г. Потапьевский. – М. : Машиностроение, 1974. – 240 с.
3. Ленивкин, В. А. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах / В. А. Ленивкин, Н. Г. Дюргеров, Х. Н. Сагиров. – М. 2ое изд. доп., 2011. – 368 с.
4. Каховский, Н.И. Сварка высоколегированных сталей/ Н.И Каховский.: Техника, 1975-376 с.
5. Медовар, Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов / Б. И. Медовар. – М. : Машиностроение, 1966. – 429 с.
6. Заруба, И.И. Сварка в углекислом газе/ И.И. Заруба, Б.С. Касаткин, Н.И. Каховский. - Киев, 1966-291 с.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ СВАРОЧНОЙ ДУГИ

Е.Н. Негода, проф. кафедры, к.т.н., А.П. Таран, инженер, П.Б. Юдаев, бакалавр

Дальневосточный федеральный университет

690950, г. Владивосток, ул. Суханова, 8, тел. (423) -2433472

E-mail: negoda60@mail.ru.

Сравнительный анализ динамических характеристик источников питания сварочной дуги.

С целью сравнительного анализа свойств источников питания и создания методики его проведения выбраны два источника питания: ZX7-200T и ARC-200.

Построение характеристик ИП осуществлено с помощью следующего оборудования: цифровой осциллограф АКИП 4115/2А; стенд испытательный предназначенный для проведения испытаний сварочных аппаратов; цифровой мультиметр. С использованием приведенного экспериментального оборудования построены статические ВАХ источников питания сварочной дуги и их нагрузочные характеристики (рис. 1.).

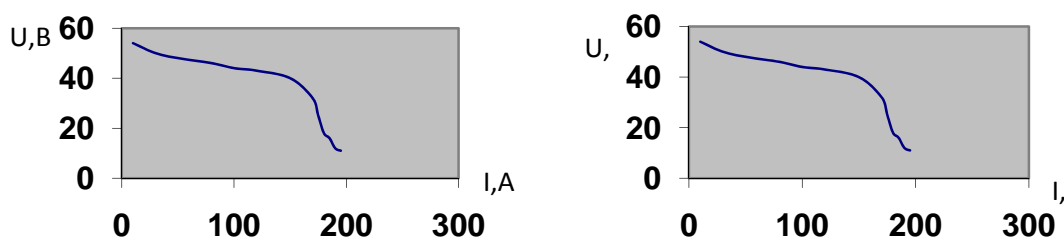


Рис. 1. Статические ВАХ источников (слева ZX7-200T, справа ARC-200)

Как видно, статические характеристики обоих ИП идентичны и поэтому исключены из дальнейшего сравнения.

Анализ систем автоматического управления основан на передаточной функции, отражающей дифференциальное уравнение комплекса взаимосвязанных процессов, функционирующих в анализируемой системе. Вывод передаточной функции - это математическое описание САУ, то есть математическая модель. Передаточная функция САУ представляет собой отношение полинома степени p при входном сигнале $D(p)$ к полиному степени p при выходном - $H(p)$:

$$W(p)=D(p)/H(p)$$

По передаточной функции определяются следующие параметры качества САУ.

- **Устойчивость.**

Определение: система устойчива, если при ограниченном входном сигнале выходной сигнал ограничен.

Условие устойчивости: знаменатель передаточной функции $H(p)$ есть левая часть дифференциального уравнения системы, описывающая собственное поведение системы. Числитель - это управление. Поэтому $H(\lambda)=0$, называется характеристическим уравнением. Действительные части корней характеристического уравнения определяют огибающую кривую переходной характеристики. Если действительные части всех корней характеристического уравнения отрицательны - система устойчива.

- **Статизм системы**

Статизм САУ равен $W(0)$. Системы управления должны быть астатическими по возмущению - $W(0)=0$, и статическими по управлению - $W(0)\neq 0$.

- **Перерегулирование**

Перерегулирование σ есть относительный максимум в переходном процессе с одного режима на другой. Этот параметр определяется по формуле

$$\sigma = \left| \frac{h_m - h_\infty}{h_m - h_0} \right| 100\%$$

Анализ перерегулирования и других параметров качества САУ основан на переходной характеристике. Переходная характеристика - реакция системы на единичный ступенчатый входной сигнал. Переходная функция :

$$h(t) = W(0) + \sum_{i=1}^n \frac{D(\lambda_i) \exp(\lambda_i t)}{\lambda_i H'(\lambda_i)},$$

где λ_i – корни характеристического уравнения, n – порядок характеристического уравнения (знаменателя передаточной функции), $D(p)$ – числитель передаточной функции, $H(p)$ – производная знаменателя.

Построение переходной характеристики возможно как по приведенной выше формуле в любых математических пакетах, так и в пакете VisSim (именно этот пакет используется в дальнейшем для решения поставленных в работе задач).

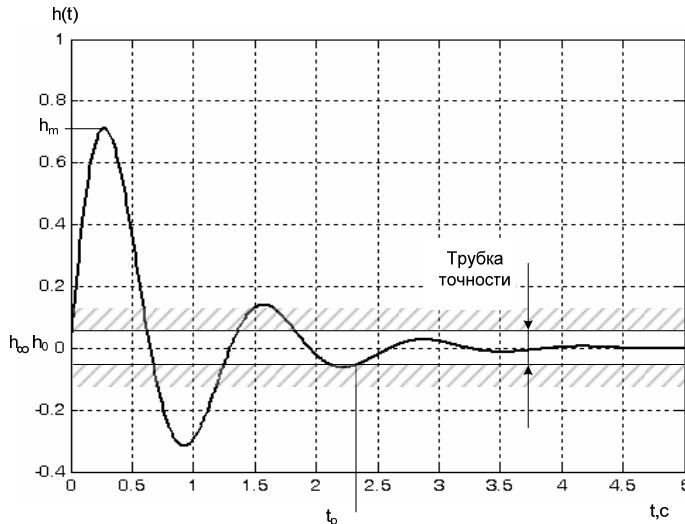


Рис. 2. Переходная характеристика астатической системы

определяется приведенными выше параметрами.

Кроме приведенных фундаментальных характеристик систем автоматического управления в анализе сварочного оборудования существуют некоторые уточнения, определяющие возможность сравнительного анализа источников питания сварочной дуги. Существенным параметром динамических процессов при сварке является время переходного процесса при изменении напряжения от 0 до 30В (t_{30}). По сути, это время регулирования при амплитуде входного ступенчатого сигнала, равной 30В.

Устойчивость является безусловным требованием, предъявляемым к техническим системам, и имеет значения: «да» или «нет». С точки зрения оптимальных систем остальные критерии качества должны иметь минимальное значение.

Модель системы (САУ) представляет собой передаточную функцию, описывающую динамические процессы в системе. Моделирование ИП проведено путем подбора коэффициентов передаточной функции по экспериментальной кривой работы под нагрузкой.

Источник питания ZX7-200T.

На рис.3 приведена экспериментальная нагрузочная характеристика источника. Очевидно, что

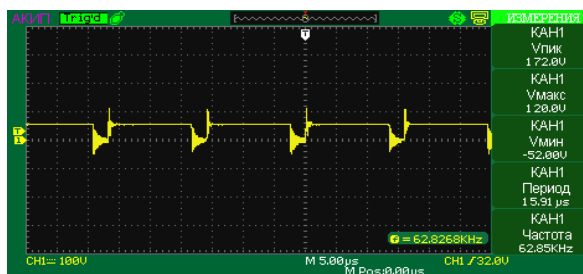


Рис. 3. Экспериментальная нагрузочная характеристика ИП ZX7-200T

и выведена следующая передаточная функция:

$$W(s) = \frac{1}{2 \cdot 10^{-9} s^2 + 4 \cdot 10^{-6} s + 1}$$

Таким образом, установлено, что $T_2=2 \cdot 10^{-9}$ с, $T_1=4 \cdot 10^{-6}$ с.

• Время регулирования

Время регулирования t_p – это момент времени переходного процесса, когда переходная характеристика последний раз входит в трубку точности. Основой анализа параметра является переходная характеристика.

• Колебательность

Колебательность процесса μ – это количество входов переходной характеристики в трубку точности.

Таким образом, качество систем автоматического управления

при импульсном управлении переходной процесс является колебательным и может быть описан статическим звеном второго порядка:

$$W(p) = \frac{k}{T_2 p^2 + T_1 p + 1}$$

где T_2, T_1 – постоянные времени, k – коэффициент передачи.

Для приведенной нагрузочной характеристики определены постоянные вре-

По передаточной функции построена нагрузочная характеристика *модели*, приведенная на рисунке 4.

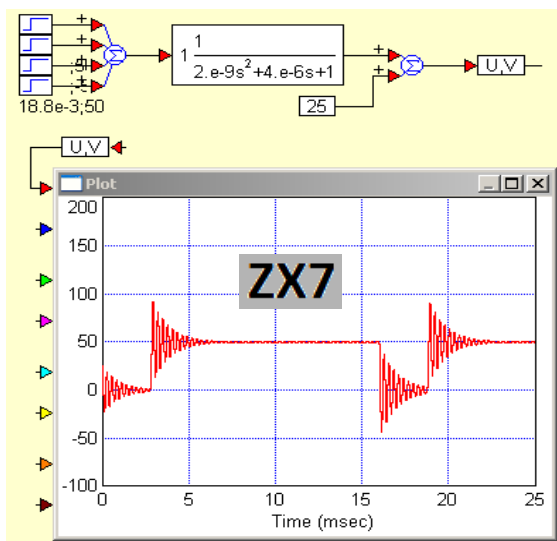


Рис. 4. Нагрузочная характеристика модели ИП ZX7-200T

Нагрузочная характеристика модели рассчитана в пакете VisSim при моделировании импульсного управления, соответствующего временным и амплитудным значениям эксперимента.

Как видно из приведенных нагрузочных характеристик, модель ИП достаточно точно отражает систему, представленную экспериментом.

Источник питания ARC-200.

Экспериментальная нагрузочная характеристика источника питания представлена на рис.5.

Для приведенной нагрузочной характеристики определены постоянные времени и выведена следующая передаточная функция:

$$W(s) = \frac{1}{1 \cdot 10^{-8} s^2 + 7 \cdot 10^{-5} s + 1}, \text{ следовательно } T1 = 1 \cdot 10^{-8} \text{ с}, T2 = 7 \cdot 10^{-5} \text{ с}.$$

По передаточной функции построена нагрузочная характеристика *модели*, приведенная на рисунке 6.

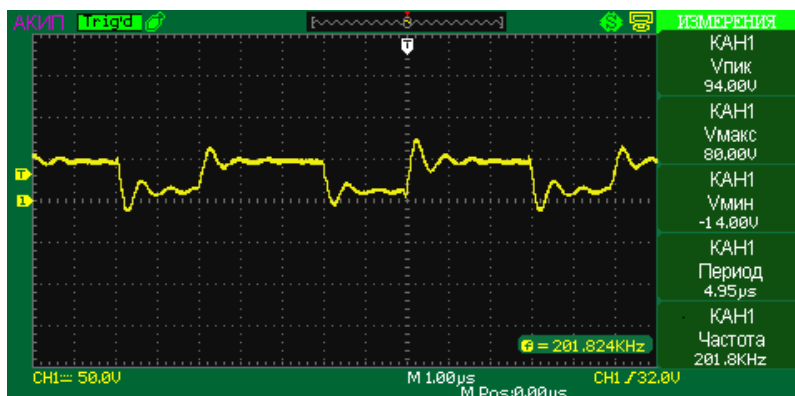


Рис. 5. Экспериментальная нагрузочная характеристика ИП ARC-200

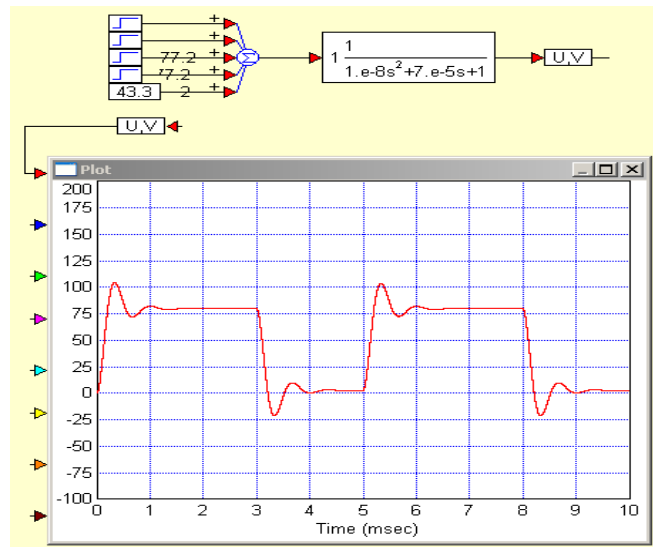


Рис. 6. Нагрузочная характеристика модели ИП ARC-200

Разработанные модели анализируемых источников питания сварочной дуги позволяют осуществить их сравнительный анализ по техническим критериям. На рис.7 приведены переходные характеристики сравниваемых систем ИП при ступенчатом воздействии с амплитудой 30В. Качество систем оценено при размере трубки точности = 10% от амплитуды.

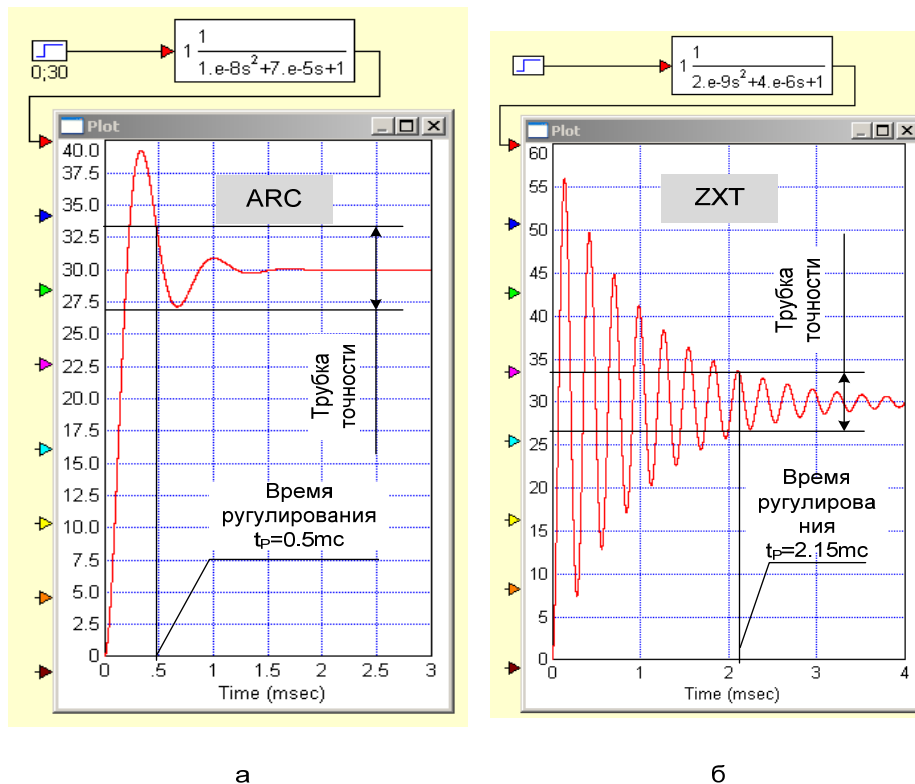


Рис. 7. Сравнительная оценка качества источников питания ARC (а) и ZX7 (б)

Как видно из анализа представленного сравнения переходных характеристик исследуемых сварочных систем, источник ZX7 обладает значительным перерегулированием (56%) и существен-

ным временем регулирования (2.15мс). У источника ARC эти параметры качества ближе к оптимальным: перерегулирование – 38%, время регулирования – 0.5мс.

В практике анализа автоматических систем используются интегральные оценки качества автоматического управления. Это

$$Int\ abs = \int abs(U)dt$$

в пределах времени регулирования t_p , где U – переходная характеристика.

Другая интегральная характеристика переходного процесса – квадратичная:

$$Int2 = \int U^2 dt$$

Квадратичная интегральная оценка переходного процесса пропорциональна затратам мощности в переходном процессе и может служить дополнительным критерием сравнения источников питания сварочной дуги. На рис.8 представлен результат сравнения ИП по обоим интегральным критериям. Видно, что ИП ARC в переходном процессе расходует меньше электрической энергии.

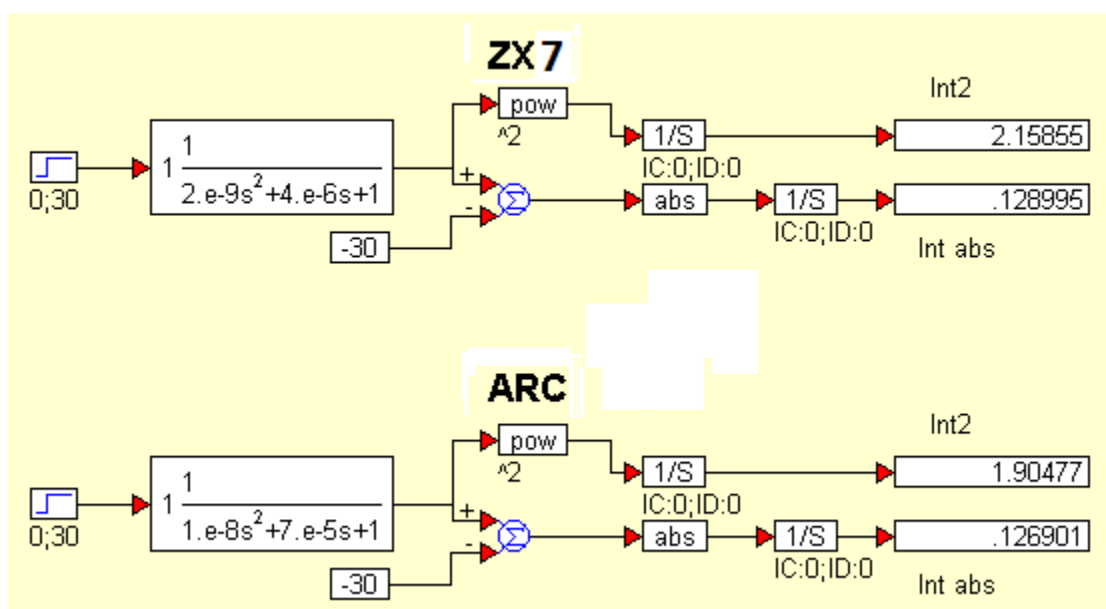


Рис. 8. Сравнительный анализ затрат электроэнергии в переходном процессе

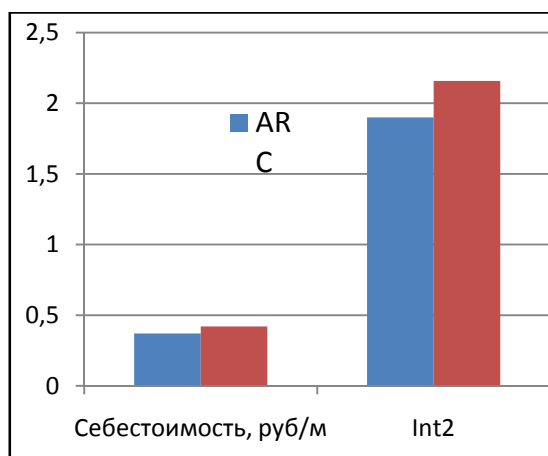


Рис. 9. Результаты сравнительного анализа источников питания по техническим и экономическому критериям

В работе проведен сравнительный экономический анализ источников питания как себестоимости эксплуатации, отнесенные к метру длины шва (рис.9.). На этом же рисунке представлены интегральные оценки технических параметров качества (Int2, рис. 8).

В результате выполненной работы представлены основы методики сравнительного анализа источников питания сварочной дуги по техническим характеристикам и экономическим критериям. Методика включает экспериментальное исследование нагрузочных характеристик ИП, их моделирование и исследование моделей при технологических возмущениях.

Результаты исследования могут быть применены в практике при создании и модернизации сварочного производства.

Литература.

1. Гладков Э.А. Управление процессами и оборудованием при сварке : учеб. Пособие для студ. Высш. учеб. заведений / Э.А. Гладков. – М.: Издательский центр «Академия», 2006 – 432 с. ISBN 5-7695-2301-2. Браткова О.Н. Источники питания сварочной дуги: Учебное пособие для студ. Высш. учеб. заведений/ Браткова О.Н.-М.:Высшая школа, 1982-180с.
2. Клиначев Н.В. Моделирование систем в программе **VisSim** (<http://model.exponenta.ru>)

ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ

*Н.В. Павлов, ст. преподаватель, А.В. Крюков, к.т.н, доц., В.А. Полищук, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

Применение математических методов и математического моделирования позволяет оптимизировать условия протекания процесса образования сварного соединения, предотвратить появление недопустимых дефектов сварных швов, соединений, конструкций и одновременно повысить производительность сварочных операций[1].

Первые математические модели, относящиеся к области сварки и основывающиеся на фундаментальных законах физики, описывали состояние плазмы электрической дуги (степень ионизации дугового газа), или давления дуги как цилиндрического проводника в зависимости от величины протекающего через него тока [2].

Методы математического моделирования сварочных процессов получили интенсивное развитие после появления первых работ по расчету температурных полей, создаваемых в телах различной формы и размеров, создаваемых движущимися концентрированными и распределенными источниками тепла. В дальнейшем теория тепловых процессов при сварке была Н.Н. Рыкалинным значительно расширена, усовершенствована и доведена до широкого практического применения в большом количестве прикладных исследований.

В результате выполнения большого количества фундаментальных и прикладных исследований сформировался целый ряд направлений, связанных с математическим моделированием сварочных процессов.

Все моделируемые объекты и явления можно разделить по степени полноты информации о них [2]:

- объекты с нулевым уровнем информации; в этом случае объект представляют моделью типа «черный ящик» и его математическая модель строится путем статистических испытаний с обработкой результатов методами регрессионного, дисперсионного и корреляционного анализа с использованием многофакторного планирования эксперимента;
- объекты, о поведении которых имеются сведения эмпирического характера; в этом случае используют методы физического моделирования и планирования многофакторного эксперимента;
- объекты с известными основными детерминированными закономерностями, позволяющими использовать теоретические методы, а полученные аналитические или численные модели дополняются эмпирическими соотношениями с коэффициентами или параметрами, определяемыми из опыта;
- объекты с высокой степенью информации о происходящих в них процессах и явлениях; их модели строят методами математического моделирования с реализацией на ЭВМ с помощью вычислительного эксперимента.

По способу построения и реализации математические модели можно разделить на несколько групп: теоретические модели, получаемые на основе применения фундаментальных законов физики, и экспериментальные, получаемые в результате аппроксимации опытных данных различными методами (рисунок 1) [2].

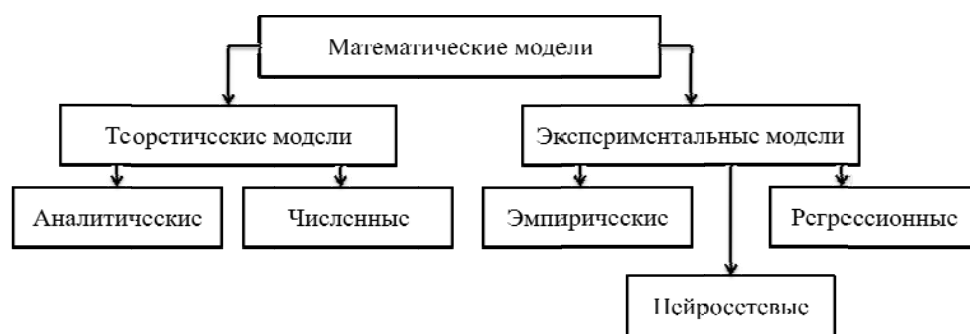


Рис. 1. Классификация математических моделей по способу построения и реализации

Одно- и многофакторные модели различаются условиями проведения экспериментов: однофакторные модели получают путем варьирования одного фактора при фиксированных значениях остальных факторов; многофакторные регрессионные модели получают при использовании методов планирования многофакторных экспериментов, когда в каждом из серии опытов значения всех факторов изменяют по специальным оптимальным планам.

Теоретические модели являются, как правило, детерминированными и реализуются на современной вычислительной технике независимо от того, аналитическое или численное решение получено в результате решения системы уравнений и неравенств, описывающих исследуемую технологическую систему [2].

По другой классификации (степени локализации моделируемых явлений в сварной конструкции), математические модели можно разделить на шесть групп:

- 1) математические модели полей температур, напряжений и деформаций во всей свариваемой конструкции;
- 2) математические модели процессов в зоне термического влияния;
- 3) математические модели явлений и процессов, происходящих в жидком металле сварочной ванны;
- 4) математические модели магнитогидродинамических процессов в плазме сварочной дуги;
- 5) математические модели поведения капли электродного металла на торце электрода, переноса металла и процессов нагрева и расплавления электрода;
- 6) математические модели расчета химического состава и уровня выделения сварочного аэрозоля при дуговой сварке.

Рассмотрим более подробно установленную классификацию.

1. Математические модели распределения полей температур, напряжений и деформаций во всей свариваемой конструкции.

Математические модели и алгоритмы расчета распределения температурных полей на поверхности изделия являются наиболее распространенными. Авторами [3] предложены математические модели распределения температурных полей для процессов сварки и термической резки изделий, ограниченных кривыми линиями или поверхностями. Для упрощения расчетов был использован метод криволинейных координат.

В работе [4] предложена методика расчета максимальной температуры нагрева, времени пребывания металла выше заданной температуры, мгновенные скорости нагрева и охлаждения. Для определения всех указанных характеристик использовалось общее графоаналитическое решение на основе термического цикла нагрева металла в заданной точке.

В исследованиях [5] осуществлена корректировка известных уравнений по расчету температур, а также основных параметров термических циклов точек при автоматической сварке и наплавке с учетом влияния скрытой теплоты плавления, перенагрева основного металла в процессе плавления, перемещения расплавленного металла в хвостовую часть сварочной ванны под влиянием тока и скорости сварки.

В работе [6] представлена нестационарная математическая модель процесса сварки под флюсом, в которой учтены ее основные физические явления в гидростатической постановке. Формирование дуговой каверны определено по изотерме плавления флюса и разности плотностей порошкообразного и жидкого флюсов, а также учтены нагревание шлака излучением дуги и током, протекающим по нему.

2. Математические модели процессов в зоне термического влияния.

Математические модели, относящиеся к данной категории приведены в исследованиях по моделированию формирования структуры ЗТВ низколегированных сталей. На первоначальном этапе расчет осуществлялся на основе математических моделей температурного поля в сварном соединении и распада аустенита. В дальнейшей работе использовалось уравнение Колмогорова–Мела-Авраами [7, 8].

3. Математические модели явлений и процессов, происходящих в жидком металле сварочной ванны.

К данной группе относятся работы Фролова для процесса светолучевой сварки, оценивающие размеры ванны и формы шва [9].

Так же этим же автором разработана методика, позволяющая прогнозировать уровень пористости в высокотемпературной области при дуговой сварке алюминиевых сплавов с учетом исходного газосодержания и типа кинетической зависимости процесса газовыделения. Предложенная математическая модель учитывает реальный темп плавления и кристаллизации сплава и особенности распределения источника нагрева при сварке. Также была создана компьютерная программа, позволяющая численными методами рассчитывать геометрию сварного шва и прогнозировать дефекты (пористость) в высокотемпературной области шва [10].

Авторами [11] осуществлялся последовательный расчет типа и количества образующихся первичных карбидов, боридов и нитридов, упрочняющих фаз эвтектики и структурного состава матрицы сплава. Для расчетов применяли модернизированный метод последовательного определения содержания элементов. Так закон действующих масс выражали через активности и на каждом этапе уточняли термодинамические константы, массы всех фаз и возможные реакции.

В работе [12] разработана физическая и математическая модель кинетики взаимодействия металла и флюса при центробежной электрошлаковой наплавке. При разработке были учтены следующие положения: жидкий металл реагирует со шлаком на поверхности расплава и на поверхности раздела металлической и шлаковой ванн; состав ванны формируется за счет поступления металла от поверхности расплава металла и основного металла; состав шлаковой и металлической ванн остаются неизменным.

В работе [13] разработана методика прогнозирования фазового состава структуры низколегированных сталей при произвольном термическом цикле на основе решения системы дифференциальных алгебраических уравнений, описывающих кинетику полиморфных превращений.

В исследованиях [14] разработана теоретическая модель формирования швов при орбитальной сварке вольфрамовым электродом неповоротных стыков труб, основой является система управляющих воздействий, описываемая уравнениями теплопроводности равновесия давлений на поверхностях сварочной ванны.

Авторами [15] предложены эмпирические формулы, описывающие зависимость скорости плавления (подачи) сварочной проволоки от тока, температуры предварительного подогрева, диаметра и вылета электрода при сварке в углекислом газе током обратной полярности, а также зависимость эмпирических коэффициентов формулы от параметров процесса и раскрыто их физическое содержание.

В работе [16] предложена физико-математическая модель процесса электронно-лучевой сварки, учитывающая деформацию поверхности сварочной ванны и угловую апертуру электронного пучка. В качестве основного применяли метод конечных разностей.

В работе [17] предложена математическая модель формирования кратера, возникающего при завершении дуговой наплавки металла в результате обычной усадки. Модель позволяет рассчитывать формулу поверхности кратера по эволюции температурного поля во времени.

4. Математические модели магнитогазодинамических процессов в плазме сварочной дуги.

К данной группе относится работа [18] в которой осуществлялось численное моделирование процессов дуговой MIG-сварки позволяющее подобрать оптимальные параметры дуги. В ходе работы решение уравнений теплопереноса и деформации поверхности ванны производилось методом конечных разностей на равномерной ортогональной сетке.

Авторами же работы [19] на основе решения уравнений математической физики, описывающих взаимодействие основных физических явлений в электрической дуге, выполнено теоретическое исследование влияния длины дугового промежутка, тока дуги, формы заточки электродов, а также

поверхности сварочной ванны на распределение плотности тока, теплового потока и давления дуги при сварке в различных пространственных положениях. Для описания распределения теплового потока от дуги в металл и давления на его поверхность предложено использовать бимодальное распределение, позволяющее установить количественные соотношения и определить его параметры в зависимости от длины и тока дуги, а также геометрии поверхности неплавящегося электрода и разделки кромок свариваемого стыка.

5. Математические модели поведения капли электродного металла на торце электрода, переноса металла и процессов нагрева и расплавления электрода.

Работы [20] и [21] посвящены расчету температуры металла электродных капель (T_k) при дуговой сварке плавящимся электродом. В одном случае [20] расчет осуществлялся на основе решения задачи максимальной температуры нагрева металла в вылете электродной проволоки теплотой Джоуля-Ленца и скорости плавления электродной проволоки, а также предположения, что средняя температура металла электродной капли меньше температуры кипения.

В другом случае [21] использовался метод конечных элементов. В данной работе рассмотрено два случая теплопроводности через каплю расплавленного металла: 1) активное пятно сварочной дуги находится в нижней точке капли; 2) активное пятно охватывает всю свободную поверхность капли.

В работе [22] разработана математическая модель определения временных параметров процесса плавления электродной проволоки при ее импульсной подаче адекватно отражает влияние физических характеристик материала проволоки, свойств сварочной дуги и источника сварочного тока, формы импульса подачи на время образования капли заданного размера. Уравнение математической модели показывает, что на скорость образования капли электродного металла существенно влияет постоянная времени сварочной цепи, которая может служить элементом регулирования процесса каплеобразования.

6. Математические модели расчета химического состава и уровня выделения сварочного аэрозоля при дуговой сварке.

Данная группа математических моделей основана на следующих принципах: уровень выделения твердой составляющей сварочного аэрозоля определяется мощностью сварочной дуги, а химический состав – составом сварочного материала, парциальным давлением образующегося насыщенного пара и соотношением равновесного и неравновесного испарения при дуговом процессе [23].

Вывод.

В целом можно сделать вывод, что существующие в настоящий момент математические методы и модели в основном созданы для широко используемых и глубоко изученных способов сварки (ручная дуговая сварка, механизированная сварка и автоматизированная сварка под слоем флюса).

Литература.

1. Геловани, В.А. Компьютерное моделирование [Текст] / В.А. Геловани, В.В. Юрченко // Математическое моделирование. –1989. Т.1, –№1. –С. 3 – 12.
2. Березовский, Б.М. Математические модели дуговой сварки: в 7т. Том 1. Математическое моделирование и информационные технологии, модели сварочной ванны и формирования шва / Б.М. Березовский//. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2002. – 85с.
3. Бровман, М.Я. Особенности расчета температурных полей при сварке и термической резке [Текст] / М.Я. Бровман // Сварочное производство. –2001. –№7. –С. 10 – 14.
4. Попков, А.М. Методика определения скоростей нагрева и охлаждения металла при сварке и времени его пребывания выше заданной температуры [Текст] / А.М. Попков // Сварочное производство. –2004. –№6. –С. 3 – 5.
5. Донченко, Е.А. Расчет термических циклов точек при автоматической сварке и наплавке с учетом особенностей плавления основного металла [Текст] / Е.А. Донченко // Сварочное производство. – 2011. –№9. –С. 3 – 9.
6. Судник, В.А. Математическая модель процесса сварки под флюсом и явлений в дуговой каверне [Текст] / В.А. Судник, В.А. Ерофеев, А.В. Масленников, Д.В. Слезкин, Р.В. Цвелев // Сварочное производство. –2012. –№7. –С. 3 – 12.

7. Коробейников, С.Н. Исследование и моделирование формирования структуры ЗТВ низколегированных сталей [Текст] / С.Н. Коробейников, А.С. Бабкин // Сварочное производство. –2009. – №11. –С. 3 – 8.
8. Коробейников, С.Н. Алгоритм расчета оптимальных параметров режима сварки низколегированных сталей [Текст] / С.Н. Коробейников, А.С. Бабкин // Сварочное производство. –2009. –№12. – С. 13 – 16.
9. Фролов, В.А. Математическое моделирование процесса светолучевой сварки [Текст] / В.А. Фролов, Ю.В. Шорников, В.А. Судник, А.С. Рыбаков // Сварочное производство. –2001. –№3. –С. 7 – 10.
10. Фролов, В.А. Прогнозирование физико-химических процессов при дуговой сварке алюминиевых сплавов [Текст] / В.А. Фролов, Е.В. Никитина, А.В. Ельцов // Сварочное производство. –2002. – №7. –С. 20 – 24.
11. Королев, Н.В. Метод расчетного определения фазового состава и структуры износостойких наплавочных сплавов [Текст] / Н.В. Королев, О.В. Пименов // Сварочное производство. –2002. –№4. –С. 11 – 16.
12. Штенников, В.С. Физическая и математическая модели кинетики взаимодействия металла и флюса при центробежной шлаковой наплавке [Текст] / В.С. Штенников, В.Н. Бороненков, А.А. Штенникова // Сварочное производство. –2004. –№11. –С. 10 – 14.
13. Коновалов, А.В. Методика оптимизации технологии дуговой сварки на основе математической модели формирования показателей свариваемости низколегированных сталей [Текст] / А.В. Коновалов // Сварочное производство. –2005. –№4. –С. 9 – 14.
14. Полосков, С.И. Прогнозирование качества сварных соединений на основе физико-математической модели процесса орбитальной сварки [Текст] / С.И. Полосков, В.А. Ерофеев, А.В. Масленников // Сварочное производство. –2005. –№2. –С. 8 – 16.
15. Варуха, Е.Н. Расчет скорости плавления предварительно нагретого электрода при сварке в углекислом газе [Текст] / Е.Н. Варуха // Сварочное производство. –2012. –№2. –С. 3 – 8.
16. Щербаков, А.В. Физико-математическая модель исследования процессов теплопередачи при электронно-лучевой сварке изделий произвольной формы [Текст] / А.В. Щербаков, А.Л. Гончаров, М.А. Портнов // Сварочное производство. –2011. –№11. –С. 6 – 13.
17. Ельцов, В.В. Математическое моделирование процесса формирования усадочного кратера при наплавке [Текст] / В.В. Ельцов, В.П. Потехин, О.А. Дитенков // Сварочное производство. –2012. – №1. –С. 3 – 9.
18. Судник, В.А. Моделирование и численная имитация импульсно-дуговой сварке алюминиевых сплавов [Текст] / В.А. Судник, А.С. Рыбаков, С.В. Кураков, О.И. Зайцев, Р. Класс // Сварочное производство. –2002. –№3. –С. 9 – 15.
19. Полосков, С.И. Моделирование распределения теплового потока и давления дуги в процессе орбитальной TIG-сварки [Текст] / С.И. Полосков, В.А. Ерофеев, А.В. Масленников // Сварочное производство. –2005. –№8. –С. 10 – 15.
20. Полосков, С.И. Определение оптимальных параметров автоматической орбитальной сварки на основе компьютерного моделирования [Текст] / С.И. Полосков, В.А. Ерофеев, А.В. Масленников // Сварочное производство. –2005. –№10. –С. 6 – 13.
21. Черных, А.В. Расчет температуры электродных капель при дуговой сварке плавящимся электродом с помощью метода конечных элементов [Текст] / А.В. Черных, В.В. Черных // Сварочное производство. –2008. –№3. –С. 6 – 7.
22. Лебедев, В.А. Определение параметров импульсной подачи электродной проволоки при механизированной дуговой сварке и наплавке [Текст] / В.А. Лебедев // Сварочное производство. –2008. – №8. –С. 11 – 15.
23. Левченко, О.Г. Математическое моделирование химического состава и уровня выделения сварочного аэрозоля при дуговой сварке [Текст] / О.Г. Левченко // Сварочное производство. –2001. –№7. –С. 46 – 50.

ОПТИМИЗАЦИЯ ВВОДА МОДИФИЦИРУЮЩЕЙ ШИХТЫ ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ С УПРАВЛЯЮЩИМ МАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

В.В. Перемитько, к.т.н., доц., В.Д. Кузнецов, д.т.н., проф., А.Н. Сокол, к.т.н.*

Днепродзержинский государственный технический университет

51918, г. Днепродзержинск, ул. Днепростроевская, 2, тел. (+380569)-55-18-91

E-mail: welding@dstu.dp.ua

**НТУУ «Киевский политехнический институт»*

03056, г. Киев, пр-т Победы, 37, тел. (+38044)-454-92-21

При разработке современных сварочных технологий восстановления и упрочнения остаются актуальными тенденции материало- и энергосбережения, а также использования недефицитных, недорогих материалов. Повышение эксплуатационных характеристик наплавляемого рабочего слоя обычно достигается выбором и оптимизацией химического состава электродного материалов, проведением термообработки, дополнительным воздействием на формируемый слой ультразвука, магнитного поля, а также введением армирующих или модифицирующих компонентов [1-3].

Для создания возможности отдельной подачи порошкового присадочного материала на сварочную дугу накладывалось аксиальное магнитное поле, которое сообщает тормозящее воздействие на скорость потоков жидкого металла в ванне и уменьшает глубину проплавления основного металла [4,5]. Во время наложения внешнего магнитного поля достигается увеличение размеров сварочной ванны, что дает возможность подавать порошковый материал со смещением места подачи в сторону от оси дуги. Последнее важно с точки зрения недопущения полного расплавления дисперсного материала, вводимого для измельчения структуры наплавляемого металла и повышения его износостойкости.

С целью определения характера циркуляционных процессов и рационального места ввода дисперсного материала в сварочную ванну использован метод математического моделирования. Процессы, наблюдаемые в сварочной ванне. Можно разделить на две группы. Первая связана с наличием электромагнитного поля в объеме ванны. Вторая группа связана с переносными процессами, в частности переносом импульса, массы и энергии. Предложенная математическая модель соответственно включает в себя две составляющие: модель гидродинамических процессов и модель электромагнитного поля в сварочной ванне.

На гидродинамику сварочной ванны влияют несколько факторов, в частности давление столба плазмы (меняет форму области), конвекция Марангони, гравитационные массовые силы, объемные электромагнитные силы [6,7]. Математическая модель гидродинамических процессов в сварочной ванне базируется на следующих допущениях:

- сварочная ванна имеет форму параболоида или наклоненного параболоида [6-8] (рис. 1);
- основной движущей силой выбрана объемная электромагнитная сила;
- принимается, что расплав при температурах процесса является несжимаемой вязкой жидкостью.

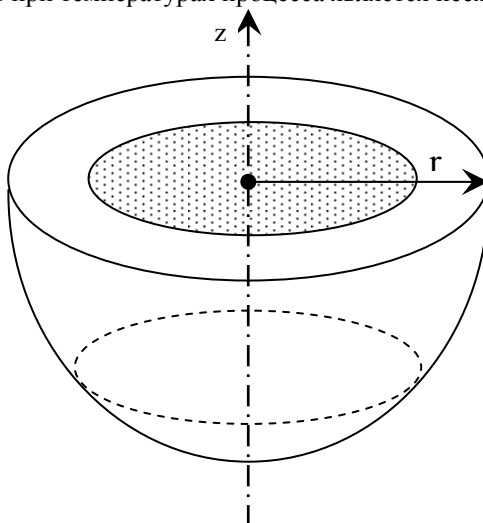


Рис. 1. Форма сварочной ванны

Для описания движения расплава под действием электромагнитной силы выбрано уравнение Навье-Стокса с соответствующим источниковым членом \vec{f} :

$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial t} = -(\vec{V} \cdot \vec{\nabla})\vec{V} + \nu' \Delta \vec{V} - \vec{\nabla} \tilde{p} - \vec{f}, \quad (1)$$

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{V} = 0, \quad (2)$$

где \vec{V} – барицентрическая скорость движения расплава; \tilde{p} – динамическая составляющая давления, нормированная на плотность расплава; ν' – эффективный коэффициент кинетической вязкости; \vec{f} – вектор плотности электромагнитной силы.

Для моделирования электромагнитных сил использована методика, подробно описанная в работе [9]. В частности, имеют место следующие соотношения:

$$\vec{f} = \frac{\vec{F}}{\rho} = \frac{\vec{J} \times \vec{B}}{\rho}, \quad (3)$$

$$\vec{J} = \text{rot } \vec{H}, \quad (4)$$

$$\vec{B} = \mu_0 \mu \vec{H}, \quad (5)$$

где \vec{F} – вектор электромагнитной силы; \vec{J} – вектор плотности тока в среде; \vec{B} – вектор магнитной индукции; \vec{H} – вектор напряженности магнитного поля; μ_0 – магнитная проницаемость вакуума; μ – относительная магнитная проницаемость среды (для жидкой стали $\mu \approx 1$).

Вектор плотности тока в среде можно найти по соотношению

$$\vec{J} = -\sigma \text{grad } \varphi, \quad (6)$$

где σ – электрическая проницаемость среды; φ – скалярный потенциал электрического поля.

Скалярный потенциал электрического поля φ рассчитывается из соотношения

$$\text{div}(\sigma \text{grad } \varphi) = 0, \quad (7)$$

с граничными условиями $\partial \varphi / \partial \vec{n} = 0$ на изолированных поверхностях (на части поверхности ванны, которая не контактирует с дугой). Окончательно значения вектора электромагнитной силы \vec{F} можно рассчитать по соотношению (пренебрегая потенциальной составляющей и оставляя только вихревую):

$$\vec{F} = -\mu \mu_0 \frac{H^2}{r} \vec{e}_r, \quad (8)$$

где H_φ – угловая составляющая вектора напряженности магнитного поля; \vec{e}_r – единичный вектор вдоль оси r .

Форму сварочной ванны приближали наклонным сжатым с боков параболоидом (угол отклонения от направления оси z составлял от 5 до 10 градусов, соотношение постоянных коэффициентов в уравнении 1/4). Такое приближение используется довольно часто [6–8]. На рис.1 представлена форма сварочной ванны. Пятно на поверхности ванны – зона контакта дуги с ванной. В этой зоне скалярный электрический потенциал отличный от нуля. Уравнения (1)–(8) были записаны в цилиндрической системе координат. Уравнения гидродинамики (1)–(2) решались в трехмерной постановке. Уравнения электромагнитного поля (3)–(8) решались с использованием методики, приведенной в [9]. Характерный диаметр ванны на основании значения числа Бонда для сварки и наплавки сталей [6] принят равным 10мм.

На рис. 2 представлено изображение расчетной области, которая использовалась в расчетах, стрелками показаны проекции барицентрических скоростей на секущую поверхность. Сварочная ванна на этом рисунке ориентирована так, что хвостовая часть находится справа. Это соответствует

наплавке справа налево. Видим, весь объем ванны втягивается в циркуляционное движение: на поверхности от границ в направлении электрода, потом вниз до дна и на дне от электрода в направлении стеной ванны. Образуется глобальный тороидальный вихрь.

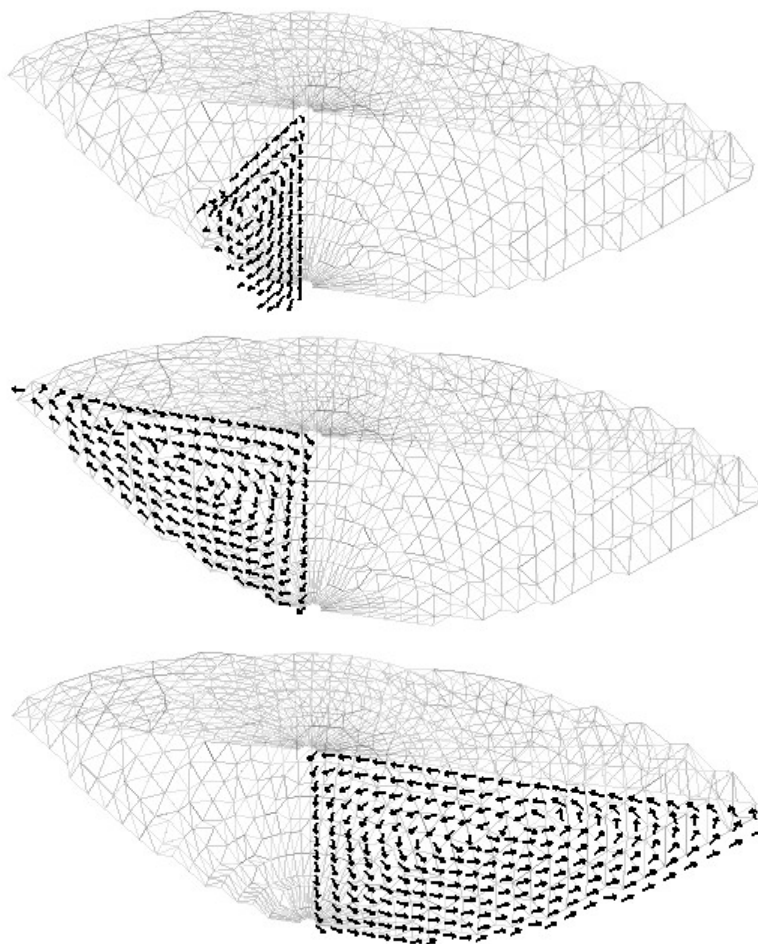


Рис. 2. Проекция скоростей движения в разных сечениях по углу

Проанализируем движение среды в поперечных сечениях. На рис.3 представлены проекции вектора скорости среды на секущую плоскость.

Как видим, на поверхности сварочной ванны потоки, которые возвращаются от дна, направлены к электроду. Самыми лучшими местами ввода порошкового материала представляются зоны слева и справа по ходу наплавки. Дисперсные частицы, введенные в этих зонах, быстро попадают в нисходящий поток в центре и втягиваются в глобальный вихрь. В средней и донной частях ванны наблюдается обратное по отношению к поверхности движение среды. При уменьшении пятна контакта дуги с поверхностью ванны меняются распределения величин, характеризующих электромагнитное поле и, соответственно, меняется гидродинамическая картина. На рис.4 представлены проекции вектора скорости среды (расплава) на секущую плоскость для расчета з уменьшенным пятном контакта.

Уменьшение пятна контакта приводит к более ламинарному поведению среды в местах объединения потоков от головной и хвостовой частей ванны. Следует отметить, что размер пятна контакта дуги с поверхностью расплава можно изменять в небольшом диапазоне, так как он меняет и размер непосредственно сварочной ванны (т.к. электрический ток является также источником нагрева среды). В целом характер циркуляционных процессов хорошо коррелирует с экспериментальными данными из работы [6].

Результаты моделирования были использованы при разработке технологии восстановительной наплавки с внесением в качестве модифицирующей шихты порошков диоксида и карбида кремния размером частиц не более 200мкм. Анализ микроструктур свидетельствует о положительном влиянии магнитного поля на кристаллизацию наплавленного металла (рис. 5, а, б). Вследствие интенсивного перемешивания при наложении магнитного поля феррито-перлитные зерна имеют разориентированную направленность. Кроме того, наплавленный металл имеет очень мелкую структуру - балл зерна наплавленного металла составляет 10...12. Это объясняется влиянием магнитной индукции и присутствием нерасплавившихся частиц диоксида и карбида кремния, которые достаточно равномерно распределены в наплавленном металле.

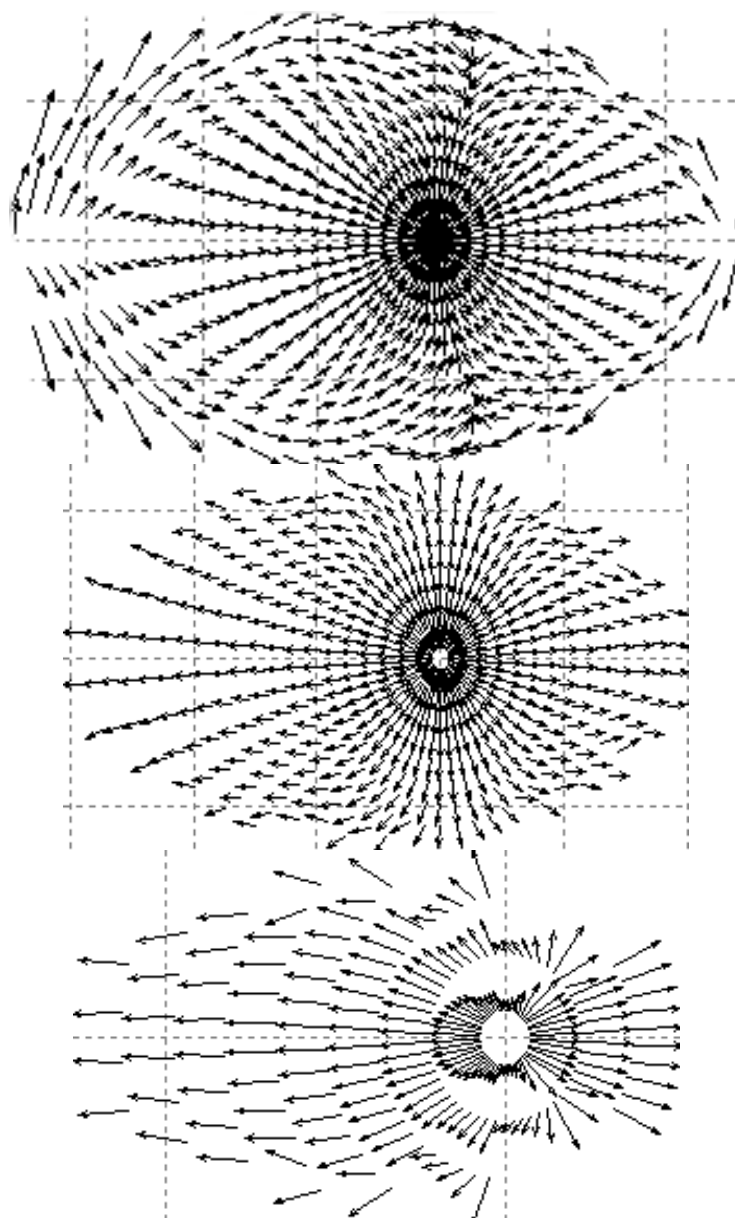


Рис. 3. Проекция скоростей движения в разных сечениях по высоте

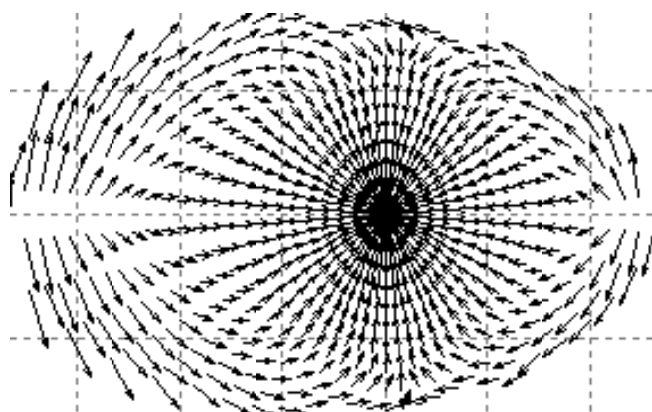


Рис. 4. Проекция скоростей движения на поверхности ванны

Таким образом, моделирование гидродинамических процессов, происходящих в сварочной ванне при наложении внешнего магнитного воздействия, дало возможность определить характер циркуляционных процессов и рациональные места оптимального ввода дисперсной легирующей шихты. Это позволило предотвратить полное расплавление вносимых компонентов и достичь равномерного распределения по наплавленному металлу дисперсных частиц, выступивших в роли модификаторов. В случае подачи легирующей шихты со смещением относительно оси дуги 4...6мм достигнуто измельчение зерна наплавленного металла с 6...8 до 10...12 баллов.

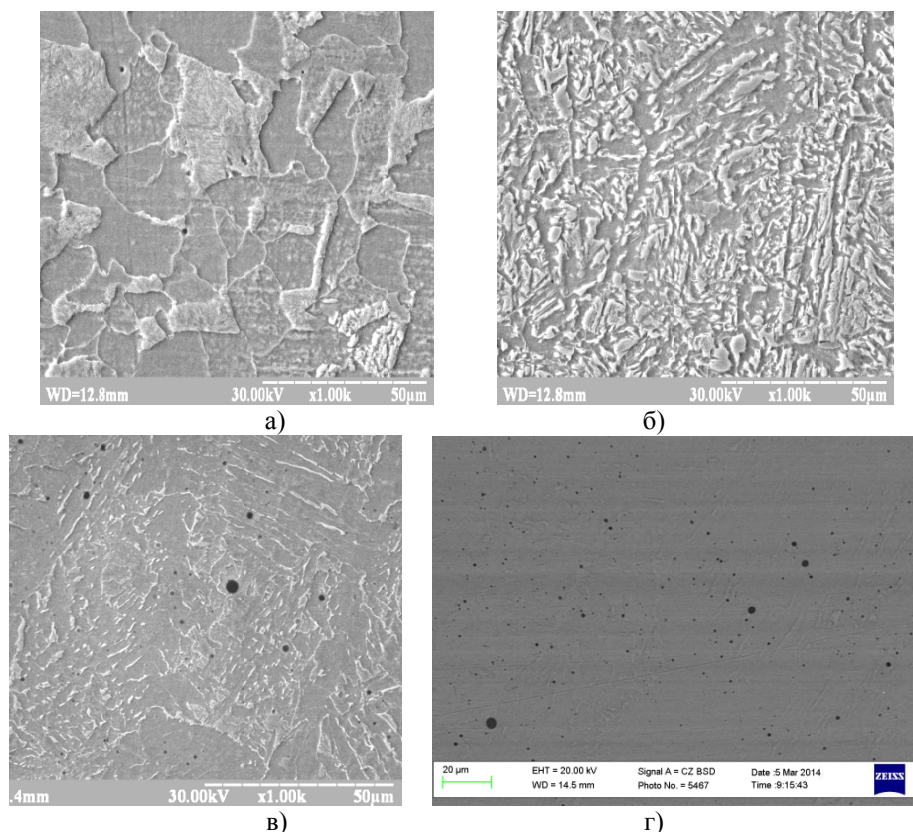


Рис. 5. Структура наплавленного металла: а – основной металл; б – ЗТВ; металл, наплавленный с введением порошкообразных SiO_2 (в, x1000) и SiC (г)

Литература.

1. Рябцев И.А., Сенченков И.К. Теория и практика наплавочных работ.- К.: «Екотехнологія», 2013.- 400 с.

2. Гринберг Н.А., Арабей А.Б. Износостойкие наплавочные и композиционные материалы для упрочнения трущихся поверхностей в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания // Сварочное производство, 1992.- №5.- С.7 - 9.
3. Чигарев В.В., Малинов В.Л. Выбор экономнолегированных наплавочных материалов для различных условий ударно-абразивного воздействия // Автомат.сварка. – 2000. – №5. – С.58-60.
4. Размышляев А.Д. Магнитное управление формированием валиков и швов при дуговой наплавке и сварке: [монография] / А.Д.Размышляев, М.В.Миронова.- Мариуполь: ПГТУ, 2009. – 196 с.
5. Ришов Р.М. Магнітне керування якістю зварних з'єднань/ Р.М.Ришов, В.Д.Кузнецов.- К.: Екотехнологія, 2010.- 288 с.
6. Размышляев А. Д. Магнитное управление формированием швов при дуговой сварке. Монография. — Мариуполь : Из-во ПГТУ, 2000. — 245 с.
7. Моделирование течения и структуры кристаллизации при дуговой сварке неплавящимся электродом в защитных газах / В. Павлык, У. Дилтай // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах. — Сборник трудов международной конференции (16–20 сентября 2002 г.). — ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. — Киев. — 2002. — С. 61–68.
8. Модель процессов тепло-, массо- и электропереноса в анодной области и столбе сварочной дуги с тугоплавким катодом / И. В. Кривцун, В. Ф. Демченко, И. В. Крикент // Автомат.сварка, 2006. — №6. — С. 3–11.
9. Влияние постоянного тока на характер массопереноса в металлическом расплаве установки ковш-печь. Часть 1. Действие электромагнитных сил/ В. П. Пиптюк, И. В. Крикент, С. Е. Самохвалов, И. А. Павлюченков, С. В. Греков, А. В. Чичерин, Р. Р. Гнып // Теория и практика металлургии, 2007.— №2–3. — С. 60–65.

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЗОСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

А.Н. Плаксин, аспирант, Д.А. Чинахов, к.т.н., доцент

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 8(38451) 6-26-83

E-mail: ap-1986@mail.ru

На данный момент состояние российской промышленности, выработало свой ресурс основного оборудования и металлоконструкций, и требует незамедлительного решения вопросов в сфере безопасности. От промышленной безопасности зависит состояние защищенности жизненно важных личностных интересов и общества от аварий, то есть от обрушения конструкции, технических устройств, особенно велик объем их применения в энергетической, газовой, химической, нефтехимической промышленности. Опыт эксплуатации таких систем показывает, что наибольшая опасность исходит от некачественных сварных соединений [1, 2, 3].

В последние годы в мировой практике возрастает использование азотсодержащих сталей (07X21Г7АН5, 12X17Г9АН4, 12X18АГ18Ш и др). Азот в сочетании с хромом придает этим сталям целый спектр уникальных характеристик - таких как высокая коррозионная стойкость в большинстве агрессивных промышленных и природных сред, в том числе в морской воде, а также немагнитность при высоком уровне прочности, пластичности и ударной вязкости и может быть широко использована в энергетике, судостроении, атомной и нефтегазовой промышленности, оборонной технике и других отраслях промышленности. Широкое применение этих сталей в промышленности позволит повысить эксплуатационные свойства металлоконструкций и их конкурентоспособность на мировом рынке [4, 5, 6, 7, 8].

Аустенитные стали характеризуются высокими уровнями трещиностойкости, хладостойкости, хорошо свариваются, имеют высокие пластические свойства, что способствует их широкому использованию в ответственных конструкциях, в том числе и в области ядерной энергетики, где эта сталь является основным материалом, так называемых внутрикорпусных устройств, работающих при высоких радиационных облучениях. Такие стали обладают высокими физико-механическими свойствами, стабильной структурой вплоть до температуры около 800 °С.

Указанная стабилизация не является абсолютно неуязвимой. В частности, длительный нагрев аустенитной стали в температурном интервале приблизительно 500...900 °С способствует так называемому аустенитно-ферритному превращению с сопутствующим образованием карбидов, интерметаллидов и т. п., приводящему к достаточно резкому изменению свойств стали, особенно стойкости в агрессивных средах и склонности к хрупкому разрушению. Температурные условия сварочного нагрева в определенной степени могут вызывать сенсбилизацию (повышение склонности) аустенитной стали к коррозионным и хрупким разрушениям [9, 10].

Подобным фактором, снижающим стабильность аустенитной микроструктуры, является радиационное облучение конструктивных элементов из аустенитной стали, что весьма характерно для внутри-корпусных устройств современных ядерных реакторов [10, 11].

Сегодня для изготовления бандажей роторов современных турбогенераторов, достигающих единичной мощности 1000...1200 МВт, используют аустенитную хромомарганцевую сталь Р900 (12Х18АГ18Ш) со сверхравновесной концентрацией азота [12-18].

Новая сталь имеет высокие значения прочности и вязкости разрушения, стойкостью к локальной коррозии и коррозионному растрескиванию.

Сведения о коррозионной стойкости хромомарганцевых сталей весьма ограничены [12]. Разрушение бандажей, изготовленных из стали Р900, на сегодня не зарегистрировано, однако известны случаи их коррозионно-механических повреждений.

Цель данной работы – анализ существующих способов получения коррозионностойких сварных соединений азотосодержащих сталей.

Одной из основных задач сохранности работоспособности металлоконструкции является эффективная защита металла сварного шва и околошовной зоны от воздействия агрессивной коррозионной среды. При неблагоприятных условиях эксплуатации без применения мер по защите, коррозия может возникнуть уже через год после ввода металлоконструкции в эксплуатацию. Опасность коррозионного разрушения сварного шва и околошовной зоны обусловлена снижением их специальных свойств по сравнению с основным материалом [8].

Существует несколько способов сварки таких видов сталей: дуговая, лазерная, светолучевая сварки и др.

Применение дуговой и лазерной сварки ведет к значительному перегреву сварочной ванны и, следовательно, к потерям легкоиспаряющихся элементов, в данном случае марганца. Поэтому не представляется возможным получать соединения, равнопрочные основному металлу [19].

При аргонодуговой сварке концентрация марганца в шве снижается на 5 % от исходного уровня. Снижение его содержания объясняется большим перегревом сварочной ванны и ее интенсивным перемешиванием под действием давления дуги. При сварке наблюдается повышение микротвердости, что свидетельствует о низкой пластичности металла шва и более высоком уровне остаточных напряжений. Происходит образование трещин и ослабление сварного шва [19].

Перспективным источником энергии для сварки таких сталей на сегодняшний день является светолучевая сварка. Сравнительно более низкая плотность теплового потока в пятне нагрева, незначительное механическое воздействие на сварочную ванну и отсутствие ее интенсивного перемешивания позволяют снизить нагрев жидкого металла и свести к минимуму потери марганца. Кроме того, к преимуществам светового луча относятся отсутствие электрического поля и незначительная ионизация газов в зоне сварки, что снижает растворение вредных газов в металле шва [20]. Особенностью сварки световым лучом является то, что в широком диапазоне параметров без применения присадочных материалов швы формируются заподлицо с основным металлом и не содержат подрезов и ослаблений.

При светолучевой сварке потерь марганца не происходит, а даже на 1–3 % увеличивается его содержание в шве по сравнению с основным металлом. Рост содержания марганца связан с его диффузией в высокотемпературную область и минимальным испарением. При светолучевой сварке уровень микротвердости шва близок к основному металлу [19].

В настоящее время существует целый ряд способов и устройств, которыми пытаются защитить сварной шов и зону термического влияния от коррозионного разрушения. Однако ни одна из применяемых технологий не дает достаточной гарантии получения сварного шва идентичного по свойствам с основным материалом и обеспечения требуемой надежности защиты зоны сварного шва от коррозии. Вопрос о разработке эффективной технологии получения коррозионностойких сварных соединений азотосодержащих сталей остается актуальным.

Литература.

1. Н. Е. Никитина. Акустоупругость. Опыт практического применения. – Н. Новгород: ТАЛАН, 2005. 208с.
2. Горшков А. С., Медведский А. Л., Рабинский Л. Н. и др. Волны в сплошных средах. М.: Физматлит, 2004. 472 с.
3. Занковец, П. В. Анализ состояния качества и конкурентоспособности сварочной продукции. Стратегические и тактические методы и средства обеспечения качества сварных изделий / П. В. Занковец // Сварка и родственные технологии. Проблемы и пути обеспечения качества: сб. докладов IV Межд. симпозиума. – Минск, 30.03.2005. – С. 8 – 13.
4. Шпайдель М. О. Новые азотосодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 11 (605). 16 ISSN 1994-6716 Вопросы материаловедения, 2009, № 3(59).
5. По пути созидания. Ч. II / Под ред. акад. РАН И. В. Горынина / Сб. исторических очерков о научном вкладе института в развитие отечественной промышленности. – СПб: «ЦНИИ КМ “Прометей”», 2009. – 239 с.
6. Сварка и свариваемые материалы: В 3-х т. Т. 1. Свариваемость материалов: справ. изд. / под ред. Э.Л. Макарова. – М.: металлургия, 1991 – 528 с.
7. Катада Э., Ванищцу Н., Бабак Х. Стали с повышенным содержанием азота, разработанные в национальном институте материаловедения // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 11 (605).
8. Коджаспиров Г. Е., Сулягин Р. В., Карьялайнен Л. П. Влияние температурно-деформационных условий на упрочнение и разупрочнение азотсодержащих коррозионно-стойких сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – №11 (605).
9. Риск образования карбидов и σ -фазы при сварке высоколегированных хромоникелевых сталей / В. И. Махненко, С. С. Козлитина, Л. И. Дзюбак, В. П. Кравец // Автомат. сварка. — 2010. — № 12. — С. 7 – 10 .
10. Сварные конструкции из аустенитной стали типа 10X18H10T в условиях радиационного распухания / В. И. Махненко, О. В. Махненко, С. С. Козлитина, Л. И. Дзюбак // Автомат. сварка. – 2012. - №2. – С. 7 – 12.
11. Механические свойства аустенитных сталей при нейтронном облучении, влияние различных факторов / И. П. Курсевич, Б. З. Марголин, О. Ю. Прокошев, В. И. Кононов // Вопр. материаловедения. — 2006. — № 4. – С. 55-68.
12. А. И. Балицкий, И. Ф. Костюк, О. А. Крохмальний. Физико – механическая неоднородность сварных соединений высокоазотистых хромомарганцевых сталей и их коррозионная стойкость. // Автоматическая сварка № 2 – 2003 С. 28 – 31.
13. Технология ЭШП высокоазотистой стали 12X18Ag18 и слитки массой 18 т / Г. Г. Куткин, Л. М. Васильев, И. М.Зуев и др. // тез. докл. I Всесоюзная. конф. по высокоазотистым сталям (Киев, 18 – 20 апр. 1990 г.). – Киев, 1990. – С. 8.
14. Особенности электрошлакового переплава и свойства высокопрочной бандажной стали / А. И. Балицкий, В. И. Похмурский, А. С. Волков и др. // Проблемы корозії і протикорозійного захисту матеріалів: Матеріали 4 - і міжнарод. конф. - виставки Корозія - 98 (Львів, 9 - 11 черв. 1998 р.). - Львів, 1998. - С. 151 - 154.
15. Электрошлаковый металл / Б. И. Медовар, Л. М. Ступак, Г. А. Бойко и др. / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. – Киев: Наук, Думка, 1981. – 680 с.
16. Влияние состава флюсов и газовой атмосферы на поглощение азота сталями и сплавами при индукционном и дуговом плавлении / Б. И. Медовар, Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин и др. // Пробл. спец. Электрометаллургии. – 1995. - №3. – С. 6 – 14. , так и традиционным сталям 60X3Г8H8B и 40X4Г18.
17. Пахуридзе В. Н. Чекотило Л. В. Методы изготовления бандажных колец роторов турбогенераторов (краткий обзор) // Спец. Электрометаллургия. – 1974. – 27. – С. 51 – 58.
18. Пахуридзе В. Н. Чекотило Л. В. Легирование аустенитных сталей 60X3Г8H8B и 40X4Г18 азотом в процессе ЭШП // Пробл. спец. электрометаллургии. – 1975. – 1. – С. 40 – 45.
19. М. И. Опарин, В. А. Фролов, А. Н. Свободов, В. С. Мамаев, Н. С. Пронин. Сварка высокомарганцевистых сталей световым лучом // Сварочное производство. 1990. №8. С. 2–3.
20. Опарин М. И., Фролов В. А., Пронин Н. С. Новое в области сварки световым лучом дуговых ксеноновых ламп // Повышение качества и эффективности сварочного производства на предприятиях города Москвы. М.: МДНТП им. Ф. Э. Дзержинского, 1987. С. 17–22.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА АМГ2М, ПОЛУЧЕННЫХ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ И ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

А.Г. Покляцкий, к.т.н., с.н.с., И.Н. Клочков, к.т.н., с.н.с., С.И. Мотрунич, инж.

*Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
03680, Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11, тел. (044) 205-20-88
E-mail: klochkov@paton.kiev.ua*

Введение

Снижение металлоемкости изделий и повышение их ресурсных и эксплуатационных характеристик является одним из важнейших направлений развития науки и техники. Решение этой задачи неразрывно связано с использованием алюминиевых сплавов, отличающихся высокой удельной прочностью, значительной коррозионной стойкостью, высоким сопротивлением повторным нагрузкам и малой скоростью распространения усталостных трещин [1, 2].

Для получения неразъемных соединений алюминиевых сплавов в большинстве случаев применяются традиционные методы сварки плавлением. При этом в швах формируется литая крупнокристаллическая структура, и часто появляются дефекты в виде пор и макровключений оксидной плены, обусловленные расплавлением и последующей кристаллизацией металла [3-6]. В результате физико-механические свойства неразъемных соединений снижаются, что может привести к ухудшению работоспособности и сокращению сроков эксплуатации сварных конструкций [5, 7, 8].

Поэтому целесообразно использовать технологии получения неразъемных соединений, позволяющие избежать проблем, обусловленных высокотемпературным нагреванием металла в зоне сварки, его плавлением и кристаллизацией, а также формированием крупнокристаллической структуры швов. Одним из низкотемпературных способов получения неразъемных соединений в твердой фазе без расплавления основного материала является сварка трением с перемешиванием [9-11].

Проведенные зарубежными специалистами исследования показали, что применение сварки трением с перемешиванием способствует формированию мелкокристаллической структуры швов, снижению уровня разупрочнения металла в зоне сварки и повышению механических характеристик соединений как при статических, так и циклических нагрузках [12-14].

Цель данной работы – исследовать структурные особенности и оценить прочность и характеристики сопротивления усталости сварных соединений сплава АМг2М, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом и трением с перемешиванием.

Методика проведения исследований

Листы сплава АМг2М толщиной 2 мм сваривали автоматической аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) со скоростью 20 м/ч от установки MW-450 («Fronius», Австрия) на токе 145 А, используя в качестве присадки полосу основного материала. Сварку трением с перемешиванием (СТП) осуществляли на лабораторной установке, сконструированной в ИЭС им. Е.О. Патона. Скорость вращения инструмента составляла 1420 об/мин, а скорость линейного перемещения его вдоль стыка – 20 м/ч. Для получения стыковых соединений использовали инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм. При этом ширина швов, полученных неплавящимся электродом, составляла в среднем 6,5 мм, а сваренных трением с перемешиванием, – 3,5 мм (при ширине зоны термомеханического воздействия с лицевой стороны шва около 12 мм).

Из полученных сварных соединений в соответствии с ГОСТ 6996-66 изготавливали образцы с шириной рабочей части 15 мм для определения их предела прочности при одноосном растяжении. Ширина рабочей части образцов для определения характеристик сопротивления усталости составляла 25 мм. При этом на образцах, выполненных сваркой плавлением, производили механическую зачистку проплавов швов заподлицо с основным материалом, как это принято при изготовлении большинства конструкций ответственного назначения.

Для точного определения места разрушения образцов производили их химическую обработку. После обезжиривания органическим растворителем и травления в 10%-ном растворе едкого натра при температуре 50°C в течение 2 минут образцы осветляли в 30%-ном растворе азотной кислоты в течение 5 мин, промывали и сушили. Механические испытания образцов осуществляли на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25. Циклические испытания проводили при осевых нагрузках по синусоидальному циклу с коэффициентом $R_{\sigma} = 0,1$ и частоте 15 Гц до полного разрушения образцов. При одних и тех же условиях испытывали серию из 5-7 однотипных образцов. Экспериментальные данные усталостных испытаний обрабатывались методами линейного регресси-

онного анализа, общепринятыми для такого рода исследований. По результатам проведенных усталостных испытаний для каждой серии образцов на основе установленных ограниченных пределов выносливости строилась соответствующая кривая усталости – линия регрессии в координатах $2\sigma_a - \lg N$.

Для исследования микроструктуры полученных сварных соединений использовали оптический микроскоп МИМ-8М. Поперечные шлифы соединений предварительно подготавливали с помощью электролитического полирования и дополнительного травления их в растворе хлорной, азотной и плавиковой кислот.

Результаты исследований и их обсуждение

Проведенные металлографические исследования поперечных сечений соединений, выполненных сваркой плавлением и в твердой фазе, свидетельствуют о существенных различиях в их структуре. Металл шва, полученного аргонодуговой сваркой, представляет собой сформировавшиеся в процессе кристаллизации расплава дендриты, размер которых в центральной его части не превышает 0,05-0,10 мм, а вблизи границы сплавления с основным материалом достигает 0,15 мм. В зоне термического влияния на прилегающих ко шву участках происходят структурные изменения, обусловленные главным образом частичным оплавлением зерен вследствие высокотемпературного нагрева.

Процесс сварки трением с перемешиванием объединяет целый комплекс взаимосвязанных явлений, обуславливающих структурные особенности различных участков сварных соединений. Прежде всего, это интенсивное локальное тепловыделение на поверхностях трения, быстрый нагрев и охлаждение небольших объемов металла в замкнутом пространстве под большим давлением, перемещение нагретого до пластического состояния металла по сложной траектории, пластическая деформация в микрообъемах металла, рекристаллизация, диффузия, механическое дробление составляющих частиц, интенсивное перемещение дислокаций, мгновенное образование неразъемного соединения позади инструмента и т. п. Формирование шва при сварке трением с перемешиванием происходит в твердой фазе без расплавления основного материала, и механизм этого процесса существенно отличается от сварки плавлением. В зоне образования неразъемного соединения вращающийся инструмент нагревает определенный объем металла до пластического состояния. При движении инструмента вдоль стыка впереди его наконечника со стороны набегания инструмента, где направления векторов вращения и линейного перемещения его совпадают, возникает зона избыточного давления. Из нее пластифицированный металл, перемещающийся как в вертикальном, так и в горизонтальном направлениях, вытесняется к стороне отхода инструмента, где выше упомянутые вектора имеют противоположные направления, и устремляется в освобождающееся позади наконечника инструмента пространство, формируя центральную часть (ядро) шва. При этом под воздействием высокого давления происходит интенсивная пластическая деформация, вызывающая существенные изменения в пластифицированном металле – деформирование и дробление зерен и интерметаллидных включений. В результате в ядре шва формируется мелкокристаллическая (3-5 мкм) структура с дисперсными (в 5-7 раз меньшими, чем в основном материале) интерметаллидными включениями. А в зоне термомеханического влияния – смешанная, состоящая из мелких равноосных и удлинённых деформированных зерен, ориентированных вдоль траектории перемещения инструмента.

Непосредственно под рабочей поверхностью бурта в процессе сварки также происходит перемещение достаточно тонкого (0,1-0,2 мм) слоя пластифицированного металла, что приводит к изменению его структурного состояния – деформированию, переориентированию и измельчению зерен. Близлежащие к перемешиваемому металлу зерна вытягиваются и искривляются в направлении его перемещения. При этом со стороны набегания инструмента они располагаются практически параллельно стыку. В шве и зонах термомеханического воздействия, сформировавшихся непосредственно под буртом инструмента, происходит измельчение зерен, но четкая ориентация их отсутствует.

В результате проведенных механических испытаний установлено, что при статическом одноосном растяжении разрушение всех образцов сварных соединений, как полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (с усилением шва и без него), так и трением с перемешиванием, происходит по основному материалу за пределами зоны термического влияния. Поэтому предел прочности таких соединений находится на уровне предела прочности листов основного материала (170 МПа). При этом угол загиба образцов основного материала пластичного низколегируемого сплава АМг2М и его сварных соединений составляет 180 градусов.

При циклических нагрузках в образцах сварных соединений, выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом зарождение усталостных трещин происходило в месте максимальной концентрации напряжений в зоне сплавления шва с основным материалом. Отсутствие уси-

ления шва на образцах, сваренных трением с перемешиванием, позволяет избежать высокой концентрации напряжений в месте сопряжения шва с основным материалом. Однако в них наблюдается геометрическая неоднородность у края зоны термомеханического воздействия, которая образуется вследствие погружения бурта инструмента в свариваемый металл на глубину 0,10-0,15 мм. Поэтому зарождение усталостных трещин в образцах таких сварных соединений в большинстве случаев происходит именно в этом месте, хотя в некоторых случаях они разрушаются по основному материалу. Последние результаты в расчет не принимали и анализировали только показатели, полученные в случае разрушения образцов у зоны термомеханического влияния.

В результате проведенных исследований установлено, что сварные соединения, полученные в твердой фазе трением с перемешиванием, имеют циклическую долговечность близкую к основному материалу (рис. 1). Их характеристики сопротивления усталости находятся выше значений для соединений, выполненных АДСНЭ, во всей области долговечностей $10^5 \dots 2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений, а ограниченный предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов составляет 110 МПа, что всего на 5% ниже, чем для основного материала. К снижению долговечности сварных соединений, выполненных АДСНЭ, более чем в 2 раза приводят, главным образом, высокая концентрация действующих напряжений, обусловленная геометрическими параметрами шва, и остаточные сварочные напряжения.

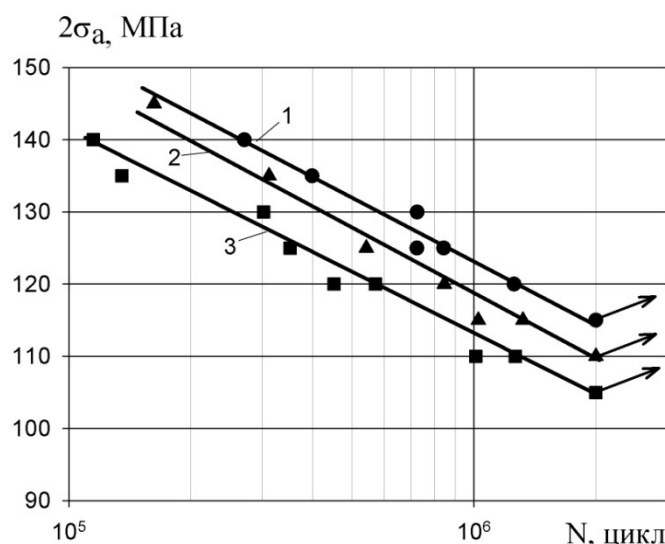


Рис. 1. Кривые усталости основного материала (1) и сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием (2) и неплавящимся электродом (3)

Выводы

1. Металл шва, полученного аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом, имеет крупнокристаллическую структуру с размером дендритов 0,05-0,15 мм. При этом в зоне термического влияния на прилегающих ко шву участках происходят структурные изменения, обусловленные главным образом частичным оплавлением зерен вследствие высокотемпературного нагрева.

2. При сварке трением с перемешиванием в результате интенсивной пластической деформации в центральной части шва формируется мелкокристаллическая структура с размером зерен и интерметаллидных включений в 5-7 раз меньшим, чем в основном материале, а в зоне термомеханического воздействия – смешанная структура, состоящая из мелких равноосных и удлиненных деформированных зерен, ориентированных вдоль траектории перемещаемого инструментом металла.

3. Образцы сварных соединений, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом и трением с перемешиванием, при статическом одноосном растяжении разрушаются по основному материалу за пределами зоны термического влияния и имеют предел прочности на уровне 170 МПа.

4. Экспериментально путем получения характеристик сопротивления усталости обоснована эффективность применения процесса СТП вместо АДСНЭ для изготовления из алюминиевого сплава АМг2М конструкций, работающих в условиях переменных нагрузок. Показано, что долговечность стыковых соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, практически достигает

уровня основного материала, тогда как для соединений, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом, она почти в 2 раза ниже.

Литература.

1. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы: Справочник / Под ред. И.Н. Фридляндера. – Киев: Коминтех, 2005. – 365 с.
2. Ищенко А.Я., Лабур Т.М. Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов. – Киев: Наук. думка, 2013. – 416 с.
3. Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением / А.В. Лозовская, А.А. Чайка, А.А. Бондарев и др. // Автоматическая сварка. – 2001. – №3. – С. 15-19.
4. Покляцкий А.Г., Гринюк А.А. Влияние параметров асимметричного и модулированного токов на качество сварных соединений алюминиевых сплавов / Автоматическая сварка – 2001. – №7. – С. 33-37.
5. Склонность легких сплавов к образованию окисных включений при сварке / Сушков В.Н., Скачков Ю.Н., Новиков О.М. и др. // Сварочное производство – 1975. – № 5. – С. 23-25.
6. Покляцкий А.Г. Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов (Обзор) / Автоматическая сварка. – 2001. – №3. – С. 38-40.
7. Макаров И.И., Волынский В.Н., Прохоров Н.Н. Влияние пор и оксидных включений на прочность сварных соединений сплава АМг6 / Автоматическая сварка. – 1976. – №4. – С. 27-30.
8. Лабур Т.М., Ищенко А.Я., Покляцкий А.Г. Влияние включений оксидной пленки на характеристики сопротивления разрушению сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 НПП при низких температурах / Автоматическая сварка. – 1990. – №12. – С. 59-60.
9. Kumagai M., Tanaka S. Application of Friction Stir Welding to Welded Construction of Aluminium Alloys / Journal of Light Metal Welding and Construction. – 2001. – №1. – P. 22-28.
10. Analysis of friction stir welds using thermocouple measurements / S.G. Lambrakos, R.W. Fonda, J.O. Milewski, J.E. Mitchell // Science and Technology of Welding and Joining. – 2003. – №5. – P. 385-390.
11. Покляцкий А.Г. Особенности распределения температур в тонколистовом алюминиевом сплаве АМг5М при сварке трением с перемешиванием / Автоматическая сварка. – 2011. – №8. – С. 48 – 51.
12. Larsson H., Karlsson L., Svensson L. Friction Stir welding of AA5083 and AA6082 aluminium alloys / Svetsaren. – 2000. – №2. – P. 6-10.
13. Sato Y. Relationship between Mechanical Properties and Microstructure in Friction Stir Welded Al alloys / Journal of the Japan Welding Society. – 2002. – №8. – P. 33-36.
14. Shibayanagi T. Microstructural aspects in friction stir welding / Journal of Japan Institute of Light Metals. – 2007. – №9. – P. 416-423.

ОБ ОПТИМАЛЬНОСТИ УСТРОЙСТВ ВВОДА ПОПЕРЕЧНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ПРОЦЕССАМ ДУГОВОЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ

А.Д. Размышляев, д.т.н., проф., М.В. Агеева, к.т.н., доц.,*

*ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, Украина
87500, Украина, г. Мариуполь, ул. Анатова, 115. Тел. 38 (0629) -333941*

**Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск, Украина
84313, Украина, Донецкая обл., г. Краматорск, ул. Шкадинова, 72, +38 (097) -2174719*

E-mail: marinamykyta@rambler.ru

Особенности процесса электродуговой наплавки с воздействием продольного магнитного поля

Эффективность применения дуговой наплавки под флюсом повышается интенсифицированием процесса расплавления электродной проволоки и уменьшением глубины и площади проплавления основного металла, уменьшением доли участия основного металла в наплавленном. Для этих целей перспективным является использование внешних продольных магнитных полей (ПРМП).

Исследования, проведенные рядом авторов, показали, что применение ПРМП при сварке позволяет управлять геометрическими размерами шва [1], измельчать структуру сварного шва и повышать его служебные характеристики [2-4]. Анализ литературных данных показал, что воздействием ПРМП возможно повышение эффективности дуговой наплавки под флюсом за счет увеличения коэффициента расплавления проволоки [5] и уменьшения размеров зоны проплавления основного металла [1, 6,7]. Однако особенности плавления электродного и основного металлов, которые практически всегда являются ферромагнетиками, в настоящее время не исследованы. Не установлено влияние частоты ПРМП и магнитных свойств электродных проволок на коэффициент их расплавления.

Для создания ПРМП использовали устройство (рис. 1), состоящее из катушки (2) с числом витков 144 из медного изолированного провода диаметром 2 мм и сердечника из стали - Ст.3 (3). Сварочная проволока (1) проходила через мундштук, расположенный в отверстии сердечника.

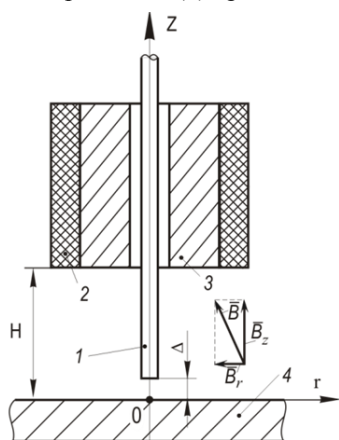


Рис. 1. Схема для измерений компонент индукций B_z и B_r ПРМП в зоне под торцом электрода: 1 – сварочная проволока; 2 – катушка; 3 – сердечник, 4 – пластина

Расстояние от плоского торца электрода (1) до пластины (4) составляло $\Delta = 5$ мм при расстоянии от нижнего торца катушки до пластины $H = 35$ мм. Для изучения индукции ПРМП в зоне капли и дуги проводились измерения радиальной B_r и продольной B_z компонент индукции миллитесламетром типа ЭМ-4305 с датчиком Холла с измерительной базой 1x1 мм.

Расчетно-экспериментальным путем впервые показано [8], что при дуговой наплавке и сварке капля на торце ферромагнитного электрода вращается под действием электромагнитной силы, образованной взаимодействием радиальной компоненты индукции ПРМП B_r с осевой компонентой плотности тока в этой капле (j_z).

Для определения коэффициента расплавления электродной проволоки (α_p) при дуговой наплавке под флюсом в ПРМП выполняли экспериментальные наплавки на обратной и прямой полярности проволоками сплошного сечения Св-08А (аналог - RRSD10 (C10W), DIN 17145), Св-08Г2С (аналог - G3Si1, EN 440 или SG

2, DIN 8559), Нп-30ХГСА (аналог - UP (MSG) 1 - GZ (GW)-250-P, DIN 8555) (ферромагнетики) диаметром 4 мм под флюсом АН-348А, а также порошковой проволокой ПП-12Х13 диаметром 3,6 мм под флюсом АН-26, широко используемых для наплавки роликов МНЛЗ с целью повышения их износостойкости. Наплавку осуществляли на пластины из малоуглеродистой стали толщиной 20 мм на режимах (устанавливаемых предварительно до воздействия ПРМП) при использовании проволоки сплошного сечения: $I_n = 500 \dots 530$ А; $U_d = 30 \dots 32$ В; при использовании порошковой проволоки: $I_n = 380 \dots 410$ А; $U_d = 28 \dots 30$ В. Скорость наплавки $V_n = 30$ м/ч сохраняли неизменной при выполнении всех наплавов. Оценку повышения коэффициента расплавления электродной проволоки α_p при воздействии ПРМП определяли по стандартной методике (методом взвешивания).

Экспериментально установлено, что коэффициент расплавления электродной проволоки из ферромагнитного материала увеличивается при воздействии постоянного ПРМП на 30 %, а при воздействии ПРМП частотой 50 Гц на 22 % (рис. 2). При увеличении частоты до 4...6 Гц эффект повышения α_p снижается и несколько возрастает при дальнейшем увеличении частоты поля до 50 Гц (рис. 3).

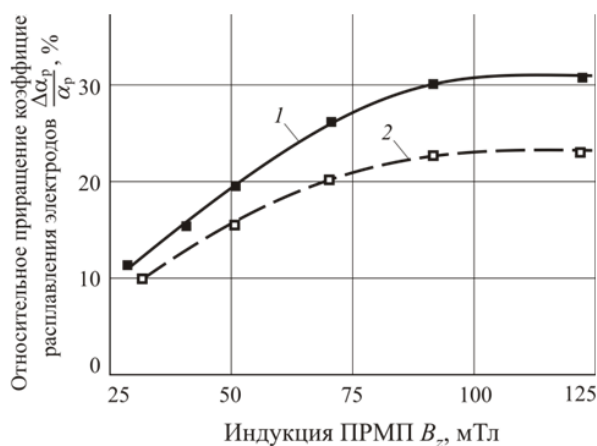


Рис. 2. Влияние продольной компоненты индукции (B_z) ПРМП на относительное приращение ($\Delta\alpha_p/\alpha_p$) коэффициента расплавления электродной проволоки Св-08А: 1 – постоянное ПРМП; 2 – ПРМП частотой $f = 50$ Гц

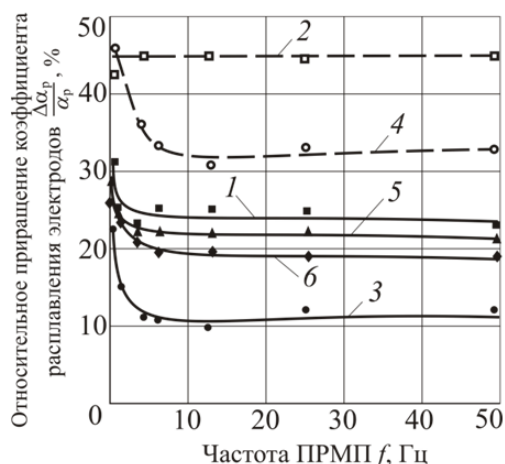


Рис. 3. Влияние частоты ПРМП на относительное приращение ($\Delta \alpha_p / \alpha_p$) коэффициента расплавления электродов: 1, 3, 5 – обратная полярность; 2, 4 – прямая полярность; 1, 2 – Св-08А; 3, 4 – ПП-12Х13; 5 – Св-08Г2С; 6 – Нп-30ХГСА

постоянном токе обратной полярности проволокой Св-08А (ферромагнетик) диаметром 4 мм на пластины из малоуглеродистой стали толщиной 20 мм под флюсом АН-348А с воздействием ПРМП на режиме: $I_n = 500 \dots 550$ А, $U_d = 30 \dots 32$ В, $V_n = 27$ м/ч. Наплавку осуществляли с воздействием постоянного и знакопеременного ПРМП частотой 50 Гц. Во всех экспериментах до наплавки выполняли измерения продольной компоненты индукции B_z у поверхности этой пластины при расстоянии от плоского торца электрода до пластины 5 мм.

Результаты экспериментов при наплавке с неизменной скоростью подачи электродной проволоки представлены на рис. 4, а и 5, а. Поскольку при включении ПРМП наблюдается снижение I_n , то выполняли также наплавки, когда при воздействии ПРМП увеличивали скорость подачи проволоки, чтобы ток наплавки был таким же, как и в предыдущей серии экспериментов. Результаты представлены на рис. 4, б и 5, б.

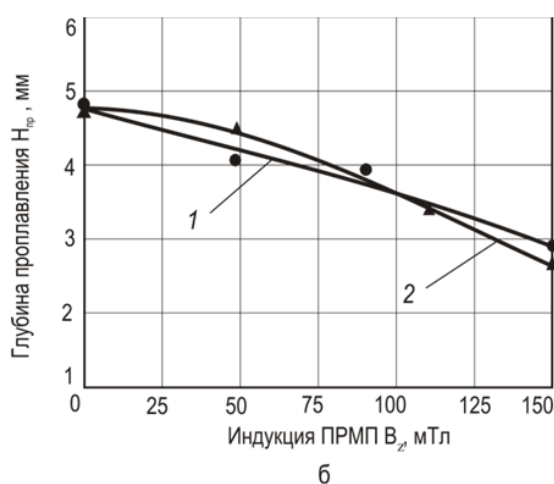
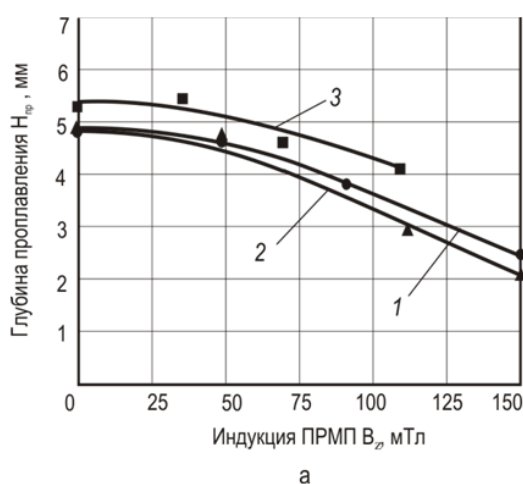


Рис. 4. Влияние индукции B_z ПРМП на параметры H_{np} : а – $V_{нод} = \text{const}$, 1 – H_{np} : Св-08А \varnothing 4 мм, ПРМП частотой 50 Гц; 2 – H_{np} : Св-08А \varnothing 4 мм, постоянное ПРМП; 3 – H_{np} : Св-12Х18Н10Т \varnothing 4 мм, ПРМП частотой 50 Гц; б – $I_n = \text{const}$, 1 – H_{np} : Св-08А \varnothing 4 мм, ПРМП частотой 50 Гц; 2 – H_{np} , F_{np} : Св-08А \varnothing 4 мм, постоянное ПРМП

Коэффициент расплавления электрода при сварке или наплавке в ПРМП зависит от магнитных свойств проволок сплошного сечения и порошковых проволок, имеющих оболочки из ферромагнитных материалов. Радиальная компонента индукции B_r ПРМП в зоне электродной капли пропорциональна значению магнитной проницаемости μ электродных проволок. Эффект повышения α_p электрода при воздействии ПРМП пропорционален величине магнитной проницаемости μ материала электрода и связанным с этим возрастающим уровнем радиальной компоненты индукции B_r ПРМП в зоне капли. Для парамагнитной (немагнитной) проволоки Св-12Х18Н10Т (аналог AISI 321) повышение производительности процесса расплавления проволоки (α_p) при наплавке или сварке в ПРМП не наблюдается.

Для уточнения эффективности влияния ПРМП на глубину и площадь проплавления основного металла при наплавке выполняли наплавки на

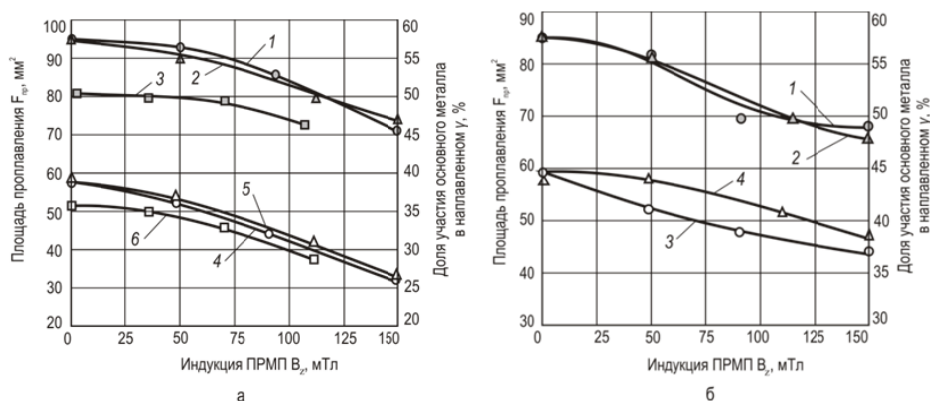


Рис. 4. Влияние индукции B_z ПРМП на параметры γ, F_{np} : а – $V_{под} = const, I, 4 - \gamma, F_{np}$: Св-08А Ø 4 мм, ПРМП частотой 50 Гц; 2, 5 – γ, F_{np} : Св-08А Ø 4 мм, постоянное ПРМП; 3, 6 – γ, F_{np} : Св-12Х18Н10Т Ø 4 мм, ПРМП частотой 50 Гц; б – $I_n = const, I, 3 - \gamma, F_{np}$: Св-08А Ø 4 мм, ПРМП частотой 50 Гц; 2, 4 – γ, F_{np} : Св-08А Ø 4 мм, постоянное ПРМП

Данные о глубине H_{np} и площади F_{np} проплавления, а также доли участия основного металла в наплавленном (γ) в зависимости от индукции ПРМП в этом случае практически совпали с данными, приведенными на рис. 4, а. Наблюдаемое уменьшение доли участия основного металла в наплавленном в 1,5-2 раза повышает эффективность использования легирующих элементов, вводимых через электродную проволоку. Установлено, что при дуговой наплавке проволокой под флюсом глубина H_{np} и площадь F_{np} проплавления основного металла существенно уменьшаются, если величина продольной компоненты индукции постоянного и переменного частотой 50 Гц ПРМП превышает уровень порядка 50...60 мТл. Это наблюдается при использовании проволок и изделий как из ферромагнитных материалов, так и парамагнитных (немагнитных) материалов.

Одна из причин снижения глубины проплавления основного металла – вращение дуги и переход ее в колоколообразную форму. Пятно дуги на изделии рассредоточивается, что приводит к снижению глубины проплавления основного металла и увеличению ширины шва [9]. При увеличении индукции B_z ПРМП газодинамическое давление в осевой зоне дуги уменьшается, а в направлении радиуса дуги увеличивается. Эти данные получены ранее для дуговой сварки в вольфрамовом электродом в среде аргона [10, 11]. Для дуговой сварки и наплавки плавящимся электродом под флюсом влияние индукции ПРМП на форму дуги и ее газодинамическое давление влияет аналогично.

Экспериментальные исследования подтверждают, что при увеличении индукции B_z ПРМП очертания зоны проплавления основного металла соответствуют возрастающему давлению дуги в направлении радиуса (рис. 6), которое проявляется в снижении H_{np} в центре (по оси) валика и возрастанию H_{np} в периферийной части. Особенно это проявляется для постоянного ПРМП (рис. 6, г). Формирование такого очертания зоны проплавления обусловлено также энтальпией электродных капель, попадающих в сварочную ванну [12].

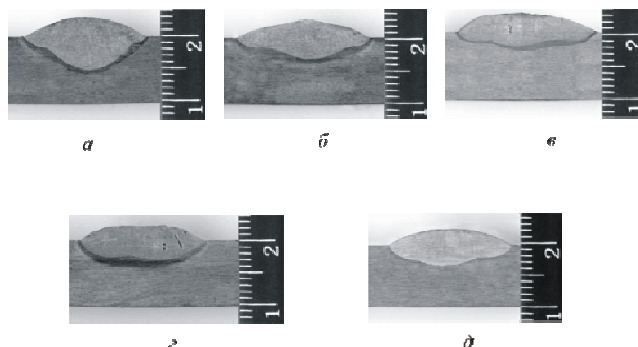


Рис. 6. Макрошлифы наплавленных валиков, выполненных при неизменной скорости подачи проволоки: а – $z - z$ – проволока Св-08А и пластина из малоуглеродистой стали ($I_n = 500...550$ А; $U_d = 30...32$ В); б – проволока и пластина из немагнитных материалов; а – наплавка без ПРМП; б – ПРМП частотой 50 Гц, $B_z = 90$ мТл; в – то же, $B_z = 150$ мТл; г – постоянное ПРМП $B_z = 111$ мТл; д – ПРМП частотой 50 Гц, $B_z = 70$ мТл

Однако, было предположено, что причиной уменьшения H_{np} и F_{np} при увеличении индукции ПРМП является также тормозящее воздействие этого поля на скорость потоков жидкого металла в сварочной ванне из головной ее части в хвостовую.

Воздействие постоянного ПРМП на движущийся из головной в хвостовую часть ванны жидкий металл индуцирует в этом металле поперечное электрическое поле, как это известно из курса физики. Этот процесс приводит к возникновению силы F_m , которая тормозит поток. Рассмотренные явления в ванне близки по сути к явлениям, протекающим в МГД – генераторах, когда на движущийся в магнитном поле поток электропроводного материала или плазмы также действует тормозящая сила. При воздействии знакопеременного ПРМП (в том числе и частотой 50 Гц) направление силы F_m при смене направления индукции B_z не меняется. Тормозящий эффект сохраняется и в этом случае, только тормозящая сила F_m будет пульсировать с удвоенной частотой ПРМП. Таким образом при воздействии и постоянного, и знакопеременного ПРМП тормозящая сила F_m приводит к уменьшению скорости v придонного потока металла, к увеличению толщины жидкой прослойки металла сварочной ванны под дугой и, как следствие, к уменьшению глубины и площади зоны проплавления основного металла.

Уменьшение эффективности проплавления основного металла при наплавке с воздействием постоянного и переменного ПРМП частотой 50 Гц зависит не только от увеличения радиуса дуги и изменения распределения давления по радиусу дуги, но и от тормозящего действия этого магнитного поля на потоки жидкого металла из головной части ванны в хвостовую ее часть.

При наплавке под флюсом на прямой полярности с воздействием ПРМП глубина и площадь проплавления основного металла уменьшаются в 3 раза, а доля участия основного металла в наплавленном – в 2...2,5 раза.

Методами осциллографирования процесса дуговой наплавки было установлено, что при воздействии ПРМП как постоянного, так и переменного ПРМП частотой до 50 Гц значительно повышается его стабильность.

Разработано и изготовлено устройство для создания ПРМП и применения его при наплавке в промышленных условиях. Это устройство показало высокую работоспособность при длительной эксплуатации. На заводе в промышленных условиях внедрена технология электродуговой наплавки с использованием управляющего ПРМП изношенных деталей автодорожной техники в виде тел вращения (роликов). Следует отметить, что процесс дуговой наплавки проволокой под флюсом является энергосберегающим процессом. При этом экономия электрической энергии на наплавку составляет 30 %, а производительность процесса наплавки повышается приблизительно на 25 %. Процесс наплавки с воздействием ПРМП является и ресурсосберегающим процессом, т.е. позволяет значительно сэкономить легирующие элементы в наплавленном металле. Применение ПРМП целесообразно при наплавке как восстановительной, так и упрочнительной.

ВЫВОДЫ

1. Производительность расплавления электродной проволоки при дуговой наплавке под флюсом существенно повышается при воздействии ПРМП. Увеличение коэффициента расплавления электродной проволоки происходит при воздействии постоянного ПРМП и ПРМП частотой 50 Гц в процессе наплавки ферромагнитной проволокой на изделия из ферромагнитных и немагнитных сталей. Эффект повышения α_p проволоки максимален при применении постоянного ПРМП, снижаясь при увеличении частоты ПРМП до 4...6 Гц и слабо возрастает при дальнейшем увеличении частоты поля до 50 Гц.

При наплавке проволоками из немагнитных материалов повышения коэффициента расплавления не наблюдается.

2. При дуговой наплавке проволокой под флюсом глубина проплавления основного металла уменьшается, если величина продольной компоненты индукции постоянного или переменного частотой 50 Гц ПРМП превышает уровень порядка 50...60 мТл. Это наблюдается при использовании проволок и изделий как из ферромагнитных материалов, так и немагнитных материалов

3. Снижение глубины и площади проплавления основного металла в 2...2,5 раза, а доли участия основного металла в наплавленном в 1,3 раза при наплавке с воздействием ПРМП при величине индукции $B_z > 50...60$ мТл объясняется не только снижением давления дуги при действии постоянного и переменного ПРМП частотой 50 Гц, но и торможением осевого потока жидкого металла в ванне и ухудшением условий передачи тепла дуги основному металлу.

Литература.

1. Размышляев А. Д. Магнитное управление формированием швов при дуговой сварке / А. Д. Размышляев. – Мариуполь : ПГТУ, 2000. – 245 с.
2. Сварка с электромагнитным перемешиванием / В. П. Черныш, В. Д. Кузнецов, А. Н. Брискман, Г. М. Шеленков. – Киев : Техника, 1983. – 127 с.
3. Villafuerte J. C. Electromagnetic stirring and grain refinement in stainless steel GTA welds / J. C. Villafuerte, H. W. Kerr // Welding journal. – 1990. – Vol. 69, № 1. – P. 1–13.
4. Malinovski-Brodnicka M. Effect of electromagnetic Stirring on GTA welds in austenitic stainless steel. / M. Malinovski-Brodnicka, G. den Ouden, W. J. P. Vink // Welding journal. – 1990. – Vol. 69, № 2. – P. 52–59.
5. Болдырев А. М. Повышение производительности расплавления электродной проволоки при сварке в продольном магнитном поле / А. М. Болдырев, В. А. Биржев, А. В. Черных // Сварочное производство. – 1989. – № 4. – С. 18–19.
6. Болдырев А. М. Управление глубиной проплавления при дуговой сварке и наплавке с помощью продольного переменного магнитного поля / А. М. Болдырев, В. А. Биржев, А. В. Черных // Сварочное производство. – 1993. – № 6. – С. 30–31.
7. Y.H. Kang, S.J. Na. Characteristics of welding and arc signal in narrow groove gas metal arc welding using electromagnetic arc oscillation. // The Welding Journal. – 2003. – Vol. 82, № 5. – P. 93s–99s.
8. Размышляев А. Д., Миронова М.В. Магнитное управление формированием валиков и швов при дуговой наплавке и сварке. Монография. Мариуполь : ПГТУ, 2009. – 243 с.
9. Поведение дуги и перенос электродного металла при сварке в продольном магнитном поле / В. Д. Кузнецов, И. В. Малинкин, В. В. Сыроватка [и др.] // Сварочное производство. – 1972. – № 4. – С. 3–4.
10. О формировании сварного шва в продольном магнитном поле при аргонодуговой сварке / В. Н. Селяненок, В. А. Блинков, Ю. В. Казаков [и др.] // Сварочное производство. – 1975. – № 11. – С. 5–7.
11. Lin M. L. Influence of arc pressure on weld pool geometry / M. L. Lin, T. W. Eagar // Welding Journal. – 1985. – Vol. 64, № 6. – P. 163–169.
12. Cao Z. Three-Dimensional Simulation of Transient GMA Weld Pool with Free Surface / Z. Cao, Z. Yang, X. L. Chen // The Welding Journal. – 2004. – Vol. 83, № 6. – P. 169–176.

К ВОПРОСУ О ТЕРМООБРАБОТКЕ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

С.Г. Рудаков, к.т.н., проф., Р.А. Шевченко

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, тел.(3843) -46-32-91

E-mail: sgrud@mail.ru

Титановые и титано-никелевые сплавы широко применяются в медицине при изготовлении различных скрепляющих устройств в травматологии и ортопедии, хирургии, стоматологии и др., а также в принципиально новых конструкциях с эффектом памяти формы. Разработана и применяется целая гамма материалов с высокостабильными физико-механическими свойствами для конкретных областей медицины. Особенность сплавов с регулируемым эффектом памяти формы заключается в том, что конструкции их при правильном применении могут стать частью живого организма и это заложено в их функциональные характеристики. Конструкции с успехом скрепляют и замещают биологические ткани, корректируют врожденные и приобретенные аномалии. В совокупности с ультразвуковыми технологиями появилась возможность создания новых высокоэффективных методик лечения.

Изготовление конструкций сложной формы из указанных сплавов усложняется достаточно плохой обрабатываемостью механическими способами и поэтому изыскание способов надежного соединения материала изделия при изготовлении составной конструкции является актуальной задачей. Применение сварки дает возможность получения неразъемного соединения, но зачастую с более низкими механическими характеристиками, чем сам металл. Среди способов сварки наиболее предпочтительны способы сварки давлением, которые при малых длительностях процесса меньше сказываются на структуре и свойствах сварного соединения.

Но даже после точечной контактной сварки полученное сварное соединение обладает малой механической прочностью, причиной которой является процесс роста зерна в результате воздействия сварочного термического цикла (рисунок 1). Для устранения этого должна проводиться термообработка сварного соединения.

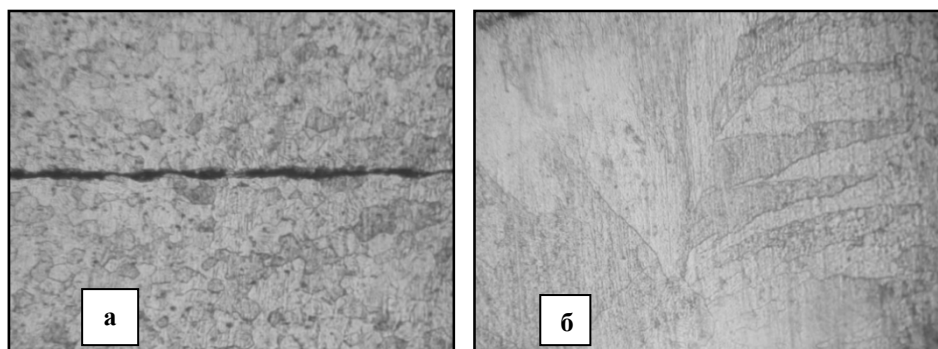


Рис. 1. Структура TiNi до и после сварки
а) до воздействия сварочного термического цикла,
б) после воздействия сварочного термического цикла

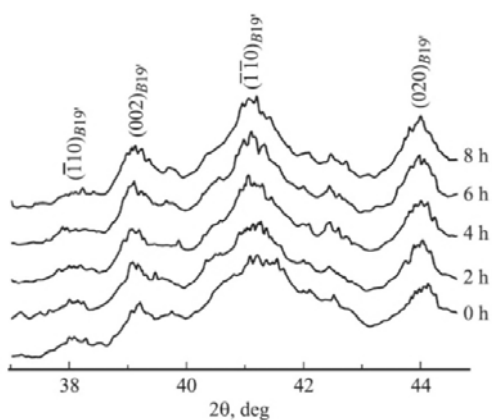


Рис. 2. Дифрактограммы образцов сплава TiNi, закаленных от 700 °С в воде и подвергнутых низкотемпературному отжигу при 120 °С. Цифры справа указывают длительность отжига при температуре 120 °С [2]

не происходит при любой длительности обработки.

В работе [3] показано влияние температур обработки от 250 до 550 °С в течение времени от 15 до 120 минут с последующим охлаждением в воде, на температуры фазовых превращений. На рисунке 3 показаны изменения температур начала и конца превращения в фазу B19' и обратно в B2.

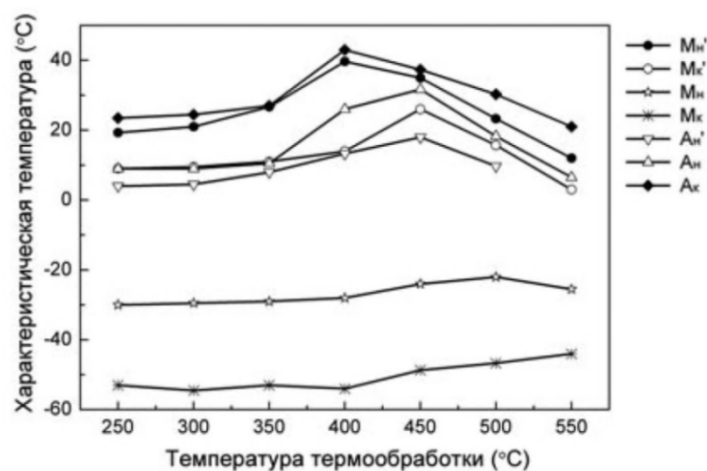


Рис. 3. Зависимость температур мартенситных превращений в сплаве TiNi от температуры отжига [3]

Выбор режима термообработки для никелида титана может вызвать некоторые затруднения, т. к. никелид титана обладает большим комплексом свойств, которые зависят от фазовых превращений. Так незначительное изменение химсостава приводит к изменению температуры эффекта памяти формы. Если же сплав с необходимыми свойствами находится на границе фазового состава TiNi, могут выделиться интерметаллиды Ti₂Ni или TiNi₃ и возможна полная или частичная потеря эффекта памяти формы.

Из работы [2] видно, что низкотемпературная обработка (от 120 до 150 °С) не дает желаемых результатов, как показано на дифрактограммах образцов (рисунок 2) изменение в фазовом составе

Из графиков видно, что воздействие отжига при температурах 250 – 300 °С практически не изменяет характеристической температуры, как аустенитных, так и мартенситных превращений. В дальнейшем наблюдается повышение, а затем понижение температур превращений. При 550 °С температура A_c возвращается к тем же значениям, что и при 250 – 300 °С. На рисунке 4 показана зависимость температуры A_c в сплаве от температуры и времени отжига.

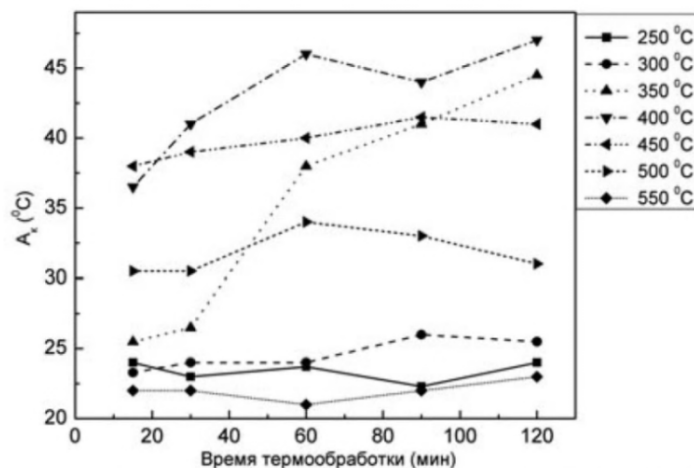


Рис. 4. Зависимость температуры A_c в сплаве TiNi от температуры и времени отжига [3]

Стабильность температуры конца аустенитного превращения наблюдается при температурах 250-300 °С и 550 °С, даже при увеличении времени выдержки. Резкое влияние на характер изменения температуры A_c имеет время термообработки при температурах 350-500 °С, хотя при температуре 500 °С наблюдается некоторая стабилизация.

Установлено, что низкотемпературная обработка сварного соединения не приводит к существенным изменениям фазового состава. Отжиг при температурах от 350 до 500 °С может привести к резкому изменению температуры A_c , и свойства памяти формы не смогут быть реализованы полностью.

Термообработка может проводиться в интервале температур 250 – 300°С и 550 – 600 °С. В дальнейшем предполагается более детально изучить влияние данного вида термообработки на структуру никелида титана и влияние температуры отжига на термомеханическую память.

Литература.

1. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения / В.Э. Гюнтер, В.Н. Ходоренко, Ю.Ф. Ясенчук и др. – Томск: Изд-во МИЦ, 2006. – 296 с.
2. Реснина Н.Н. Эффекты пластичности превращения и памяти формы в никелиде титана после низкотемпературной термообработки/ Н.Н. Реснина, С.П. Беляев, А.В. Сибирев // Журнал технической физики. – 2011, - том 81. – С. 144 – 147.
3. Рубаник В.В. Оптимизация режимов термообработки TiNi проволоки медицинского назначения/ В.В. Рубаник, С.Н. Милюкина, В.В. Рубаник //Сборник докладов АМО `2008.– г. Болгария, 2008.– С. 199 – 203.

ИННОВАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИИ MIG/MAG СВАРКИ И ОРГАНИЗАЦИИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА С ПРИМЕНЕНИЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Д.В. Слезкин, аспирант, В.А. Ерофеев, канд. наук, проф., А.В. Масленников, к.т.н., доц.

Тульский государственный университет

300600, г. Тула, пр. Ленина, 92, тел.: (4872)-33-12-58

E-mail: slyozkindv@mail.ru, va_erofeev@mail.ru, av.maslennikov@gmail.com

Последние десятилетия во многих отраслях промышленности растут требования к качеству выпускаемой продукции, производимой с применением сварочных работ. Особенно остро эта проблема стоит в отраслях, выпускающих единичную продукцию, когда нужно обеспечить качество ещё на стадии проектирования технологии (тяжелое машиностроение, транспортное машиностроение,

кораблестроение и т. п.). Такие производства не могут быть автоматизированы, что не позволяет исключить влияние человеческого фактора на качество продукции.

В качестве основных причин, затрудняющих обеспечение качества сварочных работ, можно указать следующие:

- Технологические службы работают традиционно по старым справочникам советского времени и не в состоянии написать технологии с точным указанием режимов сварки того или иного процесса (указываются большие интервалы тока и напряжения сварщику, чтобы в любом случае сварщик принял самостоятельное решение и при этом официально не нарушил технологию). Это приводит к неконтролируемости процессов и неваемости влияния на качество, так как все зависит исключительно от сварщика на месте.
- Неточное определение технологическими службами мест постановок технологических планок, распорок (также неточно проводится проектирование последовательности выполнения и протяженности сварных швов), что приводит к большим остаточным напряжениям и деформациям в конструкциях после сварки.
- Низкая квалификация персонала, выполняющего сварочные работы. Человеческий фактор – это самая главная причина, по которой не удается наладить выпуск продукции с качеством на стабильно высоком уровне.

Решение проблемы повышения качества сварных конструкций может быть основано на применении современных методов компьютерного моделирования при технологической подготовке производства. В частности, предлагается следующий алгоритм организации процесса подготовки технологии сварки и проведения сварочных работ (см. Рисунок 1):

1. Формирование списка швов в изделии на основе рабочего проекта
2. Расчет режимов сварки для всех швов; расчет эквивалентного источника теплоты
3. Проведение расчетов сварочных деформаций конструкции. Выбор последовательности и длительности наложения сварных швов при условии минимальных сварочных деформаций
4. Аттестация технологии: проведение сварки тестовых образцов для подтверждения рассчитанных режимов для всех швов изделия
5. Проведение сварочных работ

Рис. 1. Организация подготовки сварочного производства

Формирование списка швов (1) – первый шаг алгоритма. После того, как рабочая конструкторская документация разработана, технолог сварочного производства разрабатывает технологическую документацию с описанием сварных швов для сварных узлов. Это трудоемкий процесс, занимающий длительный период времени. Сегодня существуют инструменты PLM-систем и систем управления проектными данными, с помощью которых можно автоматизировать процесс формирования списка швов. Этот список должен быть более подробным по сравнению с традиционно составляемым на производственных предприятиях. Кроме вида сварки, формы шва, его размеров и стандарта соответствия, этот список должен содержать подробную информацию для проведения компьютерного анализа свариваемости (идентификация шва в сборке, толщины, марки сталей, зазоры и пр.). Сформированный список сохраняется в структуре объектов САПР ТП сварочного производства.

Расчет режимов сварки (2) – на этом этапе проводится расчет режимов сварки для всех переходов множества швов в изделии, а также определяются параметры эквивалентных источников теплоты для каждого шва для последующего решения задачи определения сварочных деформаций. Суть метода эквивалентного источника заключается в том, что вместо сложной модели дуги в расчетные модели вводится источник теплоты с эквивалентными энергетическими параметрами. Таким образом эквивалентный источник позволяет рассчитать деформации, которые появляются в результате теплового воздействия электрической дуги на материал деталей сварных конструкций. Теоретический расчет энергетических параметров дуги весьма затруднителен. Поэтому необходимо разработать экспериментальный инженерный метод для определения основных параметров: общую мощность дуги и ее составляющие, длину и напряжение дуги, а также эффективный радиус теплового пятна дуги на поверхности кромок. Подобный метод для сварки плавящимся электродом в смеси защитных газов разработан и описан в работе [1]. Принципиально подобные методики могут быть предложены для любого вида сварки. С помощью указанной методики авторами было разработано программное обеспе-

чение для расчета технологических параметров электрической дуги при сварке плавящимся электродом в мсеси защитных газов. С помощью этого программного обеспечения можно проводить расчеты режимов сварки (мощность дуги, напряжение, ток, скорость подачи проволоки, скорость сварки пр.), а также поля температур и размеры сформированного сварного шва, параметры эквивалентного источника теплоты. Для построения эквивалентного источника применяется модель Голдака [3]. Методика определения параметров эквивалентного источника описана в работе [2]. Интерфейс программы и сравнение расчетных значений размеров шва с экспериментом показаны на Рисунке 2. По результатам расчетов формируются отчеты, которые сохраняются с помощью САПР ТП сварочного производства.

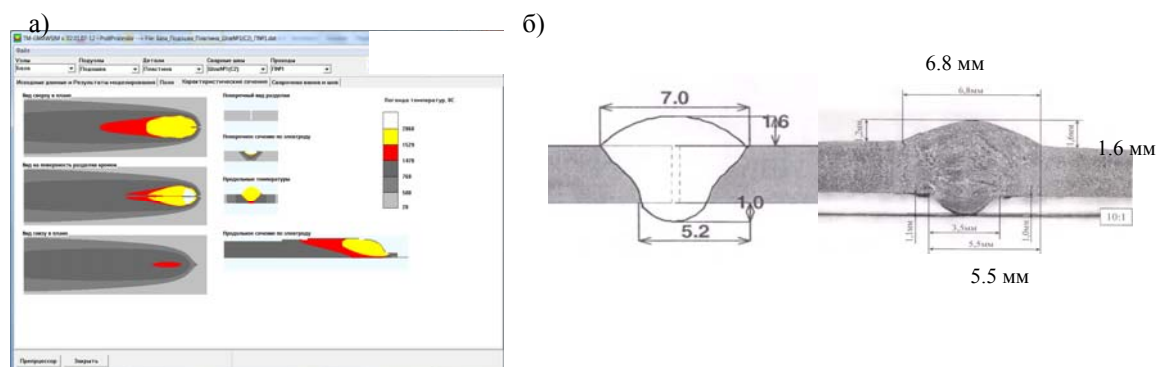


Рис. 2. Графический интерфейс программы для расчета режимов сварки (а) и сравнение расчетного шва с экспериментом (б)

Проведение расчетов сварочных деформаций (3) – этап, который необходим для разработки сварочной технологии изделия – последовательности выполнения сварочных швов и расстановки технологических планок и приспособлений. Наиболее сложной проблемой, с которой приходится сталкиваться специалистам сварочного производства в Российской Федерации сегодня – это выбор технологии, позволяющей минимизировать сварочные деформации. Коробление конструкций приводит к дорогостоящим попыткам исправления брака, который не всегда удается устранить и изделия производятся заведомо низкого качества. Наиболее распространенный способ разработки технологий при этом – экспериментальный подбор режимов и последовательности сварки в тех случаях, когда это возможно. Этот подход неэффективен, дорого обходится и не всегда приносит результат. Развитие компьютерных технологий позволяет широко использовать расчетные методы и моделирование сварочных процессов. Сегодня на мировом рынке инженерного программного обеспечения представлены коммерческие программные комплексы для проведения расчетов сварочных деформаций. Среди них следует упомянуть специализированные системы инженерного анализа для моделирования сварочных технологических процессов SYSWELD и Simufact Welding, а также системы конечно-элементного анализа общего назначения ABAQUS, ANSYS, MSC.Marc. Все эти комплексы основаны на применении метода конечных элементов, недостатком которого является высокая трудоемкость решения технологических задач, что ограничивает сложность конструкций, поддающихся расчетам в приемлемые для условий производства временные рамки. В зависимости от точности моделирования могут быть проведены расчеты для относительно простых конструкций размерами от нескольких метров до нескольких десятков метров. Для многоэлементных конструкций большего размера необходимы более простые

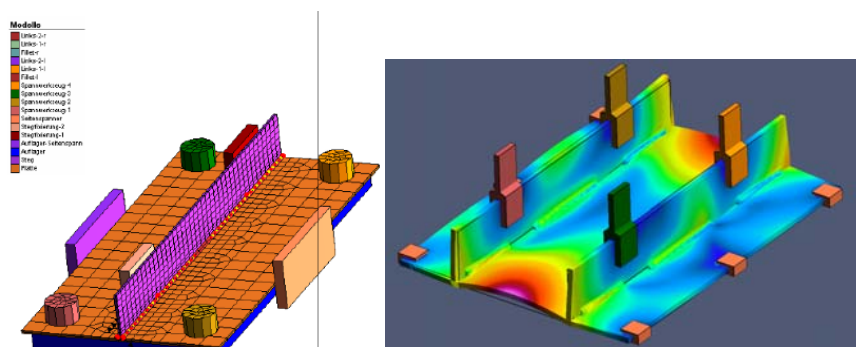


Рис. 4. Примеры расчетной модели и результата расчета сварочных деформаций и полей температур с помощью пакета Simufact Welding

позволяет широко использовать расчетные методы и моделирование сварочных процессов. Сегодня на мировом рынке инженерного программного обеспечения представлены коммерческие программные комплексы для проведения расчетов сварочных деформаций. Среди них следует упомянуть специализированные системы инженерного анализа для моделирования сварочных технологических процессов SYSWELD и Simufact Welding, а также системы конечно-элементного анализа общего назначения ABAQUS, ANSYS, MSC.Marc. Все эти комплексы основаны на применении метода конечных элементов, недостатком которого является высокая трудоемкость решения технологических задач, что ограничивает сложность конструкций, поддающихся расчетам в приемлемые для условий производства временные рамки. В зависимости от точности моделирования могут быть проведены расчеты для относительно простых конструкций размерами от нескольких метров до нескольких десятков метров. Для многоэлементных конструкций большего размера необходимы более простые

методы расчёта деформаций. Фактор времени играет существенную роль в этих задачах, поскольку для поиска оптимальной последовательности сварки необходимо провести анализ большого числа вариантов.

Необходимо отметить, что проведение компьютерных расчетов сварочных деформаций невозможно без решения задачи определения основных энергетических параметров сварочной дуги, поскольку характер и величины деформаций зависят от интенсивности передачи тепловой энергии материалу свариваемых деталей. При расчете деформаций применяется методика эквивалентного источника теплоты, параметры которого рассчитываются на этапе №2. Авторы использовали пакет Simufact Welding, который имеет один из самых простых программных интерфейсов, что очень важно для работы сварщиков-технологов в условиях реального производства. Также следует отметить, что для выполнения расчетов сварочных деформаций приходится привлекать инженеров-математиков из-за сложности самих расчетов, которые не всегда учитывают специфику сварочных процессов. Результатом данного

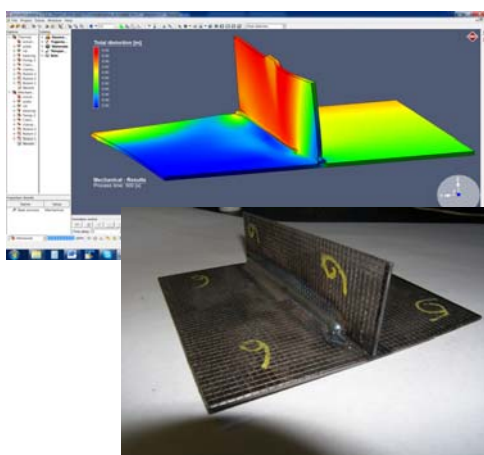


Рис. 3. Результат расчета деформаций и тестовый образец

этапа является технология сварки, обеспечивающая приземлемые сварочные деформации.

Аттестация технологии (4) – на этом этапе происходит подтверждение рассчитанных параметров сварки на опытных образцах. Каждый сварщик выполняет сварку тех образцов, швы которых соответствуют швам реального изделия. Принципиально данный этап необходим с одной стороны для повышения достоверности проведенных расчетов, а с другой - для повышения ответственности сварщика – в случае успешной сварки образца нет возможности оправдать допущенный брак плохой работой технологических служб. Вводится строгий порядок ответственности за работу на каждом этапе и, что очень важно, упрощается процесс поиска причин брака и быстрого их устранения. Все тестовые образцы после сварки должны получить заключение заводской лаборатории на соответствие стандартам (ГОСТ, DIN и пр). Все результаты должны сохраняться в базах данных САПР ТП сварочного производства.

Выполнение сварочных работ (5, 6) в цехе и контроль качества сварных швов представителями службы качества. На данном этапе очень важно обеспечить тотальный контроль соблюдения технологии. На рынке сварочного оборудования имеются специальные устройства, позволяющие контролировать и записывать режимы сварки в реальном режиме времени. Анализ сохраненных данных позволит существенно упростить работу специалистам по неразрушающему контролю, поскольку потенциально некачественные швы могут быть заранее определены.

Особенностью предлагаемого подхода является накопление полезной информации со временем, что позволит создавать базы знаний на предприятии, что позволит существенно ускорить и удешевить процесс подготовки технологий сварочного производства.

Таким образом, предложенный подход позволяет существенно повысить качество промышленной продукции за счет подробной (и точной) проработки технологии сварки, жесткого контроля и, как следствие, существенного уменьшения влияния человеческого фактора на процесс производства.

В заключении следует отметить, что авторами ведутся работы по разработке и внедрению описанных подходов на ОАО «Тяжмаш» (г. Сызрань, Самарской Области) в соавторстве с В. А. Судником и главным сварщиком предприятия Р. В. Цвелевым. Процесс внедрения инновационных технологий сварочного производства в Российской Федерации требует затрат большого количества материальных ресурсов и времени. Работы ведутся для сварки плавящимся электродом в смеси защитных газов. Однако описанный подход может быть адаптирован для любого вида сварки.

Литература.

1. Слезкин Д. В., Цвелев Р. В., Ерофеев В. А., Масленников А. В., Судник В. А. Измерение и расчет энергетических характеристик дуги при сварке плавящимся электродом в смеси защитных газов. Известия ТулГУ. Технические науки. 2012. Выпуск 9.
2. Слезкин Д. В. Методика определения характеристик эквивалентного источника теплоты для выполнения расчетов деформаций при сварке. Известия ТулГУ. Технические науки. 2013. Выпуск 7. Часть 2.
3. Goldak J., Akhlaghi M., Computational Welding Mechanics. Springer. 2005.

**РАЗРАБОТКА И ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ АДАПТИВНЫХ ИМПУЛЬСНО-
ДУГОВЫХ МЕТОДОВ СВАРКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ И РЕМОНТЕ
МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Ю.Н. Сараев, д.т.н., в.н.с., В.А. Лебедев, д.т.н., гл. конструктор, С.А. Солодский, к.т.н., доцент**
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и ма-
териаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМСО РАН),
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, e-mail: litsin@ispms.tsc.ru;*

**Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины,
Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11, e-mail:office@kiev.ua;*

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, e-mail:serdgi080@inbox.ru*

1. Введение

Эксплуатационная надежность высокоответственных сварных конструкций непосредственно связана со стабильностью энергетических параметров технологических процессов их получения. Вместе с тем, наличие большого количества возмущающих факторов (повышенные и меняющиеся зазоры, изменяющееся пространственное положение сварочной ванны, ступенчатое изменение вылета электрода и др.) существенно затрудняют формирование бездефектных сварных соединений. Одним из путей снижения зависимости стабильности технологических процессов от возмущающих факторов является применение импульсных технологий. Однако данное направление не всегда дает желаемый результат, поскольку в процессе сварки не ведется активный контроль за возмущающими воздействиями в сложной электродинамической системе источник питания – дуга – сварочная ванна – изделие.

Более широкие возможности в обеспечении качественных и эксплуатационных показателей высокоответственных сварных соединений представляют адаптивные импульсные технологии сварки и наплавки. Суть данного подхода заключается в адаптивном контроле за изменениями энергетических параметров технологического процесса по их мгновенным значениям: тока дуги, напряжения, энергии, затраченной на плавление и перенос каждой капли электродного металла. Благодаря наличию обратных связей в такой электродинамической системе обеспечивается полный контроль за стабильностью тепловых и энергетических параметров процесса, а также характеристиками массопереноса электродного металла, что обеспечивает получение требуемых эксплуатационных показателей [1, 2, 3].

2. Предпосылки и средства для решения проблемы

Адаптивные импульсные технологические (АРТ – adaptive pulse technology) процессы сварки обеспечивают программируемый ввод теплоты в зону сварного соединения, управление процессами плавления и капельного переноса электродного металла, управление формированием структуры шва и ЗТВ, уменьшение степени остаточных деформаций в сварных соединениях при одновременном обеспечении стабильности импульсного режима сварки в различных пространственных положениях [3]. В отличие от известных процессов дуговой сварки, в том числе импульсных, которые используют алгоритмы управления по жестко задаваемой программе, адаптивные импульсные процессы позволяют корректировать режимы на уровне их мгновенных значений основных энергетических параметров сварочного процесса в зависимости от состояния объекта управления «источник питания – дуга – сварочная ванна» [2].

3. Решение рассматриваемой проблемы

Практическая реализация данного подхода связана с необходимостью решения ряда сложных технологических и электротехнических задач [4]. Для решения первой группы задач – управления каплеобразованием, переносом электродного металла, кристаллизацией сварочной ванны – в сварочное оборудование вводят каналы обратных связей, по которым обеспечивается контроль за изменением основных показателей процесса – напряжением дуги, сварочного тока, мгновенной мощности сварочной дуги [4]. Для решения второй группы задач (электротехнических), необходимо использование в комплекте сварочного оборудования специальных силовоточных импульсных коммутаторов сварочного тока, как правило, малоинерционных, с удовлетворительными массогабаритными показателями и надежных в работе [2].

Удовлетворить перечисленным требованиям оказывается весьма сложно, поскольку это связано с коммутацией больших импульсных мощностей (до 50 кВт и более) на интервалах в единицы микросекунд. В качестве примера практической реализации выше сформулированного подхода, рассмотрим способы механизированной сварки в среде CO₂, Ar и газовых смесях на их основе с управ-

ляемым и неуправляемым переносом электродного металла проволоками сплошного сечения и порошковыми, созданных в России для сварки магистральных нефте- и газопроводов в 70-х годах XX столетия. Многие из ниже представленных методов сварки легли в основу многочисленных способов дуговой сварки, которые сегодня известны в мировой практике как STT, SMT [5,6] и другие [7].

На рис.1 приведены осциллограммы тока и напряжения дуги, а также кинограммы сварочного микроцикла адаптивного импульсного процесса сварки в среде CO_2 проволокой сплошного сечения типа Св08Г2С, диаметром 1,2мм.

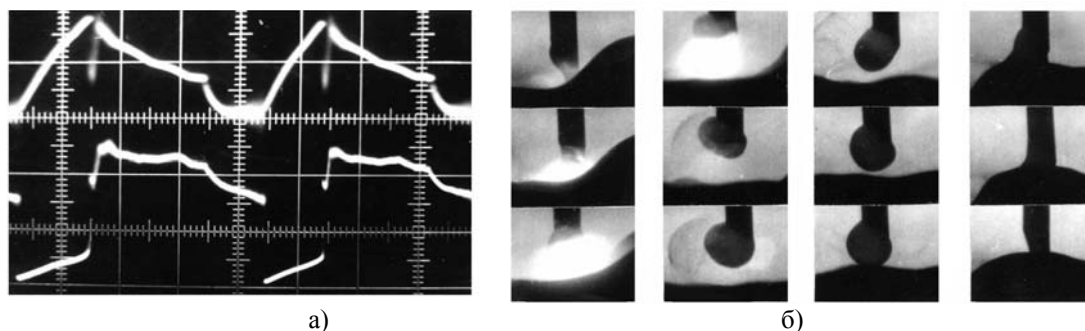


Рис. 1. Осциллограммы тока и напряжения дуги адаптивного импульсного процесса сварки в CO_2 проволокой сплошного сечения с переносом металла во время принудительных коротких замыканий дугового промежутка (а) и кинокадры сварочного микроцикла (б)

На рис.2 приведены осциллограммы тока и напряжения дуги адаптивного импульсного процесса сварки в смеси газов $\text{Ar} + \text{CO}_2$ порошковой проволокой. На рис.3 приведены кинограммы сварочного микроцикла, адаптивного импульсного процесса сварки порошковой проволокой в смеси газов $\text{Ar} + \text{CO}_2$ с переносом металла без коротких замыканий дугового промежутка. При этом на протяжении всего процесса сварки через каналы обратных связей осуществлялся контроль за состоянием дугового промежутка по мгновенным значениям технологических параметров.

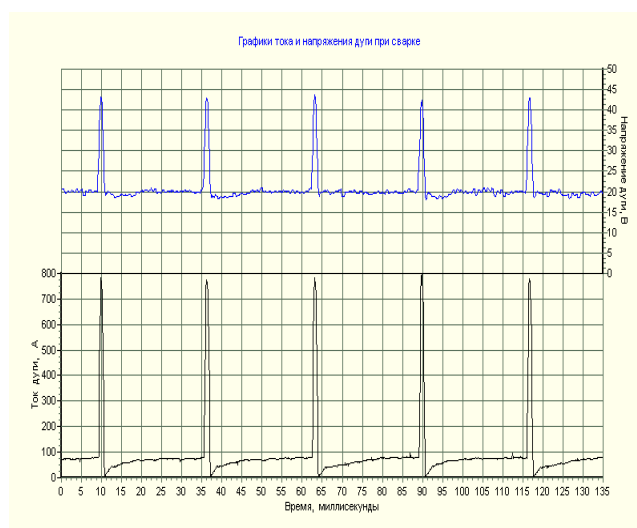


Рис. 2. Осциллограммы напряжения и тока дуги адаптивного импульсного процесса сварки порошковой проволокой в смеси газов $\text{Ar} + \text{CO}_2$ с переносом металла без коротких замыканий дугового промежутка

4. Результаты и дискуссия

Известны способы сварки [8, 9, 10, 11], которые кроме общепринятых показателей характеризуются дополнительными, а именно: периодом повторения микроциклов; паузой в протекании сварочного тока к моменту разрыва перемычки: длительностью импульса (плавление электрода); паузой в протекании сварочного тока перед коротким замыканием; пиковым значением тока корот-

кого замыкания; током паузы, а также при сварке с переносом электродного металла без коротких замыканий дугового промежутка (рис. 2 и 3): длительностью и амплитудным значением тока импульса для отрыва капли электродного металла; длительностью и величиной тока паузы.

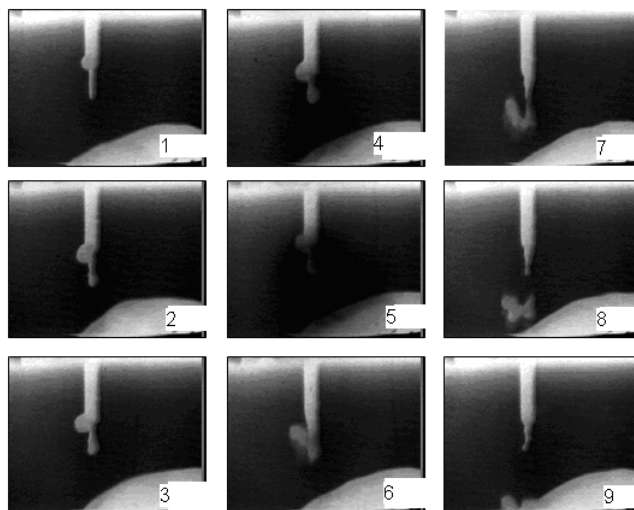


Рис. 3. Кинокадры сварочного микроцикла адаптивного импульсного процесса сварки порошковой проволокой в смеси газов $Ar + CO_2$ с переносом металла без коротких замыканий дугового промежутка (последовательность кадров в пределах одного микроцикла 1 – 9)

Механизм каплеобразования и переноса электродного металла в сварочную ванну на примере базового способа сварки [8], при котором перенос электродного металла осуществляется во время принудительных коротких замыканий, можно представить следующим образом. На интервале горения дуги в импульсе происходит интенсивное расплавление торца электрода и свариваемой детали. При этом вследствие силового воздействия дуги, металл сварочной ванны вытесняется в хвостовую часть и удерживается там, в течение всей стадии плавления. По истечении заданного времени горения дуги в импульсе производят ступенчатое уменьшение сварочного тока до уровня значения тока паузы. Это приводит к соответствующему снижению скорости плавления электрода и ослаблению силового воздействия дуги на сварочную ванну, которая стремится в этот момент заполнить кратер, образовавшийся под торцом электрода на стадии действия импульса тока. Одновременно с этим вследствие уменьшения сил реактивного давления паров испаряющегося металла, в основном благодаря действию силы тяжести и силы поверхностного натяжения, капля электродного металла стремится занять соосное с электродом положение.

В результате встречных, взаимонаправленных движений, происходит принудительное короткое замыкание, в начальный момент которого в сварочной цепи производят увеличение тока. Ток нарастает по экспоненте, определяемой в основном индуктивным сопротивлением сглаживающего дросселя. При таком механизме переноса электродного металла образование устойчивой перемычки между электродом и сварочной ванной достигается в первой фазе короткого замыкания, что позволяет значительно повысить скорость нарастания тока короткого замыкания и тем самым ускорить образование и разрушение жидкой перемычки.

Интервал короткого замыкания сопровождается увеличением падения напряжения на перемычке и при лавинообразном его росте, что свидетельствует о необратимости разрушения перемычки, производят ступенчатое уменьшение тока. Следует заметить, что в отличие от не совсем точной трактовки зарубежных исследователей, создавших так называемый «процесс STT» – процесс с переносом электродного металла за счет сил поверхностного натяжения [5], на протяжении всего интервала короткого замыкания решающее значение для ускорения разрушения перемычки имеет электродинамическая сила, которая стремится «пережечь» электрод по линии расплавления, оторвать каплю электродного металла и придать ей ускоряющую «импульс-силу» для перемещения в направлении сварочной ванны. И только последняя стадия разрушения перемычки (примерно за 10^{-4} с до момента повторного возбуждения дуги) сопровождается превалирующим значением силы поверхностного натяжения над другими силами. Однако вследствие малого времени существования данного

интервала, ее вклад в разрушение жидкой перемычки ничтожно мал. Перемычка разрушается при небольшом токе паузы. Длительность паузы может устанавливаться либо параметрически, либо в зависимости от состояния дугового промежутка на данной стадии. По окончании длительности паузы ток увеличивают и осуществляют плавление электрода на интервале импульса тока. Далее процессы протекают аналогично описанным выше. Изложенный механизм управляемого переноса электродного металла в сварочную ванну сохраняется и при реализации других адаптивных алгоритмов импульсного управления энергетическими параметрами процесса. Отличие состоит лишь в том, что возмущающие воздействия, вызываемые капельным переносом электродного металла и обусловливаемые особенностями формирования металла шва в различных пространственных положениях, отрабатываются на разных этапах сварочного микроцикла в зависимости от длительности паузы перед коротким замыканием, что свидетельствует о подвижности сварочной ванны при изменении её пространственного положения [4].

На рис.4 приведен фрагмент вертикальной сварки сверху вниз планок судовых конструкций. Вследствие высокой проплавляющей способности дуги в импульсе с обратной стороны наблюдается свечение проникающей дуги, (см. рис.4, а), которая обеспечивает гарантированное оплавление кромок свариваемых пластин. При этом за счет наличия тока паузы поддерживается средний энергетический режим, способствующий бездефектному формированию сварочного шва независимо от его пространственного положения (рис.4, б). При этом скорость сварки достигает 20-30 м/ч, в то время как при сварке снизу вверх – не более 5-7 м/ч. Характерные для сварки сверху вниз непровары, образующиеся за счет натекаания сварочной ванны, при традиционных способах сварки в CO_2 , полностью отсутствуют. Данное обстоятельство свидетельствует о хорошем резерве для увеличения производительности дуговой сварки в среде CO_2 , что может существенно повлиять на увеличение темпа сварочно-монтажных работ высокоответственных конструкций при одновременном обеспечении требуемых качественных и прочностных характеристик сварных соединений.



Рис. 4. Фрагмент вертикальной адаптивной импульсно-дуговой сварки корневого шва способом сверху – вниз судовых конструкций в CO_2 с переносом электродного металла во время принудительных коротких замыканий дугового промежутка (а) и внешний вид корневого шва с обратной стороны (б)

Сварка в среде CO_2 с переносом электродного металла во время принудительных замыканий дугового промежутка обеспечивает хорошие результаты при формировании корневых и облицовочных слоев шва. При заполнении, особенно щелевой разделки, сварка короткой дугой менее эффективна из-за вероятных несплавлений по свариваемым кромкам. Увеличение же напряжения дуги приводит к уменьшению частоты коротких замыканий и резкому увеличению размеров переносимых капель.

При сварке длинной дугой, напряжение на дуге значительно больше, по сравнению со сваркой короткой дугой. Большее значение напряжения дуги обеспечивает хорошее сплавление металла шва со стенками разделки. В настоящее время для этих целей разработано большое количество порошковых проволок как самозащитных, так и требующих дополнительной защиты аргоном, углекислым газом либо смесью на их основе. Характер плавления и управляемого переноса металла при этом показан на рис.3.

Технологическая проверка способов АРТ, обеспечивающих управление переносом электродного металла в различных пространственных положениях, показала, что основные технологические параметры процесса стабилизируются и практически остаются постоянными при изменении пространственного положения сварочной ванны.

Так, например, при сварке неповоротных стыков труб диаметром 1220-1420 мм без управления переносом капель электродного металла частота коротких замыканий (параметр, характеризующий постоянство сварочных микроциклов) при переходе от нижнего к потолочному положению уменьшается почти в 2 раза при сохранении постоянными скоростей сварки и подачи электрода, вылета, напряжения холостого хода источника питания. При таких же условиях в стабилизированном процессе благодаря применению соответствующего адаптивного импульсного алгоритма управления переносом электродного металла частота коротких замыканий практически не изменяется. Это обеспечивает минимальное разбрызгивание электродного металла (2-3%) и благоприятно сказывается на формировании сварного шва. При этом изменение вылета электрода, часто возникающее при механизированной сварке, легко может быть компенсировано изменением длительности импульса тока (горения дуги), осуществляемым автоматически по каналам обратной связи. Менее чувствительны рассматриваемые процессы и к другим возмущающим воздействиям: изменениям напряжения питающей сети и скорости подачи электрода, мгновенной мощности дуги и энергии, идущей на плавление каждой капли электродного металла.

Оценивая технологические характеристики оборудования для питания дуги (стандартный сварочный выпрямитель и специальный тиристорный регулятор), можно отметить, что при применении управляемых процессов дуговой сварки появляется возможность отказаться от необходимости регулировать выходное напряжение источника питания, так как поддержание требуемого значения напряжения дуги при изменении скорости подачи электрода можно обеспечивать, используя длительность импульса тока (горения дуги). Появляется возможность отказаться от традиционных сглаживающих дросселей на стадии короткого замыкания. Это позволяет на 30-40% сократить длительность коротких замыканий, что значительно повышает эффективность процесса, делает его менее чувствительным к действию возмущающих факторов на стадии переноса электродного металла в сварочную ванну.

Перечисленные виды переноса электродного металла эффективны для управления переносом каждой капли электродного металла при сварке плавящимся электродом в среде защитных, как инертных газов – аргон, гелий, так и активных газов, таких как CO_2 или газовых смесей на основе аргона с добавлением CO_2 . Однако управление плавлением и переносом электродного металла позволяет решить задачу стабилизации характеристик массопереноса при механизированных способах сварки во всех пространственных положениях, но не обеспечивает управления формированием металла шва из расплава, для чего требуется применение низкой частоты изменения энергетических параметров режима, из-за значительной теплоинерционности сварочной ванны. Обычно, для этого необходима низкочастотная модуляция сварочного тока в частотном диапазоне 0,25 – 5 Гц.

Технологический процесс импульсно-дуговой сварки в указанном диапазоне, называют процессом сварки пульсирующей дугой или модулированным током. Такой процесс, как правило, предполагает периодическое изменение выходной мощности в системе питания, чередуя высокий (импульс) и низкий (пауза) уровни. В периоды импульсов тока расплавляется основная часть электродного и свариваемого металлов, в последующие периоды паузы происходит кристаллизация большей части сварочной ванны [12,13].

Указанный диапазон соизмерим с теплоинерционностью сварочной ванны, что позволяет периодически изменять тепловой поток, вводимый в металл, и тем самым регулировать во время сварки процесс проплавления основного металла и формирования шва. В современных системах питания инверторного типа низкочастотная модуляция его выходной мощности может быть реализована путем изменения тактовой частоты полупроводникового преобразователя методами частотно-импульсной модуляции, либо применением алгоритмов управления, реализуемых методами широтно-импульсной модуляции.

Импульсно-дуговая сварка на различных частотных диапазонах может быть реализована, как при сварке неплавящимся электродом, так и при сварке плавящимся электродом. При импульсно-дуговой сварке неплавящимся электродом, пульсирующий режим работы выбирают, либо для поддержания стабильного горения малоамперной дуги (частотный диапазон 5000 – 300 Гц), либо для обеспечения пульсирующего теплового потока, необходимого при сварке тонколистового металла (частотный диапазон 0,25 – 5 Гц). В отдельных случаях может быть реализована комбинация двух вышеобозначенных частотных диапазонов.

При импульсно-дуговой сварке плавящимся электродом реализация пульсирующего режима работы системы питания представляет собой наиболее сложную техническую задачу, поскольку это сопряжено с необходимостью учета капельного переноса электродного металла в сварочную ванну

(частотный диапазон 300 – 25 Гц) и одновременного управления формированием металла шва из расплава (частотный диапазон 0,25 – 5 Гц). Для обеспечения возможности совмещения двух частотных диапазонов при реализации технологического процесса, требуется синхронная работа источника питания и подающего механизма.

Применение разработанных технологий и оборудования позволяет не только увеличить производительность сварочно-монтажных работ, усовершенствовать технику выполнения сварных швов в различных пространственных положениях, гарантировать высокое качество сварных соединений, снизить затраты на строительство и ремонт, но и отказаться от закупки дорогостоящих специальных электродов, электродных материалов и сварочного оборудования.

Для определения качественных и эксплуатационных характеристик сварных соединений, получаемых методами адаптивных импульсных технологий сварки и наплавки, были проведены сравнительные исследования по оценке их свойств, получаемых на стационарных режимах [14, 15, 16].

Таким образом, рассмотренные методы АРТ благодаря стабильности энергетических параметров режимов при сварке в различных пространственных положениях, обеспечению возможности программируемого ввода тепла в зону сварного соединения, управления процессами плавления и переноса каждой капли электродного металла, формирования мелкодисперсной структуры металла шва и зоны термического влияния, способствуют уменьшению степени остаточных деформаций сварных соединений, что существенно повышает их эксплуатационные показатели.

В отличие от известных в мировой практике процессов дуговой сварки, в том числе и импульсных, использующих алгоритмы управления по жёстко заданной программе, методы АРТ позволяют корректировать, выбранный алгоритм через каналы обратных связей по мгновенным значениям основных энергетических параметров сварочного процесса в зависимости от состояния объекта управления: источник питания – дуга – изделие. Отмеченные достоинства могут быть эффективно использованы при разработке различных роботизированных технологических процессов, реализуемых при помощи адаптивных систем автоматического управления на базе ЭВМ и микропроцессоров общего назначения, в том числе при создании различных гибридных технологий.

5. Выводы

1. В России создано и успешно развивается перспективное направление по разработке и практическому применению методов АРТ, которые позволяют обеспечить стабильность тепловых и энергетических характеристик в ходе технологических процессов сварки и наплавки, а также характеристик массопереноса, которые определяют структурные, прочностные и эксплуатационные свойства неразъемных соединений, а, следовательно, эксплуатационную надежность металлоконструкций ответственного назначения.

2. Применение методов АРТ позволяет обеспечить:

- управление процессами плавления и переноса каждой капли расплавленного электродного металла, создание благоприятных условий ее перехода в сварочную ванну, снижение (на 10-15 %) разбрызгивания электродного металла, обеспечение возможности управления жидкотекучестью и кристаллизацией металла сварочной ванны независимо от её пространственного положения;
- управление параметрами и проплавляющей способностью дуги, а также формированием сварного шва заданной геометрии;
- повышение качественных характеристик и прочностных свойств сварного соединения, что достигается улучшением структуры металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ), а также уменьшением количества пор благодаря интенсивной дегазации и перемешивания металла сварочной ванны.

Такой подход является оригинальным и не имеет аналогов в мировой практике.

3. Дальнейшее проведение фундаментальных и ориентированных исследований, направленных на повышение прочностных и эксплуатационных свойств изделий и конструкций со сварными соединениями для работы в различных климатических условиях, в том числе условиях с холодного климата северных регионов, представляет собой актуальную научно-техническую задачу, от решения которой всецело зависит дальнейшее развитие мирового промышленного производства.

Работа выполнена при финансовой поддержке ДФФД, Украина и РФФИ, Россия в 2013 году в рамках российско-украинских научных проектов 2013 года: проект № 13-08-90406 Укр_ф_а и № Ф53.7/006.

Литература.

1. Патон Б.Е. Современные направления исследований и разработок в области сварки и прочности конструкций // Автоматическая сварка. - 2003. Октябрь – ноябрь. - с. 7 – 13.
2. Сараев Ю.Н. Импульсные технологические процессы сварки и наплавки. Новосибирск: ВО Наука. 1994. 107 с.
3. Сараев Ю.Н. Адаптивные импульсно- дуговые методы механизированной сварки при строительстве магистральных трубопроводов // Сварочное производство. 2002. № 1. С.4-11.
4. Сараев Ю.Н. Управление переносом электродного металла при дуговой сварке с короткими замыканиями дугового промежутка // Автомат, сварка. – 1988. – № 12. – С. 16 – 23.
5. Квасов Ф.В. Особенности механизированной сварки с управляемым переносом электродного металла // Сварочное производство. 1999. № 8. С.27-31.
6. Арктическая премьера СМТ процесса / Новый дуговой сварочный процесс с переносом металла с короткими замыканиями впервые используется при строительстве трубопроводов // Автоматическая сварка. – 2010. - № 2. – с. 52 – 53.
7. У. Дилтай, Л. Штайн, К. Весте, Ф. Райх. Состояние и перспективы применения высокоэффективных сварочных технологий // Автоматическая сварка. - 2003. № 10 – 11. - С. 151 – 157.
8. А. с. № 768108 (СССР) Способ электродуговой сварки с короткими замыканиями дугового промежутка / Князьков А.Ф., Сараев Ю.Н., Дедюх Р.И. - Приоритет от 5 июля 1978 г.
9. А.с. № 951810 (СССР) Способ дуговой сварки плавящимся электродом / Князьков А.Ф., Сараев Ю.Н., Тимошенко А.К. - Приоритет от 28 февраля 1979 г.
10. А.с. № 930824 (СССР) Способ и устройство для дуговой сварки с короткими замыканиями дугового промежутка / Князьков А.Ф., Мазель А.Г., Дедюх Р.И., Сараев Ю.Н., Азаров Н.А. - Приоритет от 16 апреля 1980 г.
11. А.С. № 1168367 (СССР) Способ и устройство для электродуговой сварки с короткими замыканиями дугового промежутка / Князьков А.Ф., Сараев Ю.Н., Тимошенко А.К., Шейнкин М.З., Панибратцев Б.К. - Приоритет от 17 февраля 1984 г.
12. Заруба И.И., Лебедев В.К., Шейко П.П. и др. Сварка модулированным током // Автоматическая сварка. – 1968. – № 11. – С. 35 – 40.
13. Вагнер Ф.А. Оборудование и способы сварки пульсирующей дугой.– М.: Энергия, 1980.–117 с.
14. Сараев Ю.Н., Макарова Л.И., Екимов В.С. и др. Пути повышения эффективности строительства, эксплуатации и ремонта нефтегазопромыслового оборудования и магистральных трубопроводов на основе адаптивных импульсных технологий сварки и наплавки // Сварочное производство. 2001. № 5. С.31-37.
15. Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Полетика И.М., Тютев А.В., Никонова И.В., Кирилова Н.В., Севастьянов С.П. Улучшение структуры и свойств сварных соединений труб большого диаметра из низколегированной стали при импульсно-дуговой сварке // Автоматическая сварка. - 2004. - № 12. - С. 34-38.
16. Сараев Ю.Н., Слепцов О.И., Безбородов В.П., Никонова И.В., Тютев А.В. Анализ усталостного разрушения, структура и свойства сварных соединений трубопроводов, эксплуатируемых в условиях Сибири и Крайнего Севера // Монтажные и специальные работы в строительстве. - 2005. - №8. - С.18-22.

УСТАНОВЛЕНИЕ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МЕЖДУ АКУСТИЧЕСКИМИ И МАГНИТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ МЕТАЛЛА РАЗРУШЕННОГО РОТОРА ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ И РЕЗУЛЬТАТАМИ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

*А.Н. Смирнов, д.т.н., проф., Н.В. Абабков, к.т.н., доц., Н.В. Быкова, ст. преп.
Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева
650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, тел. (384-2) 36-90-52
E-mail: n.ababkov@rambler.ru*

На одном из предприятий ОАО «ЕВРАЗ» произошло аварийное разрушения ротора паровой турбины №2 ПВС ОАО «ЗСМК» после 194 тыс. часов эксплуатации. Разрушение произошло в направлении, перпендикулярном оси ротора. В качестве объекта исследования был рассмотрен фрагмент разрушенного ротора паровой турбины высокого давления в виде диска шириной 50 мм, включающий с одной стороны поверхность излома (рис. 1). Разрушение произошло между 15 и 16 ступенями.

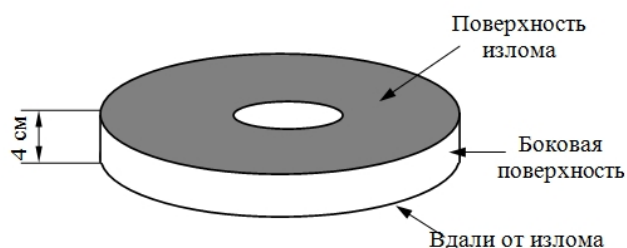


Рис. 1. Вид образца для исследования

Металл был исследован спектрально-акустическим методом (ИВК «Астрон») [1–3] и магнитошумовым методом (АСН «Интроскан») [4, 5] по представленной схеме (рис. 2. а).

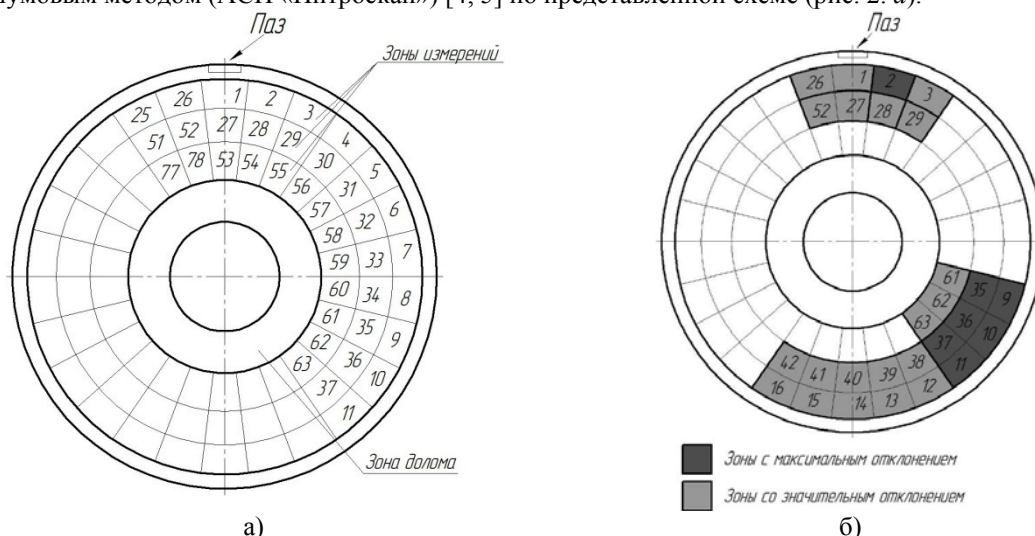


Рис. 2. Схема и результаты измерения акустических и магнитных характеристик по поверхности излома исследуемого образца: а) схема измерения; б) результаты измерений

После проведения измерения была получена следующая картина распределения акустических и магнитных характеристик относительно сечения ротора. Наибольшие значения отклонений измеренных характеристик выявлены в зонах сканирования 2, 9–11 и 35–37. Также значительные отклонения от средней величины обнаружены в зонах 1, 3, 12–16, 26–29, 38–42, 52 и 61–63 (рис. 2, б).

Результаты измерений позволяют предположить, что в зонах с наибольшими отклонениями произошли наиболее сильные изменения структурного состояния металла по сравнению с исходным состоянием.

Для подтверждения выдвинутой гипотезы следующим этапом исследований было решено провести исследования металла методами электронной микроскопии в зонах, где наблюдались наибольшие отклонения акустических и магнитных характеристик. Установлено, что по химическому составу металла установлено, что ротор паровой турбины изготовлен из стали 34ХН1МА (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав металла разрушенного ротора паровой турбины

Объект анализа	Доля химических элементов (вес.%)							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
Образец разрушенного ротора	0.34	0.26	0.37	153	1.6	0.30	0.008	0.006
Сталь 34ХН1МА	0.30-0.40	0.17-0.34	0.50-0.80	1.30-1.70	1.30-1.70	0.20-0.30	≤0.025	≤0.025

За исходное состояние материала была принята структура обр. №3, которая на 75% состоит из нижнего бейнита и на 25% из фрагментированного бейнита (рис. 3, а и б).

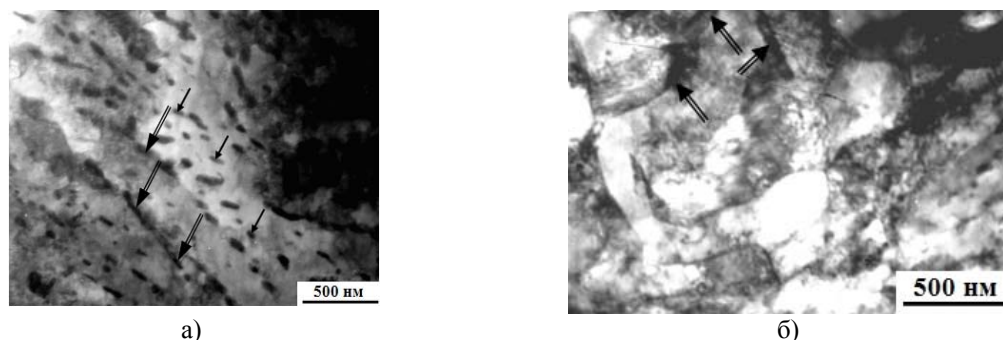


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение участка № 3:
а) нижний бейнит; б) фрагментированный бейнит

Проведенные исследования показали, что морфологически структура α -фазы во всех исследованных образцах представлена в виде бейнита (нефрагментированного и фрагментированного) (табл. 2). Напряжения сдвига σ , создаваемые дислокационной структурой, и моментные напряжения σ_δ , создаваемые избыточной плотностью дислокаций, приведены в табл. В отличие от исходного образца №3, в образцах №1, №2, №4 и №5 имеет место упруго-пластический изгиб. Таким образом, сформировались упруго-пластические моментные напряжения, амплитуда которых существенно превышает величину скалывающих (сдвиговых) напряжений σ . При этом скалывающие напряжения σ вблизи поверхности излома практически одинаковы, но выше, чем в исходном образце (обр.№3). В табл. амплитуда моментных напряжений σ_δ представлена как сумма двух напряжений, обеспечивающих пластический ($\sigma_{пл}$) и упругий ($\sigma_{упр}$) изгибы кристаллической решетки, т.е. $\sigma_\delta = (\sigma_{пл} + \sigma_{упр})$. Как видно из табл. 3, амплитуда упругих моментных напряжений ($\sigma_{упр}$) практически в 2 раза меньше, чем пластических ($\sigma_{пл}$). Исключение составляет обр.№2, в котором наоборот, амплитуда упругих моментных напряжений больше пластических практически в 3 раза.

Таблица 2

Объемные доли морфологических составляющих (вблизи поверхности излома)

Номер образца	Нижний бейнит	Фрагментированный бейнит	
		анизотропные фр.	изотропные фр.
№3	75%	25%	0
№1	25%	60%	15%
№2	20%	80%	0
№4	50%	50%	0
№5	40%	40%	20%

Таблица 3

Амплитуда напряжения сдвига σ и моментных напряжений σ_δ
в различных морфологических составляющих структуры и в среднем по материалу

Номер образца	Нижний бейнит		Фрагментированный бейнит				В среднем по материалу	
			анизотропные фр.		изотропные фр.			
	σ	σ_δ	σ	σ_δ	σ	σ_δ	σ	$\sigma_\delta = (\sigma_{пл} + \sigma_{упр})$
№3	МПа	МПа	МПа	МПа	МПа	МПа	МПа	МПа
№3	360	340	560	370	-	-	410	350
№1	430	370	370	370	310	310	380	360+190
№2	420	370	490	450	-	-	450	420+1100
№4	460	340	400	400	-	-	430	370+150
№5	460	340	400	400	450	450	440	390+260

Дело в том, что в структуре обр. №2 как в его фрагментированной, так и в нефрагментированной областях наблюдаются микротрещины (рис. 4, а-в). Доля материала, занятого областями, содержащими микротрещины, составляет 25 об. %. С одной стороны, образование микротрещин приводит к релаксации напряжений, скалярная плотность в этих областях уменьшается, фрагментированная структура разрушается. С другой стороны, в устье образовавшихся микротрещин присутствуют в виде факела тонкие изгибные экстинкционные контуры. Это хорошо видно на рис. 4, б. Наличие таких контуров свидетельствует о возникновении в таких местах упругих локальных (моментных) напряжений, амплитуда которых возрастает до величин ~4400 МПа. Поэтому амплитуда локальных (моментных) напряжений в обр.№2 по сравнению с другими исследованными участками изделия в 2.5-3 раза выше.

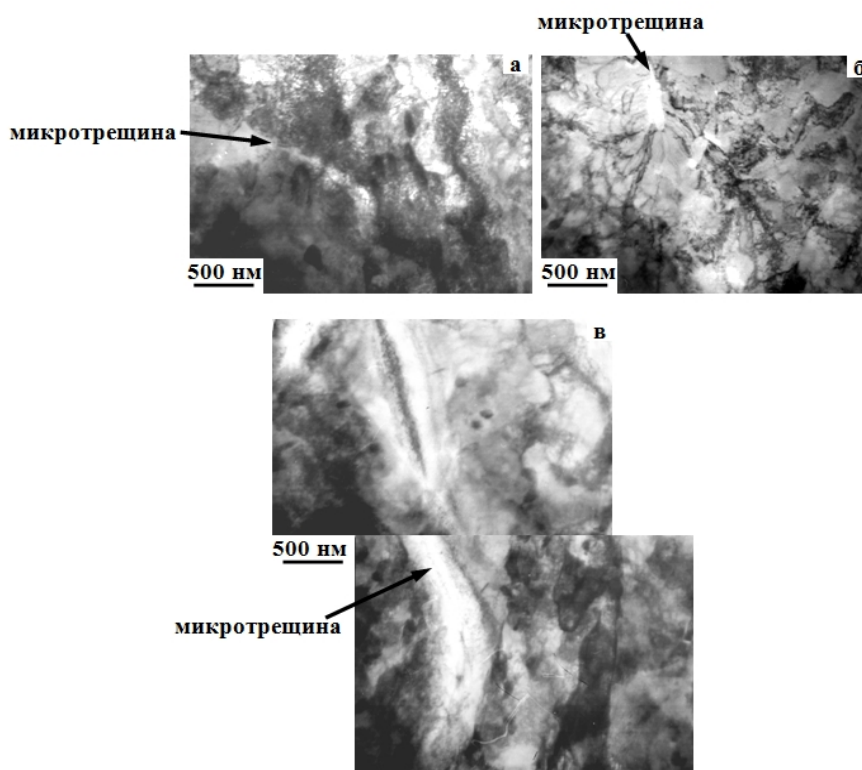


Рис. 4. Микротрещин в нижнем бейните (а, б) и фрагментированном бейните с анизотропными фрагментами (в) в обр. №2

После этого было проведено сравнение полученных средних по материалу значений σ и σ_0 с результатами измерения акустических характеристик исследуемого металла. Установлено согласие между сравниваемыми данными. А именно, в участках материала изделия, в которых более высокие значения σ_0 , т.е. в которых больший вклад вносит упругая составляющая напряжений, отмечается и более высокие значения времени задержки волн Релея – R и меньшие скорости их распространения – V . Так, в обр.№2, в котором наблюдается самое высокое значение σ_0 , отмечены максимальные значения R и минимальные V (табл. 4).

Таблица 4

Сравнение внутренних напряжений с акустическими характеристиками

Номер образца	Внутренние напряжения		Акустические характеристики	
	напряжение сдвига, σ МПа	моментные напряжения, σ_0 МПа	время задержки, R нс	скорость распространения волны, V м/с
№1	440	650	5789	3110
№2	450	4820	5839	3083
№4	430	520	5752	3129
№5	380	550	5798	3104

Анализ результатов микроскопических исследований и измерения акустических характеристик показал высокую чувствительность и эффективность спектрально-акустического метода (рис. 5) для оценки изменений микроструктуры и полей внутренних напряжений.

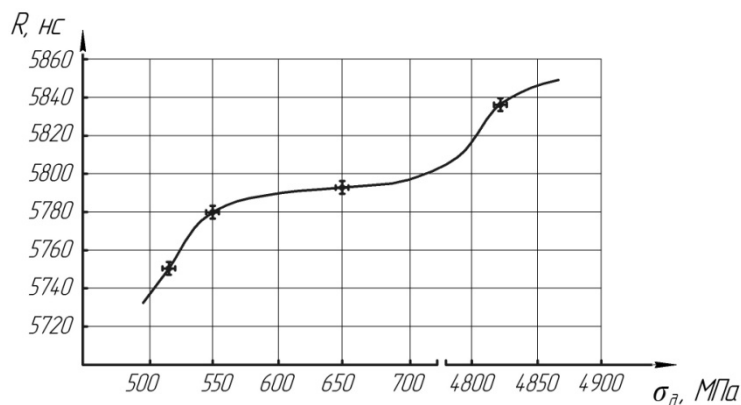


Рис. 5. Зависимость времени задержки волн Релея – R от среднего по материалу значения моментных напряжений – σ_{δ}

Литература.

1. Митенков, Ф.М. О новом методе контроле повреждаемости материала оборудования ЯЭУ и аппаратно-программных средствах для ее реализации / Митенков Ф.М., Углов А.Л., Пичков С.Н., Попцов В.М. // Проблемы машиноведения и надежности машин, 1998. – №3. – С.3–9.
2. Абабков, Н. В. Современное методическое обеспечение для оценки состояния металла потенциально опасного оборудования. Часть 2. Спектрально-акустический метод контроля / Н. В. Абабков, А. В. Бенедиктов, А. Н. Смирнов и др. // Вестн. КузГТУ. 2010. – № 5. – С. 101–106.
3. Углов, А.Л. Новая автоматизированная система неразрушающего контроля прочности и надежности элементов машин и конструкций / А. Л. Углов, В. М. Попцов // Машиностроитель, 1993. – №11. – С.2–4.
4. Смирнов, А. Н. Комплексный подход к оценке работоспособности элементов энергетического оборудования / А. Н. Смирнов, Н. В. Абабков // Извест. Сам. науч. центра РАН, 2010, – Т. 12, №1 (2). – С.520–524.
5. Смирнов, А. Н. Применение магнитошумового метода контроля для оценки качества наплавленного металла / А. Н.Смирнов, Н. В. Абабков // сб. науч. тр. Всероссийской конференции с международным участием «Жизненный цикл конструкционных материалов», ИрГТУ. – Иркутск, 2011. – С. 194–198.

МОДЕЛЬ ФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В КАТОДНОМ ПЯТНЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ

А.П. Степанов, ст. преподаватель, Ю.В. Соткина, инж.

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 5-09-06
E-mail: apsuti@rambler.ru*

Экспериментально установлено, что свойства электрической дуги определяются процессами в небольшой, ярко светящейся области на катоде. Эта область получила название катодного пятна и включает в себя активную часть поверхности катода, нагретую до температур, намного превышающих температуру плавления, и прикатодную плазму, образующуюся в результате испарения активной части электрической дуги.

Катодные пятна (КП) бывают 1-го типа, существующие в низком вакууме и при наличии на катоде диэлектрических пленок или различных загрязнений. КП 2-го типа, образующихся на очищенных поверхностях и при высоком вакууме. КП 3-го типа, появляющиеся при больших токах, главным образом, на катодах с высоким упругим давлением паров. Для КП 1-го типа характерны высокая скорость перемещения и низкая эрозия. Внутренняя структура КП 1-го типа состоит из зна-

чительного числа (несколько десятков) одновременно существующих ячеек. На медном катоде КП состоят из фрагментов, а фрагменты, в свою очередь, имеют внутреннюю структуру в виде одновременно существующих ячеек.

КП 2-го типа обладают скоростями перемещения на два порядка меньшими и эрозией примерно на два порядка больше, чем КП 1-го типа. Тонкая внутренняя структура в виде ячеек просматривается сложнее. КП 3-го типа малоподвижны, с большим количеством капельной фазы, существуют преимущественно на легкоплавких металлах.

В работе [1] блуждание катодного пятна, объясняется двумя причинами: асимметрией распределения магнитного поля при ячейчатой структуре катодного пятна и нарушением симметрии распределения концентрации зарядов в ионизационной области. Катодные пятна находятся в постоянном движении по поверхности катода, однако это движение кажущееся, реально происходит отмирание одних пятен и рождение других. При этом одновременно может существовать несколько пятен (ячеек), количество которых зависит от тока дуги. Перемещение пятна характеризуется как беспорядочное, хаотическое.

Важным свойством катодного пятна является наличие внутренней структуры, проявляющееся в существовании отдельных ячеек или фрагментов катодного пятна. Наличие субструктуры катодного пятна было установлено экспериментально при исследовании эрозионных структур, оставляемых вакуумной дугой на тонкопленочных катодах. По данным [2] каждая ячейка катодного пятна переносит ток, равный удвоенному пороговому току горения дуги $2i_p$. Существование ячеек проявляется в виде микрократеров в месте присутствия пятна. Ячейчатая (дискретная) микроструктура катодного пятна проявляется при самых различных условиях горения дуги (ток $1 \div 10^3$ А, время $10^{-8} \div 10^{-2}$ с, разные катодные материалы и т. д.), а также проявляется в других формах газового разряда.

В ряде работ по исследованию высоковольтных наносекундных разрядов в воздухе атмосферного давления обнаружена микроструктура токовых каналов, представляющая собой совокупность тонких каналов микронного диаметра. Так в [3] при исследовании высоковольтного диффузного разряда обнаружены микроканалы диаметром $\Delta_{mic} = 5-10 \mu m$, объединенные в скопления $N \sim 1000$ штук при среднем расстоянии $D \sim 100 \mu m$ между ними.

Аналогичная микроструктура обнаружена в искровом разряде наносекундного диапазона, формируемом в однородном и резко-неоднородном промежутках [4]. На рис. 1, а приведен отпечаток токового канала искрового разряда на заземленном электроде. Амплитуда напряжения на промежутке 25 kV, длительность фронта нарастания 15 ns. Амплитуда тока искры 3 kA. Диаметр отпечатка канала $\Delta = 0,4$ мм. Видно, что искра обладает внутренней микроструктурой, представляющей собой скопление микроканалов диаметрами $\Delta_{mic} = 5-10 \mu m$, примерно равномерно распределенных по сечению канала. Среднее расстояние между каналами $20 \mu m$. В центральной части отпечатка в результате оплавления металла отдельные микроканалы сливаются, образуя кратеры диаметром $20-30 \mu m$. Общее количество микроканалов $N = 600-900$ штук. Аналогичная картина регистрировалась и на потенциальном электроде.

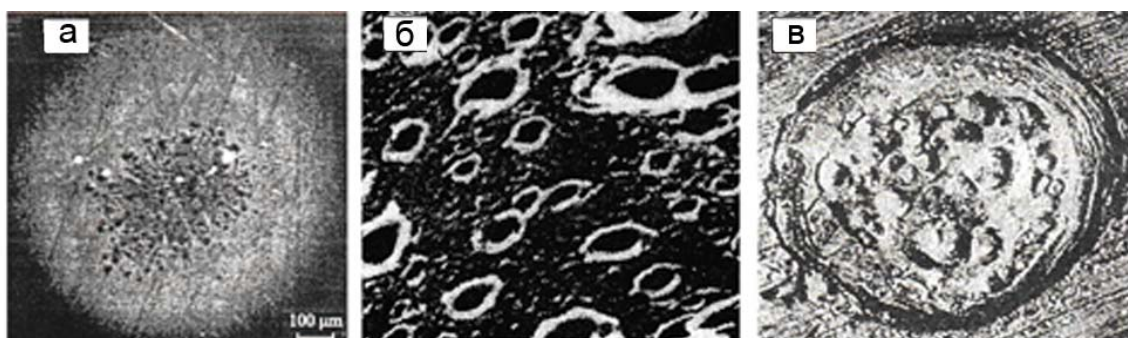


Рис. 1. Отпечатки: а) искры на заземленном электроде; б) катодного пятна вакуумной дуги; в) катодного пятна открытой сварочной дуги $I = 60$ А

На рис. 1, б показаны кратеры на оксидированном молибденовом катоде для катодных пятен первого типа электрической дуги в вакууме. Микрофотография получена при наложении тангенциального к поверхности катода магнитного поля [4].

В работе [5] установлено, что катодное пятно открытой сварочной дуги, горящей между металлическими электродами, состоит из автономных пятен. На рис. 1, в приведен отпечаток катодного пятна открытой сварочной дуги, горящей между электродами из стали Ст3 диаметром 10 мм. Режим горения импульсной дуги: $I_d = 60$ А, $U_d = 24$ В, время импульса $t_{и} = 0,01$ с.

Обобщая известные экспериментальные данные, можно отметить следующие основные закономерности катодных пятен: катодные пятна находятся в постоянном движении; плотность тока в катодных пятнах имеет очень большую, но конечную величину; катодное пятно имеет внутреннюю структуру, проявляющуюся в существовании отдельных ячеек или фрагментов пятна; время жизни ячеек катодного пятна ограничено.

Однако необходимо отметить, что корректного теоретического описания процессов, происходящих в катодном пятне, в настоящее время не существует. Остается неясным механизм замыкания тока дугового разряда на катодах из металлов с низкой температурой плавления и малой величиной удельной эрозии металла. Предложенные физические механизмы сводятся к тому, что поверхность металла в зоне катодного пятна расплавлена, а над поверхностью существует область пространственного заряда, которая определяет всю энергетическую ситуацию прикатодной области. Тем не менее гипотеза о существовании области пространственного заряда не позволяет объяснить всю совокупность явлений в прикатодной области. В подобных физических моделях [6] не учитывается наличие микроструктуры катода, а также закономерности протекания тока через микронеровности катода.

В настоящей работе предлагаются несколько положений, которые проясняют сложные физические процессы, происходящие в области катодного пятна.

Положение 1. При возбуждении в дуге и искровых разрядах на поверхности катода образуется совокупность эмиссионных центров (рис. 2), через которые течет основной ток катода.

Поверхность катода имеет микронеровности, окисные пленки и т.п. Электрическое поле у острия микронеровностей всегда намного сильнее, чем в других местах. При достижении напряженности внешнего электрического поля порядка $10^6 - 10^8$ В/см с выступов микронеровностей будет происходить эмиссия электронов. Под действием внешнего электрического поля электроны проводимости микроострий немедленно придут в упорядоченное, направленное движение и будут «стекают» с острия. Для проводников выполняется принцип электронейтральности: в отсутствие электрического тока заряды распределяются только на поверхности проводника. В толще металла электродов электрическое поле равно нулю. Следовательно, в результате ухода электронов с острия в области выступа появится локально некомпенсированный положительный заряд (рис. 2) и, следовательно, локальное электрическое поле.

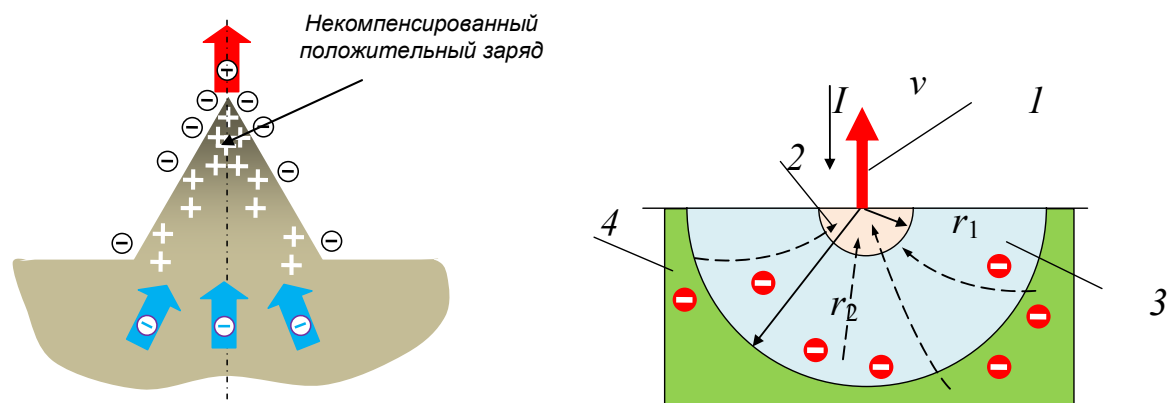


Рис. 2. Образование некомпенсированного положительного заряда в объеме эмиссионного центра катода: 1 – электронный токопроводящий канал; 2 – зона испарения и формирования токопроводящего канала; 3 – жидкая фаза; 4 – твердая фаза

Под воздействием сил этого поля электроны из приповерхностной зоны катода придут в движение. Они будут двигаться к направлению выступа для компенсации избыточного положительного заряда выступа. В итоге устанавливается динамическое равновесие между уходом электронов и их приходом, т. е. возникнет ток, текущий через микроострие. Под воздействием этого тока будет про-

исходить джоулев нагрев металла микронеровности катода, плавление и испарение микровыступов и образование кратера на поверхности катода.

Положение 2. При «стекании» электронов с микронеровности образуется тонкий токовый канал (токовая нить, микродуга), замыкающий межэлектродный промежуток. Ток дуги течет через ячейки – эмиссионные центры, поэтому в межэлектродном промежутке электрической дуги не происходит формирование объемного пространственного заряда.

При возбуждении дуги в межэлектродном промежутке образуется большое количество заряженных частиц, и существуют потоки электронов с микронеровностей. Потоки электронов аналогичны проводнику с током и, следовательно, будут создавать собственное вихревое магнитное поле. Так как токи с микронеровностей небольшие по величине, значит, и магнитное поле будет небольшим. Однако на эти небольшие поля тока электронов с микронеровностей накладывается очень сильное вихревое поле, обусловленное изменением напряженности электрического поля $\partial E/\partial t$ и электрических свойств среды $\partial \epsilon_a/\partial t$ в межэлектродном промежутке. Следовательно, движение электронов в межэлектродном промежутке аналогично движению заряженных частиц в вихревом магнитном поле проводника с током (рис. 3).

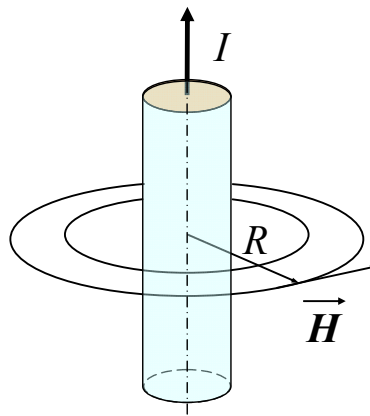


Рис. 3. Вихревое магнитное поле и поток электронов с микронеровностей

Качественно описать движение электронов, оказавшихся вблизи такого тока с острия микронеровности можно с помощью дрейфовой теории [7]. Скорость заряженных частиц при таком движении по величине и направлению определяется по формуле

$$\vec{u} = \frac{1}{2\omega H} (v_{\perp}^2 + 2v_{\parallel}^2) [\vec{h} \text{grad} \vec{H}]. \quad (1)$$

Здесь \vec{h} – единичный вектор вдоль направления \vec{H} . Результирующая траектория дрейфа электронов вблизи токовой нити изображена на рисунке 4, в.

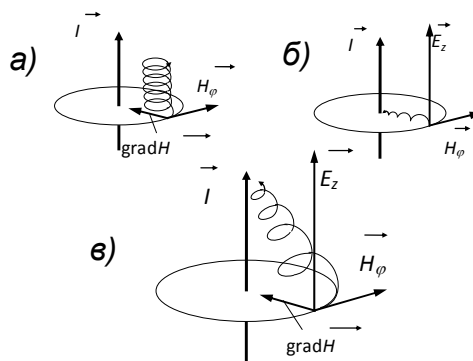


Рис. 4 Движение электрона в поле прямого проводника с током:
а) чисто магнитный дрейф; б) дрейф в скрещенных электрическом и магнитном полях; в) результирующий дрейф

Количество электронов вблизи прямого тока будет лавинообразно увеличиваться. Сила тока будет резко возрастать, что приведет к еще большему возрастанию вихревого магнитного поля, и в конце этого переходного процесса движение электронов в токовой нити будет происходить по линии максимальной напряженности электрического поля с закручиванием в винтовую линию.

Положение 3. В момент возбуждения дуги образуется множество токовых нитей, при этом между ними происходит взаимодействие – притяжение и отталкивание. Эти процессы взаимодействия токовых нитей, а также процессы испарения электродного металла определяют динамику перемещения катодных пятен.

Токовая нить подобна проводнику с током. Известно, что проводники с током, текущим в одном направлении, притягиваются. При возбуждении дуги, с микронеровностей образуется множество токовых нитей, однако, одна из них, в месте максимальной напряженности электрического и магнитного полей, является основной. Другие токовые нити будут к ней притягиваться на основании закона Ампера и при этом происходит одновременно их закручивание (рис. 5).

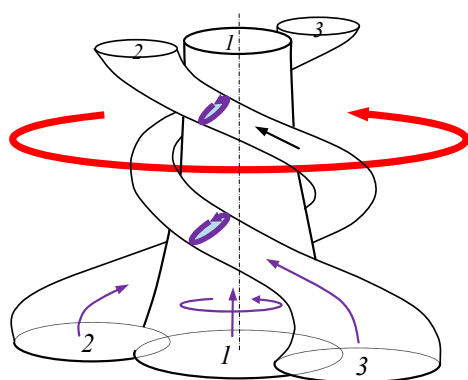


Рис. 5. Закручивание токовых нитей с микронеровностей катода

Притяжение токовых нитей происходит до тех пор, пока не начнут действовать кулоновские силы отталкивания и в итоге возникнет состояние динамического равновесия между силами притяжения и отталкивания. Образовавшийся электронный вихревой шнур будет состоящим из таких токовых нитей, пронизывающих весь его объем.

На катоде вследствие испарения вещества, микронеровности разрушаются, при этом напряженность поля уменьшается, ток с микронеровности прекращается, микродуга гаснет. Однако вблизи присутствует другой выступ шероховатости, на который перемещается (зажигается) микродуга. Происходит непрерывное перемещение микродуг, что является основной причиной блуждания катодного пятна. Катодное пятно перемещается по поверхности и является

источником высокоскоростных струй плазмы. Обычно горение дуги начинается с появления быстроперемещающихся пятен (скорость $\sim 10^3$ - 10^4 см/с), которые затем переходят в медленноперемещающиеся пятна (скорость 10 - 10^2 см/с). Выгорание катода происходит по микронеровностям, при этом образуются кратеры на поверхности катода.

Таким образом, при возбуждении дуги и искровых разрядах в результате эмиссии микронеровности поверхности катода становятся эмиссионными центрами, через которые течет основной ток. В результате на поверхности катода образуется совокупность эмиссионных центров – катодное пятно, которое представляет собой сильно разогретую область размером 10^{-3} - 10^{-4} см и к которой примыкает ярко светящаяся плазма, состоящая полностью или частично из материала катода.

Литература.

1. Кесаев И.Г. Катодные процессы электрической дуги. – М.: Наука, 1968. – 244 с.
2. Болотов А.В., Козырев А.В., Королев Ю.Д. Модель катодного слоя вакуумной дуги при немонотонном распределении потенциала в прикатодной плазме // Физика плазмы. – 1993. – Т. 19. – Вып. 5. – С. 709 – 803.
3. Буранов С.Н., Горохов В.В., Карелин В.И. и др. Микроструктура токовых каналов и убегание электронов в высоковольтных диффузных разрядах атмосферного давления. Исследования по физике плазмы / под ред. В.Д. Селемира, А.Е. Дубинова. – Саров, 1998. – 368 с.
4. Месяц Г.А. Эктоны. Часть 2. – Екатеринбург: УИФ, Наука, 1994. – 249 с.
5. Норин П.А., Малышев Н.И. Структура, геометрические и физические характеристики катодного пятна открытой сварочной дуги // Сварочное производство. – 2001. № 9. – С. 3 – 5.
6. Болотов А.В., Козырев А.В., Королев Ю.Д. Модель катодного слоя вакуумной дуги при немонотонном распределении потенциала в прикатодной плазме // Физика плазмы. – 1993. – Т. 19. – Вып. 5. – С. 709 – 803.
7. Арцимович Л.А., Лукьянов С.Ю. Движение заряженных частиц в электрических и магнитных полях. – М., Наука, 1978 г. 225 с.

ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА СТРУКТУРУ И ХИМИЧЕСКУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-ZN-MG-CU

*В.Е. Федорчук, м.н.с., Ю.В. Фальченко, д.т.н., зав. отдела
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украин
03680, Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11, тел. (044) 205-24-96,
E-mail: fedorchuk@paton.kiev.ua*

Алюминиевые сплавы являются довольно привлекательным конструкционным материалом и широко используются в разных отраслях промышленности [1, 2]. Сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu (типа В96) выделяются среди прочих алюминиевых сплавов самой высокой прочностью полуфабрикатов [3, 4]. Несмотря на активные исследования свариваемости алюминиевых сплавов, основными проблемами при сварке высокопрочных сплавов типа В96 остаются повышенная склонность к образованию горячих трещин и низкие механические свойства по отношению к основному металлу [5, 6]. Разрушение сварных соединений при механических испытаниях происходит, в основном, по зоне термического влияния вблизи границы сплавления. Одним из путей решения этой проблемы является введение в свариваемый металл эффективного модификатора структуры. Известно, что добавки скандия оказывают положительное влияние на механические свойства алюминиевых сплавов за счет модифицирования литой структуры, повышения их температурной стабильности, эффекта дисперсионного и структурного упрочнения. В настоящее время изучено влияние скандия на свойства многих алюминиевых сплавов, разработан целый ряд перспективных сплавов содержащих скандий [7]. В меньшей степени исследовано влияние скандия на процессы, происходящие в металле шва и зоне термического влияния при сварке.

Эксплуатационные и технологические свойства, в том числе и свариваемость, каждого промышленного сплава зависят от фазового состава и структурного состояния, которые, в свою очередь, определяются равновесной диаграммой состояния. Однако в процессе изготовления полуфабрикатов и, особенно при их сварке, формирование структуры происходит в условиях, отличающихся от равновесного состояния [8]. При этом в шве, в процессе кристаллизации, происходит образование пересыщенного твердого раствора и метастабильных фаз; в ЗТВ – распад твердого раствора с выделением метастабильных и стабильных фаз, их коагуляция и образование нового твердого раствора, выделение неравновесных структурных составляющих, в том числе эвтектик. Эти процессы обуславливают структурные неравновесные состояния в различных участках шва и в ЗТВ.

Материалом для исследования служили сварные соединения, полученные при аргодуговой сварке неплавящимся электродом сплава типа В96 двух модификаций Al-8,6Zn-2,6Mg-2,5Cu (В96) и Al-8,7Zn-2,7Mg-2,4Cu-0,3Sc (В96Sc). Сварные соединения получены на листах в состоянии полной термической обработки, включающей закалку и искусственное старение [9].

Исследования структуры металла шва проводили на сварных соединениях, полученных при сварке без использования присадочных проволок. Особенности формирования структуры металла шва изучали с помощью металлографического анализа.

Химическую неоднородность соединений определяли по изменению концентрации легирующих элементов в отдельных фазовых составляющих, включая основной металл, ЗТВ и шов, при помощи микрорентгеноспектрального анализа на приборе "Comebax-SX50" (Франция). Результаты исследований получали в виде непрерывных диаграмм, на которых пиковые отклонения отражают концентрацию элементов в соответствующих фазовых составляющих при прохождении зонда. Кроме этого устанавливали содержание элементов в отдельных выделениях. Диаметр облучения объекта зондом составлял 1,5 мкм.

Основной металл сплава В96 представляет собой частично распавшийся твердый раствор основных легирующих элементов с выделениями избыточных фаз, обогащенных основными легирующими элементами. Концентрация Zn, Mg, Cu в твердом растворе сплавов В96 и В96Sc приблизительно одинакова и составляет 7,9-8,1%; 2,1-2,6%; 1,9-2,1% соответственно. В сплаве В96Sc твердый раствор содержит дополнительно небольшое количество (0,13-0,16%) скандия и включения интерметаллидных фаз типа Al₃Sc (5,0-5,1%Zn; 0,1-0,2%Mg; 0,3-0,5%Cu; 18-19%Sc). Общий интервал кристаллизации сплавов значительный и составляет 170 °С.

При сварке сплава В96 в шве формируется мелкокристаллическая структура с непрерывными эвтектическими выделениями по границам дендритов и их осей. Введение в сплав 0,3% Sc приводит к формированию недендритной структуры, а размер ячейки при этом уменьшается по сравнению с обычной дендритной структурой от 50-100 мкм до 1-30 мкм. В процессе кристаллизации металла

шва при сварке сплава В96 без скандия содержание легирующих элементов в твердом растворе несколько выше и составляет 7,4-7,6% Zn, 0,8-1,0% Cu, 1,8-2,0% Mg, твердый раствор сплава со скандием содержит 6,1-6,3% Zn, 0,5-0,7% Cu, 1,5-1,6% Mg. Концентрация Sc в твердом растворе увеличивается по сравнению с основным металлом и составляет 0,2%. Одновременно меняется характер распределения эвтектики, ее выделения располагаются только по границам кристаллитов. В металле шва со скандием наблюдаются отдельные выделения скандиевых интерметаллидов четкой геометрической формы размером 3-7 мкм.

Нагрев металла в ЗТВ приводит к целой гамме преобразований, связанных с изменением состояния твердого раствора и выделением фазовых составляющих, соответствующих низкотемпературному возврату, частичному или полному отжигу, рекристаллизации, высокотемпературному возврату и закалке. Перегрев выше температуры солидуса приводит к оплавлению легкоплавких структурных составляющих по границам зерен, увеличению размеров зерен и формированию по их границам хрупких прослоек и микродефектов.

Методом микрорентгеноспектрального анализа определен химический состав эвтектических выделений по границам зерен в зоне термического влияния. Согласно полученным данным, для сплава В96 эвтектические выделения имеют следующий состав: компактные выделения – 28% Zn; 16% Cu; 11% Mg, а непрерывные пограничные выделения содержат 28% Zn, 16% Cu и 12% Mg. То есть выделения, независимо от формы, имеют практически одинаковый состав.

В сплаве В96Sc, содержащем скандий, в отличие от сплава В96, где скандий отсутствует, в результате оплавления структурных составляющих при сварочном нагреве образуется две эвтектики, отличающиеся концентрацией легирующих элементов. Одна из них более плотная, прерывистая, имеет повышенное количество Zn (25-27%), Mg (11,7-12%), Cu (17-18,2%) и практически без скандия (0,014-0,015%). Вторая – глобулярная, содержит меньшее количество Zn (15-18%), Mg (4,6-5,3%), Cu (~8%) и значительное количество скандия (3-8,5%). Эвтектика с повышенным количеством основных легирующих элементов по составу аналогична эвтектикам, содержащимся в сплаве В96. Следует отметить, что наличие двух типов эвтектических выделений является основной причиной повышения стойкости сплава В96 к образованию горячих трещин в процессе сварки при легировании его скандием [5].

В отличие от основного металла, который характеризуется стабильным содержанием легирующих элементов в твердом растворе, в ЗТВ, по мере приближения к границе сплавления, уровень концентрации их в твердом растворе начинает снижаться. Эту закономерность, по-видимому, можно объяснить с таких позиций: при оплавлении структурных составляющих в массе твердого металла в ЗТВ образуются прослойки или обособленные зоны жидкого металла. В связи с разной растворимостью легирующих элементов происходит перераспределение их между твердым металлом и жидкостью. Это приводит к обогащению жидкости легирующими элементами и уменьшению концентрации их в твердом растворе. Так, например, при содержании 7,9-8,1% Zn, 2,5-2,6% Mg, 1,9-2,1% Cu в твердом растворе основного металла, концентрация в твердом растворе металла ЗТВ (на расстоянии 20 мкм от границы сплавления) уменьшается до 7,2-7,7%, 1,8-1,88%, 0,97-0,98% соответственно. Объем эвтектических образований увеличивается по сравнению с объемом избыточных фаз в основном металле от 1 до 5,8% (рис.1).

Содержание Sc в твердом растворе алюминия практически не изменяется и остается на том же уровне, $\approx 0,16\%$. В эвтектических прослойках, с низким уровнем легирующих элементов, содержание Sc составляет 3,1-8,4%.

При исследовании структуры металла в ЗТВ, на участке температур ниже равновесного солидуса, наблюдаются эвтектические выделения на обоих исследованных сплавах. На их форму и размеры по границам зерен влияет исходная структура основного металла. При наличии строчечных мелких выделений избыточных фаз в основном металле – выделения эвтектики тонкие и протяженные. В случае отдельных крупных включений образуются локальные компактные объемы эвтектики. При отсутствии в основном металле избыточных фаз оплавления по границам зерен отсутствуют. С повышением температуры, по мере приближения к границе со швом, оплавление происходит сначала по многоугольным стыкам зерен с последующим образованием разветвленных паукоподобных и прерывных выделений (рис.2а).

При наличии Sc в основном металле, в связи с уменьшением размеров зерен и увеличением протяженности границ, наблюдаются более тонкие эвтектические выделения. При этом структура остается нерекристаллизованной. Включения первичных выделений алюминиево-скандиевых фаз, которые имели место в основном металле, в ЗТВ сохраняются. Некоторые из них приобретают не-

сколькo измененную форму, но сохраняют свое месторасположение, как в теле зерна, так и в скоплениях эвтектики (рис.2б).

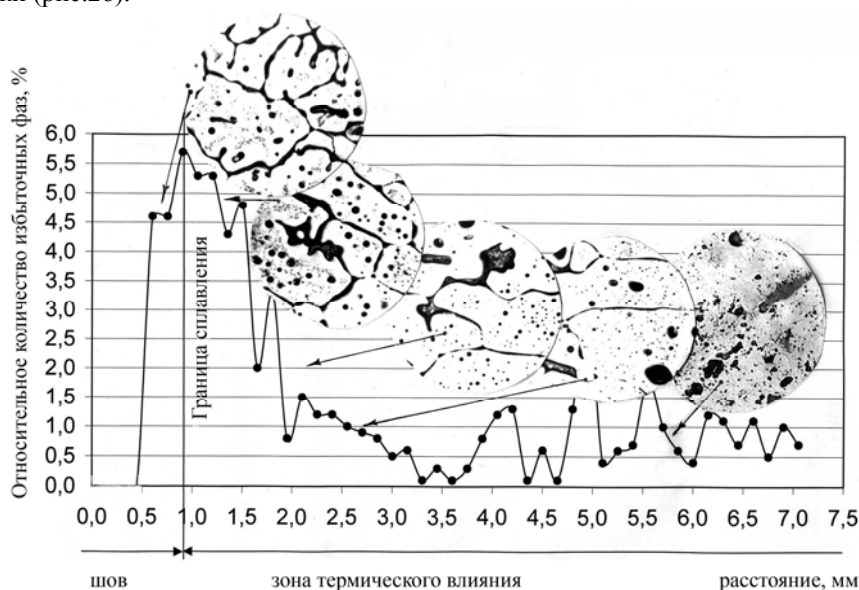


Рис. 1. Фрагменты микроструктуры (x1000) и относительное количество избыточных фаз в ЗТВ при АДС сплава В96 без использования присадочной проволоки

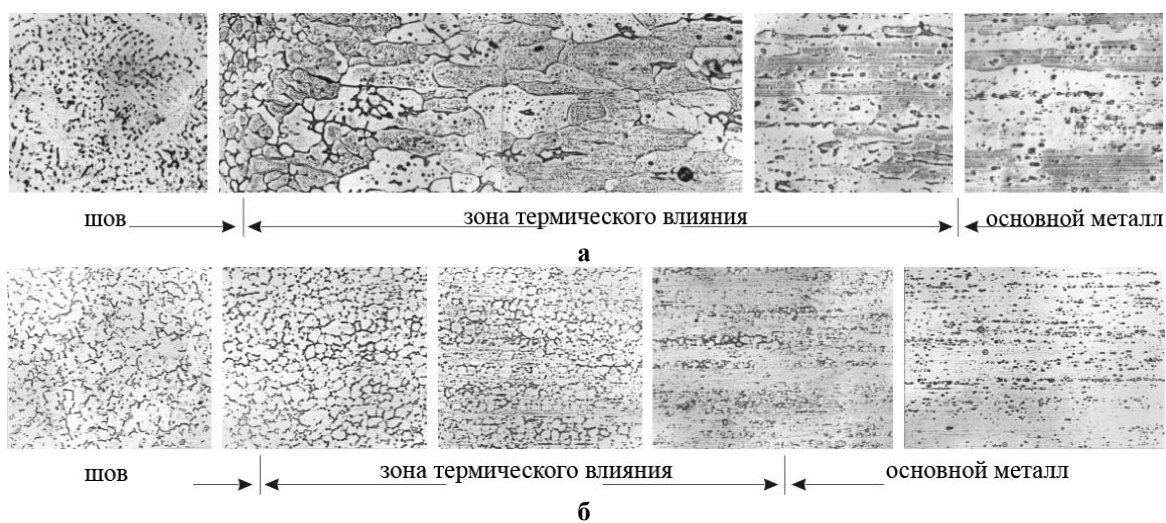


Рис. 2. Микроструктура (x630) соединений, полученных при АДС сплава типа В96, а) сплав В96; б) сплав В96Sc

Выводы

1. Сплав типа В96 имеет широкий интервал плавления и кристаллизации (170°C) и незначительный объем эвтектики на завершающем этапе затвердевания (1-2%), что обуславливает высокую склонность к образованию горячих трещин при сварке и вероятность образования неравновесных структурных составляющих эвтектического происхождения на значительном расстоянии от границы сплавления.
2. При сварке сплава В96 на расстоянии до 1,2 мм от границы сплавления на месте локальных избыточных фаз основного металла, в результате оплавления структурных составляющих, образуются эвтектические соединения, сначала обособленной формы, затем в виде протяженных непрерывных прослоек по границам рекристаллизованных зерен, вызывающих охрупчивание металла в ЗТВ.
3. Показано, что в процессе сварки в ЗТВ, наряду с оплавлением структурных составляющих, происходит обеднение твердого раствора по основным легирующим элементам. Количество

фаз эвтектического происхождения по сравнению с избыточными фазами в основном металле увеличивается в 2-3 раза. Все это ослабляет участок металла в ЗТВ и является причиной разрушения сварного соединения при механических испытаниях.

4. Добавки Sc тормозят процессы рекристаллизации в ЗТВ, уменьшают степень ликвации по границам зерен. Характер оплавлений структурных составляющих становится локальным, без грубых межзеренных эвтектических прослоек.
5. Установлено, что в результате оплавления в ЗТВ сплава В96Sc образуется два типа эвтектик: первая аналогична сплаву В96 без скандия с повышенным содержанием легирующих элементов, вторая - с пониженным содержанием Zn, Mg, Cu и содержащая 3,5-8,5%Sc.

Литература.

1. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. Промышленные алюминиевые сплавы – Справ. изд. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.
2. Братухин А. Г., Полькин И. С., Качанов Е. Б. Новые конструкционные свариваемые сплавы для авиации и народного хозяйства // Вестник НОУ-ХАУ. – 1993. - № 2. – С. 49-51.
3. Илларионов Э.И., Колобнев Н.И., Горбунов П.З. Алюминиевые сплавы в авиакосмической технике. М.: Наука, 2001. – 192 с.
4. Фринляндер И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970-1999 гг. и 2000-2015 гг. //Труды V сессии Научного совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения». Киев:Наук.думка, 2000.- с-15-19
5. Ищенко А.Я., Федорчук В.Е., Покляцкий А.Г., Яворская М.Р. Стойкость против образования горячих трещин при сварке опытных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu // Автоматическая сварка, №2, 2007, с.
6. Машин В.С., Покляцкий А.Г., Федорчук В.Е. Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом // Автоматическая сварка. – 2005. – № 9. – С. 43-49.
7. Ищенко А.Я., Лабур Т.М., Бернадский В.Н., Маковецкая О.К. Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях. К.: «Экотехнология», 2006. – 112 с.
8. Засыпкин В.А., Лешков В.П., Ручьева Н.В. и др. Влияние структуры и свойств слитков на качество плит сплава В95пч// МиТОМ, №7, 1983,с. 16-19.
9. Справочник по алюминиевым сплавам. Под. ред. В.И. Елагина. – М.: ВИЛС. – 1978. – 132 с.

ВЛИЯНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННОГО ПОЛОЖЕНИЯ И ЗАЗОРА МЕЖДУ СВАРИВАЕМЫМИ ПЛАСТИНАМИ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ

*И.А. Цибульский, к.т.н., доц., М.В. Кузнецов, м.н.с., А.Д. Ахметов, инж.
Санкт-Петербургский государственный политехнический университет
195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29, тел.(812)552-98-43
E-mail: Igor@ltc.ru*

Введение

Лазерно-дуговая сварка (ЛДС) – это способ сварки плавлением, реализуемый при одновременном воздействии на материал лазерного излучения и электрической дуги с образованием общей сварочной ванны и стабилизации электрической дуги за счёт плазменного факела, образованного лазерным излучением. Взаимодействие лазерной и дуговой составляющих при ЛДС позволяет объединить их преимущества и нивелировать недостатки. Благодаря этому к основным преимуществам ЛДС можно отнести минимальные сварочные деформации, высокую скорость сварки и большую глубину проплавления, присущие лазерной сварке, а также возможность сварки по зазору и возможность варьирования механическими свойствами металла шва за счёт присадочного материала, присущие дуговой сварке.

В связи с вышесказанным ЛДС находит широкое применение в мировой промышленности, сопровождаемое различными исследованиями. К данным исследованиям можно отнести сравнительный анализ лазерной, дуговой и лазерно-дуговой способов сварки [1], исследования ЛДС с использованием различных лазерных источников [2]. В ряде работ освещены исследования влияния напряжения, частоты и времени пульсации дуги [3], расстояния между осью луча лазера и электродом [4], формы разделки [5], типа обработки разделки [6], типа соединения, состава защитной газовой смеси [7] на механические свойства и геометрию сварного соединения. В других описаны результаты исследования влияния амплитудно-частотных характеристик при сканировании лазерного луча на

внутренние дефекты сварного соединения [8], а также влияние технологических параметров ЛДС на распределение легирующих элементов и механические свойства сварных соединений [9,10]. В ряде работ описано влияние пространственного положения на глубину проплавления, тип и частоту, а также средний диаметр капель при переносе электродного металла при ЛДС в различных пространственных положениях [11-13].

Приведённый краткий обзор показывает недостаток исследований проникновения легирующих элементов присадочной проволоки в металле шва и эффективности ЛДС в различных пространственных положениях.

В связи с этим в Институте лазерных и сварочных технологий (ИЛиСТ) СПбГПУ были проведены исследования эффективности ЛДС в нижнем пространственном положении (НПП), вертикальном пространственном положении (ВПП) и горизонтальном пространственном положении (ГПП). Изучалось влияние зазора на геометрию зоны проплавления, эффективность ЛДС и глубину проникновения легирующих элементов присадочной проволоки в ГПП. И проводился сравнительный анализ характера проникновения легирующих элементов присадочной проволоки при ЛДС в ГПП и ВПП.

Результаты данных исследований описаны ниже.

Оборудование и материалы

ЛДС в НПП, ВПП и ГПП осуществлялась на экспериментальном стенде – Лазерно-дуговом технологическом комплексе (ЛДТК), разработанном сотрудниками ИЛиСТ. В качестве источников энергии использовались иттербиевый волоконный лазер LC-15 с максимальной выходной мощностью 15 кВт (НТО “ИРЭ-Полнос”) и выпрямитель для дуговой сварки ВДУ-1500 DC (ЗАО НПФ “ИТС”).

При ЛДС была использована высокопрочная конструкционная сталь РС Е36 (зарубежные аналоги: SB49 (Германия), 12Mn (Япония), 09G2S (Китай)), применяемая в отечественном судостроении. Габаритные размеры образцов 200x80x16 мм (НПП) и 200x80x20 (ВПП и ГПП). В качестве присадочного материала использовалась металлопорошковая сварочная проволока Power bridge 60M. Для исследования проникновения легирующих элементов в металле шва использовалась проволока с повышенным содержанием хрома и никеля. В таблице 1 приведён химический состав стали РС Е36.

Таблица 1

Марка	Химический состав, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mb	Nb	Al	V
РС Е36	0,18	0,15 – 0,50	0,9-1,6	≤0,020	≤0,015	≤0,3	≤0,40	≤0,35	≤0,06	0,02 – 0,05	0,020 – 0,060	0,05 – 0,10

Сварка осуществлялась прямолинейными стыковыми швами. Для защиты сварочной ванны и металла шва использовалась смесь аргона с углекислым газом в соотношении 80% и 20% соответственно. Свариваемые поверхности перед сваркой были зачищены до металлического блеска и обезжирены. Сборка сварочных образцов осуществлялась с применением струбцин.

Влияние пространственного положения на эффективность ЛДС и распределение легирующих элементов присадочной проволоки в металле шва

Для исследования эффективности ЛДС в различных пространственных положениях были выбраны сварные соединения со стабильным сквозным проплавлением. В таблице 2 приведены параметры режимов ЛДС, на рисунке 1 – фотографии макрошлифов. Результаты измерений зоны проплавления сварных соединений и расчёта эффективности ЛДС сведены в таблицу 3 и графически представлены на рисунке 2.

Таблица 2

Параметр	НПП	ГПП	ВПП
Рл, кВт	15	15	15
V _{св} , м/мин	1,5	1,2	1,5
I _д , А	440	240	280
U _д , В	24,6	24,3	24
Зазор между пластинами, мм	0	0; 0,5; 1	1
d _{пр.} , мм	1,6	1,2	1,2
Расход защитной газовой смеси,	25	25	25

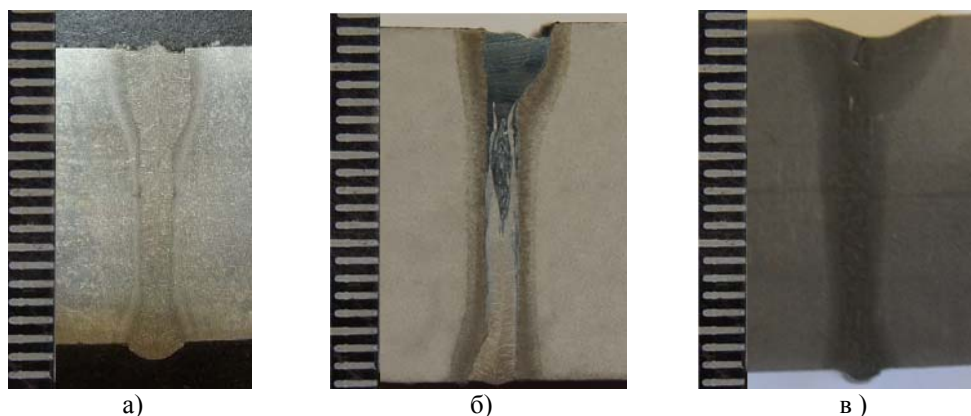


Рис. 1. Макрошлифы сварных соединений, образованных при ЛДС в различных пространственных положениях: а – НПП; б – ГПП; в – ВПП

Таблица 3

Геометрия зоны проплавления сварных швов и эффективность сварки

Пространственное положение ЛДС	а, мм	б, мм	Ψ	$S_{пр}$, мм ²	$Q_{св}$, кВт	$Q_{ст}$, кВт	$\eta_{тд}$, %
НПП	3,4	16	0,21	39,7	25,8	8,2	31,8
ГПП	3,7	20	0,19	42,6	20,8	7,0	33,8
ВПП	8,5	20	0,43	44,87	21,4	9,3	43,3

Где а – ширина шва на поверхности пластины, мм; б – глубина проплавления, мм; Ψ – коэффициент формы проплавления ($\Psi=a/b$); $S_{пр}$ – площадь проплавления, мм²; $Q_{св}$ – энергия на выходе из источников, кВт; $Q_{ст}$ – энергия аккумулированная в стыке, кВт; $\eta_{тд}$ – термодинамический к.п.д., %.

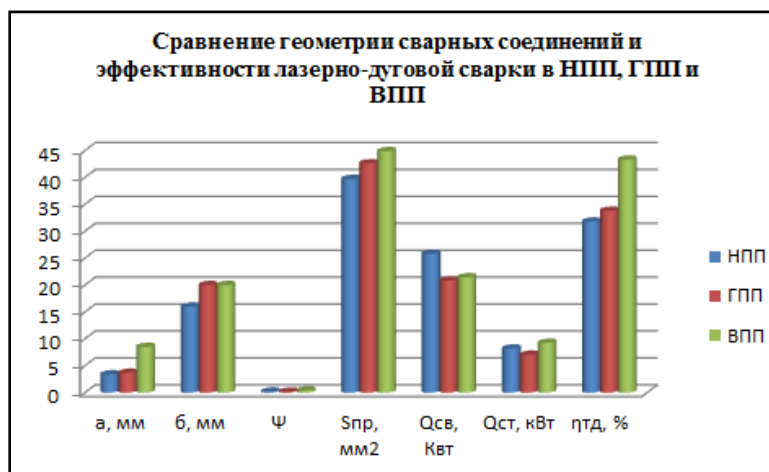


Рис. 2. Диаграмма сравнения геометрических характеристик зоны проплавления сварных швов и эффективности лазерно-дуговой сварки

Для оценки проникновения легирующих элементов сварочной проволоки при ЛДС в ГПП и ВПП (в тех случаях, когда исключено действие на них силы тяжести) был проведён микрорентгеноспектральный анализ сварных швов, выполненный на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения Mira Tescan с использованием приставки Oxford INCA Wave 500. Результаты микрорентгеноспектрального анализа представлены на рисунке 3 в относительных единицах: C_{max} и N_{max} – максимальные концентрации соответствующих легирующих элементов в сварочной проволоке.

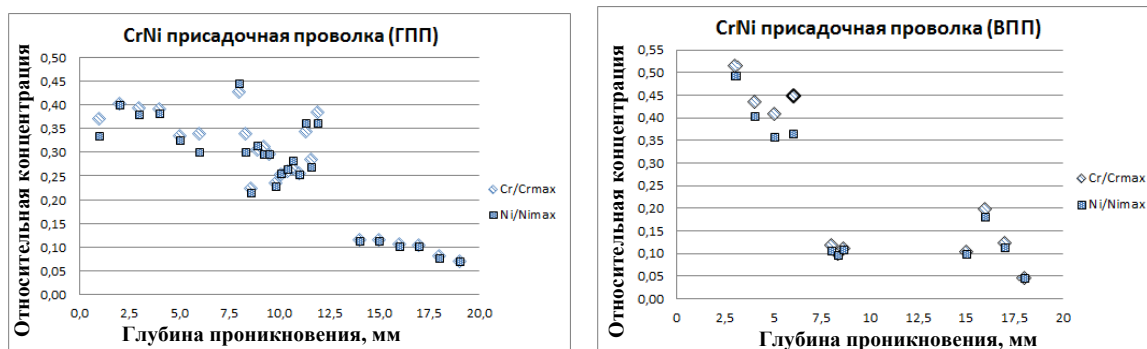


Рис. 3. Распределение легирующих элементов присадочной проволоки по глубине металла шва

Анализ результатов, представленных в таблице 3 и на рисунке 2, позволяет сделать вывод о том, что ЛДС в ВПП обладает наибольшим $\eta_{гд}$. При этом его значение на 36% и 28% выше по сравнению с $\eta_{гд}$ при ЛДС в НПП и ГПП соответственно. Причиной тому является вытекание расплава за счёт силы тяжести в НПП. Экспериментально установлено, что при ЛДС в НПП с максимальной мощностью лазерного излучения 15 кВт, за один проход без протекания расплава можно сварить пластины толщиной не более 12 мм. При сварке пластин с толщиной больше 12 мм необходимо либо использовать дополнительные технологические операции по изменению геометрии кромок, либо технологические приёмы для поддержания ванны расплава (керамические подложка или флюсовая подушка). Также один из вариантов – разнесение источников нагрева на значительное расстояние при опережающем положении лазерного излучения, но данный способ сварки больше похож на 2-х проходную сварку с минимальным перемешиванием легирующих элементов присадочной проволоки по сечению металла шва. В ГПП расплав не вытекал из ванны, но при этом для получения стабильного сквозного проплавления требовалось снизить скорость сварки до 1,2 м/мин. Конечно, режим ЛДС в ГПП не оптимален и, вполне вероятно, что при оптимизации некоторых из его параметров удастся достичь более высокого значения $\eta_{гд}$.

Из результатов исследования, представленных на рисунке 3, следует, что такие легирующие элементы как Cr и Ni, содержащиеся в проволоке проникают на всю глубину сварного шва (количество Cr в корне шва превышает его содержание в основном металле до 5 раз, Ni – до 2 раз). Также можно оценить долю участия присадочного металла в сварном шве, которая в верхней части шва составляет около 50% в нижней - около 5%.

Данное распределение легирующих элементов в металле шва рядом исследователей объясняется гидродинамическими вихрями, образованными за счёт потоков в ванне расплава [14].

Влияние зазора между свариваемыми пластинами на геометрию зоны проплавления, эффективность сварки и глубину проникновения легирующих элементов присадочной проволоки в металле шва

Исследования были проведены при ЛДС в ГПП. На рисунке 4 представлены макрошлифы сварных соединений, выполненных при различном зазоре, в таблице 4 - результаты исследования макрошлифов, на рисунке 5 – графическое представление результатов.

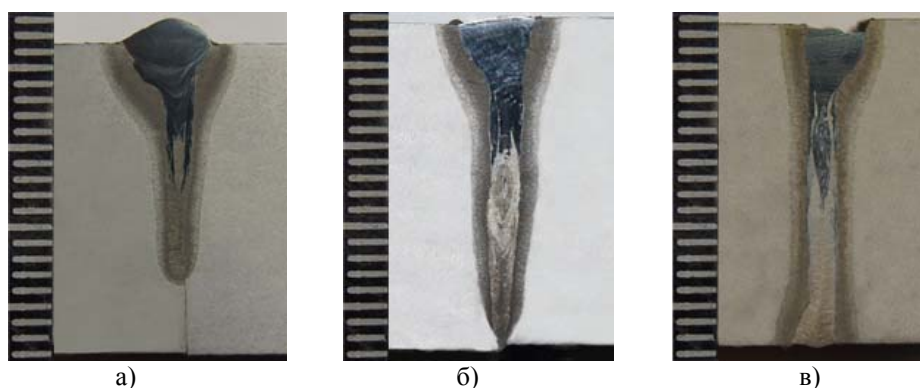


Рис. 4. Макрошлифы сварных соединений, выполненных при ЛДС в ГПП с различным зазором между свариваемыми пластинами: а – 0 мм; б – 0,5 мм; в – 1 мм

Таблица 4

Оценка геометрии зоны проплавления, эффективности сварки и глубины проникновения легирующих элементов присадочной проволоки при различном зазоре

Зазор, мм	a, мм	b, мм	Ψ	Глубина проникновения лег. эл-в, мм	$S_{пр}$, мм ²	$Q_{св}$, кВт	$Q_{ст}$, кВт	$\eta_{тд}$, %
0	5,9	15,1	0,39	9,5	31,2	20,5	5,16	25,2
0,5	4,6	19,8	0,23	14	40,2	20,9	6,65	31,8
1	3,7	20	0,19	20	42,6	20,8	7,04	33,8

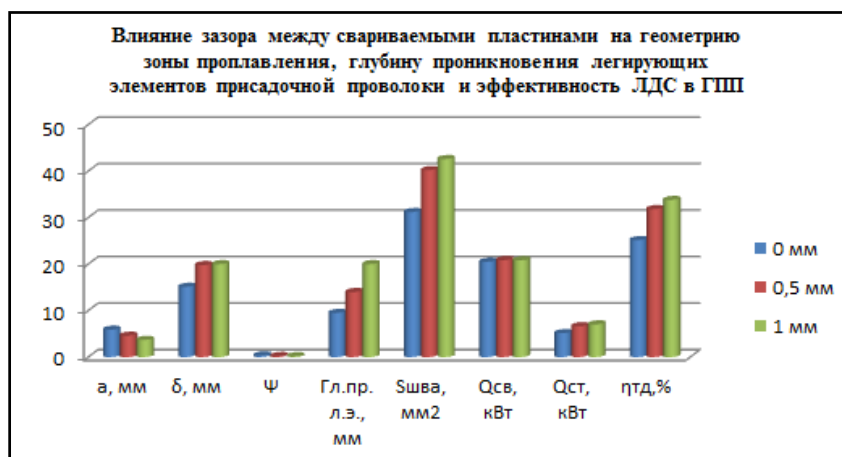


Рис. 5. Диаграмма сравнения геометрических характеристик зоны проплавления сварных швов, глубины проникновения легирующих элементов (гл. пр. л.э.) присадочной проволоки и эффективности ЛДС в ГПП при различных зазорах между свариваемыми пластинами

Результатами исследования показано, что при ЛДС в ГПП с увеличением зазора между свариваемыми пластинами увеличиваются как площадь зоны проплавления, так и термодинамический к.п.д. сварки. Рост площади проплавления и эффективности сварки происходит из-за увеличения глубины проплавления. Происходит это вследствие того, что при сварке с зазором часть расплавленного присадочного металла переносится в зазор. При этом, чем больше зазор, тем больший объём присадочного металла переносится в него, проникая на большую глубину и образуя, тем самым, дополнительный источник нагрева внутри зазора, в связи с чем увеличивается количество энергии, затрачиваемое на образование сварного соединения ($Q_{ст}$), и эффективность сварки. При уменьшении зазора ширина шва на поверхности пластин увеличивается из-за скопления расплавленного присадочного металла в приповерхностной зоне.

Выводы.

1. Получены стабильные сквозные проплавления при ЛДС в различных пространственных положениях: НПП - 16 мм, ГПП - 20 мм, ВПП - 20 мм, которые можно использовать в качестве корневых проходов при сварке металлов толщиной свыше 20 мм.
2. Экспериментально показано, что максимальное значение термодинамического к.п.д. достигается при ЛДС в ВПП и составляет около 43%, что на 36% и 28% выше по сравнению с теми же показателями в НПП и ГПП соответственно.
3. При переходе от НПП к ВПП и ГПП в случае ЛДС глубина проплавления увеличивается.
4. Показано, что при постоянных параметрах режима ЛДС увеличение зазора между свариваемыми пластинами от 0 до 1 мм повышает площадь зоны проплавления, эффективность ЛДС и глубину проникновения легирующих элементов присадочной проволоки.
5. Экспериментально показано, что при ЛДС в ВПП и ГПП легирующие элементы присадочной проволоки имеют приблизительно одинаковый характер проникновения по глубине металла шва.
6. Экспериментально определено, что при ЛДС в ВПП и ГПП (при наличии зазора между свариваемыми пластинами 1 мм) легирующие элементы присадочной проволоки проникают на глубину до 20 мм.
7. Исходя из результатов эксперимента, доля участия присадочного металла в верхней части шва составляет около 50%, в корневой – около 5%.

Литература.

1. Moore P.L., Howse D.S., Wallach E.R. Development of Nd:YAG Laser and Laser /MAG Hybrid Welding for Land Pipeline Application // Welding and Cutting. - 2004. - №4. - P. 186 - 190.
2. Томи С., Зефелд Т. Особенности применения гибридной лазерно-дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитного газа // Автоматическая сварка. - 2006. - №6. - С.36- 39.
3. Parameter Influence in CO₂-laser/MIG Hybrid Welding / Nilsson K., Heimbs K., Engstrom H., Kaplan A. F. H. // Proc. of Int. Conf IIW Doc. IV-843-03, 2003. - P. 17 - 23.
4. Гибридная лазерно-дуговая сварка металлов больших толщин / Туричин Г.А., Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Сомонов В.В. // Научно-технические ведомости СПбГПУ. - 2010. - №110. - С. 181-187.
5. Tig or MIG Arc Augmented Laser Welding of Thick Mild Steel Plate. / Matsuda J., Utsumi A., Katsumura M., Hamasaki M., Nagata S. // Joining and Materials. - 1988. - №7. - P.31-34.
6. Hybrid Nd:YAG/GMAW Welding of Ultra High Strength Steel / Verwimp J., Gedopt J., Maes G., Haver W. V. // Proc. of the 6 Int. Conf. "Beam Technology and Laser Application", Russia, Saint-Petersburg, 2009. - P. 315 - 321.
7. Лазерная и лазерно-дуговая сварка сталей в защитных газах / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, А.В. Сиора, А.В. Бернацкий, Е.И. Гончаренко, Т.Г. Чижская // Автоматическая сварка. - 2007. - №1. - С. 34 - 38.
8. Исследование формирования пористости алюминиевых сплавов при лазерной и лазерно-дуговой сварке / Туричин Г.А., Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Сомонов В.В., Валдайцева Е.А. // Научно-технические ведомости СПбГПУ. - 2010г. - №110. - С. 175 - 181
9. Лазерно-дуговая сварка алюминий-магниевого сплава / Туричин Г.А., Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Сомонов В.В. // Научно-технические ведомости СПбГПУ. - 2011г. - №135. - С. 194 - 200.
10. Распределение магния в металле шва при лазерно-дуговой сварке алюминий-магниевого сплава / Туричин Г.А., Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Шелюховская Д.В. // Научно-технические ведомости СПбГПУ. - 2012. - №159. - С. 110 - 116.
11. Effects of welding positions on droplet transfer in CO₂ laser-MAG hybrid welding / Y.B. Chen, J.C. Feng, L.Q. Li, Y. Li, S. Chang // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. - 2013. - 68. - P. 1351 - 1359.
12. Лазерно-дуговая сварка в различных пространственных положениях / Туричин Г.А., Цибульский И.А., Кузнецов М.В., Ахметов А.Д., Величко О.В. // Научно-технические ведомости СПбГПУ. - 2013. - Т.1. - №183. - С. 218-225.
13. High-power CO₂ Laser-MIG Hybrid Welding for Increased Gap Tolerance. Hybrid Weldability of Thick Steel Plates with a Square Groove / T. Hayashi, S. Katayama, N. Abe, A. Omori // Welding International. - 2004. - 18(9). - P. 692 - 701.
14. V. Lopota, G. Turichin, E. Valdaitseva, E. Beyer, S. Voellmar, Marangoni Convection in the Rear Part of Melting Pool in Keyhole Laser Welding, Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering. - 2004. - T.5399. - P. 204-211.

**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СВАРОЧНЫХ ГОРЕЛОК
В АВТОМАТИЧЕСКИХ СВАРОЧНЫХ СИСТЕМАХ**

А.В. Филонов, ст. преподаватель

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 5-09-06

E-mail: a.filonow@mail.ru

Современные механизированные и автоматизированные сварочные системы не редко строятся на базе унифицированных узлов и приспособлений. Показателен пример использования фирмой Noboruder (Япония) сварочных горелок для механизированной сварки в качестве сварочных головок для автоматической сварки [1]. Горелка закрепляется в специальном механизме перемещения (рис. 1), который обеспечивает стабильную скорость сварки и может функционировать в различных пространственных положениях.

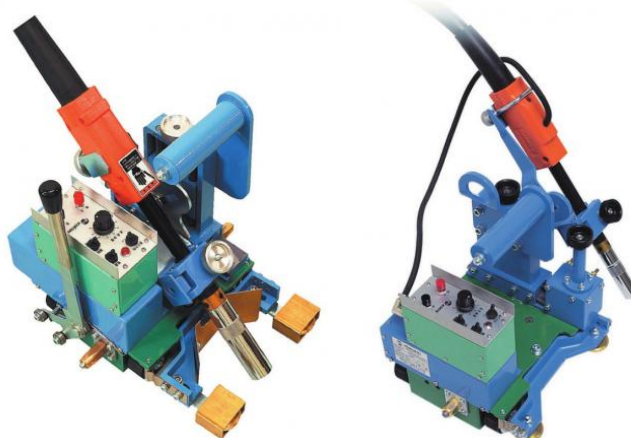


Рис. 1. Механизмы перемещения горелок сварочных полуавтоматов серии Noboruder

Автоматизированные системы для сварки, построенные на базе унифицированных сварочных горелок, имеют неоспоримые достоинства, обусловленные тем, что в качестве рабочего органа применяется именно сварочная горелка, а не специальная сварочная головка. Основные преимущества сварочных горелок – относительная конструктивная и эксплуатационная простота. Но наряду с преимуществами остаются и некоторые отрицательные особенности их использования.

Работоспособность горелки зависит от её конструкции и применяемых материалов. При сварке отдельные детали горелки подвергаются тепловому нагреву за счёт сварочной дуги, а также из-за контакта с брызгами расплавленного металла. Основными уязвимыми элементами горелок являются сопла, изоляционные втулки, токоподводящие наконечники и мундштуки. Следствием уязвимости этих элементов является их повышенный расход в процессе эксплуатации, что не может не сказаться на конечной цене выпускаемого изделия. Кроме того, замена износившихся деталей и зачистка сопла приводят к потерям рабочего времени.

Не смотря на большое количество усовершенствований, как сварочного оборудования, так и сварочных материалов очистка газового сопла от брызг расплавленного металла остаётся актуальной проблемой. Время, затрачиваемое на очистку сопла, зависит от способа его крепления к головной части горелки. Широко используемые современные способы крепления сопел представлены на рис. 2 [2].

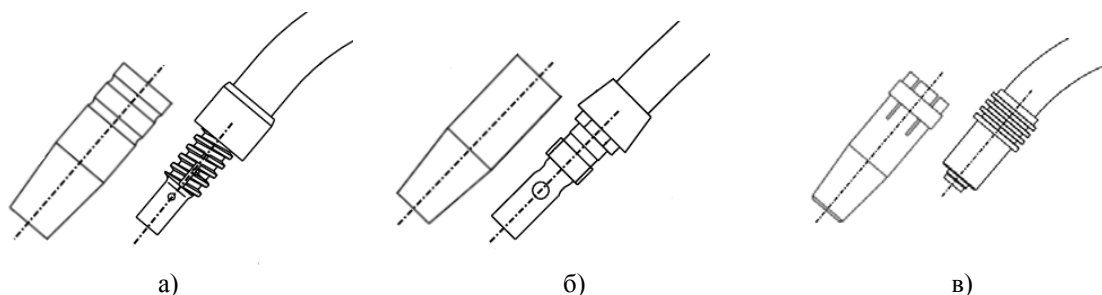


Рис. 2. Конструкции крепления сопел к сварочным горелкам

Газовые сопла фиксируются при помощи специального пружинного элемента (рис. 2, а), установленного на мундштуке, либо при помощи резьбового соединения (рис. 2, б). Широкое распространение получила конструкция, в которой газовое сопло изготавливается по принципу канги (рис. 2, в), т.е. хвостовая часть делается разрезной – разделённой на лепестки. Зажим осуществляется лепестками сопла под действием осевого усилия, приложенного к конической части мундштука горелки.

Оригинальный способ крепления предложен фирмой Fronius, который реализован на горелках серии Robacta [3]. Нажать, прокрутить, снять – такой принцип заложен в систему крепления Quick Snap (быстрый щелчок) благодаря механическому блокирующему механизму. Способ обеспечивает такую же надёжность крепления, как и при использовании резьбового соединения.

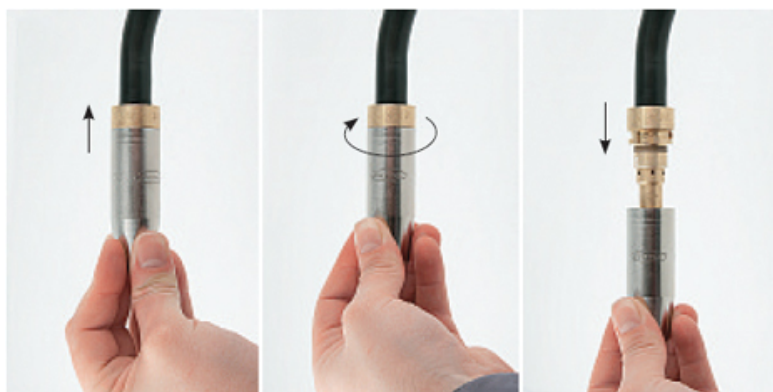


Рис. 3. Способ закрепления газового сопла Quick Snap фирмы Fronius

Описанные варианты крепления сопел имеют как свои плюсы, так и минусы. К плюсам можно отнести надёжность крепления и фиксации сопла, большой ресурс работы. Минусами способов крепления, представленных на рис. 2 и 3, являются повышенные требования к точности изготовления. Это сказывается на стоимости изделия, и горелки в сторону удорожания.

Другой недостаток выявляется в процессе эксплуатации – наблюдается процесс припекания резьбового соединения внутренней втулки к мундштуку горелки (рис. 2, б), что приводит к выходу из строя как мундштука, так и сопла, а, следовательно, и к увеличению объёмов реновации этих элементов сварочных горелок.

Ещё один недостаток проявляется при очистке сопла от налипших брызг. Из-за надёжности крепления и разогрева нет возможности быстро снять и очистить забрызганное сопло. Для осуществления снятия требуется либо выждать некоторое время, требующееся для охлаждения сопла, либо использовать механический инструмент и защитную спецодежду, либо учитывать все эти факторы в совокупности. В свою очередь использование инструмента приводит к нарушению целостности сопла, а процесс остывания – к потерям рабочего времени.

Анализ информационных источников показывает, что при MIG/MAG сварке в основном применяют медные сопла, так как теплофизические характеристики меди обеспечивают ей наибольшее соответствие условиям эксплуатации. Для увеличения срока службы деталей горелок, подвергающихся тепловому нагреву за счёт сварочной дуги и брызг расплавленного металла, есть два пути: первый – разработка материалов и конструкций, позволяющих противостоять тепловому воздействию; второй – разработка способов уменьшения разбрызгивания.

Литература.

1. Механизмы перемещения горелок сварочных полуавтоматов серии Noboruder // Электронный ресурс: <http://shtorm-its.ru/catalog/noboruder-mehanizmyi-peremescheniya>
2. Филонов А.В. Конструктивные особенности сопел для горелок сварочных полуавтоматов // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: Сборник трудов III Международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых учёных. Том 1. – Томск: Изд-во ТПУ, 2012. – С. 100-104.
3. Robacta gas-cooled // Электронный ресурс: http://www.fronius.com/cps/rde/xchg/SID-DE4DE763-6F7219AF/fronius_international/hs.xml/79_13634_ENG_HTML.htm

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГАЗОТУРБИНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

И.Л. Шитарев, д.т.н., проф., В.Г. Смелов, к.т.н., доц., А.В. Сотов, аспирант

Самарский государственный аэрокосмический университет

443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34

E-mail: SotovAnton@yandex.ru

При импульсной лазерной наплавке присадочный материал вручную подводит к месту обработки. В качестве присадочного материала в большинстве случаев используется тонкая проволока диаметром от 0,15 до 0,6 мм. Лазерный луч расплавляет подаваемую проволоку. Расплав прочно соединяется с материалом основания, достигающим температуры начала плавления, и застывает в та-

кой связке. На месте обработки остается возвышенность. Точку за точкой, линию за линией, слой за слоем производит обработка нужной формы. Поток аргона защищает место обработки от воздействия воздуха. На заключительном этапе выполняется восстановление первоначальной формы путем шлифования, точения, фрезерования или электроэрозионной обработки. [1]

Цель данной работы - отработка технологии восстановления поверхности лопатки ГТД методом импульсной лазерной наплавки с применением присадочного материала в виде проволоки.

В данной работе была произведена операция восстановления геометрии торца пера лопатки ГТД методом импульсной лазерной наплавки. Образцы лопаток были подобраны с износом по торцу пера с занижением высоты. Материал лопатки жаропрочный сплав на никелевой основе. Восстановление поверхности проводили на технологической установке серии HTS-300Mobile. Установка включает в себя импульсный твердотельный лазер на YAG:Nd с длиной волны излучения 1,06 мкм, длительность импульса излучения от 0,2 до 20 мс, частота следования импульсов излучения от 1 до 20 Гц, диаметр сфокусированного пучка от 0,2 до 2 мм.

Суть метода лазерной наплавки заключается в том, что подплавленная лазером поверхность перемешивается с присадочным материалом. При этом наплавленному слою за счет состава присадочного материала и высоких скоростей охлаждения придаются нужные физико-механические свойства (рисунок 1).

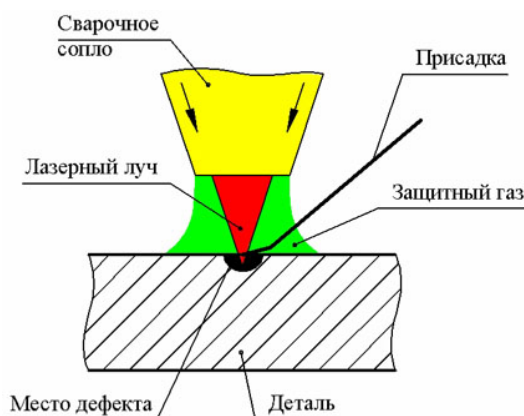


Рис. 1. Функциональная схема процесса лазерной наплавки

Для восстановления геометрических размеров поверхности методом импульсной лазерной наплавки была создана методика разработки технологического процесса наплавки, алгоритм проведения которой представлен на рисунке 2.

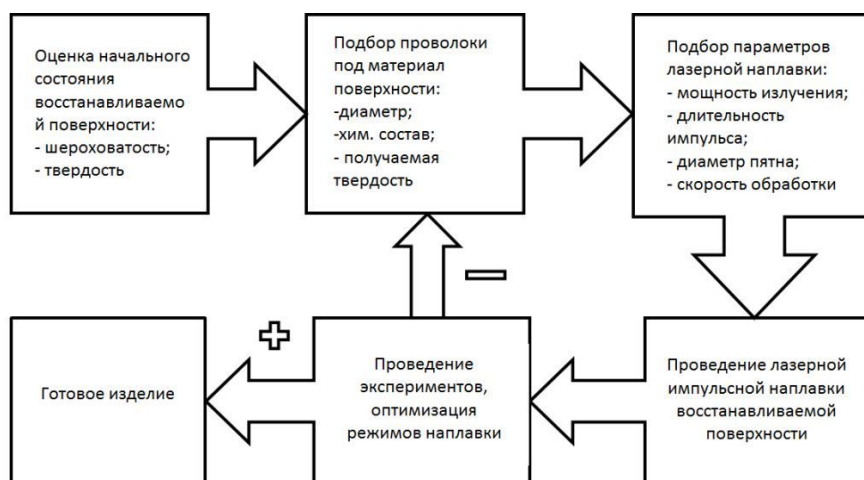


Рис. 2. Алгоритм методики разработки оптимизации технологического процесса лазерной наплавки

Наплавляемый слой был сформирован подачей присадочной проволоки диаметром 0,4 мм в сварочную ванну. Наплавка проводилась в среде защитного газа аргон. Перед выполнением наплавки поверхность торца была зачищена до металлического блеска с целью полного удаления различных загрязнений, а также возможных дефектов в виде трещин, следов износа и др. Также для обезжиривания поверхности основного металла использовали промывку ацетоном. Процесс наплавки представлен на рисунке 3.



Рис. 3. Процесс наплавки торца пера лопатки

Наплавку проводили на режимах, основными параметрами которых являются энергия и длительность импульсов, диаметр сфокусированного излучения, частота следования импульсов, положение фокального пятна относительно поверхности наплавляемой детали.

Энергия импульса лазерного излучения приближенно можно определить по следующей зависимости [2]:

$$W_{II} = 0,885 \cdot T_{пл} \cdot \lambda_T \cdot \tau_{II} \cdot \pi \cdot r^2 / \sqrt{\alpha \cdot \tau_{II}}$$

где r – радиус сфокусированного излучения.

Длительность импульса определяет время нагрева и расплавления металла. Длительность импульса выбирали из оптимального диапазона значений: для стали $5 \cdot 10^{-3} < \tau_{II} < 8 \cdot 10^{-3}$ с. Форма импульса трапецеидальная. Диаметр сфокусированного излучения выбирали из условия обеспечения требуемой плотности мощности ($E \cong 10^5 - 10^6 \text{ Вт} / \text{см}^2$), где

$$E = 4 \cdot W_{II} / (\pi \cdot d^2 \cdot \tau_{II})$$

Результат наплавки изображен на рисунке 4.



Рис. 4. Результат процесса наплавки

Для дальнейших исследований на всех лопатках было проведено измерение микротвердости, а также металлографическое исследование наплавленного слоя. Для замера микротвердости из всех лопаток по характерным участкам были изготовлены микрошлифы. Замер микротвердости проводился в поперечных сечениях микрошлифов в зоне торцевых наплавов и для сравнения – в основном материале лопаток (в том числе в зоне термического влияния). Результаты замера микротвердости приведены в таблице 1:

Таблица 1

Значения микротвердости на поверхности шлифа лопатки		
Микротвердость HRC		
Наплавка	Зона термического влияния (З.Т.В.)	Материал лопатки
36,9 – 38,5	48,2 – 51,1	39,5 – 40,7

Анализ полученных результатов показал, что микротвердость наплавленного слоя в целом имеет такие же значения, что и микротвердость основного металла, что связано с формированием мелкодисперсной структуры, обеспечивающей повышенную износостойкость поверхностного наплавленного слоя. [3]

При внешнем осмотре с увеличением $4 - 16^{\times}$ на наплавленном слое лопаток трещин, несплавлений и других дефектов не обнаружено.

Макро- и микроанализ проводился в поперечных сечениях всех наплавов присланных образцов лопаток. В исследованных сечениях торцевых наплавов лопаток были выявлены несплавления между слоями наплавленного металла протяженностью от 0,1 до 0,25 мм (рисунок 5). Неспавление – отсутствие соединения между металлом наплавленного слоя и основным металлом или между отдельными валиками наплавки [4]. Данный дефект в условиях работы лопатки ГТД недопустим, так как является концентратором напряжения, вызывающим развитие трещин.

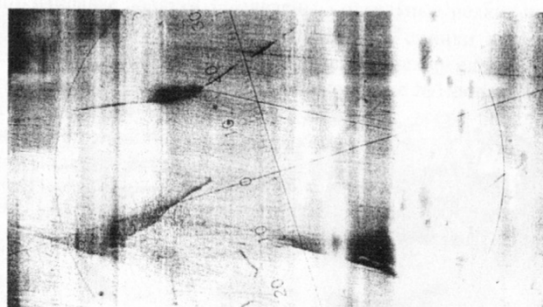


Рис. 5. Неспавление слоев наплавленного материала

После обнаружения данного дефекта была произведена наплавка новых образцов лопаток с целью устранения несплавлений между слоями наплавленного материала. Восстановление торца пера лопатки проводили в тех же условиях, но с изменением параметров режимов обработки, в частности, была увеличена частота повторения импульсов и увеличен диаметр пятна лазерного луча. Внешний вид присланных образцов лопаток трещин, несплавлений и других дефектов не имеет. Наплавленный слой перекрывает торец лопатки со стороны входной и выходной кромки полностью, подрезы на поверхности отсутствуют (рисунок 6).

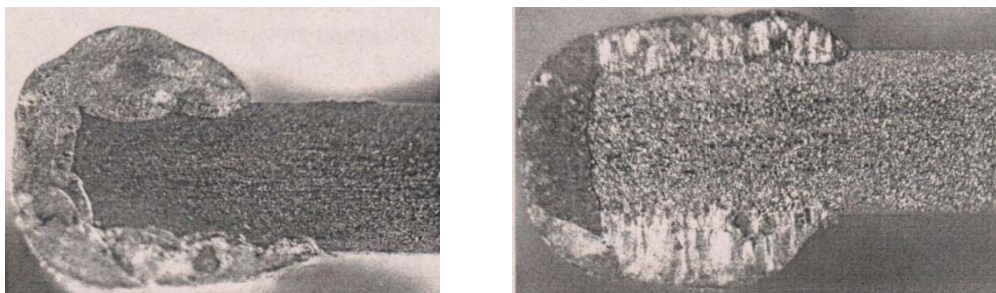


Рис. 6. Макроструктура наплавленного слоя на торец лопатки $\times 200$

Результаты макро- и микроанализа показали, что во всех исследованных сечениях наплавки граница между наплавленным слоем и основным материалом лопаток чистая, имеется металлическая связь, ширина зоны термического влияния составляет 30 – 40 мкм. В материале наплавки дефектов в виде несплавов, трещин не обнаружено. Сечение микрошлифа лопаток представлен на рисунке 7.



Рис. 7. Граница «наплавка – лопатка» в сечении микрошлифа х200

По результатам проведенной работы восстановления торцевой поверхности пера лопатки методом импульсной лазерной наплавки можно сделать следующие выводы:

1. Проведена лазерная наплавка жаропрочного сплава лопатки на лазерной импульсной установке.
2. На поверхности наплавленного слоя образцов лопаток трещин, несплавов и других дефектов не обнаружено.
3. Во всех исследованных сечениях наплавленного слоя лопаток граница между наплавками и основным материалом чистая, имеется металлическая связь.
4. Значения микротвердости наплавленного слоя имеет такие же значения, что и микротвердость основного металла, что связано с формированием мелкодисперсной структуры, обеспечивающей повышенную износостойкость поверхностного наплавленного слоя.

Литература.

1. <http://www.ru.trumpf.com/>
2. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
3. Сотов А.В., Смелов В.Г. Импульсная лазерная наплавка лопаток газотурбинных двигателей // Известия Самарского научного центра РАН. 2013. Т. 15, №. 6 (4). С. 973-977.
4. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление/Пер. с яп. Х12 В.Н. Попова; Под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.
5. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой // Материаловедение. 1997. № 4. С. 32-39.
6. Roman, J. M. CO2 laser welding of very large thickness materials with wire filler/J.M. Roman, D. Kechemair, J.P. Ricaud//Welding International. 1994. 8 (5). P. 376-379.

РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ ТЕПЛОСТОЙКИМИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫМИ СТАЛЯМИ

Г.Н. Вострецов, к.т.н., доц., Т.Г. Вострецова, аспирант

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный индустриальный университет»

654000, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, тел. (3843)463291

E-mail: vostretsov_gn@mtsp.sibsiu.ru.

Инструмент, используемый для обработки металлов давлением, резанием эксплуатируется в весьма сложных условиях - при одновременном воздействии высоких контактных напряжений, крутящего и изгибающего момента, а также тепловых нагрузок. Практика использования как цельно изготовленного, так и составного инструмента, изготовленного наплавкой инструментальных сталей высокой твердости на низколегированную основу, свидетельствует о том, что одной из основных

причин, приводящих к повышенному расходу рабочего слоя, является естественный износ контактирующей поверхности [1]. Все это требует восстановления исходных геометрических размеров и служебных свойств рабочего слоя. Сложность наплавки по теплостойкому металлу, обусловленная повышенной склонностью металла к хрупкому разрушению в процессе наплавки, приводит к необходимости удаления металла оставшегося слоя, если деталь биметаллическая, а в случае целно изготовленного инструмента делает процесс восстановления практически невозможным. Перспективным, с точки зрения экономии энергоресурсов, наплавочных материалов решением проблемы является разработка технологии наплавки, позволяющая получить теплостойкий металл в закаленном состоянии, без трещин и способный к дополнительному упрочнению при отпуске на вторичную твердость и при нанесении защитно-упрочняющих нитридных покрытий.

Поэтому проблема повышения долговечности инструмента путем наплавки и последующего упрочнения становится особенно актуальной в связи с совершенствованием и развитием новых высокопроизводительных технологических процессов обработки металлов и потребностью восстановления инструмента в широком объеме.

Практика применения наплавки теплостойких инструментальных сталей основывается на двух принципиально противоположных принципах регулирования термического цикла наплавки:

- использованием высокотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева (до 500-700⁰С) и наплавкой с замедленным охлаждением с печью достигается получение диффузионных структур распада аустенита, уменьшающих вероятность образования трещин [2];

- регулированием термического цикла наплавки достигается ускоренное охлаждение металла в области минимальной устойчивости переохлажденного аустенита при диффузионном превращении и замедленное охлаждение металла при мартенситном превращении [3].

В первом случае металл после наплавки имеет в структуре диффузионные продукты распада аустенита и требует последующей сложной термической обработки для придания ему необходимых служебных свойств. Реализация второй схемы наплавки позволяет получить наплавленный теплостойкий металл в закаленном состоянии, обладающий необходимым комплексом свойств. Снижение вероятности образования трещин происходит в результате сверхпластичности металла в момент протекания мартенситного превращения.

При исследовании процессов формирования фазового состава, структуры и свойств теплостойкого металла при многослойной плазменной наплавке по известным схемам регулирования термического цикла при разработке технологического процесса восстановления можно принять следующие основные положения [1]:

- возможность многократной закалки теплостойких сталей;
- необходимость максимального насыщения твердого раствора карбидообразующими элементами при нагреве для формирования окончательных высоких служебных свойств;
- возможность получения теплостойкого наплавленного металла в закаленном состоянии без трещин;
- предварительный подогрев теплостойкого металла перед наплавкой должен обеспечить перевод его в пластическое состояние.

Основной задачей предварительного подогрева теплостойкого металла перед наплавкой является перевод его в аустенитное пластичное состояние с высоким содержанием легирующих элементов в твердом растворе. В этом случае теплостойкий металл способен к дисперсионному упрочнению при отпуске на вторичную твердость. В конечном итоге наплавленный теплостойкий металл в рабочем состоянии имеет мартенситную структуру и высокую твердость. В таблице 1 приведены данные по содержанию легирующих элементов в твердом растворе и карбидной фазе, твердости наплавленных экономно легированных вольфрамом теплостойких сталей.

Фазовый состав определяли по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных линий [511], [111] и [110]. В качестве эталонов были взяты армкожелезо после отжига при температуре 700⁰С, сталь Гатфильда после закалки на гомогенный твердый раствор и карбид М₆С, полученный при электролитическом разложении стали Р6М5. Расчет фазового состава выполнялся для трехкомпонентной системы, состоящей из α -, γ - фазы и карбидов М₆С.

Таблица 1

Параметры решеток фаз и содержание основных легирующих элементов в карбидной фазе (числитель) и твердом растворе (знаменатель) наплавленных теплостойких сталей [2]

Сталь	Состояние	Параметр кристаллической решетки, нм			Содержание легирующих элементов, %			Твердость, HRC
		Fe- α	Fe- γ	M ₆ C	W	Mo	Cr	
P2M8	После наплавки	0,2887	0,3628	1,1076	$\frac{0,205}{1,095}$	$\frac{1,31}{6,69}$	$\frac{0,40}{3,40}$	57
	После отпуска	0,2882	0,3609	1,1076	$\frac{0,42}{0,88}$	$\frac{2,88}{5,12}$	$\frac{0,95}{2,85}$	65,5
P6M5	После наплавки	0,2879	0,2618	1,1034	$\frac{0,73}{5,27}$	$\frac{1,51}{3,49}$	$\frac{0,30}{3,50}$	56
	После отпуска	0,2870	-	1,1030	$\frac{1,37}{4,63}$	$\frac{2,77}{2,23}$	$\frac{1,09}{2,71}$	65
P9	После наплавки	0,2884	0,3629	1,1076	$\frac{0,200}{1,095}$	-	$\frac{0,42}{3,58}$	54
	После отпуска	0,2880	-	1,1076	$\frac{0,42}{0,88}$	-	$\frac{0,90}{2,95}$	64,5
P18	После наплавки	0,2888	0,3630	1,1076	$\frac{0,210}{1,095}$	-	$\frac{0,48}{3,45}$	53,5
	После отпуска	0,2881	0,3609	1,1076	$\frac{0,42}{0,88}$	-	$\frac{0,95}{2,85}$	66

Результаты исследования влияния температуры аустенизации на растворение основных карбидообразующих легирующих элементов в аустените теплостойкого металла P2M8 можно представить в виде [1]:

Анализируя вид экспериментальных кривых гиперболического вида можно весь диапазон температур подразделить на два участка:

- участок интенсивного растворения карбидной фазы;
- участок максимального насыщения легирующими элементами твердого раствора.

При температурах 850-950⁰С происходит интенсивное насыщение хромом аустенита, которое можно считать уже законченным при температурах около 1050⁰С. Переход вольфрама и молибдена в твердый раствор начинается при несколько более высоких температурах и достигает максимума при 1100-1150⁰С.

Для оценки кинетики протекания мартенситного превращения, а также для регулирования термического цикла наплавки была построена диаграмма превращения аустенита в мартенсит (рисунок 1). При построении такой диаграммы время аустенизации составляло 120с, а скорость охлаждения – 0,83⁰С/с. Такие условия охлаждения могут быть характерными для плазменной наплавки значительного ассортимента деталей металлургического оборудования.

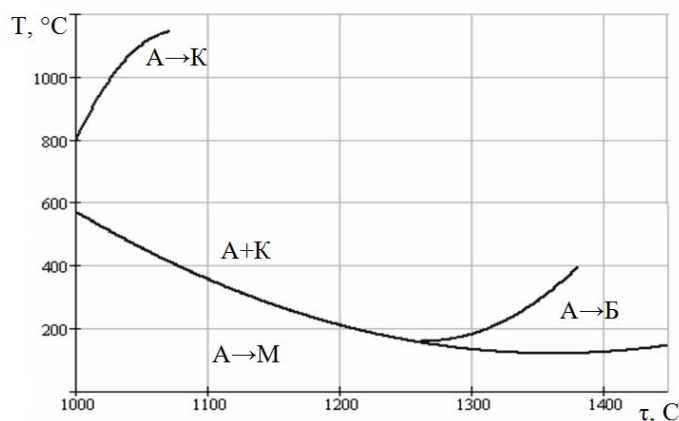


Рис. 1. Диаграмма превращения аустенита наплавленного теплостойкого металла типа P2M8

Из диаграммы видно, что чем выше степень пересыщения аустенита легирующими элементами и более длительная выдержка при критических температурах, тем раньше начинается и протекает полнее процесс выделения карбидов. Установлена прямая связь между выделением карбидов при охлаждении после предварительного подогрева теплостойкого металла перед наплавкой и образованием разупрочненных участков металла. Практика наплавки и последующей эксплуатации показывает склонность таких участков к хрупкому разрушению. Например, если рассмотреть два крайних варианта: замедленное охлаждение металла после наплавки и принудительное ускоренное охлаждение. Замедленное охлаждение приводит к значительному выделению карбидной фазы (до 10%), которая преимущественно располагается по границам зерен. Такое расположение карбидов может значительно повысить вероятность разрушения металла в процессе наплавки. Дополнительно обедненный легирующими элементами аустенит не способен к дальнейшему упрочнению при отпуске на вторичную твердость. Ускоренное охлаждение сохраняет высокую легированность твердого раствора и способность наплавленного металла к дальнейшему упрочнению при отпуске.

Исследование образцов из наплавленного теплостойкого металла при мартенситном превращении в режиме релаксации напряжений и в режиме ползучести позволило заключить, что наплавленный металл в момент протекания мартенситного превращения обладает сверхпластичностью и способен релаксировать значительные напряжения, возникающие при наплавке [1].

Максимальное относительное удлинение при мартенситном превращении наблюдается в интервале температур 160-120⁰С и, вероятно, связано с количеством мартенсита образующегося в единицу времени.

В результате можно сформулировать основные требования к предварительному подогреву теплостойкого металла перед наплавкой:

нагрев до температуры максимального растворения карбидообразующих ускоренное элементов в аустените;

- охлаждение металла в области высоких температур для предотвращения выделения избыточных карбидов типа М₆С;

- охлаждение со скоростями выше критической скорости закалки в области минимальной устойчивости переохлажденного аустенита при диффузионном превращении;

- замедленное охлаждение при мартенситном превращении для релаксации возникающих термических напряжений в результате сверхпластичности металла.

Основные требования к предварительному подогреву и наплавке экономнолегированных вольфрамом теплостойких сталей легли в основу разработки наплавочных материалов (порошковых проволок) и технологических процессов восстановительной плазменной наплавки различных деталей металлургического оборудования, работающих при высоких удельных нагрузках.

Заключение

1. Анализ существующих представлений о технологической свариваемости теплостойких инструментальных сталей, существующих и перспективных способах наплавки при изготовлении и восстановлении деталей и инструмента, показал необходимость предварительной термической подготовки теплостойкого металла перед наплавкой;
2. Установлено, что фазовый состав, структура и твердость теплостойкого металла определяется режимами аустенизации перед наплавкой. Проведение аустенизации металла типа Р2М8 при температурах 1100-1150⁰С способствует достаточно полному растворению вольфрама, хрома и молибдена в аустените;
3. Мартенситное превращение наплавленных теплостойких сталей сопровождается эффектом сверхпластичности. Для наплавленного металла типа Р2М8 экспериментально установлено, что наиболее интенсивный рост относительного удлинения при охлаждении в области температур мартенситного превращения наблюдается при температурах 160-120⁰С. Достаточно полная релаксация напряжений достигается при переохлаждении ниже М_н на 30-50⁰С;
4. Сформулированы основные требования к термическому циклу предварительного подогрева и наплавки, что легло в основу разработки технологических процессов плазменной наплавки теплостойкими инструментальными сталями различных деталей и инструмента.

Литература.

1. Вострецов Г.Н., Козырев Н.А., Вострецова Т.Г. Восстановительная плазменная наплавка теплостойкими инструментальными сталями деталей металлургического оборудования // Технология упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика. Часть 1. Материалы 14-й Международной научно-практической конференции. – Санкт-Петербург: изд. политехнического университета, 2012. С. 37-41.
2. Вострецов Г.Н. Деформационная способность наплавленного теплостойкого металла типа Р2М8 при мартенситном превращении // Вестник СибГИУ. – 2012. -№ 1. С.7-10.

**ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВА МЕДНЫХ ПРОВОДНИКОВ НА
ДИСПЕРСНОСТЬ ПОЛУЧАЕМЫХ НАНОПОРОШКОВ**

*С.П. Журавков, к.х.н., с.н.с., А.В. Пустовалов, м.н.с., С.Р. Жантуаров, студент
Институт физики высоких технологий Национального исследовательского
Томского политехнического университета,
634050, г. Томск, пр. Ленина, 30, тел.(3822)-41-69-76
E-mail: zhursp@yandex.ru*

В настоящее время наблюдается усиливающийся интерес к исследованию и практическому использованию наноразмерных веществ и материалов различной природы. Как правило, это связано с быстрорастущей потребностью промышленных предприятий различных форм собственности и масштабов производства, в новых материалах и технологиях их получения, позволяющих решать широкий спектр прикладных задач. К таким задачам можно отнести постоянно растущую потребность предприятий реального сектора экономики в разработке новых конструкционных материалов, оборудования, приборов и техпроцессов. Наиболее перспективными в этой связи могут быть вещества и материалы, находящиеся в нанодисперсном состоянии, поскольку именно в этом состоянии проявляются новые свойства, которые не характерны для тех же веществ в массивном состоянии. При этом у нанодисперсных веществ, как правило, повышается химическая активность, снижаются: энергия ионизации, работа выхода электронов, температура спекания, теплота испарения, и другие свойства. Среди множества известных на сегодня наноразмерных объектов нанопорошки металлов и их соединений можно отнести к наиболее перспективным в данной области исследований [1-3]. Область практических применений нанопорошков меди (НП Cu) достаточно широка: в металлургии (добавки НП Cu влияют на прочность и упругость сплавов, в порошковой металлургии использование данных НП Cu позволяет получать новые композиционные материалы и сплавы при более низких температурах, в электронной промышленности указанные добавки влияют на проводимость и оптические свойства получаемых покрытий и слоев, в химии добавки НП Cu зарекомендовали себя как активные компоненты катализаторов нефтехимического синтеза и металлоплакирующих присадок к моторным и трансмиссионным маслам [4,5], в печатной электронике НП Cu с успехом могут использоваться как более экономичный материал с низкой температурой плавления и высокой проводимостью вместо применяемых сегодня золота или серебра [6]. В настоящее время существует несколько методов получения медных нанопорошков: метод термического восстановления, сонохимическое осаждение, синтез порошка путём испарения металла, химическое восстановление, вакуумное осаждение из паровой фазы, радиационные методы, микроэмульсионный метод и лазерная абляция. Среди всех перечисленных, метод электрического взрыва проводников (ЭВП) является одним из самых универсальных для получения наночастиц чистого металла. Цель настоящей работы - изучить влияние условий получения НП Cu, а именно величины введенной в проводник энергии, на их некоторые свойства.

В работе использовали нанопорошки меди (НП Cu), полученные методом электрического взрыва проводников (ЭВП) в лаборатории 12 Института физики высоких технологий НИ ТПУ. Сущность метода ЭВП заключается в распылении проводника определенной длины под действием мощного импульса электрического тока (при этом достигается плотность тока до 10^{10} А/м²). Известно, что на дисперсный состав НП металлов, полученных таким способом, могут влиять целый ряд параметров, таких как диаметр проводника, электропроводность конкретного металла, давления газа во взрывной камере, а также величина введенной в проводник энергии [2].

После получения НП Cu подвергали пассивированию в среде аргона с контролируемым напуском воздуха во избежание разогрева и последующего спекания образцов. После пассивирования НП Cu просеивали через сита с размером ячейки 100 мкм. Далее пассивированные НП затаривали и хранили в условно герметичной упаковке.

Величину удельной поверхности нанопорошков Cu определяли по низкотемпературной адсорбции азота (метод БЭТ) с помощью анализатора удельной поверхности и пористости «Сорбтометр М», программное обеспечение которого, на основании полученных экспериментальных данных, автоматически рассчитывало указанный параметр.

Электровзрыв проводников – разрушение проводника импульсом тока плотностью, в результате этого происходит образование мельчайших частиц металлов. Частицы образуются вследствие взаимодействия паров металла с газовой атмосферой в объеме взрывной камеры установки. Наиболее просто ЭВП осуществить в LC-контуре по схеме, показанной на рисунке 1[2].

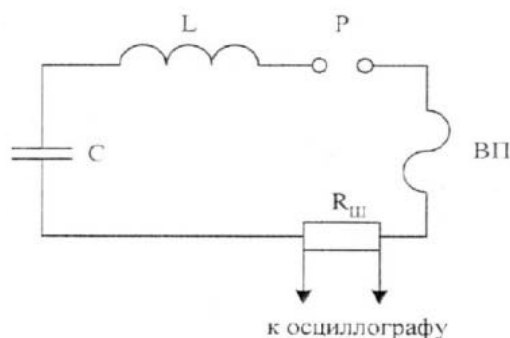


Рис. 1. Принципиальная схема LC-контура

На схеме (рисунок 1) ёмкостной накопитель энергии C заряжается от источника энергии до напряжении U_0 и с помощью разрядника P коммутируется на взрываемый проводник [2].

Для достижения цели поставленной в данной работе необходимо установить экспериментальную зависимость между введённой в проводник энергией e и средне-числовым размером частиц a . Распределение частиц по размерам подчиняется нормально-логарифмическому закону. Средне-числовой размер частиц определяется через введённую в проводник энергию по формуле [7]:

$$a = 0,3 \times 10^{-6} (e/e_c) 10^{-3}, \text{ м.} \quad (1)$$

где e_c - энергия сублимации материала,

а затем после определения величины удельной поверхности порошков средне-числовой размер частиц уточняется по формуле:

$$a = \frac{6}{S_{уд} \cdot \rho_{Me}}, \quad (2)$$

где $S_{уд}$ - удельная поверхность, ρ_{Me} - плотность компактного металла.

Теоретический вывод введённой в проводник энергии e описан в работе [2]. На величину введённой в проводник энергии влияют следующие параметры электровзрывной установки: зарядное напряжение в контуре U , индуктивность L , сила тока I , ёмкость контура C , длина и диаметр проводника (l и d соответственно).

На рис. 2 приведена графическая зависимость введённой в проводник энергии e от средне-числового размера наночастиц a . Параметры эксперимента рассчитаны с использованием формул (1) и (2). Зависимость представляет собой убывающую функцию, демонстрирующую уменьшение средне-числового размера частиц с увеличением энергии, вводимой в проводник.

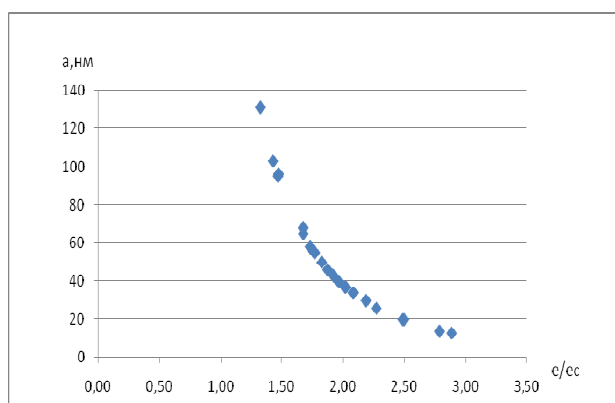


Рис. 2. Зависимость средне-числового размера наночастиц a от плотности энергии введённой в проводник

Таким образом, в ходе проведённых исследований рассчитаны величины введённой в проводник энергии и экспериментально установлено ее влияние на средне-числовой размер наночастиц меди. Установлено, что увеличение введённой в проводник энергии способствует уменьшению среднего размера частиц.

Литература.

1. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 411 с.
2. Яворовский Н.А. Получение ультрадисперсных порошков методом электрического взрыва// Известия Вузов. Физика. -1996. – №4. – С.114-136.
3. Журавков С.П., Плотников Е.В., Мартемьянов Д.В., Яворовский Н.А., Xasse U., Zander S. Изучение свойств наноразмерных частиц серебра, полученных электроимпульсным методом // Известия вузов. Физика, 2013. - Т. 56. - № 7/2. С. 141-145.
4. Tarasov S., Kolubaev A., Belyaev S., Lerner M., Tepper F. Study of friction by nanocopper additives to motor oil // Wear. – 2002. - 252. - P. 63 - 69.
5. Восмерилов А.В., Ермаков А.Е., Восмерилова Л.Н., Федущак Т.А., Иванов Г.В. Превращение низших алканов в присутствии наночастиц металлов, нанесенных на цеолитную матрицу // Кинетика и катализ. – 2004. – Т. 45. – № 2. – С. 232-236.
6. Dash P.K. and Balto Y.. Generation of Nano-copper Particles through Wire Explosion Method and its Characterization // Research Journal of Nanoscience and Nanotechnology 1[1]:25-33, Malaysia, 2011.
7. Котов Ю.А., Яворовский Н.А. Исследование частиц, образующихся при электрическом взрыве проводников // Физика и химия обработки материалов. -1978. – №4. – С.24-29.

**ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОЦЕССА РУЧНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ И
УМЕНЬШЕНИЕ НЕГАТИВНОГО ВЛИЯНИЯ НА ОРГАНИЗМ ЧЕЛОВЕКА**

*Д.П. Ильященко, Д.А. Чинахов, к.т.н., доцент, Ю.М. Готовицкий, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26
E-mail: mita8@rambler.ru*

Введение

Надёжность сварных соединений металлоконструкций технических устройств в электроэнергетической, нефтегазодобывающей, горнодобывающей, химической, машиностроительной и других отраслях промышленности существенно влияет на экологическую безопасность и экономическую эффективность производства. Поэтому одной из первоочередных задач производителей, наряду с обеспечением равнопрочности и надёжности сварных соединений, является минимизация вредного влияния процесса сварки на организм сварщика [1]. Для определения способов минимизации вредного влияния процесса сварки на организм человека составили физическую модель процесса ручной дуговой сварки покрытыми электродами (РДС) (рис. 1).

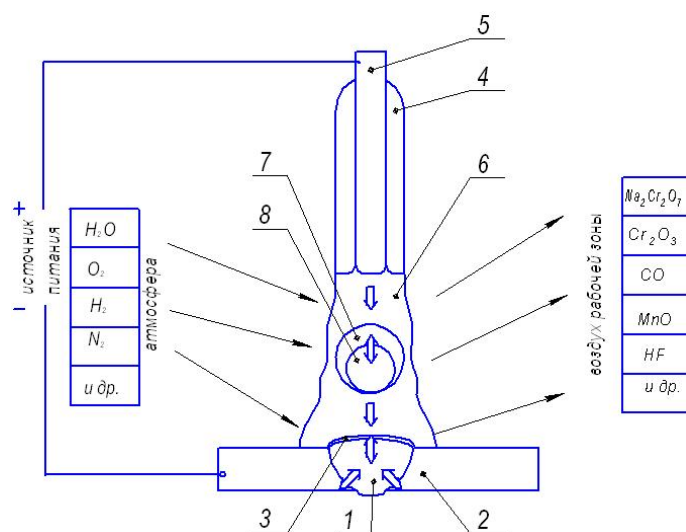


Рис. 1. Модель плавления электрода и формирования металла шва: 1 – наплавленный металл; 2 – основной металл; 3 – шлак; 4 – покрытие электрода; 5 – металлический стержень электрода; 6 – газовая атмосфера; 7 – расплавленный шлак капли; 8 – расплавленный металл капли

Процесс плавления электрода и взаимодействия с окружающей средой можно разделить на три стадии (рис. 1), различающиеся по температурным, геометрическим, гидродинамическим и физико-химическим характеристикам.

Первая стадия – начало плавления электрода 5 (рис.1). Длина дуги, сопротивление межэлектродного промежутка, напряжение дуги и потери энергии на излучение в окружающее пространство максимальны. Жидкий металл на торце электрода разогревается дугой, температура которой не менее 6000К, и удерживается на торце электрода поверхностным натяжением, превышающим гравитационные силы, но постепенно уменьшающимся из-за повышения температуры металла и появления на нем шлаковой пленки (процент составляющих компонентов 7и 8 рис. 1 может меняться от 0 до 100%). Во время нагрева происходят такие процессы, как диссоциация компонентов покрытия электрода, испарение воды и взаимодействие шихтовых материалов в твердом состоянии [2]. При плавлении электрода образуются капли металла.

Вторая стадия – перенос металла с электрода в сварочную ванну. Может происходить путем отрыва капель от электрода под действием пинч-эффекта, либо путем перетекания капли с образованием короткого замыкания. Авторами работ [3, 4] установлено, что химические реакции при сварке почти полностью заканчиваются на стадии капли, идет интенсивное взаимодействие капель со шлаком и газом.

Третья стадия – сварочная ванна. В этот период происходит взаимодействие капель расплавленного металла со шлаком и газом, с расплавленным металлом сварочной ванны и основным металлом (рис. 1).

Проанализировав физическую модель процесса РДС, можно сделать вывод, что повысить эксплуатационные характеристики наплавленного металла шва можно путем увеличения коэффициент перехода легирующих элементов из покрытых электродов, минимизировав потери легирующих элементов в шлаковую и газовую составляющую, через управляемое тепловое воздействие на химический состав капли электродного металла

Изучением процессов различного тепловложения в капли электродного металла при дуговой сварке плавление занимались Новожилов Н.М, Походня И.К., Мазель А.Г., Ерохин А.А., Заруба И.И. и [5]. По результатам исследований появлялись новые технологии управления переносом капель и новое оборудование.

В наступившем веке бесспорным лидером сварочной техники становится инверторный источник питания [6]. Его преимущество заключается не только в уменьшении массогабаритных показателей и стоимости источников питания, но и в существенном улучшении управляемости и качества технологических процессов.

Результаты исследований влияния энергетических составляющих различных типов источников питания на химический состав основного металла представлены в таблицах 1,2.

Таблица 1

Среднестатистический химический состав металла сварных швов,
выполненных из трубы Ø159×6 (сталь 09Г2С) электродами марки LB 52U

Источник питания	Химический состав, %		
	C	Si	Mn
диодный выпрямитель	0,10	0,52	1,03
инвертор	0,09	0,60	1,23

Таблица 2

Среднестатистический химический состав металла сварных швов, выполненных из стали 45
электродами марки УОНИ 13/55

Источник питания	Химический состав, %		
	C	Si	Mn
диодный выпрямитель	0,11	0,30	0,92
инвертор	0,12	0,31	1,00

Анализ экспериментальных данных химического состава сварного шва показал (таблица 1, 2), что инверторный источник питания оказывает влияние на химический состав сварного шва. Меньшее тепловложение в каплю расплавленного электродного металла снижает перегрев капель на 15-20% [7, 8], что приводит к меньшему выгоранию легирующих элементов – Mn до 0,20 % от массовой доли, Si до 0,08 % от массовой доли. Это косвенно подтверждается данными работы [9]. Для подтверждения

физической модели процесса РДС (рисунок 1) провели исследования влияния энергетических параметров источников питания на качественный и количественный состав сварочного аэрозоля.

В процессе исследования определили валовые выделения пыли и газов при РДС покрытыми электродами в лабораторных условиях (с использованием различных типов источников питания). Фиксировали количество пыли, образующейся при сварке, и ее химический состав, содержание в пыли марганца, качественный и количественный состав дисперсионной среды образующегося сварочного аэрозоля. Отбор проб воздуха для определения уровня загрязнения воздушной среды проводился в зоне дыхания сварщика (расстояние от дуги составляло 55 см). В исследованиях использовали следующее оборудование: аспиратор для отбора проб воздуха модель 822; барометр-анероид БАММ-1; психрометр аспирационный МВ-4М; газоанализатор «ЭЛАН-СО-50».

Результаты исследования составляющих компонентов сварочной аэрозоли образующейся при РДС (вытяжная вентиляция выключена) с применением различных типов источника питания представлены в таблице 3.

Таблица 3.

Результаты анализа выделений пыли, газов и других примесей при РДС с использованием различных типов источника питания

Используемые материалы	Наименование определяемого элемента	Единица измерения	Источник питания		Предельно допустимая концентрация
			инвертор	диодный выпрямитель	
Электроды ЛВ -52U Ø 3,2 мм, Сталь 09Г2С	Углерода оксид	мг/м ³	0,05	0,05	20,0
	Двуокись азота		менее 0,6	менее 0,6	2,0
	Фтористый водород		менее 0,02	менее 0,02	0,5
	Хромовый ангидрид		менее 0,003	менее 0,003	0,01
	Оксид хрома		менее 0,5	менее 0,5	1,0
	Марганец		0,10±0,03	0,15±0,03	0,6
Электроды Уони 13/55 Ø 3 мм, Сталь Ст3	Углерода оксид	мг/м ³	0,45	0,35	20,0
	Двуокись азота		менее 0,6	менее 0,6	2,0
	Фтористый водород		0,036±0,004	0,050±0,005	0,5
	Хромовый ангидрид		менее 0,003	менее 0,003	0,01
	Оксид хрома		менее 0,5	менее 0,5	1,0
	Марганец		0,05±0,01	менее 0,05	0,6

Установлено, что при использовании инверторного источника питания наблюдается меньшая концентрация сварочной аэрозоли и марганца, т.е. снижается риск токсичного отравления и воспаления слизистой оболочки дыхательных путей сварщика и вспомогательных рабочих.

Внедрение современных технологий сварки (использование инверторных источников питания) и применение местной вентиляции на каждом рабочем месте позволяет сократить количество профессиональных заболеваний у сварщиков, что подтверждается статистическими данными, приведенными на рис. 2.

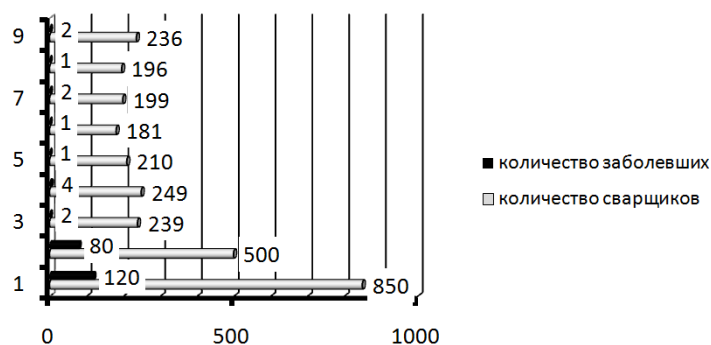


Рис. 2. Статистика профессиональных заболеваний сварщиков по г. Юрга (по данным ФГУЗ Центр гигиены и эпидемиологии г. Юрги): 1 – 1990г.; 2 – 1995г.; 3 – 2006г.; 4 – 2007г.; 5 – 2008г.; 6 – 2009г.; 7 – 2010г.; 8 – 2011г.; 9 – 2012г.

Результаты проведенных исследований показывают, что разные источники питания сварочной дуги обеспечивают различные энергетические характеристики, размер переносимых капель, величину перехода легирующих элементов в металлическую, газовую и шлаковую составляющие при использовании одинаковых сварочных материалов, снижают негативное влияние сварки на организм человека.

Литература.

1. Ильяшенко Д.П. Исследование процессов кинетики протекания металлургических процессов при ручной дуговой сварке покрытыми электродами с различным энергетическим воздействием на каплю электродного металла при производстве изделий горно-шахтного оборудования/ Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). - 2012 - №. ОБЗ - С. 290-299.
2. Шатило С.П., Макаренко В.Д. Модель переноса электродного металла при ручной дуговой сварке // Сварочное производство. – 1995. - №9.- С.3-5.
3. Мазель А.Г. Технологические свойства электросварочной дуги. «Машиностроение», 1969, 178 с.
4. Новожилов Н.М. Основы металлургии дуговой сварки в газах. М. – Машиностроение. – 1979. – 231 с.
5. Pavlov, N.V., Kryukov, A.V., Zernin, E.A. Distribution of temperature fields in welding in a gas mixture with pulsed electrode wire feed // Welding International. Volume 26, Issue 6, June 2012, Pages 483-484
6. <http://www.intertehno.ru/articles/c5/12/>.
7. Ilyaschenko D.P. Thermal Imaging Investigations of Temperature Fields on the Surface of parts being Welded Item during Manual Arc Welding with Coated Electrodes/ D.P. Ilyaschenko, D.A. Chinakhov/ RUSSIAN JOURNAL OF NONDESTRUCTIVE TESTING, 2011, vol. 47, No11, pp724-729.
8. Investigating the Influence of the Power Supply the Weld Joints Properties and Health Characteristics of the Manual Arc Welding / D.P. Ilyashchenko, D.A. Chinakhov//Materials Science Forum, 2011, No 12, pp 704-705.
9. А.М. Игнатова Минералообразование в частицах твердой составляющей сварочных аэрозолей при высокотемпературных и кратковременных пирогенных процессах сварки // Научно-технический вестник Поволжья. - 2013 - №. 5. - С. 166-173.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА НА КАЧЕСТВО ПАЯННОГО ИНСТРУМЕНТА

В.В. Коноводов, А.В. Валентов, М.В. Копелев**

*Новосибирский Государственный аграрный университет
630039, г. Новосибирск, ул. Никитина, 147, тел.: (383) 267-35-07*

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-05-37
E-mail: valentov@mail.ru*

В процессе производства токарных резцов с пластинками безвольфрамового твердого сплава, паянных на железоуглеродистый припой наблюдалось наличие микро- и макротрещин в пластинках твердого сплава. Причиной тому, по мнению авторов, может служить несколько обстоятельств:

- при высокотемпературном нагреве изменяется структура твердого сплава, а именно, возможно изменение микротвердости за счет фазовых структурных изменений при воздействии высокой температуры;
- нарушение технологических режимов пайки инструмента;
- нерациональный выбор соотношения толщин припоя и пластинки безвольфрамового твердого сплава;
- дефекты, возникшие при изготовлении пластинки безвольфрамового твердого сплава.

Исследуем причины возникновения микро- и макротрещин в пластинках безвольфрамового твердого сплава, паянного на железоуглеродистый припой.

Способность инструмента выполнять свои функции во многом определяются реальными дефектами, которые возникают в процессе его формирования. К наиболее опасным дефектам относят поры, включения инородных элементов, структурную неоднородность, разнотекучность, микро- и

макротрещины. Целью исследования является влияние температурного нагрева на качество резцов, паянных на железоуглеродистый припой.

Токарные резцы с пластинкой безвольфрамового твердого сплава изготавливались пайкой с использованием железоуглеродистого припоя. Подготовленные для пайки части засыпались слоем флюса 3-4 мм для исключения возникновения процесса окисления. Полностью готовую для пайки конструкцию помещали в индуктор печи ТВЧ на 50 секунд, во время которых происходит частичное расплавление припоя и образование прочных связей припоя с державкой инструмента и безвольфрамовым твердым сплавом. Температура пайки составляет 1160-1200⁰С, однако за столь короткий интервал времени в материале твердого сплава не успевают произойти структурные фазовые изменения состава, а значит, сохраняются физико-механические свойства твердого сплава. Готовый инструмент из индуктора помещался в песок для плавного охлаждения. Высокая скорость охлаждения приводит к образованию макротрещин в твердом сплаве вдоль линии припоя.

Температура нагрева под пайку FeC-припоями, при соответствующем их составе, составляет 1160-1200⁰С, с учетом возможного технологического перегрева при пайке (30-50⁰С) относительно температуры начала плавления припоя ($\approx 1147^{\circ}\text{C}$). Согласно литературным данным [1,2], в результате высокотемпературного воздействия в процессе пайки инструмента, твердый сплав приобретает склонность к снижению износостойкости. Однако авторы, как правило, не указывают длительность воздействия, а в качестве аргументов приводят данные, полученные при продолжительном (до нескольких часов) воздействии, осуществляемом при печном нагреве.

Для освещения этого вопроса проводились исследования микротвердости на микротвердомере токарных резцов, изготовленных по предлагаемой технологии. Во всех образцах граница раздела твердый сплав – припой соответствовала координате $x=0$. Твердость измерялась в единицах Викерса по диагоналям отпечатка под нагрузкой 2,94Н и 1,96Н для резцов с пластинками КНТ16 и ТН20 соответственно. Результаты исследований представлены на рисунках 1, 2.

Кроме того, проводились исследования влияния кратковременного нагрева на микротвердость пластинок безвольфрамового твердого сплава КНТ16 и ТН20, результаты которых представлены в таблице 1.

Таблица 1
Влияние высокотемпературного нагрева ТВЧ (нагрев до 1200⁰С, выдержка 25-30 с)
на микротвердость твердых сплавов

Марка сплава	Микротвердость, МПа						Изменение твердости, %
	до нагрева			после нагрева			
	H ₀ min	H ₀ max	H ₀	H ₀ min	H ₀ max	H ₀	
КНТ16	14080	19320	16480	12840	18320	17300	+ 5
ТН20	15840	18650	17300	15240	18440	16870	- 2,5

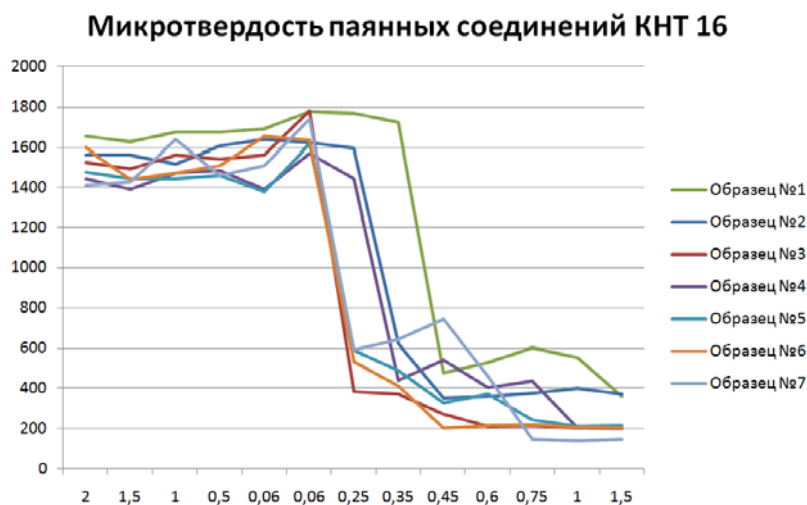


Рис. 1. Микротвердость образцов с пластинками сплава КНТ16

Микротвердость паянных соединений ТН20

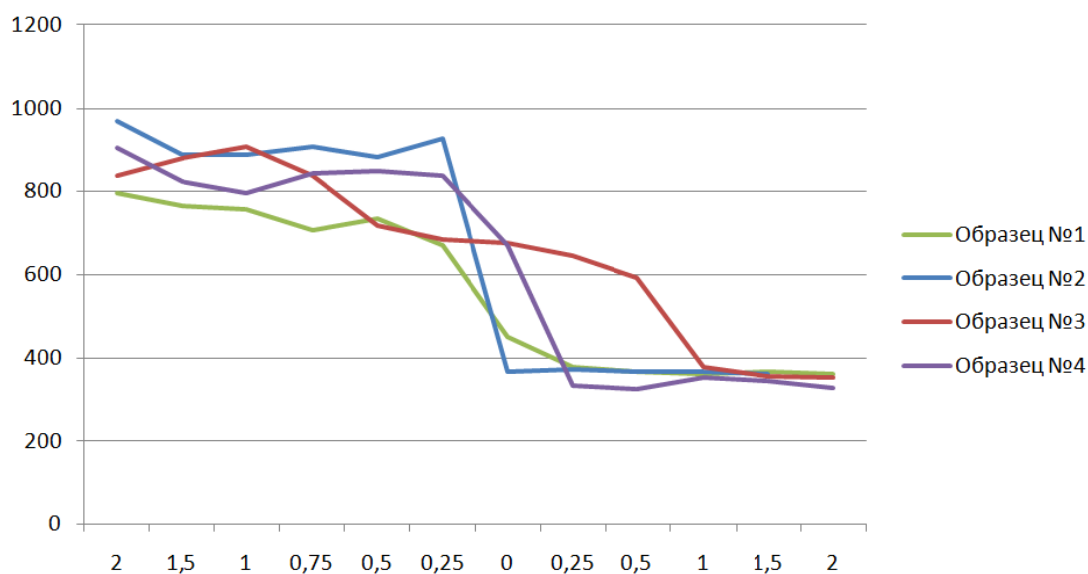


Рис. 2. Микротвердость образцов с пластинками сплава ТН 20

Проведенные исследования стойкости токарных резцов с пластинками безвольфрамового твердого сплава, паянными на железоуглеродистый припой представлены на рисунках 3, 4.

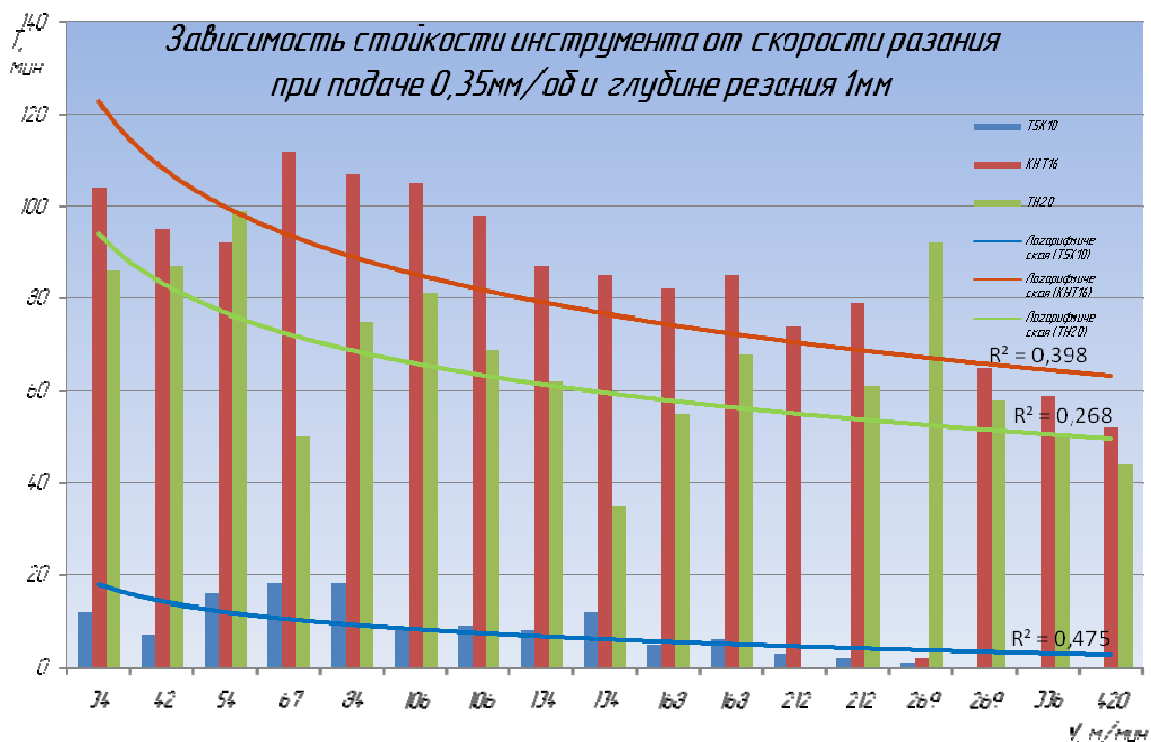


Рис. 3. Зависимость стойкости от скорости резания при подаче 0,35мм/об. и глубине резания 1мм

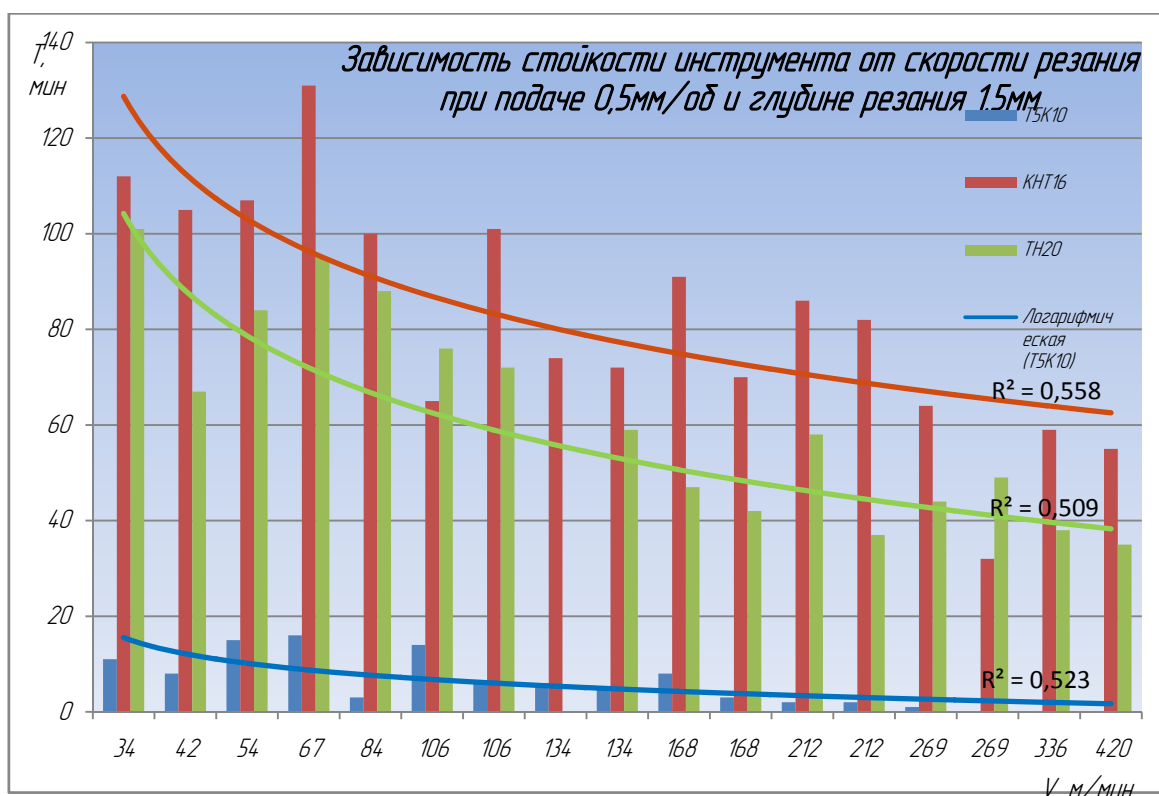


Рис. 3. Зависимость стойкости от скорости резания при подаче 0,5мм/об. и глубине резания 1,5мм

В работе [7] предложена методика прогнозирования остаточных и эксплуатационных напряжений в пластинках безвольфрамового твердого сплава, паянного на железоуглеродистый припой. По результатам предложенных мероприятий удалось добиться повышения качества инструмента (отсутствие микро- и макротрещин) на 60%.

По результатам проведенных исследований можно сделать выводы:

- Микротвердость пластинок безвольфрамового твердого сплава при кратковременном (40-50 сек) высокотемпературном (1100-1200 °С) изменилась в пределах $\pm 3\%$, что является статистически незначимым показателем;

- при использовании методики прогнозирования отсутствия остаточных и эксплуатационных напряжений, описанной в работе [7] достигается увеличения показателей качества инструмента на 60%;

- при пайке токарных резцов необходимо строго соблюдать технологические режимы времени (40-50 сек) и температуры (1100-1200 °С);

Литература.

1. Ключко Н.А. Основы технологии пайки и термической обработки твердосплавного инструмента. – М.: Металлургия, 1981. - 200 с.
2. Иванов И.Н. Возможности повышения эффективности производства паяного инструмента с твердыми сплавами. / Пайка в машиностроении. - Омск: ЦП НТО «Машпром», 1980.
3. Коноводов В.В., Каллойда Ю.В. Мальшко А.А., Глазачев С.У., Лузянина З.А., К вопросу о стойкости твердосплавного режущего инструмента / Анализ современных аграрных проблем.: Тез. докл. науч.-практ. конф. ученых НГАУ и Гумбольдтского ун-та – Новосибирск, 1995.
4. Лошак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. - Киев: Наук. думка, 1984. - 328 с.
5. Ключко Н.А., Херсонский А.К. Исследование влияния термической обработки на напряженное состояние и свойства изделий из спеченных твердых сплавов / Твердые сплавы и инструмент: Сб. науч. тр. / ВНИИТС - М.: Металлургия 1986. - с. 56-60.
6. Retyunsky O. Y. Method of making performs for composit reversidle cutting plates // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - p. 24-27.
7. Valentov A. V., Konovodov V. V., Agafonova E. V. Forecasting residual and operating stress in soldering cutting tools with tungsten-free alloy inserts // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - p. 28-31.

ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ИМПУЛЬСНЫХ СПОСОБОВ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ СВАРКИ

*М.А. Крампит, студент, Е.М. Буракова, студент, Л.Н. Зубенко, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26
E-mail: savage_jawa@mail.ru*

Управление сварочной дугой и ее свойствами необходимо для повышения стабильности горения дуги и получения направленного переноса электродного металла в сварочную ванну, что особенно актуально при сварке в положениях, отличных от нижнего, а также воздействия на процессы, протекающие в сварочной ванне в околосшовной зоне.

Существуют два способа управления свойствами сварочной дуги: внутренний и внешний. К внутреннему относятся: изменение состава газовой среды, активация электрода, изменение химического состава электрода. К внешнему способу можно отнести: вибрация электрода, создание магнитного поля, программирование скорости подачи электрода, импульсное изменение тока и напряжения [1]. Рассмотрим более подробно два последних способа.

Программирование скорости подачи электрода, или импульсная подача электродной проволоки позволяет добиться принудительных замыканий дугового промежутка. Один цикл каплепереноса протекает в 4 этапа:

- формирование капли за счет плавления электродной проволоки;
- движение электродной проволоки;
- торможение капли;
- короткое замыкание [2].

Объяснить увеличение коэффициента наплавки при импульсной подаче электродной проволоки можно следующими причинами:

- управляемым процессом образования капли электродного металла;
- отсутствием больших значений токов короткого замыкания;
- увеличение тока в импульсе подачи способствует росту коэффициента плавления [3].

К импульсному изменению тока и напряжения относят сварку модулированным током, импульсно-дуговую сварку и сварку пульсирующей дугой.

Сварка модулированным током позволяет более тонко дозировать теплоту, поступающую в сварочную ванну; облегчает сварку в вертикальном и потолочном пространственном положениях; обеспечивает управляемый мелкокапельный перенос основного металла. Осциллограммы тока по времени имеют самые различные формы, но общая суть их остается одна: идет чередование высокой и низкой силы тока [4].

Импульсно-дуговая сварка снижает разбрызгивание электродного металла, обеспечивает управляемый перенос. Во время паузы горит дежурная дуга, служащая для поддержания горения, либо плавления электрода. В момент подачи импульса тока происходит формирование капли и перенос ее в сварочную ванну.

Существует большое количество способов импульсно-дуговой сварки. *Подогрев электродной проволоки* повышает эффективность сварочных работ в 2-3 раза [5]. *Двухдуговая сварка "расщепленным" электродом* с общим токоподводом применяется с целью повышения коэффициента наплавки, увеличения скорости сварки. В процессе сварки происходят короткие замыкания между одной из электродных проволок и ванной, а также прекращается горение дуги на второй проволоке. *Увеличение вылета электродной проволоки* применяют для получения более чистого слоя наплавленного металла. При увеличении вылета электрода ширина шва и глубина проплавления уменьшается, а выпуклость шва увеличивается [6]. При процессе *SpeedPulse* обеспечиваются уменьшенное тепловложение, улучшенный провар и четкое формирование шва. Отличие от традиционного импульсного процесса заключается в том, что во время пауз между импульсами на долю миллисекунды включается струйный процесс сварки, тем самым перенос электродного металла происходит и между импульсами тоже [7]. *Сварочный процесс STTTM* (сокращение от английского термина Surface Tension Transfer – перенос за счет сил поверхностного натяжения) преемник обычного сварочного процесса MIG/MAG с переносом короткими замыканиями [8]. Однако STTTM принципиально отличается от него возможностью прямого управления условиями переноса в сварочную ванну наплавленного металла. *Технология forceArc* обеспечивает дугу со струйным переносом без коротких замыканий дугового промежутка. Высокая скорость передачи сигнала по системе обратных связей и малая индуктивность сварочного контура силового инвертора позволяет ограничить размер капли

расплавленного металла и мгновенно корректировать сварочный ток, не позволяя, тем не менее, процессу переходить в режим коротких замыканий. *ColdArc* разработан с целью создания процесса малой мощности без механического вмешательства в подачу проволоки [9]. При подогреве проволоки током паузы нет потерь мощности, как в устройствах, использующих балластное сопротивление [10]. Сутью процесса с двойными импульсами является модулирование высокочастотного несущего сварочного тока, вырабатываемого силовым инвертором, низкочастотными импульсами, которые формируются вторичным инвертором. При этом существенно изменяется форма импульса и соотношения ток/пауза. За счет изменения формы импульса и угла наклона фронта волны импульса появляется возможность получения управляемого мелкокапельного переноса в режиме короткого замыкания.

Сварка пульсирующей дугой представляет собой специализированный процесс сварки со струйным переносом металла. При горении пульсирующей дуги в инертных газах может наблюдаться очень мелкокапельный перенос электродного металла. Импульсы высокого напряжения быстро обеспечивают глубину расплавления основного металла, но не вызывают интенсивного разогрева материала. Фоновый ток при этом поддерживает нужное состояние дуги между импульсами. По сравнению с постоянной дугой пульсирующая усиливает проникновение, не повышая температуру соединения.

Процесс импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом имеет существенные технологические преимущества по сравнению с обычной сваркой плавящимся электродом в защитных газах: управляемый и направленный перенос электродного металла; малые потери металла на угар и разбрызгивание; возможность сварки длинной дугой на низких режимах; возможность выполнения сварки во всех пространственных положениях и упрощение техники сварки; уменьшение сварочных деформаций; улучшение качества сварных соединений благодаря большей концентрации энергии источника нагрева и лучшим условиям первичной кристаллизации; облегчение начального зажигания дуги; улучшение технологии сварки в щелевую разделку; улучшение санитарно-гигиенических условий труда благодаря уменьшению выделения аэрозолей.

Анализ литературных данных показывает, что технологические преимущества, получаемые при импульсно-дуговой сварке, привели к проведению интенсивных работ, как в России, так и за рубежом по созданию новых, более совершенных способов импульсно-дуговой сварки и разработке более эффективного сварочного оборудования, имеющего широкие возможности для регулирования амплитуды, частоты и длительности импульсов сварочного тока.

Таким образом, импульсные методы позволяют повысить качество сварного соединения, уменьшить разбрызгивание, улучшить условия для сварки материалов с плохой свариваемостью.

Вывод

В настоящее время актуальность эффективного применения импульсных способов сварки очевидна, так как данные методы создают наиболее благоприятные условия для активного управления плавлением и переносом электродного металла, тем самым позволяют повысить качество сварки в различных пространственных положениях и получить сварной шов с заданными свойствами.

Литература.

1. Крампит Н.Ю., Крампит А.Г. Управление процессом плавления и переноса при сварке в углекислом газе длинной дугой. Монография. – 2009. 215с.
2. Зернин Е.А. Распределение температурных полей при сварке в смеси газов с импульсной подачей электродной проволоки // Сварочное производство. –2011. –№1 – С.35-36.
3. Мозок В.М. Дополнительные особенности технологии дуговой механизированной и автоматической сварки с импульсной подачей электродной проволоки // Сварочное производство –2010. –№2 –С.34-38.
4. Шигаев Т.Г. Сварка модулированным током // Итоги науки и техники. Сварка. Том 17 – 1985.– С.91-133
5. Жерносеков А.М., Андреев В.В. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (обзор) // Автоматическая сварка. –2007. –№10 – С.48-52.
6. Жерносеков А.М. Влияние вылета электрода на параметры шва при импульсно-дуговой сварке сталей // Автоматическая сварка. –2004. –№8. – С.52-53.
7. <http://shtorm-lorch.ru>
8. <http://www.intertehno.ru/articles/c4/35/>
9. <http://www.ewm-russia.ru/articles/coldarc.php>
10. Крампит А.Г., Крампит Н.Ю., Крампит М.А. Устройство, использующее подогрев электродной проволоки // Ремонт, восстановление и модернизация. –2011. –№7. – С.9-10.

ДВИЖЕНИЕ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА СВАРОЧНОЙ ВАННЫ ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ

А.Г. Крампит, к.т.н., доцент, А.В. Дмитриева, студент

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

Вопросы формирования сварного соединения тесно связаны с необходимостью изучения процессов движения расплавленного металла в сварочной ванне. Исследователи, занимающиеся вопросами формирования сварного шва, предлагают различные модели поведения жидкого металла в сварочной ванне [1–4]. Быстрое протекание процессов, высокая температура и значительное излучение при сварке обуславливают сложность, а порой и невозможность прямого изучения реальных процессов без дополнительного исследовательского оборудования. Изменение поверхности сварочной ванны, на основе которой можно судить о схеме движения жидкого металла, можно исследовать по кинограммам скоростной киносъемки [5]. Проблемы изучения формирования сварного шва не потеряли своей актуальности и в настоящее время [6,7].

На основе анализа кинограмм процесса импульсно-дуговой сварки в углекислом газе плавящимся электродом показаны исследования по движениям поверхности сварочной ванны. Для выявления особенностей движения жидкого металла сварочной ванны при импульсно-дуговой сварке в углекислом газе плавящимся электродом были рассмотрены в совокупности процессы плавления электродного металла, переноса капли в сварочную ванну и поведение расплава сварочной ванны (рис. 1).

Во время паузы сварочный ток находится в пределах 10-50 А, поэтому на поверхность сварочной ванны воздействует сварочная дуга, площадь и сила давления которой не велики. В результате поверхность сварочной ванны имеет небольшое углубление под дугой. При нарастании сварочного тока столб дуги расширяется. Перенос капель расплавленного электродного металла с торца электрода в сварочную ванну осуществляется при наложении на дугу мощных импульсов тока, во время которых происходит расширение столба дуги. Это вызывает появление осевой составляющей электродинамической силы, которая, втягивая каплю с торца электрода в сварочную дугу, способствует отрыву капли и соосному переходу ее в сварочную ванну.

С увеличением сварочного тока возрастает воздействие сварочной дуги на поверхность сварочной ванны. Жидкий металл сварочной ванны, вытесняясь из-под дуги, начинает движение в хвостовую часть ванны. В переднюю часть сварочной ванны поток расплавленного металла или значительно снижается, или совсем прекращается. При небольших размерах головной части расширяющийся столб дуги захватывает почти всю фронтальную часть сварочной ванны. Столб дуги расширяется, и происходит его углубление в сварочную ванну. Центр капли практически не перемещается. Дуга при расширении захватывает нижнюю часть капли. При этом длина дуги в верхней части изменяется на 1-2мм или $\frac{1}{2}$ диаметра капли электродного металла. Далее капля немного деформируется, отсесняясь вверх по электроду.

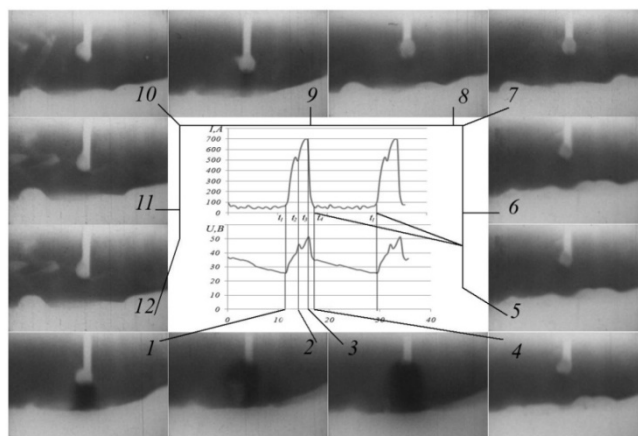


Рис. 1. Осциллограмма и кинограммы процесса плавления, переноса электродного металла и движения жидкого металла сварочной ванны при импульсно-дуговой сварке в углекислом газе в нижнем положении (скорость съемки 2980 кадр/сек):

t_1 – начало импульса; t_2 – момент отрыва капли электродного металла;

t_3 – касание капли сварочной ванны; t_4 – начало паузы

График перемещения точек поверхности сварочной ванны относительно начальных координат с течением времени в импульсе (на интервале времени t_1-t_2) приведен на рисунке 2.

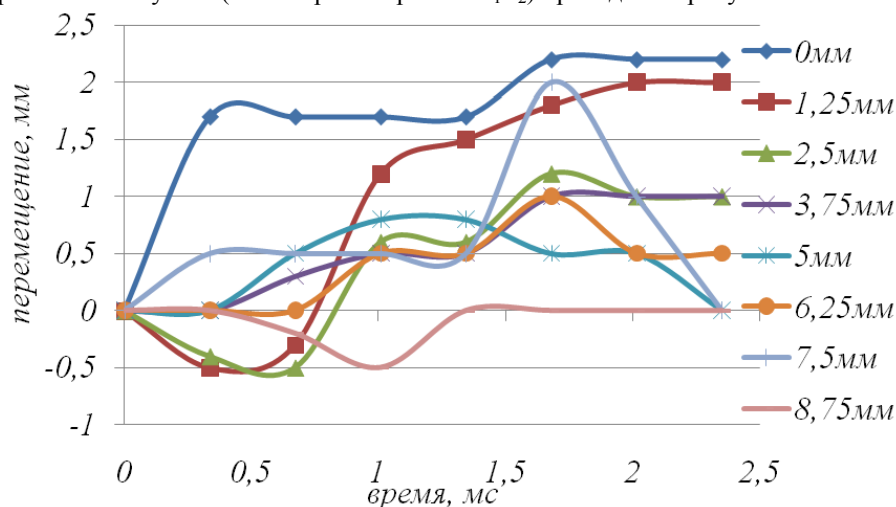


Рис. 2. Перемещение поверхности сварочной ванны в хвостовой части относительно начальных координат

Из-под дуги движется волна в хвостовую часть, наибольший подъем который (до 0,6 мм) наблюдается на расстоянии от электрода 1,25 мм и 2,5 мм. По мере удаления волны в хвостовую часть скорость движения замедляется. С нарастанием импульса и появлением волны из-под дуги возникает подъем сварочной ванны в хвостовой части на протяженности 8,75 мм от центра через 1 мс. Наибольшее углубление (видимое) наблюдается под дугой. По мере увеличения силы тока и соответственно диаметра столба дуги жидкий металл вытесняется в головную и хвостовую части, и через 1 мс наибольший подъем наблюдается на расстоянии 1,25 мм. Чем дальше от электрода, тем в большей степени проявится углубление после прохождения волны и возврата её в исходное положение.

В головной части сварочной ванны наблюдается также движение поверхности, которое представлено графически на рисунке 3.

Наибольший подъем в головной части наблюдается на расстоянии 2,5 мм от электрода. Перемещение поверхности под дугой и на расстоянии 1,25 мм в головной части практически идентичны движению на данном расстоянии в хвостовой части. При дальнейшем удалении от электрода до начала головной части сварочной ванны наблюдаются колебания поверхности примерно одинаковой частоты и амплитуды с небольшим усилением к фронтальной части сварочной ванны. Через 1 мс видно уменьшение уровня сварочной ванны, синхронное с частотой колебания сварочной ванны в головной части.

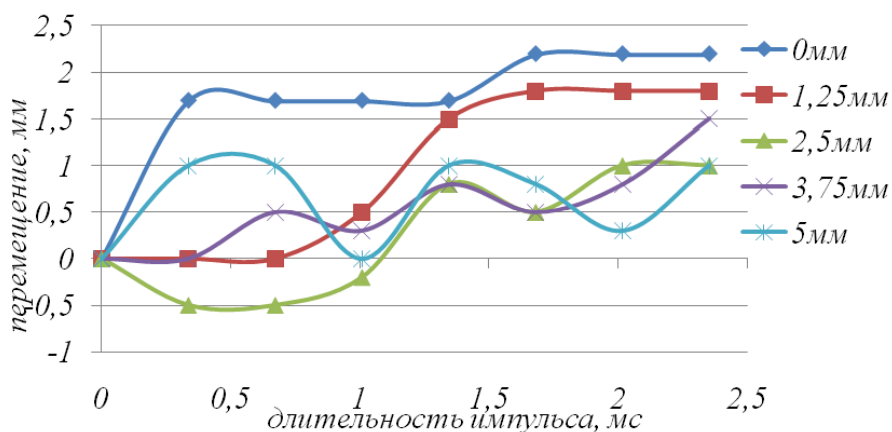


Рис. 3. Перемещение поверхности сварочной ванны в головной части относительно начальных координат

Момент времени t_2 (см. рис. 1.), т.е. момент отрыва капли характеризуется всплеском напряжения на дуговом промежутке. Дуга скачкообразно удлиняется. При этом хорошо видна перемычка жидкого металла между каплей и торцом электрода, а также дуга, охватывающая эту перемычку. На интервале переноса «капли» в сварочную ванну она сильно деформирована и вытянута в направлении ванны, поэтому правильнее будет сказать перенос электродного металла. Скорость перехода электродного металла составляет примерно 3 м/с. Длина «капли» (электродного металла) превышает видимую часть дуги, находящуюся над краем сварочной ванны.

Графики перемещения точек поверхности сварочной ванны в хвостовой части относительно начальных координат на интервале отрыва капли t_2 - t_3 представлены на рисунке 4.

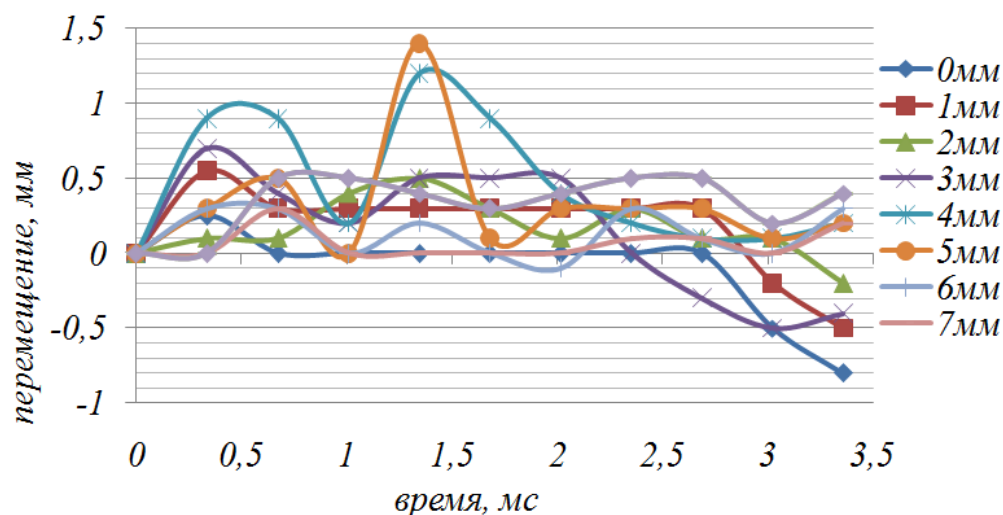


Рис. 4. Перемещение поверхности сварочной ванны в хвостовой части относительно начальных координат

Наибольшее перемещение наблюдается на расстоянии от 3 мм до 5 мм от электрода. После времени 1,5 мс видно повышение уровня жидкого металла сварочной ванны, вследствие контакта капли электродного металла с поверхностью сварочной ванны. После времени 2,5 мс происходит повышение общего уровня сварочной ванны, связанное с уменьшением сварочного тока (на спаде импульса). Движение металла в головной части представлено графически на рисунке 5. Перемещение точек поверхности сварочной ванны не велико и не превышает в среднем 0,5 мм.

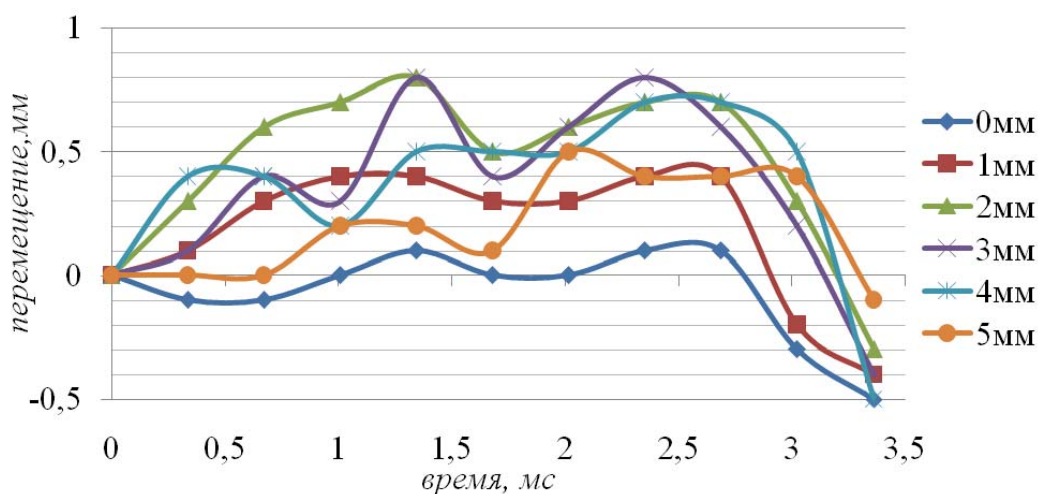


Рис. 5. Перемещение поверхности сварочной ванны в головной части относительно начальных координат на интервале t_3 - t_4

На интервале паузы жидкий металл из хвостовой части обратной волной возвращается под дугу, часть металла под действием сил инерции перемещается в головную часть, где количество расплавленного металла возрастает до максимального значения. Горб, образованный в головной части спадает. Одновременно с этим происходит колебание с большей частотой (примерно в 3 раза) в хвостовой части. Перемещение точек поверхности сварочной ванны в хвостовой части относительно начальных координат на интервале паузы представлено на рисунке 6.

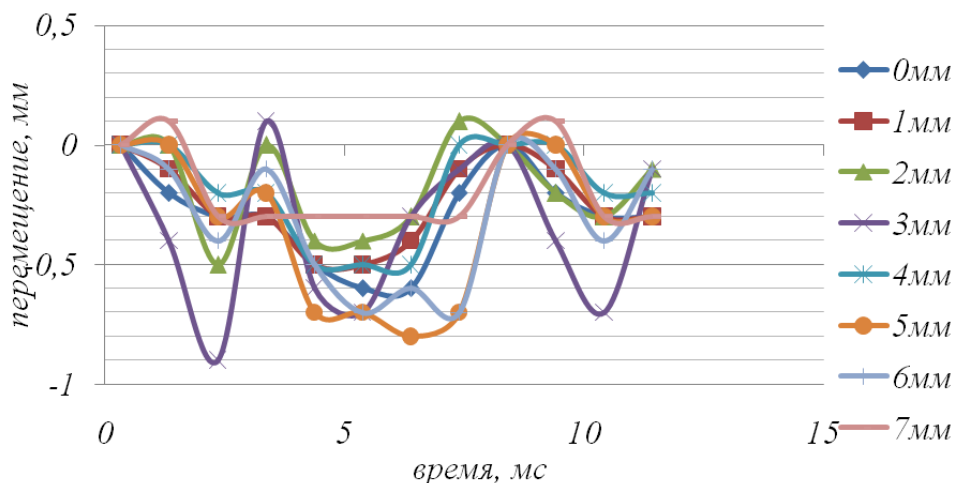


Рис. 6. Перемещение поверхности сварочной ванны в хвостовой части относительно начальных координат на интервале времени t_4-t_1

Движение металла в хвостовой части носит периодический характер, совпадающий по времени с началом колебаний. Суммарное перемещение точки относительно начальной координаты не превышает 1 мм. Наибольшее колебание наблюдается на расстоянии от 3 мм до 5 мм, что соответствует центру хвостовой части сварочной ванны в паузе. Большая периодичность движения жидкого металла вызвана меньшим углом фронта кристаллизации и большей протяженностью хвостовой части.

Перемещение точек поверхности сварочной ванны в головной части относительно начальных координат на интервале паузы представлено на рисунке 7.

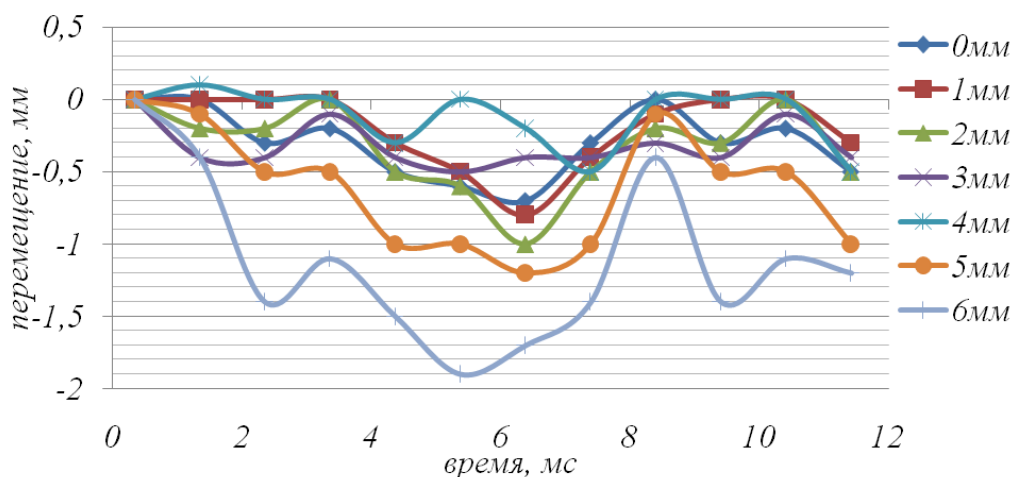


Рис. 7. Перемещение поверхности сварочной ванны в головной части относительно начальных координат на интервале времени t_4-t_1

Наибольшее перемещение наблюдается возле фронта головной части сварочной ванны. Амплитуда колебаний достигает в видимой части 2 мм. Следует отметить, что при 2 мс и 8 мс направления движения поверхности в головной и хвостовой частях совпадают.

В паузе после возвращения жидкого металла из хвостовой части колебания поверхности направляются от краев к центру и затем – обратно.

Вывод

Жидкий металл сварочной ванны при импульсно-дуговой сварке в углекислом газе плавящимся электродом совершает колебательные движения. Частота колебаний ванны зависит от частоты накладываемых импульсов, а амплитуда колебания – от длительности и амплитуды импульса. Поведение ванны носит более определенный характер, а именно жидкий металл совершает замкнутое вращательное движение, которое можно описать следующим образом:

- из-под столба дуги вдоль плоскости кристаллизации (вдоль фронта кристаллизации) (по дну сварочной ванны) перемешиваясь с основным металлом и кристаллизуясь (отдельным слоем), часть металла возвращается по поверхности сварочной ванны;

-вдоль зоны расплавления и возвращаясь под столб дуги;

- во время действия импульса из-под дуги на кромки и в паузе обратно под столб дуги.

Литература.

1. Ленивкин В.А., Дюргеров Н.Г., Сагиров Х.Н. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. М.: Машиностроение. 1989. – 264 с.
2. Акулов А.И., Чернышов Г.Г., Доронин Ю.В., Сас А.В., Чернов А.В. Влияние гидродинамических явлений в сварочной ванне на формирование стыковых швов при сварке плавящимся электродом. // Известие Вузов. М.:Машиностроение – 1978. – №7. – С.135-140.
3. Размышляев А.Д. Исследование потоков жидкого металла в ванне при дуговой сварке. // Сварочное производство. – 1985. – №10. – С. 34-35.
4. Столбов В.И. Сварочная ванна: Монография. – Тольятти: ТГУ, 2007. – 147 с.
5. Knyaz'kov A.F., Krampit A.G., Krampit N.Yu. Controlling the droplet transfer process in CO₂ welding with a long arc // Welding International. – 2008. – Vol. 8. – P.534-536.
6. Kuznetsov M.A., Zhuravkov S.P., Zernin E.A., Kolmogorov D.E., Yavorovskiy N.A Influence of nanostructured powder modifiers on the structure of a welding bead // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 872. – P. 118-122.
7. Kuznetsov M.A., Zernin E.A., Danilov V.I., Karzev D.S. Application of nanostructured powders to control characteristics of electrode metal transfer and the process of weld structurization // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 199-203.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ АМПЛИТУДНОГО ЗНАЧЕНИЯ СВАРОЧНОГО ТОКА ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ

*Н.Ю. Крампит, к.т.н., доцент, М.А. Крампит, студент, Н.В. Связина, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

В настоящее время для управления процессом плавления и переноса электродного металла при сварке в защитных газах применяют два метода: пассивный и активный. Для пассивного управления процессом каплепереноса электродного металла применяют следующие способы: активацию электродной проволоки, внесение в зону сварки нанокомпонентов [1], применение смеси газов [2,3]. Для активного управления процессом каплепереноса электродного металла при сварке в защитных газах применяют различные способы управления, а именно, наложение внешнего магнитного поля [4,5], программирование скорости подачи электрода [6-8], импульсная подача газа(ов) [9,10], импульсное изменение тока [11-13], комбинированные способы [14].

Импульсно-дуговая сварка с управляемым переносом электродного металла характеризуется большим числом параметров режима, чем сварка стационарной дугой. Первостепенное значение для принудительного переноса имеют амплитуда, длительность и частота следования импульсов тока, изменяющихся в определенном диапазоне. Поэтому выбор оптимальных значений, указанных параметров, очень важен для разработки оборудования и технологии сварки.

На основе анализа условий для получения направленного переноса электродного металла при импульсно-дуговой сварке проведен расчет амплитудного значения сварочного тока.

В работе [15] на основе анализа теплофизических свойств защитных газов сделан вывод, что поперечные размеры столба дуги, горящей в углекислом газе меньше, чем у столба дуги в аргоне.

Размеры анодного пятна, расположенного на капле электродного металла, практически не зависят от состава среды защитного газа. В результате в зоне перехода анодного пятна в столб дуги наблюдается уменьшение площади поперечного сечения столба дуги в сравнении с анодным пятном. Это вызывает изменение направления действия электродинамической силы (ее направление - от меньшего сечения к большему). Капля электродного металла приподнимается над поверхностью сварочной ванны и оттесняется на боковую поверхность электрода. Наложение в этот момент импульсов сварочного тока приводит к тому, что капля отрывается, но ее перенос наблюдается не в столбе сварочной дуги, а на его периферии. Под действием плазменных потоков капля закручивается и выбрасывается за пределы сварочной ванны.

Исследования показали, что наложение импульса необходимо начинать на еще не сформированную каплю электродного металла. Ток на интервале паузы необходимо снижать до 30-40А. В результате снижения сварочного тока уменьшается действие комплекса сил со стороны дуги, и как следствие, капля электродного металла выравнивается на торце электрода.

Для вывода условий отрыва капли принимаем, что на момент начала импульса капля электродного металла расположена соосно на торце электрода. Для отрыва капли электродного металла, и получения направленного переноса ее в сварочную ванну выделяем два условия:

1. Действие электродинамической силы ($F_{эд}$) в зоне перехода электрод-капля (соответственно твердая фаза - жидкая фаза) превосходило действие силы поверхностного натяжения ($F_{пн}$), направленную по поверхности капли к границе твердая жидкая фаза. Первое условие можно записать следующими уравнениями:

$$F_{пн} - F_m \leq F_{эд} \text{ - в нижнем положении (рис. 1) и}$$

$$F_{пн} + F_m \leq F_{эд} \text{ - в потолочном положении.}$$

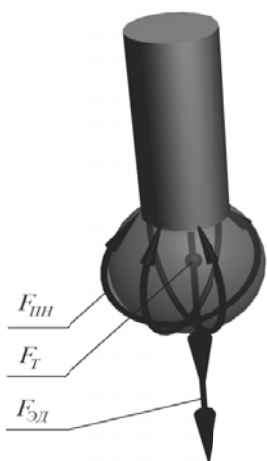


Рис. 1. Схема комплекса сил, действующих на каплю: $F_{пн}$ – сила поверхностного натяжения; F_T – сила тяжести капли электродного металла; $F_{эд}$ – электродинамическая сила

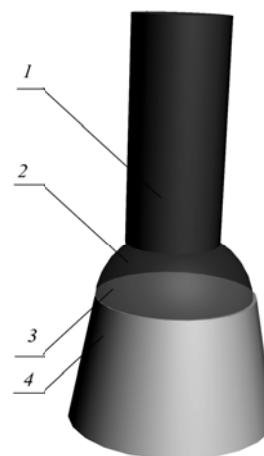


Рис. 2. Схема охвата столбом дуги капли электродного металла на интервале импульса (см. 2 условие): 1 – электрод; 2 – капля электродного металла; 3 – анодное пятно; 4 – столб дуги

2. Капля электродного металла должна захватываться столбом дуги (рис. 2), т.е. площадь анодного пятна ($S_{ан}$) должна быть больше 1/2 площади капли ($S_к$).

Второе условие можно записать уравнением:

$$1/2 \cdot S_к \leq S_{ан}.$$

Были произведены расчеты амплитудного значения сварочного тока для диаметра проволоки $d_{эл}=1,2$ мм при скорости подачи электродной проволоки $V_{под}=650$ м/ч и частоте накладываемых импульсов $f_{и}$ в пределах от 30 до 100Гц. Полученные значения амплитуды импульса $I_{и}$ для первого условия находятся в диапазоне от 120 до 380А, а для второго условия - в диапазоне от 120 до 260 А.

Для подтверждения теоретических расчетов были проведены экспериментальные исследования на режимах сварки, представленных выше. На лабораторном комплексе для автоматической сварки в среде углекислого газа, при использовании кинопроектора КПП-2, скоростной кинокамеры

СКС-1М с максимальной скоростью съемки до 5000 кадров/сек, шлейфового осциллографа Н-145, светолучевого осциллографа С8-13, схем синхронизации и управления была проведена скоростная киносъемка процесса плавления и переноса электродного металла при импульсно-дуговой сварке в углекислом газе длинной дугой. Исследования проводились по следующей методике: на пластины (Ст3, размер 300x150x10мм) наплавляли валики проволокой Св-08Г2С $\varnothing=1,2$ мм. Режимы сварки поддерживались постоянными расход: углекислого газа $Q_{зг}=15$ л/мин, вылет электрода $L_{эл}=16$ мм, скорость сварки $V_{св}=20$ м/ч, скорость подачи электродной проволоки $V_{под} = 650$ м/ч.

Опытами было установлено, что при импульсно-дуговой сварке горение дуги стабильно. Наиболее характерный процесс переноса электродного металла при импульсно-дуговой сварке в углекислом газе длинной дугой показан на рисунке 3.

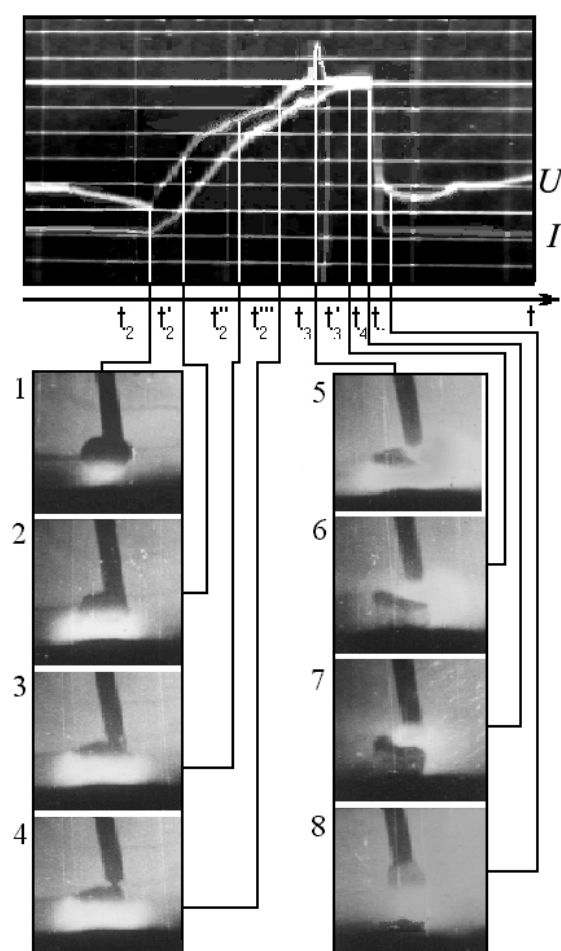


Рис. 3. Осциллограмма и кинограмма процесса импульсно-дуговой сварки:

$I_{и} = 600$ А; средний ток $I_{ср} = 140$ А; $f_{и} = 60$ Гц;
длительность накладываемых импульсов $\tau_{и} = 4,5$ мс;
значение тока дежурной дуги $I_{дд} = 30$ А
(1кл – 100А; 7,2В; отметчик времени 1кл – 2мс)

I – сварочный ток; U – напряжение дуги; t – время импульса

Таким образом, представленные теоретические условия отрыва капли электродного металла при импульсно-дуговой сварке в углекислом газе подтверждены экспериментальным способом.

Выводы:

1. Теоретически определены и практически подтверждены условия для отрыва капли электродного металла при импульсно-дуговой сварке в углекислом газе.
2. Экспериментальные исследования показали, что применение импульсно-дуговой сварки в углекислом газе позволило осуществить управляемый перенос электродного металла.

Литература.

1. Kuznetsov M.A., Zernin E.A., Danilov V.I., Karzev D.S. Application of nanostructured powders to control characteristics of electrode metal transfer and the process of weld structurization // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 199-203.
2. Chinakhov D.A. Calculation of gas-dynamic impact of the active shielding gas on the electrode metal drop in gas jet shielded welding // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 188-194.
3. Крампит Н. Ю., Крампит А. Г. Процесс сварки с комбинированной двухслойной защитой // Ремонт восстановление и модернизация. – 2011. – №2. – С. 16-18.
4. Сидоренко П. Ю., Рыжов Р. Н. Использование импульсных электромагнитных воздействий для управления процессом переноса электродного металла при дуговой сварке // Автоматическая сварка. – 2010. – №6. – С. 52-53.
5. Chang Yunlong, Che Xiaoping, He Youyou, Ni Guangxu. Influence of longitudinal magnetic field on metal transfer in MIG arc welding // China Weld. – 2008. Vol. 17, № 2. – P. 27-31.
6. Лебедев В. А. Некоторые особенности дуговой механизированной сварки алюминия с управляемой импульсной подачей электродной проволоки. // Сварочное производство. – 2007. – №11. – С. 26-30.
7. Pavlov N.V., Kryukov A.V., Zernin E.A. Distribution of temperature fields in welding in a gas mixture with pulsed electrode wire feed // Welding International. – 2012. – Vol. 26, Issue 6. – P. 483-484.
8. Крюков А. В., Павлов Н. В., Зеленковский А. А. Особенности сварки с импульсной подачей электродной проволоки // Сварочное производство. – 2013. – №5. – С. 37-39.
9. Новиков О. М., Радько Э. П., Иванов Е.Н. Разработка новой технологии дуговой сварки в защитных газах на основе применения пульсации газовых потоков и потенциалов ионизации
10. Тазетдинов Р. Г., Новиков О. М., Персидский А. С. Дуговая сварка в защитных газах с попеременной импульсной подачей разнородных газов // Сварочное производство. – 2012. – №1. – С. 38-42.
11. Дюргеров Н. Г., Сагиров Д. Х. Определение свойств дуги при импульсных процессах сварки // Сварочное производство. – 2004. – №4. – С. 14-18.
12. Патон Б. Е., Шейко П. П., Жерносеков А. М. Стабилизация процесса импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом // Автоматическая сварка. – 2003. – №8. – С. 3-6.
13. Князьков А. Ф., Крампит Н. Ю., Крампит А. Г. Исследование процесса переноса электродного металла при импульсном питании сварочной дуги // Технология металлов. – 2005. – №7. – С. 18-21.
14. Krampit A. Welding with double modulation of the main welding parameters // Welding International. – 2012. – Vol. 26, Issue 11. – P. 867-869.
15. Крампит Н.Ю., Крампит А.Г. Анализ свойств защитных сред при сварке плавящимся электродом. // Сварка в Сибири. – №2. – 2005г.– С. 63-65.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПРОВОЛОКИ ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ
СВАРКЕ РАСЧЕТНО-ГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ**

А.Г. Крампит, к.т.н., доцент, М.А. Крампит, студент

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: savage_jawa@mail.ru

Введение

Одной из значимых проблем механизированной сварки в среде CO_2 является большие потери металла на угар и разбрызгивание, что так же повышает трудоемкость дальнейшей механической обработки [1]. Импульсно-дуговая сварка позволяет снизить разбрызгивание и получить более качественные сварные соединения [2].

За последнее десятилетие появилось большое количество импульсных процессов, позволяющих повысить скорость сварки, увеличить глубину проплавления, снизить тепловложение в основной металл [3]. Также появилась возможность перейти к струйному переносу на более низких значениях тока. Но до сих пор есть проблема высоких энергопотерь из-за наличия балластного сопротивления.

Основная часть.

Устройство для импульсно-дуговой сварки должно обеспечивать чередование тока импульса и тока паузы. Одним из устройств для реализации импульсно-дуговой сварки является модулятор, по-

строенный по принципу импульсно-регулируемого сопротивления, схема которого приведена на рисунке 1, а [4].

При протекании тока паузы, ключ 1 переключается на сопротивление 2. Для получения же тока импульса ключ 1 переключается на контактный наконечник 3. Из-за наличия балластного сопротивления 2 происходят большие мощности. Энергия в виде тепловых потерь уходит в окружающую среду.

На рисунке 1, б предложена альтернатива данному устройству. Для получения тока импульса ключ 1 все так же замыкается на контактный наконечник 3. Для получения же тока паузы ключ замыкается на контактный наконечник 2. И вместо балластного сопротивления, его функцию выполняет вылет проволоки между контактными наконечниками 2 и 3.

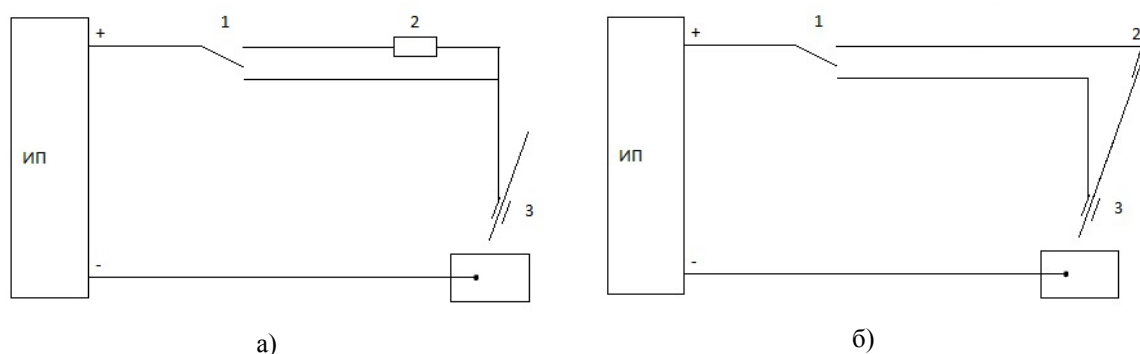


Рис. 1. Схема устройства, использующего балластное сопротивление (а) и схема устройства, использующее подогрев электродной проволоки (б)

По предложенной схеме было разработано устройство, использующее подогрев электрода в паузе (участок электродной проволоки со вторым контактным наконечником) [5]. Методика проведения эксперимента на данном устройстве представлена в работе [6].

Для поиска оптимальных режимов сварки с помощью программы Mathcad предложена математическая модель процесса.

Приняты следующие начальные условия:

- температура окружающей среды $T_{cp}=20^{\circ}\text{C}$
- удельное сопротивление $\rho=0,14\cdot 10^{-6}\text{Ом}\cdot\text{м}$;
- удельная теплоемкость $c=462\text{ Дж/кг}\cdot\text{К}$;
- диаметр проволоки $d=1,2\text{ мм}$;
- удельная теплота плавления $L=84\cdot 10^3\text{ Дж/кг}$;
- температурный коэффициент зависимости сопротивления от температуры $\alpha=0,04\text{К}^{-1}$ [7].

Сварочную проволоку для расчетов принимаем за стержень, следовательно, температура в поперечном сечении распределена равномерно [8]. Расчетная схема распределения теплоты в проволоке приведена на рисунке 2.

Граничными условиями (проверены экспериментально) приняты:

- максимальная температура подогрева 600°C (получена экспериментально с учетом обеспечения устойчивости горения дуги);
- ток паузы 35А ;
- частота импульсов 100 Гц .

Методом подбора определены следующие параметры:

- скорость подачи электродной проволоки - 430 м/ч ($0,119\text{ м/с}$).
- длина проволоки между контактными наконечниками - $0,2\text{ м}$,
- шаг проволоки за 1 цикл равен - $1,194\cdot 10^{-3}\text{ м}$.

Для упрощения расчетов примем следующие допущения:

- во время паузы и нагрева проволоки подача проволоки останавливается;
- проволока движется только во время импульса на величину, которую она бы прошла за полное время цикла;
- проволока нагревается только за счет проходящего тока, теплопроводность не учитывается.

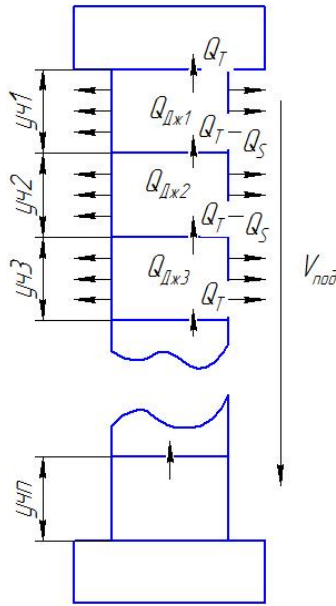


Рис. 2. Расчетная схема распределения теплоты в проволоке

За один цикл проволока проходит равные участки. За первый цикл такой участок занимает положение “уч1”, нагревается за время прохождения тока паузы, смещается и принимает положение “уч2”, где снова нагревается и смещается в положение “уч3” и т.д.

Нагрев проволоки от проходящего тока происходит только за время паузы, равной 0,007 с. Чтобы найти изменение температуры за один цикл, нужно найти количество теплоты, выделяемой на этом участке при прохождении тока.

Выделяемую теплоту на каждом участке вылета за один цикл находим по закону Джоуля-Ленца:

$$Q_{Дж} = I_{паузы}^2 \cdot R \cdot t_{паузы}, \quad (1)$$

где $Q_{Дж}$ -выделяемая теплота;

$I_{паузы}$ – сила тока в паузе;

R – сопротивление участка электродной проволоки;

$t_{паузы}$ – время паузы.

Потери тепла на излучения:

$$Q_S = \alpha \cdot (T - T_0) \cdot S \cdot \Delta t + \sigma \cdot (T^4 - T_0^4) \cdot S \cdot \Delta t, \quad (2)$$

где α , σ – коэффициент соответственно конвективного теплообмена и теплообмена излучением ($\alpha=8,7$ Вт/м²С°, $\sigma=5,67$ Вт/м²К⁴);

T_0 – температура окружающей среды;

S – площадь поверхности участка.

В итоге на каждом участке выделяемая теплота будет равна:

$$Q = Q_{Дж} - Q_S \quad (3)$$

Изменение температуры находим по формуле:

$$\Delta T = \frac{Q}{c \cdot m}, \quad (4)$$

где c – удельная теплоемкость;

m – масса участка электродной проволоки, равная произведению удельной плотности на ее объем ($m=1,763 \cdot 10^{-3}$ кг).

Изменение сопротивления с повышением температуры найдем по формуле:

$$\Delta R = \alpha \cdot R \cdot T \quad (5)$$

Определяем изменение температуры и сопротивления за каждый шаг:

$$Q_{Дж} = I_{паузы}^2 \cdot R \cdot t_{паузы} \quad (6)$$

$$\Delta T = \frac{Q}{c \cdot m} \quad (7)$$

$$T = T_{нач} + \Delta T \quad (8)$$

$$\Delta R = \alpha \cdot R \cdot T \quad (9)$$

$$R_{нов} = R + \Delta R, \quad (10)$$

где $R_{нов}$ – сопротивление проволоки после ее нагрева за время паузы.

В следующем цикле за R принимаем $R_{нов}$. В первом цикле $T_{нач}$ будет равна температуре окружающей среды (по умолчанию 20°C). Полученная температура T станет в следующем цикле начальной температурой $T_{нач}$. Как видно, процесс циклический, пока не настанет состояние равновесия, при котором первый участок станет последним перед вторым контактным наконечником, он же и будет иметь максимальную температуру (в нашем расчете $T_{кон} \approx 600^\circ\text{C}$), а начальный участок также будет иметь температуру окружающей среды.

Определив сопротивление вылета проволоки за 1 цикл и приняв ток паузы 35А, находим выделяемую теплоту. Рассчитав цикл для всех участков проволоки, по полученным значениям построили график распределения температур по длине проволоки (рисунок 3).

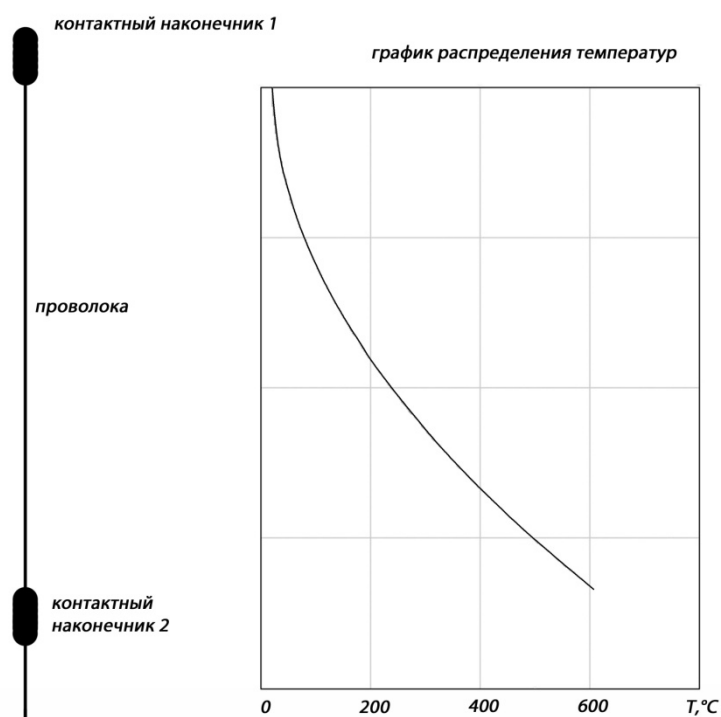


Рис. 3. Распределение температур по длине проволоки

Как видно из графика, зависимость нелинейная. Находим зависимость температуры от номера интервала методом квадратичной интерполяции:

$$T = 0,02 \cdot n^2 + 0,185 \cdot n + 20,056, \quad (11)$$

где n – номер цикла.

Как видно из графика, температура между двумя соседними участками даже в конце цикла будет различаться менее, чем на 5°C . Учитывая скорость протекания всех процессов, время контакта этих участков с такой большой разностью температур будет менее секунды. За такое время теплопроводность не сыграет большой роли, только слегка сгладит ступенчатость графика.

Оценим эффективность устройства, сравним импульсно-дуговой процесс с подогревом электродной проволоки с автоматической сваркой в среде защитных газов. Для примера используем стандартное соединение С17 толщиной 8 мм.

Объем наплавленного металла на 1 м шва будет равен $0,04 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3$

Масса наплавленного металла на 1 м^2 равна 0,328 кг.

Для нагрева и расплавления такой массы проволоки необходима энергия, которая состоит из:

-энергии, необходимой для нагрева 0,328 кг электродной проволоки от 20°C до 1450°C :

$$E_1 = 462 \cdot m \cdot (1450 - 20) = 2,164 \cdot 10^5 \text{ Дж} \quad (12)$$

-энергии, необходимой для расплавления 0,328 кг электродной проволоки, нагретой до температуры плавления:

$$E_2 = 84 \cdot m = 27,519 \text{ Дж} \quad (13)$$

-полная энергия, необходимая для нагрева и расплавления 0,328 кг электродной проволоки от 20°C :

$$E = E_1 + E_2 = 2,165 \cdot 10^5 \text{ Дж} \quad (14)$$

Если сравнить с энергией, необходимой для нагрева и расплавления того же объема электродной проволоки, но нагретой до температуры в 600 градусов $E_{\text{имп}} = 1,286 \cdot 10^5 \text{ Дж}$

Отношение энергий равно $\frac{E}{E_{\text{имп}}} = 1,682$, т.е. для нагрева и расплавления той же массы электродной проволоки, необходима энергия, меньшая в 1,68 раза. В схеме модулятора для импульсно-дуговой сварки эта энергия выделяется на сопротивлении.

Вывод.

Применение расчетно-графического метода для определения температуры нагрева проволоки позволяет оценить эффективность предлагаемого устройства, использующего в качестве сопротивления повышенный вылет электродной проволоки. Использование подогрева электродной проволоки позволяет повысить эффективность процесса сварки в 1,68 раза.

Литература.

1. Fedko V.T., Zernin E.A. Main reasons for splashing and methods of protection of welded components against molten metal splashes // Welding International. Volume 19, Issue 6, 2005, Pages 495-497.
2. K. Warsz. Pulsed arc welding: Practical specifications // Welding International, Volume 9, Issue 10, 1995.
3. Pavlov, N.V., Kryukov, A.V., Zernin, E.A. Distribution of temperature fields in welding in a gas mixture with pulsed electrode wire feed // Welding International. Volume 26, Issue 6, June 2012, Pages 483-484.
4. Mal'Chenko A.P., Voronkov Yu.N., Metelev A.V. & Lezhnev I.A. Pulsed-arc CO_2 welding // Welding International, Volume 6, Issue 6, 1992.
5. Крампит А.Г., Крампит Н.Ю., Крампит М.А. Устройство для электродуговой сварки // Патент на изобретение № 2429112 от 20.09.2011 г.
6. Krampit A.G., Krampit N.Yu., Krampit M.A. Effect of the parameters of pulsed arc welding on the formation of a root layer in a narrow gap // Welding International, 2013.
7. Коновалов А.В., Куркин А.С., Макаров Э.Л., Неровный В.М., Якушин Б.Ф. Теория сварочных процессов // Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2007 г., 752 с.
8. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке // Издательство «МАШГИЗ», 1951 г., 296 с.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ-МОДИФИКАТОРОВ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

М.А. Кузнецов, Е.А. Зернин, к.т.н., доцент, Д.С. Карцев, студент

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 8(38451)5-09-06

E-mail: kuznechik_85@mail.ru

В сварных соединениях высоколегированных, коррозионно-стойких сталей, вследствие высокой электрохимической гетерогенности, обусловленной неоднородностью химического состава металла шва, структуры, свойств и напряженного состояния происходят наиболее интенсивные коррозионные разрушения по сравнению с основным металлом. Основной причиной разрушения трубо-

проводов, аппаратуры химической, металлургической, энергетической, атомной промышленности, теплоносителей [1,2].

Основные трудности свариваемости данных сталей обусловлены многокомпонентностью их легирования и разнообразием условий эксплуатации сварных конструкций. Главной и общей особенностью сварки является склонность к образованию в металле шва и околошовной зоне горячих трещин, имеющих межкристаллитный характер [3].

Для повышения стойкости против коррозионного износа, а также восстановление работоспособности оборудования, работающих в коррозионно-активных средах необходим комплексный подход, включающий создание и освоение новых методов восстановления работоспособности оборудования. В процессе эксплуатации происходит активный коррозионный износ, протекающий особенно интенсивно в зонах сварных соединений [5]. Для повышения коррозионной стойкости сварных соединений применяют несколько способов [3,5,6, 7].

В работе предлагается новый способ повышения коррозионной стойкости сварных соединений. Данный способ заключается в дозированной подаче наноструктурированных частиц, через защитный газ в сварочную ванну при помощи устройства [8].

Для экспериментальных исследований использовались образцы из стали 12Х18Н10Т в виде пластин толщиной 5 мм, сваренные плавящимся электродом в среде аргона сварочной проволокой марки 12Х18Н9Т согласно ГОСТ 14771-76. Образцы наплавлялись по четырем различным вариантам: №1 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения; №2 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением Мо в защитный газ; №3 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением Al_2O_3 в защитный газ; №4 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением W в защитный газ.

Для каждого режима применяли метод АМУФ ГОСТ 6032, реактив и режим воздействия были выбраны из данного ГОСТа, согласно рекомендациям для данной марки стали. Продолжительность испытания составила 2 часа. После окончания испытаний проводилась аттестация на стойкость к межкристаллитной коррозии (МКК) металлографическим методом, для чего были приготовлены металлографические шлифы из контрольных образцов, не подвергавшихся испытанию, и образцов после испытания.

Анализ микроструктур показал, что у всех образцов выявляется зеренная аустенитная структура с примерно одинаковым размером зерна. Однако, при одном и том же времени воздействия наиболее интенсивно вытравливались границы зерен у образцов №1 и №3 (рис 1 и 2).

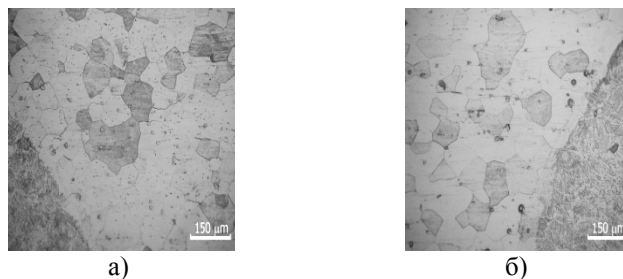


Рис. 1. Микроструктура металла сварного соединения (образец №1):
а) после испытаний; б) контрольный образец

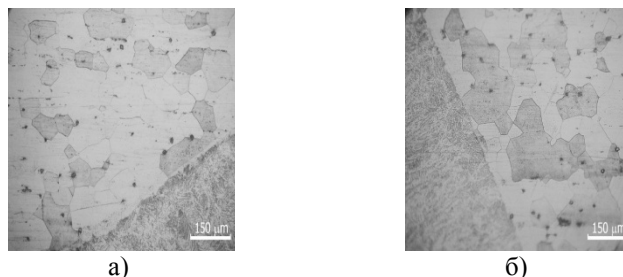


Рис. 2. Микроструктура металла сварного соединения (образец №3):
а) после испытаний; б) контрольный образец

Наиболее слабо травились образцы №2 и №4 (рис 3 и 4).

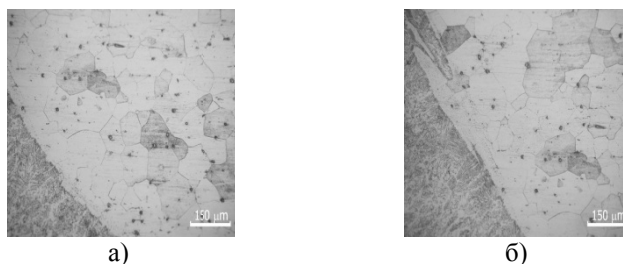


Рис. 3. Микроструктура металла сварного соединения (образец 2):
а) после испытаний; б) контрольный образец

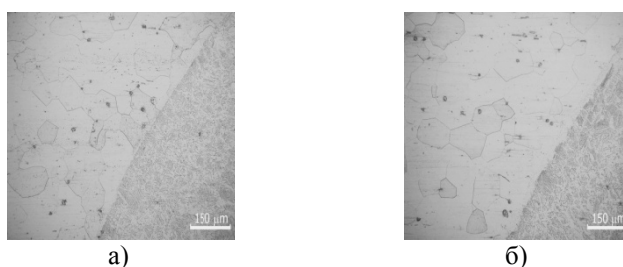


Рис. 4. Микроструктура металла сварного соединения (образец 4):
а) после испытаний; б) контрольный образец

Для определения глубины разрушения границы зерна выборочно была исследована структура образца после коррозионных испытаний с помощью лазерно-конфокального микроскопа. Результаты представлены на рис. 5. Они подтверждают отсутствие признаков коррозии по границам зерен чрезвычайно малой высотой z-координаты.

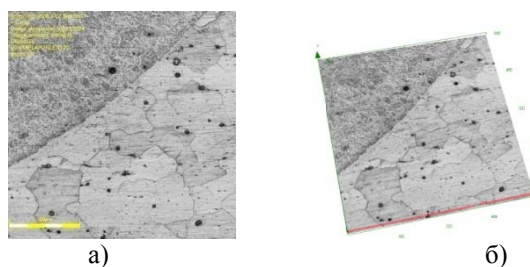


Рис. 5. Микроструктура образца (образец №2) после испытаний на МКК:
а) 2D-изображение; б) 3D-изображение

Оценка склонности к МКК производилась путем определения количества зерен с четко выявленными границами, ширина которых могла достигать 30 мкм. Проведенные исследования не обнаружили зерен с такой шириной границ. Самые тонкие границы зерен были у образца №4, в данном случае отмечена и наибольшая схожесть общего вида микроструктуры контрольного образца и образца после испытаний в агрессивной среде.

Литература.

1. В.И. Махненко, О.В. Махненко, С.С. Козлитина, Л.И. Дзюбак Сварные конструкции из аустенитной стали типа 10X18H10T в условиях радиационного распухания. // Автоматическая сварка, №2, 2012, с. 7-12.
2. Е.А. Кривоносова, Е.А. Синкина, А.И. Горчаков Влияние типа покрытия электрода на коррозионную стойкость металла шва стали 08X18H10T. // Сварочное производство, №4, 2012, с. 38-41.
3. Е.В. Коломийцев Коррозионно усталостная прочность тавровых соединений стали 12X18H10T и методы ее повышения. // Автоматическая сварка, №12, 2012, с. 41-43.
4. А.Г. Александров Коррозионная стойкость сварных швов аустенитно-ферритных сталей в щелочных средах. // Сварочное производство, № 8, 1990, с. 15-16.

5. Ю.Н. Сараев, Ю.В. Селиванов Оценка производительности и качества выполнения ремонтно-восстановительных работ оборудования из стали типа 12X18H10T. // Сварочное производство №1, 2011, с. 17-22.
6. А.Г. Александров Коррозионная стойкость сварных соединений хромоникелевых сталей в щелочных средах (обзор). // Сварочное производство, № 5, 1990, с. 12-13.
7. А.Н. Сафонов, Р.Д. Радченко Структура и коррозионная стойкость сварных соединений сталей аустенитного класса после лазерной обработки поверхности. // Сварочное производство, № 7, 1998, с. 5-9.
8. Кузнецов М.А., Зернин Е.А., Колмогоров Д.Е., Шляхова Г.В., Данилов В.И. Строение, морфология и дисперсность металла, наплавленной дуговой сваркой плавящимся электродом в аргоне в присутствии наноструктурированных модификаторов. // Сварка и диагностика, 2012, №6, с. 8-10.

МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТА ТИТАН/НИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ С CU/ТА В КАЧЕСТВЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ

В.И. Мали, к.ф.-м.н., доцент, Ю.Н. Малютина, аспирант, К.А. Скороход, студент

*Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, тел.(383)-346-06-12*

E-mail: luliimaliutina@gmail.com

Суперсплавы на основе никеля являются важным классом материалов, которые широко используются в двигателях газовых турбин, электрической и химической промышленности за счет их превосходных свойств, таких как высокая прочность при повышенных температурах и коррозионная стойкость. Основным недостатком таких сплавов является их высокая чувствительность к образованию горячих трещин и трещин ликвации в сварном шве и в зоне термического влияния при сварке с другими материалами [1].

Существуют области авиационного строения, в которых сварка никелевых сплавов с титановыми необходима для уменьшения удельной массы детали. Однако проблема сварки таких материалов часто связана с металлургической несовместимостью и формированием хрупких соединений на границе сварного шва [2, 3]. Решением отмеченной проблемы может стать не прямое соединение материалов, реализуемое путем добавления промежуточного слоя, который препятствует диффузии атомов в процессе сварки [4, 5]. Для выбранной пары материалов наиболее часто используемой прослойкой является медь [6-8]. Медь не образует хрупких интерметаллидов с никелем, железом, хромом и углеродом. Более того это мягкий металл, который может деформироваться и распределять напряжения, вызванные несоответствием коэффициента термического расширения. Анализ литературных данных [9] показал, что использование промежуточного слоя системы медь - тугоплавкий металл является более эффективным способом соединения разнородных материалов, склонных к образованию химических соединений. Таким образом, цель работы заключалась в формировании композиционного материала титан / никелевый сплав методом сварки взрывом с использованием промежуточной вставки тантал / медь.

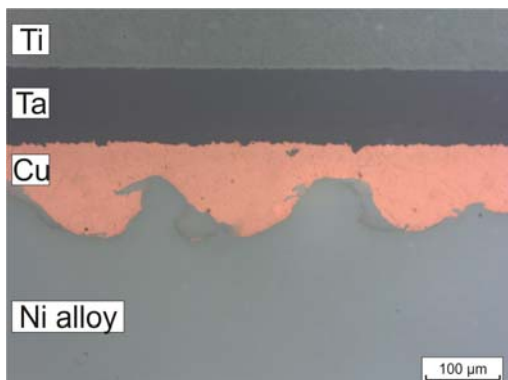


Рис. 1. Общий вид композиционного материала
исследования изучалась микроструктура полученного композита и определялись механические свойства.

В качестве основных материалов композиции использовался технически чистый титан марки ВТ1-0 и промышленный авиационный сплав основе никеля марки ХН73МБТЮ. В качестве материалов промежуточной вставки использовались технически чистый тантал ТВЧ и медь марки М0. Композиционный материал формировался по технологии сварки взрывом, реализуемой в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. Технология сварки взрывом является надежной для производства многослойных композитов, состоящих из разнородных материалов [10, 11]. Толщина пластин материалов, используемых для промежуточного слоя, составляла 100 мкм. В ходе

Внешний вид композиционного материала, полученного сваркой взрывом, представлен на рис. 1. Все сварные соединения имеют характерную для сварки волнообразную форму, однако амплитуда и длина волны для всех швов различна, что объясняется различием физических и механических свойств материалов.

Граница сварного шва титана и тантала не имеет явно выраженного волнообразного характера (рис. 2 а). Вдоль всей границы сопряжения наблюдается тонкий слой толщиной 10 мкм зоны расплава. Образовавшаяся зона расплава представляет собой мелкокристаллическую смесь твердого раствора титана и тантала. Концентрация титана и тантала в зоне перемешивания составляет 45 % (масс.) и 55 % (масс.) соответственно.

На границе соединения медь – никелевый сплав методами металлографического анализа были выявлены следующие особенности. Большое количество следов деформации в виде полос локализованного течения, направленные в никелевую матрицу наблюдаются на границе сварного соединения (рис. 2 б). Эти полосы локализованного течения направлены примерно под углом 60 град в сторону, противоположную вектору скорости точки контакта. Такие структурные дефекты практически не оказывают существенного влияния на прочностные характеристики сварного соединения, однако могут являться причиной образования микротрещин. Другая структурная особенность заключается в образовании локальных участков расплава на гребнях и впадинах волновой границы медь-никель. Объем таких участков не превышает 10 % от общей протяженности сварного соединения и поэтому они не оказывают существенного влияния на прочность композита. Зоны расплава имеют литую структуру с характерным столбчатым строением, ориентированным в направлении отвода тепла.

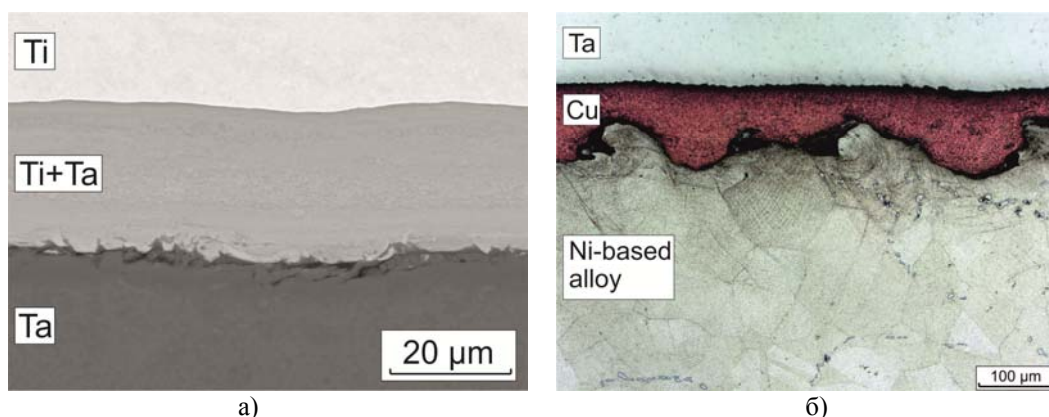


Рис. 2. Граница соединения титан – тантал (а), и медь – никелевый сплав (б)

Хорошее соединение можно наблюдать вдоль границы медь / тантал, в котором отсутствуют несплошности и микротрещины (рис. 3). На развивающейся стороне волны тантала материал удлиняется в направлении сварки и таким образом формируются вихри в результате скручивания волны. Результаты растровой электронной микроскопии показали, что внутри вихрей образуется гетерофазная смесь, состоящая из частиц тантала и меди. В [12] было показано, что образование такой смеси на границе соединения обусловлено действием дискретной кумулятивной струи, формирующейся при динамическом взаимодействии пластин меди и тантала. В процессе сварки взрывом, когда пластины соударяются, напряжения в металлах около точки контакта увеличиваются, что вызывает интенсивные сдвиговые деформации. Поверхностные слои пластин теряют прочность, переходят в квази-жидкое состояние и та-

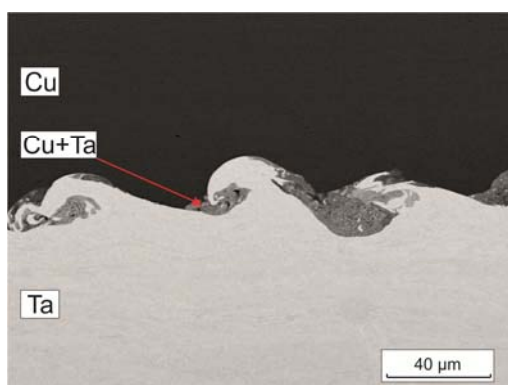


Рис. 3. Волновая граница соединения меди и тантала

ким образом, участвуют в формировании кумулятивной струи. В процессе соударения фрагментов струи с поверхностными слоями пластины тантала образуется зона перемешивания, и облако высокодисперсных частиц смеси меди и тантала.

Результаты испытаний композиционного материала на одноосное статическое растяжение представлены на рис. 4 и табл. 1. Полученные данные свидетельствуют о существенном увлечении прочностных характеристик полученного композиционного материала. Предел текучести композита по сравнению с никелевым сплавом увеличился в 2 раза. Показатели пластичности, в том числе относительное удлинение, не изменились и остались на низком уровне.

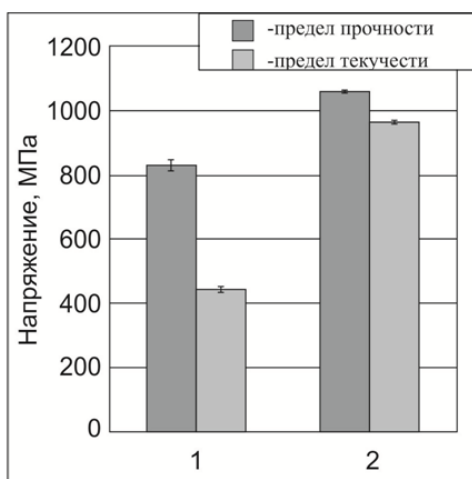


Рис. 4. Результаты испытаний композиционного материала на одноосное статическое растяжение.
1 – ХН73МБТЮ, 2 - композит

Таблица 1

Результаты испытаний композиционного материала на растяжение

Материал	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
ХН73МБТЮ	831,45	444,99	10,15
Композиционный материал	1060,95	965,65	10,81

Таким образом, можно сделать вывод о том, что методом сварки взрывом с применением дополнительной промежуточной вставки из меди и тантала формируется надежное соединение между титаном и никелевым сплавом. Образование гетерофазной смеси на границе соединения меди и тантала основано на формировании кумулятивной струи, состоящей в основном из фрагментов меди. Структурные особенности на границе соединения медь / никелевый сплав заключаются в образовании локальных участков расплава и полос локализованного течения в никелевом сплаве, которые не оказывают существенного влияния на прочностные характеристики композита. Предел текучести композиционного материала с Cu/Ta промежуточной вставкой увеличился в 2 раза по сравнению с пределом текучести никелевого сплава. При этом показатели пластичности не изменились.

Литература.

1. John N. DuPont, John C. Lippold, Samuel D. Kiser, *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloy*, Wiley, New Jersey, 2009, pp. 440.
2. B. Wang, W. Chen, J. Li, Z. Liu, X. Zhu, *Microstructure and formation of melting zone in the interface of Ti/NiCr explosive cladding bar*, *Mater. Des.* 47 (2013) 74-79.
3. S. Kundu, S. Sam, S. Chatterjee, *Interfacial reactions and strength properties in dissimilar titanium alloy/Ni alloy/microduplex stainless steel diffusion bonded joints*, *Mater. Sci. Eng., A.* 560 (2013) 288-295.
4. A. Elrefaey, W. Tillmann, *Solid state diffusion bonding of titanium to steel using a copper base alloy as interlayer*, *J. Mater. Process. Technol.* 209 (2009) 2746-2752.
5. Jung G. Lee, S.J. Hong, M.K. Lee, C.K. Rhee, *High strength bonding of titanium to stainless steel using an Ag interlayer*, *J. Nucl. Mater.* 395 (2009) 145-149.

6. W. Ting, Z. Bing-gang, C. Guo-qing, F. Ji-cai, T. Qi, Electron beam welding of Ti-15-3 titanium alloy to 304 stainless steel with copper interlayer sheet, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 20 (2010) 1829-1834.
7. W. Ting, Z. Binggang, F. Jicai, T. Qi, Effect of a copper filler metal on the microstructure and mechanical properties of electron beam welded titanium–stainless steel joint, *Mater. Charact.* 73 (2012) 104-113.
8. A. Elrefaey, L. Wojarski, W. Tillmann. Preliminary investigation on brazing performance of Ti/Ti and Ti/Steel joints using copper film deposited by PVD technique, *J. Mater. Eng. Perform.* 21 (2012) 696-700.
9. T. Wang, B. Zhang, G. Chen, J. Feng, High strength electron beam welded titanium-stainless steel joint with V/Cu based composite filler metals, *Vacuum*. 94 (2013) 41-47.
10. I.A. Bataev, D.A. Pavlukova, T.V. Zhuravina, E.B. Makarova, D.S. Terentyev. Formation by welding by explosion of layered composite materials from diverse steels, *Obrabotka metallov*. 1 (2010) 6-8.
11. V.I. Mali, I.A. Balaganskij, E.B. Makarova, A.I. Smirnov, I.A. Bataev, T.V. Zhuravina. Structure and mechanical properties of layered composite materials, consisting of pure titanium, *Obrabotka metallov*. 2 (2011) 43-45.
12. Iu.N. Maliutina, V.I. Mali, I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.A. Esikov, A.I. Smirnov, K.A. Skorokhod, Structure and microhardness of Cu-Ta joints produced by explosive welding, *The Scientific World Journal*. 2013 (2013) 1-7.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ

*С.Н. Намазов, д.т.н. проф., Э.Д. Рзаев, к.т.н., доц., В.Ф. Джившишов, док.-инж., доц.
Азербайджанский технический университет
AZ 1073, г. Баку, пр. Г. Джавида. 25 тел. (+99412) 539 10 27
E-mail: elchin_rz@mail.ru*

Введение

Наплавка играет большую роль в деле увеличения производительности труда, повышения качества продукции и экономии сырья при производстве промышленного оборудования, его эксплуатации и ремонте. Наплавку применяют для восстановления изношенных деталей, а также при изготовлении новых деталей с целью получения поверхностных слоев, обладающих повышенными твердостью, износостойкостью, жаропрочностью, кислотостойкостью или другими свойствами. Она позволяет значительно увеличить срок службы деталей и намного сократить расход дефицитных материалов при их изготовлении. В настоящее время широкое применение для восстановления изношенных поверхностей разнообразных изделий находят покрытия, получаемые методом лазерной наплавки из предварительно нанесенного слоя и путем подачи порошкового материала непосредственно в зону образования ванны расплава. При этом качественные характеристики наплавленных слоев отличаются не только в зависимости от химического состава наплавляемого материала, но и материала подложки, режимов облучения, технологических схем обработки и других факторов [1,2]. Так, в [3] рассматривалось влияние химического состава наплавочных материалов, а также технологии наплавки на склонность покрытия к трещинообразованию. При наплавке покрытий по спирали на образцы цилиндрической формы осевые напряжения достигали 190 МПа, тангенциальные-120 МПа, т.е. приближались к пределу прочности некоторых сплавов на основе никеля или железа. Авторы связывают это со значительным различием значений температурных коэффициентов линейного расширения наплавочного материала и подложки. Подобное отмечалось и в других работах [4,5]. Определенный вклад в формирование напряженного состояния мог внести и неравномерный нагрев образца при наплавке покрытия по спирали. Наиболее существенные напряжения (пиковые) формировались в поверхностном (дефектном) слое наплавляемого участка, что приводило к образованию разнообразных по форме и местоположению трещин. Они располагались вдоль оси образца и под некоторым углом, по всей поверхности или по краю наплавленного участка детали. В ряде случаев трещины не распространялись на всю глубину слоя, но, как правило, они проходят на всю глубину наплавленного слоя, а их вид во многом зависит от химического состава порошка и технологии наплавки.

Наплавка покрытия с подачей порошка дозатором-питателем происходит путем постепенного наращивания слоя от подложки к поверхности. В данном случае шлаковые образования не всегда успевают выделиться из ванны при расплавлении отдельных частиц, а крупные боридные или карбидные включения, присущие исходному порошку, не растворяются и фиксируются в структуре

покрытия. При аналогичном уровне и характере распределения напряжений это приводит к формированию в слое многочисленных трещин.

В работе [6], как один из способов снижения трещинообразования, рассматривалось предварительное нанесение специального, имеющего низкую склонность к образованию трещин, подслоя. Использование в качестве подслоя порошка с химическим составом аналогичным наплавляемому, а также на основе железа или цветных металлов не улучшило, а в отдельных случаях даже ухудшило качество слоя. Однако применение в качестве подслоя порошков, позволяющих повысить размеры переходной зоны с плавным увеличением железа, а также, обеспечивающих пониженную склонность к формированию трещин, позволили значительно уменьшить число трещин и их размеров.

Как видно из выше сказанного до настоящего времени существует трудность получения покрытий без трещин, поэтому актуальной задачей является получение новых экспериментальных данных снижения трещинообразования в процессе лазерной наплавки.

Методика экспериментальных исследований

Экспериментальные исследования проводились на лазерном технологическом комплексе на базе мощного газового CO_2 - лазера. На образцы из стали 45 и жаропрочного сплава ЖС6К наплавлялись различные порошковые материалы ПГ-СР4, ПС-12НВК, ХТН, V_4C при различных условиях облучения. Мощность излучения изменялась в пределах 0,9 – 1,5 кВт, диаметр пятна фокусирования 1 – 4 мм, скорость обработки 0,2-1,5 м/мин; расход порошка 0,1 – 0,6 г/с. Подача газопорошковой смеси осуществлялась под углом 45° , по схеме навстречу и в след лазерного луча. Образцы после наплавки подвергались металлографическому, рентгеноструктурному и электроннозондовому анализам, в ходе которых изучались размерные характеристики и особенности структуры наплавленных слоев, трещинообразование, оценивались остаточные макронапряжения.

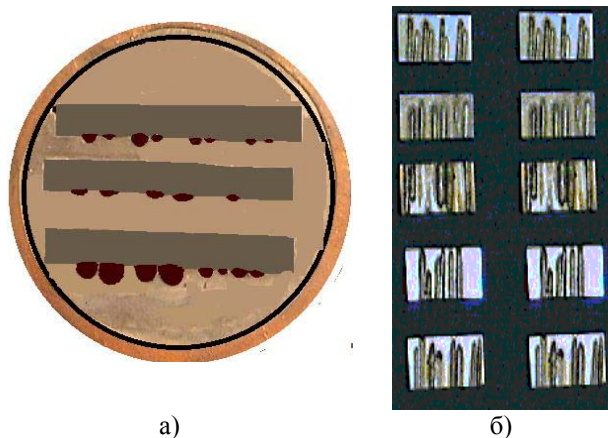


Рис. 1. Общий вид наплавленных валиков и их поперечный шлиф

Оценка трещиностойкости наплавленных слоев проводилась путем визуального наблюдения и подсчета количества заметных под микроскопом при увеличении 100 трещин на поверхности наплавленных при различных условиях облучения валиках (рис. 1а). При этом в каждом конкретном случае измерялась длина валика, на которой подсчитывались трещины, и определялось усредненное их количество, приходящееся на 10 мм длины валика (n^{-1}), полученного при данных режимах.

Характер расположения и распространения трещин оценивался на поперечных шлифах наплавленных слоев, как это показано на рис.1б. При этом изменялись режимы наплавки: скорость обработки и плотность мощности лазерного излучения, а также характер распределения мощности в пятне фокусирования (многомодовый, близкий к прямоугольному и неравномерный со смещенным максимумом к краю пятна фокусирования).

Анализ полученных результатов

Анализ поперечных шлифов наплавленных валиков, полученных при обычном многомодовом распределении мощности в пятне фокусирования и неравномерном со смещенным максимумом интенсивности показал трещины располагаются преимущественно у поверхности, где очевидно и зарождаются при кристаллизации расплавленного металла. Хотя такой характер трещинообразования наблюдался не всегда. Часто трещины зарождались в зоне сплавления материалов покрытия и осно-

вы и распространялись к поверхности практически на всю толщину слоя. Причиной этого может быть существенное различие в химических составах наплавляемого порошка и материала основы, плохой взаимной растворимостью составляющих, т.е. не оптимально подобранный наплавочный материал. В рассматриваемом случае таких явлений в зоне сплавления не наблюдалось, поскольку порошковый материал и материал основы предварительно были проанализированы [7]. Другой причиной может быть наличие в зоне сплавления или в зоне, прилегающей к ней, концентраторов напряжений в виде нерастворившихся порошинок, примесей, осевших в ванне расплава, пор и др.

Количество трещин возникающих на поверхности наплавленного валика существенно зависит от режимов наплавки, в частности, от плотности мощности излучения и скорости обработки, характера распределения интенсивности излучения в пучке. Как видно из рис.2 чем больше плотность мощности, а значит чем больше градиент температур, тем больше напряжения, тем больше количество трещин. Причем, с увеличением плотности мощности максимум количества трещин сдвигается в сторону больших скоростей наплавки. При низких скоростях увеличивается перемешивание материалов покрытия и основы, снижаются скорости охлаждения и как результат - снижается количество трещин. Существенное влияние на трещинообразование оказывает характер распределения мощности в пучке. Применение профилированного пучка при прочих равных условиях позволяет полностью исключить образование поверхностных трещин или снизить резко их количество. Максимальный эффект (снижение количества трещин в 2-3 раза) имеет место при уровнях плотности мощности ($2-3 \times 10^4$ Вт/см²) и скоростях наплавки (0,5-1м/мин) (рис.2).

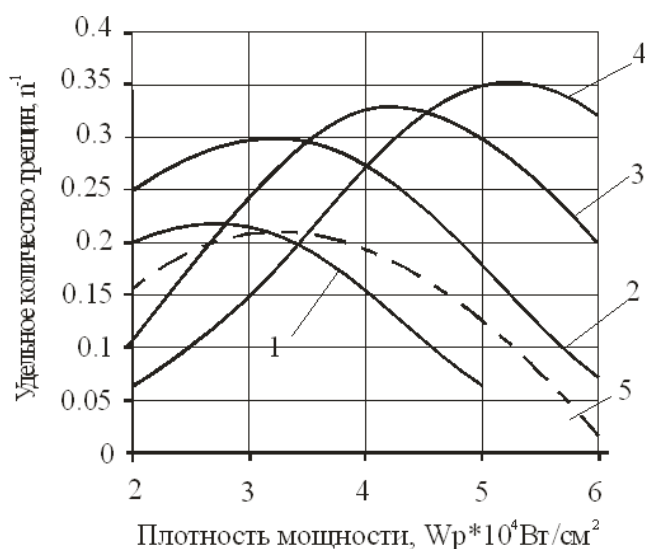


Рис. 2. Влияние плотности мощности лазерного излучения, ее распределения и скорости наплавки на удельное количество трещин в наплавленном слое: 1-0,5м/мин;2-1м/мин;3-1,5м/мин;4-2м/мин;5-1м/мин, неравномерное распределение мощности

Выводы и рекомендации

Проанализировав полученные результаты можно утверждать, что основными способами снижения трещинообразования являются научно-обоснованный подход к выбору наплавочного материала с точки зрения оценки растворимости составляющих элементов в материале основы и соответствия теплофизических свойств, введение в наплавляемый материал компонентов, способствующих формированию в структуре повышенного количества пластичных составляющих, в частности, γ -фазы, применение оптимальных режимов с точки зрения минимально допустимой толщины слоя сплавления, применение технологических приемов, снижающих скорости охлаждения наплавленных слоев – неравномерное распределение мощности в плоскости обработки (максимум во фронте с плавным снижением в хвостовой части), наплавка сканирующим пучком, подогрев изделия. В отличие от известной рекомендации по предварительному подогреву заготовки перед наплавкой, можно предложить более совершенную схему, которая не снижает достоинств лазерного луча, как концентрированного источника энергии и в тоже время снижает скорости охлаждения. Полученные результаты показывают, что возможности управления тепловыми процессами на этапе остывания наплав-

ленного слоя можно значительно расширить, в том числе и относительно разработанного в данной работе способа, путем использования дополнительного независимого источника энергии, например плазменной или электрической дуги. Дополнительный источник при этом располагается за пятном фокусирования лазерного пучка, движется вместе с ним подогревая наплавленный слой и одновременно порошковый материал, подаваемый в зону наплавки. Важными достоинствами предлагаемого способа является повышение эффективности лазерной газопорошковой наплавки и решение проблемы трещинообразования за счет использования сравнительно дешевой энергии электрической или плазменной дуги.

Литература.

1. Рзаев Э.Д. Основные факторы и параметры процесса лазерной газопорошковой наплавки. Ученые записки АзТУ, Баку, 2006, №4
2. Рзаев Э.Д., Гусейнов Э.Я. Исследование структурно-фазового состояния наплавленных слоев полученных лазерной наплавкой. "Механика Машиностроение" №2, Баку 2008г
3. Власов Е.Н., Каракозов Э.С., Петров В.А. и др. Влияние модифицирования и обработки поверхностей стали ШХ15 лазерным излучением на трение по твердому сплаву. Физика и химия обработки материалов.-1987, №1, с.156-168.
4. Laser beam cladding of seating surfaces on exhaust valves/Aihua W., Zengyi T.-1991, 70. N4. с.1065-1095.
5. Абильтитов Г.А., Грезев А.Н. и др. Изучение трещинообразования и микроструктур сплавов, наплавленных лучом лазера. Электронная обработка материалов, 1989, N4, с.27-30.121
6. Архипов В.Е., Биргер Е.М. Применение лазерной техники и технологии при ремонте оборудования. – М.: Машиностроение. 1990, - 63 с.
7. Рзаев Э.Д. Принципы выбора порошковых материалов для лазерной наплавки. "Механика Машиностроение" №3, Баку 2007г

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГЕОМЕТРИИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТОНКОЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА

*Н.В. Павлов, ст. преподаватель, А.В. Крюков, к.т.н., доц., Е.А. Зернин, к.т.н., доц.,
В.А. Полищук, студент*

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 5-09-06

E-mail: pavlin123@rambler.ru

Введение

Современные требования к качеству металлических изделий и конструкций промышленных производств с одновременным снижением массогабаритных размеров обуславливают тенденцию использования тонких металлов.

Наиболее распространенными отраслями применения тонколистового металла является авиационная, химическая и пищевая промышленности. Основными трудностями, препятствующими широкому использованию тонколистового металла при производстве сварных металлоконструкций, являются:

- **проваливание** сварочной ванны;
- достаточно малые скорости сварки.

Это в свою очередь, негативно влияет на производительность, материальные затраты на производство и, наконец, на себестоимость изделия.

Проблемой сварки тонколистового материала в разное время занимались А.В. Петров, В.И. Столбов, Г.А. Славин, И.М. Жданов, В.В. Лысак, Б.В. Медко.

Современные методы и технологии сварки тонколистового металла предусматривают применение теплоотводов, разного рода формирующих подложек, двуструйной газовой защиты или иного оборудования, которое предупреждает прожиг тонкого металла [1, 2].

В последние годы сварка плавлением тонколистовых материалов развивается по линии применения высококонцентрированных источников тепла (рисунок 1) [3].

Одним из таких способов является сварка с импульсной подачей электродной проволоки (ИПЭП).

При данном способе обеспечивается увеличение в 2–3 раза скорости кристаллизации сварочной ванны вследствие нестационарного энергетического воздействия источника нагрева на сварочную ванну, уменьшающего температуру расплавленного металла [4].



Рис. 1. Способы сварки плавлением тонколистового металла

Однако, данный способ сварки тонколистового металла не находит широкого применения из-за существенных отличий методик расчета параметров шва, в связи с их разработкой для условий сварки с постоянной подачей электродной проволоки [5].

Поэтому актуальной является задача адаптации существующих методик и создание программного обеспечения для автоматизированного расчета параметров процесса сварки с нестационарным движением электродной проволоки.

Основная часть

Для сварки с ИПЭП в смеси газов математическая модель формы шва должна устанавливать зависимость размеров стыкового шва и наплавленного валика от параметров режима сварки (среднее значение тока I , напряжение на дуге U_d , скорость сварки V_{ce}), а также параметров ИПЭП (L – расстояние между захватами, f – частота импульсного перемещения электродной проволоки).

Для решения поставленной задачи целесообразно выбрать метод детерминированно-статистического моделирования и разработать модель, сочетающую преимущества детерминированных (отражение физических процессов и универсальность) и статистических моделей (простота и высокая точность) [6].

Параметры удельной теплоемкости, плотности и температуры плавления свариваемого металла в адаптируемой модели приведены к усредненному значению и приняты как постоянные (согласно теории Н.Н. Рыкалина) [7].

На основе предложенного в работе [8, 9, 10] метода детерминировано-статистического моделирования были получены адаптированные зависимости размеров шва от параметров сварки и параметров ИПЭП оказывающие наибольшее влияние на процесс получения и формирования сварного соединения.

Зависимость размеров шва представляется в виде показательных функций:

$$e = \frac{I^{5,08} \times U_d^{3,528}}{f^{5,391} \times L^{0,708} \times V^{0,743}}, \text{ мм}, \quad (1)$$

$$h = \frac{I^{0,02} \times U_d^{0,411}}{f^{0,061} \times L^{0,096} \times V^{0,071}}, \text{ мм}, \quad (2)$$

$$g = \frac{I^{3,35} \times U_d^{0,44}}{f^{0,53} \times L^{2,09} \times V^{2,24}}, \text{ мм}, \quad (3)$$

где h – глубина проплавления, мм; e – ширина шва, мм; g – усиление шва, мм.

Стоит также отметить, что созданные алгоритмы позволят также производить обратную задачу, рассчитывать режимы сварки на основе требуемых геометрических размеров сварного шва.

Проверка адекватности полученных математических моделей (1)...(3) для процесса сварки с импульсной подачей электродной проволоки выполнена при сварке серии образцов. В состав экспериментальной установки входили: автоматическая сварочная головка ГСП-2, укомплектованная механизмом импульсной подачи электродной проволоки (рисунок 2) [11]; источник питания ВС-300Б.

В качестве защиты при сварке использовалась смесь газов ($Ar+CO_2$) [12]. Наличие аргона позволит обеспечить концентрированный источник теплоты, а добавление углекислого газа обеспечит проплавление основного металла с одновременным снижением себестоимости изготовления конструкции.

На основе проведенных ранее экспериментов было установлено, что рационально использовать для сварки с импульсной подачей электродной проволоки смесь газов $Ar(70\% \pm 3\%) + CO_2(30\% \pm 3\%)$ [13].

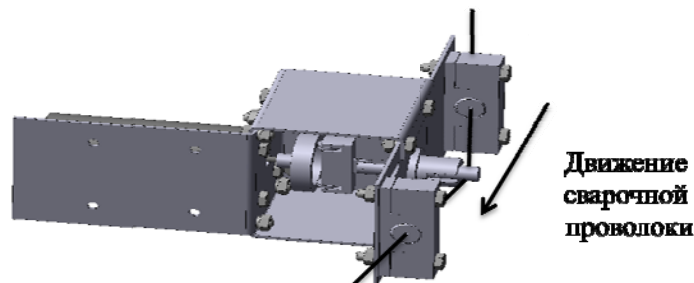


Рис. 2. Общий вид механизма импульсной подачи электродной проволоки

Для исследования использовались пластины из стали Ст3 (толщиной 2 мм). Сварка проводилась проволокой Св-08ГСМТО (диаметром 0,8 мм) (рисунок 3).

После сварки были вырезаны поперечные образцы, протравлены и выполнены измерения геометрических параметров шва. Результаты расчетных и экспериментальных данных представлены в таблице 1 и на рисунке 4.

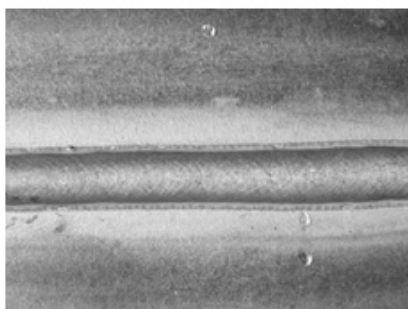


Рис. 3. Внешний вид сварного образца

Сравнение расчетных данных с экспериментальными показало, что погрешность при определении глубины проплавления и ширины шва составила 3-4 %, усиления шва – 6-7 %.

В дальнейшем для реализации второй поставленной задачи, создание программного обеспечения для автоматизированного расчета параметров для процессов нестационарного движения электродной проволоки, были использованы адаптированные зависимости (1)...(3).

Таблица 1

Сравнение экспериментальных и расчетных размеров шва

№, п/п	Режимы сварки					Размеры шва, мм						Относительная погрешность, %		
	I, А	U, В	f, Гц	L, мм	V, мм/с	h		e		g		Δh	Δe	Δg
						рас.	экс.	рас.	экс.	рас.	экс.			
1	45	16	120	125	3,31	1,45	1,48	0,37	0,39	0,26	0,27	2	5,1	3,7
2	42,5	22	120	125	3,29	1,65	1,71	0,84	0,82	0,25	0,24	3,6	2,4	4
3	42,5	24	120	125	3,28	1,71	1,61	1,15	1,11	0,26	0,24	5,8	3,5	7,7
4	40	18	120	125	3,30	1,52	1,57	0,30	0,28	0,27	0,26	3,3	6,6	3,7
5	42,5	16	115	130	3,31	1,45	1,48	0,34	0,33	0,20	0,21	2,1	2,9	4,7
6	42,5	18	115	130	3,29	1,52	1,51	0,52	0,54	0,22	0,21	1	3,7	4,5

Внешний вид приложения «Расчет параметров шва тонколистового металла» представлен на рисунке 4.

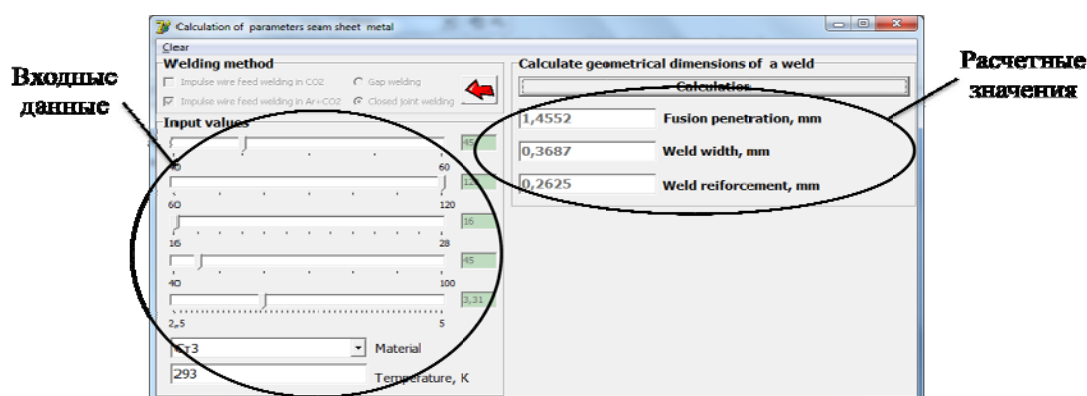


Рис. 4. Приложение «Расчет параметров шва тонколистового металла»

Вывод

Разработаны адаптированные зависимости размеров шва (глубины проплавления – h , ширины шва – e и усиления шва – g) от параметров режима сварки (среднее значение тока – I , напряжения на дуге – U_d , скорости сварки – $V_{св}$, частоты импульсного перемещения электродной проволоки – f и расстояния между захватами – L). Сравнение расчетных данных с экспериментальными показало, что погрешность при определении глубины проплавления и ширины шва составила 3-4 %, усиления шва – 6-7 %. Полученные показательные функции были использованы при разработке компьютерного приложения «Расчет параметров шва тонколистового металла», позволяющего прогнозировать форму шва при сварке с ИПЭП.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 14_08_31036

Литература.

1. Жданов И.М., Медко Б.В., Нифантов В.Н. и др. Изменение концентрации нагрева с применением теплопроводов // Автоматическая сварка. – 1985. – №5. – С. 51 – 54.
2. Chinakhov D.A., Vorobyov A.V., Tomchik A.A. Simulation of active shielding gas impact on heat distribution in the weld zone // Materials Science Forum. Volume 762, 2013, Pages 717-721.
3. Zasyd'ko I.Z., Korinecy I.P. Welding of thin-sheet constructions // Research Bulletin of NTUU "KPI", 2010, №5, P. 81-87.
4. Крюков А.В., Павлов Н.В., Зеленковский А.А. // Сварочное производство. – 2013. – №5. – С. 37 – 39.
5. Krampit A.G., Krampit N.Y. Method for the determination of the geometrical dimensions and area of the welded joint // Welding International. Volume 27, Issue 10, October 2013, Pages 834-836.
6. Березовский Б.М. Математические модели дуговой сварки: в 7т. Том 1. Математическое моделирование и информационные технологии, модели сварочной ванны и формирования шва // – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2002. – 85с.
7. Теория сварочных процессов: Учебник для вузов / Под ред. В.М. Неровного. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2007. – 752с.: ил.
8. Коринец И.Ф., Цзи Чжень Чун Детерминированно-статистическая модель формы шва при дуговой сварке// Автоматическая сварка. – 2001. – №10. С.44 – 47.
9. Коринец И.Ф., Цзи Чжень Чун Влияние зазора на размеры стыкового шва при дуговой сварке в смеси Ar + 25% CO₂ плавящимся // Автоматическая сварка. - 2002. - №8. С.16 – 19.
10. Павлов Н.В., Крюков А.В., Зернин Е.А. Детерминированно-статистическая модель формы шва при сварке с импульсной подачей электродной проволоки в смеси газов // Сварка и диагностика. – 2011. – №6. С. 31–35.
11. Патент РФ на изобретение №2254969 Механизм подачи сварочной проволоки / Брунов О.Г., Федько В.Т., Крюков А.В. и др. Оpub. 27.06.2005. Бюл. №18.
12. Языков Ю.Ф., Алексина И.В. Преимущества сварки в защитных газовых смесях // Сварочное производство. – 2008. – №9. – С. 29 – 30.
13. Павлов Н.В., Крюков А.В., Зернин Е.А. Сварка с импульсной подачей проволоки в смеси газов // Сварочное производство. – 2010. – №4. – С. 27 – 28.

КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ШВА ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ И БАЛАНС ЭНЕРГИИ ПРОЦЕССА

Р.В. Цвелев, асп., В.А. Ерофеев, к.т.н., проф., В.А. Судник, д.т.н., проф.

Тульский государственный университет

300600, г. Тула, пр. Ленина, 92, тел.: (4872)-33-12-58

E-mail: rvcvelev@yandex.ru, w.sudnik@gmail.com

Основные отличия способа дуговой сварки под флюсом от дуговой сварки в защитном газе состоят в том, что дуга горит в парогазовой дуговой каверне (ДК) и имеет другие энергетические характеристики, а ток шунтирования течёт по расплавленному флюсу. Известные математические модели [1, 2, 3, 4] вообще не рассматривали процессы в ДК и эффекты теплообмена свариваемого металла с твердым и расплавленным флюсом и затвердевшим шлаком. В работе предложена математическая модель процесса сварки под флюсом и численный метод решения для неоднородной среды.

Координаты и пространство моделирования. Используется неподвижная декартова система координат, в которой металл свариваемого стыка неподвижен, а электрод и дуга перемещаются со скоростью сварки v_w по направлению координаты x , соответственно координаты оси электрода x_f и y_f запишутся:

$$x_f = x_0 + v_w t; \quad y_f = 0$$

где x_0 – точка возбуждения дуги, t – время с момента возбуждения.

Пространство моделирования включает зоны: Ω_0 – исходный металл, Ω_1 – сыпучий флюс, Ω_2 – электрод, Ω_3 – расплавленный шлак, Ω_4 – твердый шлак, Ω_5 – жидкий металл, Ω_6 – твердожидкий металл, Ω_7 – ДК и Ω_8 – металл шва.

Внутренние межфазные границы обозначены: $Z_0 = \Omega_1 \cap \Omega_3$ – флюс - шлак, $Z_1 = \Omega_5 \cap \Omega_7$ – расплавленный металл – ДК, $Z_2 = \Omega_7 \cap \Omega_2$ – электрод - дуга, $Z_3 = \Omega_3 \cap \Omega_5$ – расплавленный металл – расплавленный шлак, $Z_4 = \Omega_0 \cap \Omega_1$ – исходная межфазная граница, $Z_5 = \Omega_4 \cap (\Omega_6 \cup \Omega_8)$ – металл шва – застывший шлак, $Z_6 = \Omega_3 \cap \Omega_7$ – расплав - плазменно-газовый пузырь, $Z_7 = \Omega_0 \cap \Omega_8$ – поверхность проплавления, $Z_8 = \Omega_6 \cap \Omega_8$ – поверхность завершения кристаллизации, $Z_9 = \Omega_5 \cap \Omega_6$ – поверхность начала кристаллизации.

Размеры зон $\Omega_3 \dots \Omega_7$ и расположение поверхностей раздела Z_1 , Z_2 и Z_3 неизвестно, и их необходимо определить в ходе моделирования в зависимости от результатов, полученных при решении системы уравнений, описывающих физические явления при СФ.

Уравнение теплопереноса в энтальпийной формулировке для неоднородной среды в декартовой системе координат имеет вид:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q_{\text{arc}} + q_{\text{dr}} + q_s - q_v$$

где $H = H(x, y, z, t)$ – объемная энтальпия, Дж/см³; $\lambda = \lambda(T)$ – коэффициент теплопроводности, зависящий от температуры и материала среды, Вт/(см·°C); q_{arc} – объемный источник электрической дуги, $q_{\text{arc}} = q_{\text{cat}} + q_{\text{an}} + q_{\text{col}}$, где объёмные тепловыделения от действия катодного пятна, анодного пятна и столба дуги соответственно; q_{dr} – объемный источник мощности электродных капель, включающий тепловыделение в вылете электрода, q_s – тепловыделение тока в шлаке, q_v – потери тепла на испарение, Вт/см³.

Энтальпия H кристаллического металла связана с температурой $T(x, y, z, t)$ уравнением Кирхгофа:

$$H_m(T) = \int_{T_0}^T \rho_m c_m(T) dT + \rho_m \psi_L(T) H_L$$

где ρ_m – плотность, г/см³; $c_m(T)$ – теплоемкость, зависящая от температуры, Дж/(г·°C); ψ_L – доля расплава в двухфазной зоне ($0 \leq \psi_L \leq 1$) и H_L – теплота плавления, Дж/г.

Энтальпия H шлака со стекловидным строением, не имеющего теплоты плавления, записывается:

$$H_s(T) = \int_{T_0}^T \rho_s(T) c_s(T) dT$$

где ρ_s – плотность и $c_s(T)$ – теплоемкость шлака, зависящая от температуры.

Для учета конвекции использован метод эффективной теплопроводности. Теплопроводность резко изменяется на межфазных поверхностях между зонами, где используется гармоническое среднее значение двух коэффициентов теплопроводности.

Начальные и граничные условия. В качестве начальных условий принимается, что в начальный момент времени сварочная ванна отсутствует, флюс находится в сыпучем состоянии, температура во всех точках пространства одинакова и равна температуре окружающей среды.

Дополнительно ставятся граничные условия:

$$-\lambda_s \frac{\partial T}{\partial z} = b_s(T_z - T_0), \quad z = 0, \quad z = z_m; \quad \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = 0, \quad y = \pm y_m; \quad \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = 0, \quad x = 0, \quad x = x_m$$

где b_f – коэффициент теплоотдачи из флюса в воздух с температурой T_0

Источники энергии. Источниками энергии являются электрическая дуга q_{arc} , капли электродного металла q_{dr} и тепловыделение в шлаке q_s . В докладе эти источники представлены в обобщенном виде, а детали в наших работах [5,6]. Дуга, которая является основным источником теплоты и действующая в зоне Ω_7 преимущественно у поверхностей сварочной ванны и электрода. Объемная мощность в катодном слое имеет вид:

$$q_{cat} = \frac{3k_1 I_{arc} U_{cat}}{\pi r_{cat}^2 \Delta_{cat}} \exp\left(-3 \frac{(x - v_w t)^2 + y^2}{r_{cat}^2}\right),$$

где k_1 – коэффициент, учитывающий ограничение блуждания катодного пятна, I_{arc} – ток дуги, U_{cat} – катодное падение напряжения, r_{cat} – радиус катодного пятна и Δ_{cat} – толщина катодного слоя.

В слое, прилегающем к поверхности электрода, выделяется анодная мощность:

$$Q_{an} = \frac{4I_{arc} U_{an}}{\pi d_w^2 \Delta_{an}}$$

где d_w – диаметр электродной проволоки, U_{an} – анодное напряжение и Δ_{an} – толщина анодного слоя. Мощность столба дуги распределена в зависимости от удаленности точки поверхности от оси дуги:

$$Q_{col} = \frac{I_{arc} l_{arc} E}{\Delta A_{\Omega_7}} \frac{r^2}{r_k^2}$$

где E – градиент потенциала в столбе дуги, $A_{\Omega_7} = \int_{\Omega_7(\Omega_3 \cup \Omega_5)} \frac{r^2}{r_k^2} dA$ – условная площадь поверхности ДК, учитывающая снижение интенсивности излучения при убывании от оси дуги; l_{arc} – длина дуги, $l_{arc} = (U_{arc} - U_{an} - U_{cat} - U_f) / E$.

Тепловыделение в шлаке определяется его электросопротивлением ρ_s и плотностью тока j_s ,

$$q_s = \rho_s j_s^2, \quad j_s = \frac{I_s}{\delta_s \pi d_f} \frac{4r^2}{d_f^2}, \quad I_s = \frac{U_{arc}}{R_s}$$

где I_s – ток, протекающий через шлак, δ_s – толщина слоя расплавленного шлака у электрода, r – расстояние от оси электрода, R_s – электрическое сопротивление слоя шлака, в первом приближении равно,

$$R_s = \frac{\rho_s}{2\pi\delta} \int_{r_f}^{r_s} \frac{dr}{r} = \frac{\rho_s}{2\pi\delta_s} \ln\left(\frac{d_f}{2r_s}\right)$$

где r_s – радиус зоны расплавленного флюса.

Мощность капель электрода определяется плотностью тока дуги, протекающего по нему:

$$q_{dr} = \rho_f j_f^2 + \frac{4(U_{an} + U_f) I_{arc}}{\pi d_f^2 \sqrt{a \cdot dt}} \cdot \frac{v_w}{v_f} \cdot \frac{dZ_2(x, y)}{dx}$$

где ρ_f и j_f – удельное электрическое сопротивление электродного металла и плотность тока в электроде, U_f и v_f – падение напряжения на вылете электрода и скорость его подачи и $\sqrt{a \cdot dt}$ – толщина слоя, прогреваемого за приращение времени dt .

Уравнение свободной поверхности сварочной ванны $Z_2 = Z_2(x, y)$ определяется из уравнения равновесия давлений на ней:

$$\sigma \left(\frac{\partial^2 Z_2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 Z_2}{\partial y^2} \right) - g[\rho(Z_{1,m} - Z_1) + \rho_s z_s] = p_{\text{arc}} + p_f + p_i$$

где первое слагаемое является капиллярным давлением p_σ , а второе – гидростатическим давлением расплава металла и шлака p_g ; g – ускорение свободного падения; p_{arc} – давление дуги, p_f – давление потока электродных капель и p_i – внутреннее давление в расплаве, которое подобно множителю Лагранжа в экстремальных задачах.

Электродинамическое давление дуги в основном определяется током:

$$p_{\text{arc}} = \frac{3k_{\text{arc}} I_{\text{arc}}^2}{\pi r_{p,\text{arc}}^2} \exp \left[-3 \frac{(x_0 + v_w t)^2 + y^2}{r_{p,\text{arc}}^2} \right],$$

где k_{arc} – электродинамический коэффициент, $r_{p,\text{arc}}$ – силовой радиус дуги, равный ее тепловому радиусу.

Давление потока капель электрода определяется скоростью его подачи:

$$p_f = \rho_m \frac{v_f^2}{2} \exp \left[-\frac{(x_0 + v_w t)^2 + y^2}{r_f^2} \right],$$

где r_f – радиус разлёта капель, принятый равным диаметру проволоки.

Внутреннее давление в расплаве p_i определяется из равенства текущих значений объёма, ограниченного поверхностями Z_2 и Z_3 , объёму расплавленного металла свариваемых кромок и электродной проволоки при решении вариационной задачи:

$$\int_{\Omega_{xy}} [Z_3(x, y) - Z_4(x, y)] d\Omega_{xy} \xrightarrow{p_i = \text{var}} \int_0^t \pi r_f^2 v_f dt$$

где Ω_{xy} – площадь сечения области моделирования в плоскости x-y координат.

Вариационную задачу по определению давления p_i в расплаве можно решать, выполняя итерационную процедуру, внутри которой решается уравнение равновесия поверхности и определяются объёмы V_Z ванны, ограниченный этой поверхностью, и V_Γ , соответствующие количеству переплавленного металла кромок и электрода. При неравенстве этих объёмов корректируется значение внутреннего давления:

$$p_i^{n+1} = p_i^n + k_c (V_Z - V_C)$$

где k_c – итерационный коэффициент, значение которого выбирается для обеспечения устойчивости решения.

Формирование зоны расплавленного флюса. Жидкий шлак непроницаем для газов ДК, а их давление недостаточно для преодоления сопротивления толстого слоя сыпучего флюса. Поэтому поверхность, положение которой определяется по изотерме температуры плавления флюса, является опорой плёнки расплавленного флюса. Толщина этой плёнки χ определяется количеством расплавленного флюса. Важным обстоятельством является большая разность плотностей расплавленного и сыпучего флюса. Например, плотность расплава флюса АН-348А $\rho_{s,L} = 2,9 \text{ г/см}^3$ значительно больше плотности $\rho_{s,S} = 0,7 \text{ г/см}^3$ сыпучего флюса. Количество расплавленного флюса определяется разностью высот изотермы его плавления и исходным положением. Поэтому поверхность жидкого шлака отделена от этой изотермы плавления относительно тонким слоем, толщина которого рассчитывается

$$\chi(x, y) = \frac{\rho_{s,S}}{\rho_{s,L}} Z_0(x, y)$$

а координаты поверхности определяются

$$Z_6(x, y) = \left(1 - \frac{\rho_{s,S}}{\rho_{s,L}} \right) Z_0(x, y)$$

Свойства материалов. Зависимости теплопроводности и теплоемкости от температуры флюса и шлака для сварки под флюсом низколегированной стали взяты из работы Ю. Мацуяма и др. [7]. Интервалы плавления флюса АН-348А измерены [7]. Зависимость электросопротивления жидкого шлака от температуры принята по данным [7]. Другие свойства описаны в нашей работе [5].

Численная аппроксимация. Для решения нестационарного трёхмерного уравнения теплопроводности область имитации процесса покрывали равномерной трехмерной сеткой, вписанной в параллелепипед. Размеры параллелепипеда: длина 200 мм, ширина 50 мм и толщина 40 мм. Шаги сетки принимали равными $\Delta x = \Delta y = \Delta z = 0.5$ мм. Значение шага по времени выбиралось из условия устойчивости явной разностной схемы и условия недопустимости изменения фазового состояния вещества за шаг $\Delta t = 0,01$ с.

Численное решение дифференциального уравнения энергии проводили явным методом конечных разностей. Численное решение уравнения свободной поверхности расплава проводили методом конечных разностей в двумерной системе координат по схеме Зейделя на двумерной равномерной сетке, сопряжённой с сеткой решения уравнения теплопроводности. Систему уравнений решали в связанной постановке. Решение уравнения свободной поверхности расплава выполнено на сетке, сопряжённой с сеткой для численного решения уравнения теплопроводности.

Экспериментальные исследования проводились с целью определения ширины, длины и глубины сварочной ванны для последующего сравнения с результатами компьютерной имитации процесса. Сварку образцов проводили на лабораторном стенде, оснащённом источником питания LAF-1000 и сварочным трактором производства ЭСАБ А2-А6. Применяли сварочный флюс марки АН-348А с фракцией зерен 0,5 - 1мм. Сварку стали 09Г2С листов толщиной 16 мм выполнили при параметрах режима сварки: напряжение дуги 32 В, скорость сварки 6,7 мм/с, скорость подачи проволоки 22 мм/с, диаметр электрода 4,0 мм и его вылет 25 мм.

Результаты моделирования и сравнение с опытными данными. Выполнили численное решение уравнений модели при параметрах эксперимента. В результате решения получены следующие результаты по энергетическим характеристикам: ток источника питания 714 А, ток дуги 688 А, ток через шлак 26 А, напряжение дуги с учетом падения напряжения в кабелях 28,7 В, длина дуги 6,4 мм, эффективное падение анодного напряжения 5,3 В, катодного - 9,3 В, диаметр теплового пятна дуги 18 мм, нагрев электрода до температуры 217 °С, толщина жидкого шлака 2,9 мм, сопротивление шлака 1,25 Ом и сопротивление вылета 0,62 мкм. Общая мощность процесса 22 кВт, из которой излучение составляет 11,7 кВт; дуга выделяет на электроде 3,93 кВт, на поверхности стыка 13,25 кВт и во флюсе/шлаке 1,04 кВт.

Общий КПД как доля мощности, поглощённой металлом, определён в 88,2% с долями мощности дуги – 64, 1, капель – 19 и расплавленного флюса 5 %. Полученные расчетные данные по КПД капель и флюса хорошо соответствует недавно опубликованным данным группы проф. Na S.-J. [10]

Рассчитаны размеры сварочной ванны и шва: глубина проплавления 9,1 мм, глубина кратера под дугой 11 мм, длина ванны 42 мм, ширина шва и ЗТВ сверху 24 и 32 мм, высота выпуклости 3,3 мм, толщина слоя шлака 3,2 мм и глубина ЗТВ 14 мм. Эти данные удовлетворительно соответствуют данным эксперимента.

Важным результатом является формирование длинной зоны твердожидкого состояния. Моделирование показало, что металл в этой зоне охлаждается тепловыми потоками внутрь металла, при этом флюс, имеющий ничтожную теплопроводность в сыпучем состоянии, не только экранирует поток из металла в воздух, но расплавленный флюс отдаёт накопленную теплоту в металл.

Таким образом, впервые предложена математическая модель процесса дуговой сварки под флюсом на основе уравнений теплопроводности и деформации поверхности сварочной ванны, в которой формирование ДК определено по изотерме плавления флюса и разности плотностей порошкообразного и жидкого флюса, а также учтено нагревание шлака излучением дуги и током, протекающим по нему.

Также подтверждено, что основным источником теплоты является электрическая дуга, а не тепловыделение протекающим током слоя жидкого флюса; высокий КПД обеспечивается формированием глубокого кратера и погружением в него дуги.

Литература.

1. Wen S. W., Hilton P., Farrugia D.C.J. Finite element modeling of a submerged arc welding process. Journal of Materials Processing Technology. 2001. Vol. 119. Pp. 203 - 209 .

2. Murugan N., Gunaraj V. Prediction and control of weld bead geometry and shape relationships in submerged arc welding of pipes. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005. 168 478–487
3. Mahapatra M.M., Datta G.L., Pradhan B. et al. Three-dimensional finite element analysis to predict the effects of SAW process parameters on temperature distribution and angular distortions in single-pass butt joints with top and bottom reinforcements. *Intern. Journal of Pressure Vessels and Piping* 2006. Vol. 83. Pp. 721 – 729.
4. Kiran D. V., Basu B., Shah A. K. et al. Three-dimensional Heat Transfer Analysis of Two Wire Tandem Submerged Arc Welding. *ISIJ International*, Vol. 51 (2011), No. 5, pp. 793–798
5. Математическая модель процесса сварки под флюсом и явлений в дуговой каверне/ В.А. Судник, В.А. Ерофеев, А.В. Масленников и др. // Сварочное производство. 2012. №7. С. 3 – 12.
6. Физико-математическое моделирование процесса дуговой сварки под флюсом/ Р.В. Цвелев, Д.В. Слезкин, В.А. Судник и др.// Сб. тр. VI Междунар. конф. «Математическое моделирование и инновационные технологии в сварке и родственных технологиях». Кацивели, Крым, Украина, 2012. С. 156—163.
7. Matsuyama Ju. et al. Influence of slag composition on process of a heat transfer in welding pool at arc welding under flux // *Quarterly Journal of Japan Welding Society*. 1986. Vol. 4. N 1. P. 261—266.
8. Кузьменко В.Г. Определение температурного интервала плавления сварочных флюсов по данным их электротермического анализа. *Автоматическая сварка*. 1992. № 9-10. С. 34 – 38, 41.
9. Электродшлаковая сварка и наплавка/Под ред. Б. Е. Патона. – М. : Машиностроение. 1980. – 511 с.
10. Cho D.-W., Song W.-H., Cho M.-H., Na S.-J. Analysis of submerged arc welding process by 3D computational fluid dynamics simulations. *J. Materials Processing Technology*. 2013. Vol. 213. Pp. 2278 – 2291.

ОСНОВЫ КВАНТОВОЙ ТЕОРИИ ДУГОВОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Ю.В. Белоусов, к.т.н., доц., В.А. Шаферовский, к.т.н., доц.
Приазовский государственный технический университет
87500, Украина, Донецк. обл., г. Мариуполь, пер.Республики, 7,
E-mail: belousov-juv@mail.ru

При фрагментарном изложении (на прошлогодней конференции [1]) особенностей прецизионной технологии сварки, невозможно в полной мере объяснить причину открытия резервов в усовершенствовании хорошо изученного, прогрессивного способа дуговой сварки под флюсом. В задачу этой статьи входит более подробное истолкование, ранее неизвестного, квантового подхода к описанию дугового разряда и сопровождающих его явлений плавления основного и электродного металла.

Чтобы у читателей создалось полное впечатление о новом подходе, советую ознакомиться с разработкой в области фундаментальных наук, где впервые в истории внутриатомная энергия электрически нейтрального пространства представлена как на 100% заполненная тепловой атомно-ядерной энергией.

Избега повторения, к п.1. вышеуказанной работы добавим:

1. Применение метода индийского физика Саха, использованного им для расчета ионизации звездного вещества, к другим плазмам, считается возможным в случае, если они удовлетворяют *принципу детального равновесия и критерию идеальности*. Суть последнего состоит в близком соответствии состояния плазмы идеальному газу.» [2]. В работе, посвященной новым представлениям квантовой термодинамики [3], доказана несостоятельность классического уравнения состояния газа, а также, тот факт, что идеального газа в природе не существует. Новый подход позволил раскрыть тайну НЛО, как глобальной квантовой структуры, в которой аккумулирована духовная, ментальная, информационная энергия *разума* обитаемой планеты.

Г.И. Лесков же полагает, что плотность w_T тепловой энергии в плазме должна быть близкой к величине

$$w_T = \frac{3}{2} (n_e kT + n_i kT + n_a kT), \quad (1)$$

т.е. сумме энергии теплового движения числа частиц, участвующих во встречном движении между разноименно заряженными электродами.

В основу теории стационарного электродугового разряда положено до предела упрощенное уравнение Саха, которое выведено, исходя их гипотетических соображений о существовании 4-го агрегатного состояния звездной материи. Методом подгонки нижеприведенное уравнение позволяет

представить напряжение дуги U_d , как равное сумме приэлектродных падений напряжения ($U_k + U_a$) и в столбе дуги U_c .

$$U_d = \frac{\bar{T}^{1/5} \Delta T^{3/5}}{\mu^{3/10} g^{2/5}} \left(\frac{1,8 \cdot 10^{-6} \mu_i^{1/10}}{j_k^{2/5}} + \frac{6,8 \cdot 10^{-4} I_d^{2/15} g_e^{7/15}}{U_i^{19/15} a^{1/5} g^{1/5}} \right) + 2,05 \cdot 10^8 \frac{U_i^{29/12} g_e^{1/3}}{I^{1/3} a^{1/3}} l_d, \quad (2)$$

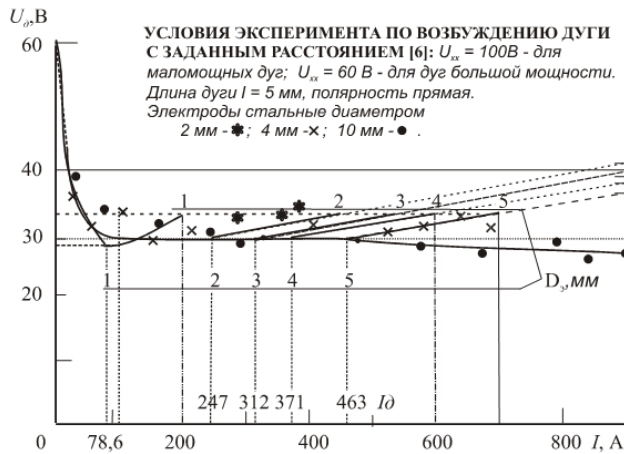


Рис. 1. Расчетные ВАХ в сравнении с данными [2]

нейшее падение напряжения от $U_{xx} = 60 В$ невозможно, т. к. величина тока достигла численного значения величины плотности железа $\gamma = 7,86 \text{ г/см}^3$, увеличенной на порядок, за счет измерения тока не в амперах, а десятками ампер.

$$U_{dn}(I) = U_{xx} - 2 \ln(\ln x), \quad 0 < x < 78,6, \quad (3)$$

Т.к. плотность земного вещества дана обитаемой планете *Всевышним Разумом*, возражения против абсолютно точного расчета, обоснованного самой Природой, возникают, как правило, у специалистов в области теории размерностей, как будто автор открытия не в состоянии познать элементарных требований физической теории. Каждому понятна сложность экспериментального определения ВАХ сварочной дуги и при этом обнаруживается ещё и недостижимость расчетного результата (десятые доли Ампера).

В продолжение аналитического подхода расчетным путем была установлена протяженность горизонтального участка ВАХ для каждого диаметра сварочной проволоки. Исходя из условия абсолютной стабильности /УАС/ дугового плавления [4] рассчитана критическая величина тока (Рис.1), превышение которого приводит к закономерному нарастанию U_d .¹

Необходимо отметить, что ВАХ дуги, горящей между электродами из аустенитной стали, рассчитывается иначе, т.к. и плотность, и удельное электросопротивление металла существенно отличается.

1. Понятие квантовых структур.

Полную электрическую энергию дуги E_1 , обозначим как единичную. Согласно расчету, эта энергия в точности равна произведению параметров дуги $E_1 = \frac{1}{2} U_{xx} \times I_{d1} = 30 \times 78,6 = 2358 \text{ Вт}$.

В прямоугольной системе координат, где численные значения аргумента и функции отложены по взаимно перпендикулярным осям, энергия E_1 эквивалентна площади прямоугольника. Поскольку дуга представляет собой тело вращения, за начальную *квантовую структуру* / kc_1 / принимается объем цилиндра, диаметром $D = 78,6 I$, умноженный на высоту $h = 3j_{[B]} = 30 \text{ В}$. Заполненный материальной средой, обладающей свойством упругости, квантовая структура цилиндрического типа отделяется от окружающего пространства двумерной поверхностью вращения прямоугольника $s_{\square} = D \times h$, вокруг оси симметрии. Таким образом kc_1 стационарного дугового разряда уподоблена по форме цилиндрическому проводнику, конечных размеров. Следовательно, понятие *свободно горящей* дуги оказывается несостоятельным.

Хорошо известно природное свойство *саморегулирования дуги*, когда увеличение напряжения U_d приводит к уменьшению тока I_d и наоборот. В этой связи дадим новое истолкование:

¹ Расчетная кривая падающей и жесткой характеристики ВАХ показана в сравнении с экспериментами Г.И. Лескова.

Саморегулирование дуги обусловлено свойством упругости кс дугового газа, потенциальная внутренняя изначально неоднородная энергия которого, отделяется от внешнего пространства самоорганизованной поверхностью вращения. Предел упругости кс достигается при конечном условии антигравитационного развития энергетического пространства /ЭП/ в горизонтальной плоскости ХОУ и одновременном гравитационном сжатии вдоль вертикальной оси Z. Закономерный характер образования кс описан, неизвестной ранее удвоенной отрицательной функцией двойного логарифма $-2 \ln(\ln x)$, где аргументом x является ток I_0 , нарастающий до критической величины численного значения, равного плотности железа $\gamma_{(Fe)} = 7,86 \text{ г/см}^3$, увеличение числа по порядку величины объясняется измерением тока дуги в размерностных масштабных числах /мч / $j_{[A]}$, в нижнем индексе которого указывается единица измерения физической величины.

Переход от энергетической квантовой структуры к реальной, измеряемой в натуральных единицах длины, не вызывает каких-либо трудностей. Так, диаметр столба дуги, обусловленный максимальной величиной тока 78,6А равен 7,86 мм, а длину дуги в первом приближении можно принять, исходя из литературных данных о её соответствии показаниям вольтметра.

1.2. Из-за малой протяженности анодной области и неустойчивости на плавящейся и кипящей поверхности анодного пятна дуги экспериментальные данные о ней получить весьма затруднительно. Согласно приближенной теории анодной области, основанной на предпосылках и с некоторыми допущениями, получена формула [2]:

$$E_a = 6,75 \cdot 10^6 \frac{U_i^{19/20} \Delta T^{1/5} g_e^{1/15} a^{2/15}}{\bar{T}_a^{1/10} I_0^{1/15} \mu^{1/10}} \quad (3)$$

Здесь величина анодного падения напряжения в открытой дуге со стальными электродами ставится в зависимость от потенциала ионизации дугового газа $U_i = 7,83$ эВ. При прочих равных условиях, вычисленная по уравнению (3) $E_a = 4,1$ В. Обращаем внимание читателя на численное значение потенциала ионизации дугового газа U_i , содержащего пары железа (3,5%) $U_i = 7,83$ эВ и объемной плотности железа $\gamma_{(Fe)} = 7,86$, г/см³, различающиеся на десятичную дробь 0,03(3%). Это далеко не случайное совпадение позволяет рассчитывать физическую величину прианодного напряжения ΔU_a , исходя не из умозрительных предпосылок и каких-либо допущений, а как природную поверхностную плотность железа ρ , измеряемую в г/см².

В *Натуральной Теории* предложена неизвестная ранее формула для расчета ρ , исходя из достоверно известной объемной плотности железа:

$$\rho = \exp(2/3 \ln \gamma) = 3,95 \text{ г/см}^2, \quad (4)$$

Немаловажное значение имеет сравнение размерности казалось бы принципиально различных физических величин при практически одинаковом численном значении $4,1 \approx 3,95$. Т.е. теперь сравнимы (в физическом смысле) отношение единицы измерения напряжения к линейной единице энергетического пространства, (градиент потенциала $\frac{[B]}{[M]}$) и отношение единицы измерения массы к

единице измерения площади $\frac{[g]}{[cm]^2}$!

Поверхностную энергию металла, в отличие от поверхностного натяжения жидкости принято объяснять наличием свободных элементарных отрицательных зарядов, скапливающихся на остриях выступов поверхности. Здесь натуральная толщина прианодного слоя материальной энергии гравитационного G - типа ρ , г/см² величина постоянная, как и плотность железа, данная обитаемой планете не физической наукой, а *Всевышним разумом*.

От столба дугового газа эта область отделяется энергетической щелью /эщ/, которая является новым понятием, т.к. её возникновение объясняется физическим действием квантования, равнозначного арифметической операции деления. Предположение о существовании энергетических щелей высказывал в свое время академик Боголюбов, когда предпринимались попытки создать модель атомного ядра. Здесь толщина энергетической щели определяется расчетом:

$$\delta U_a(Fe) = 4 - 3,95 = 0,05 \text{ В} = 0,5 \cdot 10^{-1} \text{ В} \text{ F } \frac{1}{2} j_{[B]}^{-1}. \quad (5)$$

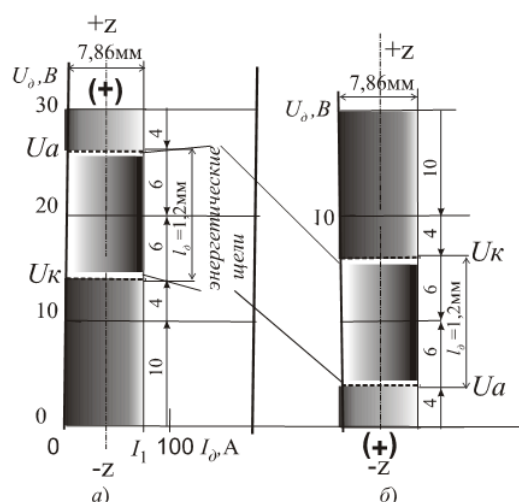
Арифметическое равенство двуединого квантового числа и десятичной дроби $\frac{1}{2} = 0,5$ не нарушится, если левую и правую части уменьшить по порядку величины за счет масштабной малости единицы измерения напряжения $U = j_{[B]}^{-1} = 0,1 \text{ В}$. Так квантовое число $\frac{1}{2}$, является причинной вели-

чиной, отделяющей «дно»² квантовой структуры анода $(+)/\kappa c/a$ от «верхней крышки» квантовой структуры столба дуги $(+)/\kappa c/cm$.

Через эту калиброванную энергетическую щель выходит в окружающее пространство радиальная составляющая квантованной волновой энергии дугового разряда.

1.3. Для напряженности прикатодной области E_k Г.И. Лесковым предложена другая формула, анализ которой показывает, что эта величина очень мало зависит от свойств атомов газов в катодной области (g, μ_i, μ) , её теплового состояния $(\Delta T$ и $\bar{T}_k)$ и плотности тока в ней.

$$E_k = 2,2 \cdot 10^9 \frac{\Delta T^{1/5} j_k^{1/5} g^{1/5} \mu_i^{1/5}}{\bar{T}_k^{1/10} \mu^{1/10}} \quad (6)$$



На графике расчетных зависимостей приэлектродных падений напряжений от потенциала ионизации дугового газа с парами K, Na, Al, Ti и Fe, последнее вещество характеризует $U_k = 14$, В/м.

Расчет методами натуральной математики предельно прост. Т.к. в дуговом плавлении участвует одно и то же вещество, прикатодное падение напряжения представляет собой сумму прианодного падения напряжения и размерностного масштабного числа $j_{[B]} = 10, B$:

$$\Delta U_k (Fe) = U_a(Fe) + j = 13,95, \text{ В/м} \quad (7)$$

Здесь, благодаря имитированным отрицательным зарядам, обладающим невесомой энергией антигравитационного A – типа, протяженность катодной области в направлении оси $+Z$ увеличена на порядок, т.е. на 10В. «Тяжелое дно» столба дуги $(-)/\kappa c/cm$ от «легкой крышки» $(+)/\kappa c/\kappa$ отделяется *еще* той же толщины $\delta = \frac{1}{2} j_{[B]}^{-1}$. Принципиальное различие

зеркально асимметричных квантовых структур обратной *a)* и прямой *б)* полярности показано на схеме.

1.4. Возвращаясь к известной теории катодных процессов в дуге, основным из вопросов которой является механизм образования первичных электронов, подчеркнем, что в различных теориях дугового разряда использованы все способы высвобождения электронов.

Ввиду большого количества теорий и гипотез о процессах в катодной области дуги, по мнению многих исследователей, особое значение приобретают критерии отбора теорий эмиссии катода в дуговом разряде, т.к. остались непонятными такие особенности дуги, как стягивание тока к малой области катодного пятна, непрерывное хаотическое его перемещение по металлу, его самопроизвольный распад.

Нет достаточных сведений о температуре катода и доле ионного тока в ней. Подводя итог, авторы работы [6] считают, что пока нет достоверности в определении этих данных, нельзя отдавать предпочтение той или иной теории. Ни одна из известных теорий не описывает удовлетворительно переход дуги от режима с катодным пятном к режиму термоэлектронной дуги без пятна.

Существует так называемая проблема состояния поверхности катода. При столь высокой концентрации энергии (порядка 1000 кВт/см²) использование таких характеристик, как работа выхода электрона, теплота испарения, теплопроводность и др. вряд ли правомерно. Все указанные обстоятельства чрезвычайно затрудняют решение практических задач управления технологическими свойствами дуги, поскольку решение технических задач должно опираться на достижения естественных наук – так считают авторы работы [6]. В этой связи, Г.М. Тиходеев [7] указывает (!), что, поскольку все предложенные до сих пор теории относительно области катодного падения напряжения носят гипотетический характер, следует считать бесплодными попытки расчета различных энергетических соотношений и параметров в области катодного падения. Однако натуральная квантовая теория дуги свободна от вышперечисленных проблем.

² При обратной полярности.

Новые представления о квантовой структуре дуги подверглись экспериментальной проверке.



В первую очередь был сделан расчет сечения сварного шва и его усиления, не используя теоретических схем, разработанных академиком Н.Н.Рыкалиным. Для реализации квантовой структуры дуги в качестве плавящегося электрода была выбрана проволока, сечением $s \approx 1 \text{ мм}^2$, диаметром $d = 1,2 \text{ мм}$. Из металла толщиной $\delta = 2 \text{ мм}$ было собрано угловое соединение, наиболее трудное для получения качественного соединения. Требовалось заварить его без прожогов так, чтобы металл сварного шва заполнил сечение в виде сектора в $\frac{1}{4}$ часть площади круга, описанной радиусом $R = 2 \text{ мм}$, и при этом получить гарантированный провар «на весу» (без использования каких-либо подкладных устройств).

Сварку вели под флюсом на постоянном токе обратной полярности, с использованием серийного сварочного автомата АДПГ – 500.

На верхней фотографии видно, что сечение сварного соединения с торца выглядит как гнутый профиль, т.к. металлом шва заполнено лишь сечение сектора в $\frac{1}{4}$ часть круга, без наплывов по краям шва.

На следующей фотографии показан гарантированный провар корня шва, сформировавшийся без применения подкладных устройств. Причем расплавленный флюс, подтекающий в зазор головной части сварочной ванны, образовал защитную стекловидную корочку на поверхности корневого одностороннего шва. Мощность дуги при этом не превышала 3-х кВт, а повышенная скорость сварки обеспечила существенное снижение погонной мощности, что в конечном итоге привело к минимальному уровню деформации тонколистового металла.

При сварке углового шва таврового соединения металла ($\delta = 4 \text{ мм}$) размер катета выдержан с точностью до десятых долей миллиметра.

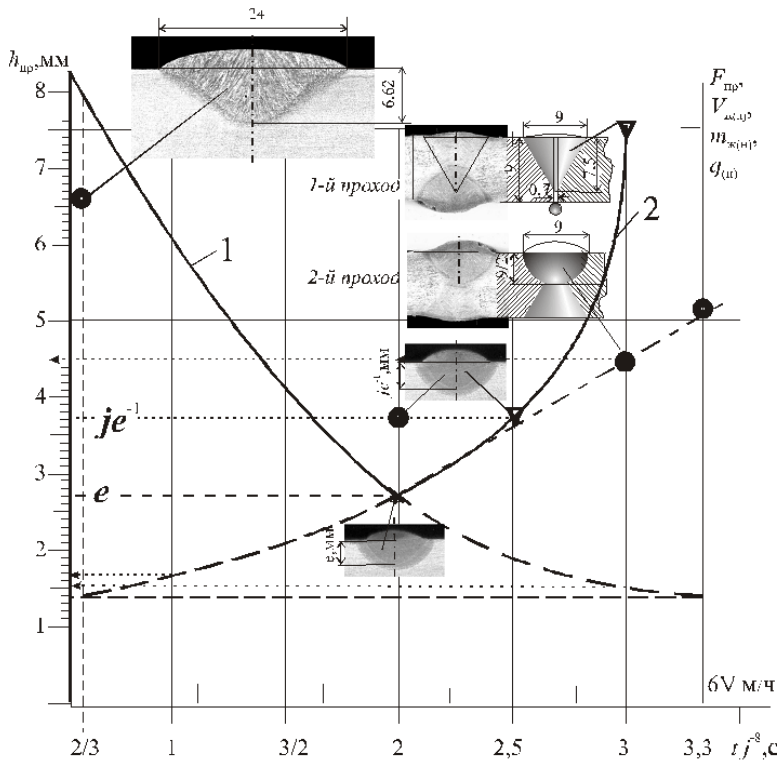
2. Плавление основного металла в зависимости от погонной мощности.

Выявив несовершенство базовой теории дуги, исходящей из гипотетических представлений теории атома, рассмотрим третий параметр технологического процесса сварки, а именно скорость перемещения дуги по поверхности свариваемого металла $V = l/t$, вроде бы никак не влияющую на энергетику дуги. Бесспорным представляется утверждение, что с увеличением скорости сварки

уменьшается погонная мощность q/V , вследствие чего снижается эффективность плавления основного металла (кривая 1).

В материалах предыдущей конференции [1] дано краткое описание методики и условий эксперимента, который позволил открыть неизвестный науке закон *превращения времени в теплоту*.

Достоверность открытия здесь доказывается универсальным языком графика функциональной зависимости эффективности плавления основного металла дугой, в одном случае - теоретически обоснованной современной теорией атома и искусственным источником питания, удовлетворяющим физическим требованиям электродугового разряда, а в другом



случае «теоретическая» эффективность сравнивается с естественной эффективностью *потенциальной энергии времени, испытывающей дискретный (квантовый) переход*.

Расчетная кривая 1 проходит вблизи точки $h_{np} = 6,6$ мм (см. макрошлиф). И здесь нет ничего необычного, т.к. усредненная величина тока при автоматической сварке под флюсом $I_0 \approx 660$ А. Был выбран металл Ст.3 толщиной $\delta = 9$ мм. Обычную скорость сварки мы обозначили как V_0 . Для простоты расчета глубины проплавления h_{np} в следующем эксперименте скорость сварки увеличили в шесть раз $V_k = 6V_0$ при сохранении неизменными всех других параметров, т.е. постоянной величины числителя q . Вне всяких сомнений ожидалось снижение эффективности проплавления, согласно абсолютно точному расчету до величины $h_{np} \approx 6,6/6 = 1,1$ мм.

Однако уже первый результат наплавки валика на пластину, превзошел расчетную величину h_{np} более, чем в 5 раз, тогда как ширина шва B уменьшилась примерно в два раза.

В конечном итоге стыковое соединение без разделки кромок при толщине заготовок $\delta = 9$ мм было завершено за 2 прохода. Удивительным оказалось сечение первого прохода в виде равностороннего треугольника с глубиной провара, равной высоте $h_{np} \approx 7$ мм (см. макрошлиф). Приборы показывали тот же ток и напряжение, что и при сварке на скорости V_0 . Эксперимент поставил нас перед фактом сварного соединения есть, а какой – либо теории, объясняющей удивительный результат – нет.

И при этом очевидно, дуговой процесс, обоснованный современной теорией, где главным фактором, определяющим глубину проплавления считается ток I , (≈ 660 А), обеспечил лишь *виртуально-расчетную величину* $h_{np} = 1,1$ мм, тогда как непознанная наукой *естественная реальная тепловая энергия времени* оказалась не менее эффективной, чем теоретически обоснованная электрическая энергия дуги на скорости V_0 , полученная от *искусственного* источника питания дуги. Источника, *генерирующего время*, в природе не существует, следовательно, именно время *не расходуется* количественно, подобно воде, вытекающей из сосуда. Более того, на сварку одного погонного метра времени затрачено в 6 раз меньше и при этом тепловой энергии *ниоткуда!* выделилось в 6 раз больше, чем предсказано атомной теорией и выдано источником питания массой в несколько тонн. При этом, так называемый, источник лишь преобразовал промышленную электрическую энергию, в энергию, параметры которой удовлетворяют физическим свойствам стационарного дугового разряда. Время же оказалось неиссякаемым источником тепловой энергии.

Следовательно, в природе существует один закон, неизвестный во времена выдающихся русских ученых М.В. Ломоносова и Д.И. Менделеева:

-закон сохранения и превращения физических свойств времени – единого начала всех наук.

Дальнейшая серия экспериментов была поставлена с целью найти ту критическую скорость

$1/V_{кр} = \frac{1}{l} = \frac{t}{l}$, при которой время t из «нижнего этажа трехэтажной дроби» переходит в числитель,

испытывая дискретный переход физических свойств. Теперь антискорость $1/V = V^{-1} = t/l$, а по сути *реальное время* t , перешедшее в числитель формулы погонной мощности, определяет линейный размер глубины проплавления.

Из рисунка следует, что спадающая ветвь графика обратно пропорциональной зависимости имеет действительный предел, обусловленный дискретным переходом времени, потенциальная энергия которого высвобождаясь превращается в энергию тепловую. Наименьшая глубина проплавления при этом определяется численным значением основания натуральных логарифмов с размерностью мм $e^{x=1}$, мм $\approx 2,71$ мм, следовательно, абсолютный показатель экспоненты $x = 1$ имеет размерность *абсолютного времени!*

Ученые физико-математическим наукам вряд-ли допустят, чтобы в показателе экспоненты (трансцендентное число e), как и в аргументе функции $\ln x$ стояла размерностная величина.

Экспериментальные результаты доказывают, что *тепловая энергия времени* нарастает по двуединому закону:

1) *экспоненциальный* (кривая 2) вплоть до значения $x = 2$. Расчет по формуле $e^2 = 7,38$ мм = h_{np} (треугольные точки) – утверждает величину $h_{np} = 7,38$ с точностью до сотых долей мм, что соответствует величине тока 738 А при скорости V_0 .

2) *линейная закономерность* нарастания (круглые точки), аналогично приросту величины q при постоянном значении скорости.

После кантовки сваренных пластин второй проход выполнялся при неизменных параметрах режима. И здесь налицо новая загадка: при одинаковой ширине $B = 9$ мм, сечение шва представлено в форме полукруга, описанного радиусом, равным $\frac{1}{2}$ стороны треугольника, т.е. $R = 4,5$ мм.

Спрашивается, есть ли законы гидродинамики, или физики дуги, которые можно было бы привлечь для описания плавильного пространства, образованного в одном случае «световым конусом», обращенным вершиной в корень шва, а во втором – в виде полушара сварочной ванны? Получено также сечение в виде прямоугольного треугольника (рис.3). В этом случае $h_{np} = \frac{1}{2}$ диагонали квадрата. Особенности строения ЗТВ также не поддаются объяснению с позиций теории теплопроводности. Так к линии изотермы T_{nl} литой структуры сварного шва примыкает не участок перегрева, а участок нормализации, характеризующийся мелкозернистой структурой.

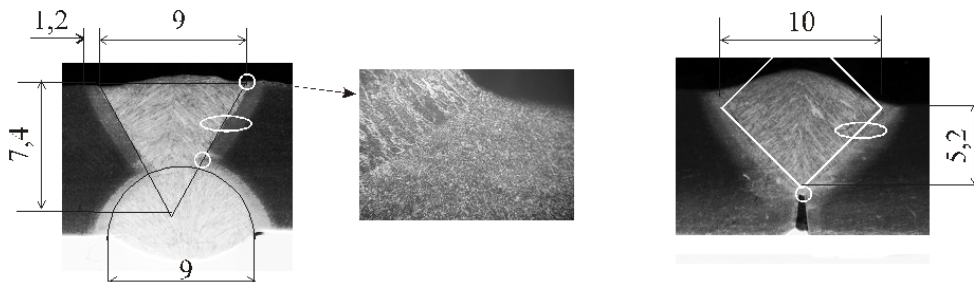


Рис.3. Микрошлифы сечений сварного шва в форме равностороннего а) и прямоугольного б) треугольников. б) ЗТВ, при отсутствии участка неполного расплавления и участка перегрева от литой структуры шва начинается участок нормализации (мелкоитолчатый феррит + перлит).

Выводы можно было бы и сформулировать как теоретического, так и практического значения. Однако мы не видим в этом особой необходимости, т.к. они вытекают из предельно упрощенного текста статьи.

Литература.

1. Белоусов Ю.В., Шаферовский В.А. КВАНТОВЫЙ ПОДХОД К РАЗРАБОТКЕ ПРЕЦИЗИОННОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ. УДИВИТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ВРЕМЕНИ // В сборнике трудов IV международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых, Юрга, 2013, с. 17- 22.
2. Лесков Г.И. Электрическая сварочная дуга. -М.: «Машиностроение» 1970 - 335 стр.
3. Белоусов Ю.В. Квантовое начало термодинамики XXI века газообразной материи обитаемой планеты Земля // Свидетельство № 35386, зарегистрированное 14.10. 2010 г. в Государственном департаменте интеллектуальной собственности Министерства образования и науки Украины.
4. Белоусов Ю.В. Квантовый подход к расчету ВАХ сварочной дуги с позиций открытий натуральной теории. // III МНМК «Современные проблемы сварки и родственных технологий», совершенствование подготовки кадров» Мариуполь, 2011 с. 21
5. Weizel W. Rompe R., Schön M. Zur Theorie der kathodischen Entladungsteile eines Lichtbogens, Z.f.Ph., 1940, Bd. 115, стр. 179.
6. Ленивкин В.А., Дюргеров Н.Г. Сагиров Х.Н. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. - -М.: «Машиностроение» 1989 - 264 стр.
7. Тиходеев Г.М. Энергетические свойства электрической сварочной дуги. - М.-Л.: АН СССР, 1961. – 254.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИХ СВОЙСТВ

С.А. Чернова, ст. преподаватель

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

Одним из перспективных направлений, развиваемых сегодня, является разработка особо прочных наноструктурных легких сплавов (алюминия, титана и магния), предназначенных для энергетики, автомобильной и авиационно-космической промышленности. Из широкого спектра возможных применений наноструктурных металлов особое внимание уделяется медико-биологическим имплантам и приборам.

Механическая память металлов – это свойство металлов, открытое сравнительно недавно. Оно получило название «память формы». Примером этого может служить лезвие, если его согнуть, то оно сразу же разогнется, значит металл помнит исходную форму, находясь под любым напряжением, не превышающем предела упругости. Такая память металла имеет два важных недостатка. Во-первых, ее «объем» мал: она хорошо работает только при небольших отклонениях от исходной формы, когда деформации измеряются долями процента, однако при деформации около 10% поведение металла уже характеризуется практически полной забывчивостью. Значение даже такой «куцей» памяти металлов очень велико. Достаточно сказать, что не будь ее, не работала бы ни одна пружина. Кроме того, есть способ увеличения памяти путем использования сплавов, обладающих сверхупругостью. Гораздо интереснее иметь дело с металлом, обладающим полноценной памятью, когда фазы хранения и извлечения независимы и когда хранение памяти не связано с участием посторонних сил. Удалось получить сплавы обладающие именно такой памятью. Они могут хранить исходную форму в своей памяти очень долго, а вспоминают ее при нагреве, так что в наших силах «взывать к памяти» металла в тот момент и в той обстановке, когда нам это требуется.

Сотрудники лаборатории военно-морской артиллерии США вели планомерный поиск сплавов никеля с титаном с приблизительно равным содержанием этих двух компонентов. Каждый из двух металлов хорошо сопротивляется коррозии. Кроме того, оказалось, что он имеет высокую прочность и пластичность. Неожиданным и замечательным было то, что он проявлял ярко выраженную способность к запоминанию формы. Это было редчайшей удачей. Никель и титан значительно дешевле и доступней, чем, например, сплав Оландера, в котором около половины – золото. Сочетание же свойств нового сплава было удивительно благоприятным, и этот сплав был назван нитинол.

Возможности практического применения сплавов, обладающих уникальным свойством запоминать форму, исключительно разнообразны. В космической технике с помощью этих сплавов эффективно решается традиционная проблема экономии места. Свернутые или скрученные в компактную форму и уложенные в небольших нишах космического корабля антенны, механизмы стабилизации, солнечные батареи распрямляются или выдвигаются от действия солнечного тепла. Созданы соединения способами, заменяющими сварку, пайку и другие трансформационные методы. Для соединения двух трубок в топливном двигателе самолета, берут втулку из низкотемпературного запоминающего сплава, внутренний диаметр которой на 4% меньше наружного диаметра соединительных трубок. В жидком азоте деформируем втулку методом раздачи, так что ее внутренний диаметр становится на 4% больше наружного диаметра трубок. Теперь концы трубок мы можем ввести внутрь втулки, которая, отогреваясь до комнатной температуры, сжимается и сжимает концы трубок, обеспечивая прочное и герметичное соединение. В авиации и кораблестроении уже установлены сотни тысяч таких соединений. Они показали высокую надежность и работают безотказно. Это значительно проще, чем сваривать или паять. Можно легко выполнять такие соединения в труднодоступных местах, когда сварка или пайка вообще невозможны, например, на дне моря.

Интересны возможности использования этих сплавов в медицине. Их применяют при операциях, связанных со сращиванием костных переломов. В организм больного оперативным путем вводят стержень, изогнутый так, что он повторяет неправильную форму кости. Стержень помнит заранее заданную ему форму правильной кости и начинает вспоминать за счет температуры человека.

Другой пример фильтры для улавливания тромбов в сосудах. Слегка охлажденная прямая тонкая проволока вводится в нужное место кровеносного сосуда, там, отогреваясь до температуры тела принимает ранее заданную ей причудливо запутанную форму. Фильтр пропускает кровь, но задерживает тромб, который, добравшись до сердца или мозга, мог бы привести к смертельному исходу. Нитинол не ржавеет, он легок и прочен. Не исключено, что в будущем из него будут делать корпуса автомобилей. Такой автомобиль, даже после серьезного дорожного происшествия, восстановит форму кузова просто в результате легкого подогрева поврежденных мест.

На рисунке 1 показано удаление камней из мочеочочника.

При обычных условиях затвердевания жидкого металла его атомы образуют кристаллическую решетку того или иного типа. Строгую периодичность системы ионов называют «дальним порядком». При многократном повторении в пространстве той комбинации ионов воспроизводится объемно-центрированная кубическая решетка. Но в природе существует и другая категория веществ, которые называются аморфными. При охлаждении, когда энергия тепловых колебаний атомов становится столь низкой, что они уже не могут свободно путешествовать, эти вещества сохраняют структуру жидкости. Обычное стекло, смола, парафин, асфальт – это примеры природно-аморфных материалов, не имеющих правильного кристаллического строения. Такие материалы при нагревании и охлажде-

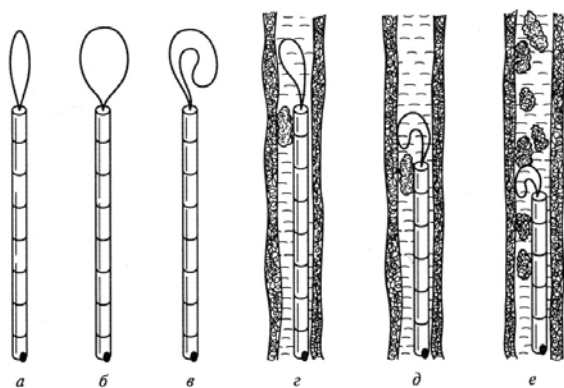


Рис. 1. Экстрактор в виде петли: а), б) исходное состояние; в) рабочее состояние; г) петля подведена выше камня; д), е) захват одного и двух камней соответственно

ределить температуру с точностью до десятых долей градуса. Возникает вопрос: нельзя ли и в металлическом сплаве «заморозить» ту атомную структуру, которая характерна для жидкости, нельзя лишить металл «дальнего порядка» в твердом состоянии. Ведь тогда можно ожидать значительного изменения всех тех его свойств, которые определяются правильным строением кристаллов. В настоящее время уже налажен промышленный выпуск десятков сплавов в аморфном состоянии. Оказалось, что легче всего аморфизуются сплавы переходных и благородных металлов с металлоидами (неметаллами, углеродом, бором, фосфором и др.), причем есть сплавы, в которых удается подавить кристаллизацию при скорости охлаждения порядка тысяч и даже сотен градусов в секунду. Какие же свойства аморфных сплавов особо ценны для техники? Аморфные металлы во многих отношениях отличаются от своих кристаллических собратьев. Хотя модули упругости при аморфизации снижаются в среднем на 30% (силы межатомной связи уменьшаются), но прочность и твердость резко возрастают. Отсутствие дислокации приводит к тому, что металлические стекла по прочности превосходят самые лучшие легированные стали. Высокая твердость определяет их великолепную износостойкость. Другое важнейшее преимущество аморфных металлических сплавов – их исключительно высокая коррозионная стойкость. Во многих весьма агрессивных средах (морской воде, кислотах) металлические стекла вообще не корродируют. Например, скорость коррозии аморфного сплава, содержащего железо, никель и хром, в растворе соляной кислоты практически равны нулю. Для сравнения можно сказать, что скорость коррозии «классического» коррозионностойкого сплава железа с никелем и хромом (знаменитая нержавеющая сталь) в той же среде превышает 10 мм/год. Основная причина такой высокой коррозионной стойкости аморфных сплавов состоит в том, что, не имея кристаллической решетки, они лишены и характерных «дефектов» кристаллов – дислокации и, главное, границ между зернами. Высокая плотность упаковки атомов в кристалле вблизи этих «дефектов» уменьшается столь резко, что вдоль них легко проникают в металл «вражеские агенты». Важно, что бездефектная структура аморфного сплава передается той тонкой окисной пленке, которая образуется на его поверхности на начальных стадиях коррозионного процесса и в дальнейшем защищает металл от прямого контакта с «агрессором».

Весьма интересно и сочетание некоторых физических свойств аморфных сплавов, в частности, магнитных и электрических. Выяснилось, что сплавы на основе ферромагнитных металлов (железа, никеля) в аморфном состоянии так же ферромагнитны. Замена обычной трансформаторной стали аморфным сплавом даст огромную экономию энергии. Подсчитано, что потери на вихревые токи уменьшается при этом в 4 раза.

Таким образом уникальные свойства металлов и сплавов широко используются в машиностроении, в медицине, энергетической промышленности, космической технике.

Литература.

1. Андриевский Р.А. Наноструктурные материалы: Учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений - М.: Издательский центр «Академия», 2005. – 192 с.
2. Андриевский Р.А., Зеер С.Э. Леонтьев М.А. // Сб.: Физикохимия ультрадисперсных систем. М., Наука, 1987. С. 197.

нии лишь изменяют свою вязкость, но никаких принципиальных изменений во взаимном расположении составляющих их атомов не происходит.

У кристаллических тел подобные изменения свойств при нагреве происходят гораздо более резко, а само плавление у чистых металлов идет при строго определенной температуре, так что температура плавления металла является одной из его фундаментальных физических характеристик (констант). Если не меняется внешнее давление и металл хорошо очищен от примесей, то по появлению первой капли при нагреве можно оп-

СЕКЦИЯ 2

**Инновационные технологии
получения и обработки
материалов в машиностроении**

ИОННО-ЛУЧЕВОЕ АЗОТИРОВАНИЕ И ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

А.В. Белый, В.Е. Овчаренко, В. А. Кукареко***

Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск

**Институт прочности и проблем материаловедения СО РАН, г. Томск*

***Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск*

В данной работе исследовано влияние высокотемпературного ионно-лучевого азотирования на структуру и фазовый состав газотермических покрытий из проволоочной аустенитной стали 06Х19Н9Т, полученных методом гиперзвукового дугового напыления. Высокотемпературное ионно-лучевое азотирование обеспечивает развитие в поверхностном слое покрытия процессов радиационно-стимулированной диффузии и, как следствие, высокую скорость и глубину (до 100 мкм и более) насыщения азотом, эффективно упрочняющим поверхность [3].

Исследования проводились на образцах стали 45 с покрытием из стали 06Х19Н9Т. Ионно-лучевая обработка осуществлялась при плотности тока ионного пучка 2 мА/см^2 , а время ионно-лучевой обработки составляло 2 часа.

На рис. 1 представлена характерная слоистая микроструктура покрытия с высоким содержанием оксидов (порядка 25%), располагающихся на границах осажденных металлических частиц. Остаточная пористость покрытия не превышает 5%.

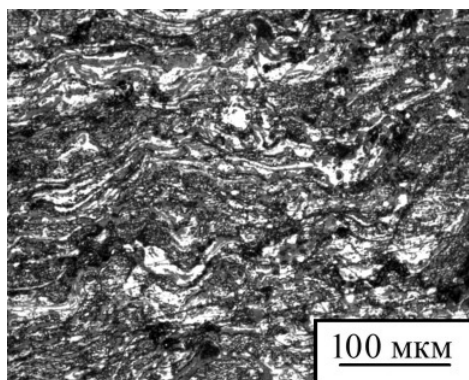


Рис. 1. Микроструктура газотермического покрытия из стали 06Х19Н9Т

На рис. 2 приведена микроструктура покрытия, полученная на сканирующем электронном микроскопе. Видно, что покрытие содержит прослойки металла и оксидов. Микротвердость, химический и фазовый составы покрытия представлены в табл. 1, 2. Данные рентгеноспектрального микроанализа показали, что в состав оксидных прослоек наряду с атомами Fe входят атомы хрома и кислорода. Фазовый состав покрытия включает в себя: γ -(Fe, Cr), α -(Fe, Cr), Fe_3O_4 и FeO (рисунок 3, а). Содержание аустенита в покрытии составляет примерно 67 об. %.

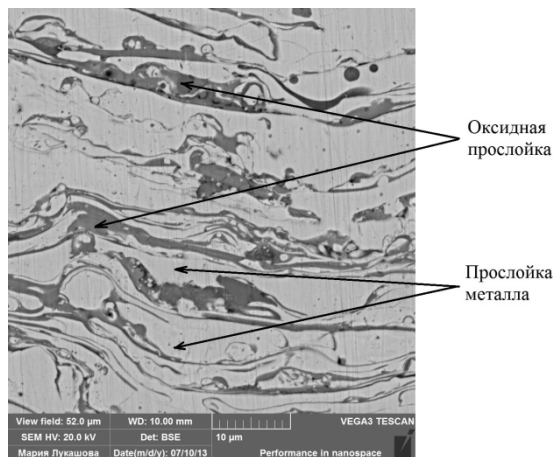


Рис. 2. Микроструктура газотермического покрытия из стали 06Х19Н9Т в исходном состоянии

Таблица 1

Химический состав покрытия						
Концентрация элементов, мас. %						
C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	Fe
0.06	19.50	10.0	0.60	2.00	0.80	Основа

Таблица 2

Структурные параметры модифицированных покрытия			
Температура имплантации	Толщина слоя, мкм	Микротвердость слоя, МПа	Фазовый состав
620 К	3-5	6500	α -Fe, γ -Fe, Fe ₃ O ₄ , γ N ₂
670 К	3-5	9000	α -Fe, γ -Fe, Fe ₃ O ₄ , γ' N ₂
770 К	10-15	11800	α -Fe, γ -Fe, Fe ₃ O ₄ , γ' N, γ' -Fe ₄ N, CrN
870 К	15	11500	α -Fe, γ -Fe, Fe ₃ O ₄ , γ' -Fe ₄ N, CrN

В результате ионно-лучевого модифицирования покрытия на поверхности формируется азотированный слой толщиной до 50 мкм (рис. 3). Неравномерность глубины азотированного слоя связана с неодинаковой толщиной осажденных частиц. Поскольку оксидные прослойки на границах частиц выступают в качестве барьера для диффузии атомов азота в подповерхностные слои, то азотированный слой повторяет рельеф частиц.

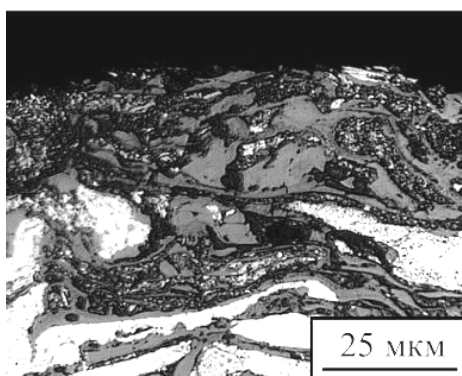


Рис. 3. Микроструктура ионно-имплантированного покрытия

На рис. 4 приведены графики распределения относительной концентрации хрома (C_{Cr}/C_{Fe}) и содержание азота в покрытии из стали 06X19H9T, обработанном ионами азота при 870 К. Видно, что в азотированном слое отношение (C_{Cr}/C_{Fe}) составляет 0.31 - 0.32. На границе азотированного слоя, где регистрируется образование прослойки с пониженным содержанием хрома, величина C_{Cr}/C_{Fe} падает до уровня 0.23 - 0.24. На глубине 25 мкм значение отношения C_{Cr}/C_{Fe} выходит на уровень 0.3, соответствующее исходному неимплантированному состоянию покрытия. Таким образом, в процессе высокотемпературной ионно-лучевой обработки происходит перенос атомов хрома в азотированный слой из нижележащего неазотированного слоя. При этом на границе азотированного слоя формируется прослойка с пониженным содержанием хрома. Для понимания причин образования обедненной хромом прослойки необходимо рассмотреть данные табл. 2 по фазовому составу имплантированного покрытия. В результате обработки стали ионами при повышенных температурах в азотированном слое образуются частицы CrN. Выделение частиц приводит к обеднению матричной фазы азотированного слоя атомами хрома и образованию градиента концентраций хрома в γ -фазе имплантированного азотом слоя и неимплантированного покрытия. Длительная высокотемпературная выдержка в процессе ионно-лучевого азотирования приводит к развитию процессов восходящей диффузии атомов хрома из неимплантированного азотом слоя в азотированный слой и образованию в покрытии прослойки с пониженным содержанием хрома между азотированным слоем и подложкой. При этом содержание хрома в азотированном слое увеличивается.

Увеличение содержания хрома в матричной фазе азотированного слоя газотермического покрытия из стали 06Х19Н9Т в соответствии с диаграммой Шефлера будет сопровождаться возрастанием количества γ -фазы в слое, при этом происходит снижение его микротвердости и износостойкости [4-6].

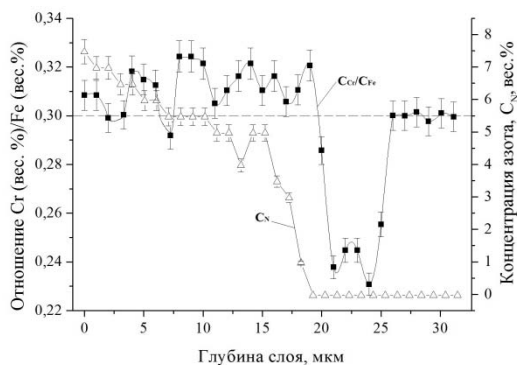


Рис. 4. Отношение C_{Cr}/C_{Fe} и содержание C_N по глубине газотермического покрытия из стали 06Х19Н9Т после модифицирования азотом при 870 К

Результаты триботехнических испытаний приведены на рис. 5, 6. Видно, что ионно-лучевая обработка многократно повышает износостойкость газотермических покрытий. [7]. На поверхности покрытия, подвергнутого ионно-лучевой обработке, отсутствуют участки выкрашивания и вырывов характерные для неимплантированной поверхности и свидетельствующие о развитии процессов интенсивного адгезионного взаимодействия и усталостного изнашивания и задираобразования.

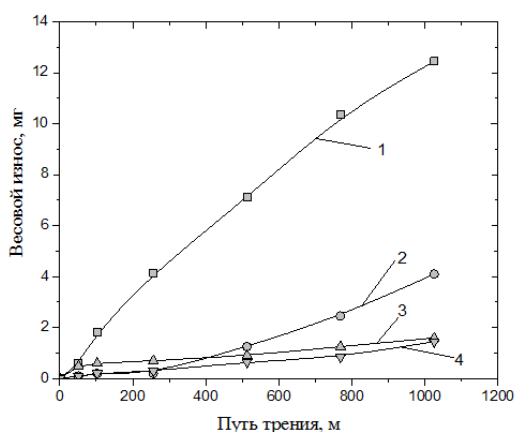


Рис. 5. Зависимость весового износа от пути трения газотермических покрытий: 1 – исходное покрытие; 2 – имплантация при 670 К; 3 – при 720 К; 4 – при 770 К

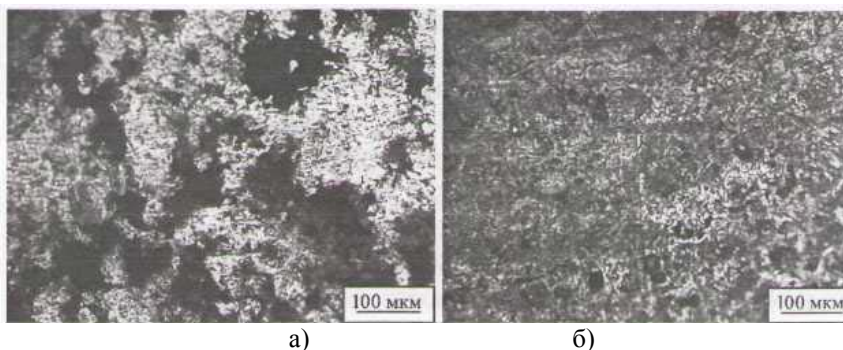


Рис. 6. Микрофотографии поверхностей трения газотермических покрытий из стали 06Х19Н9Т ($P=50$ МПа; $L=10000$ м): а) исходное состояние; б) ионно-лучевое азотирование при 700 К

Литература.

1. М.А. Белоцерковский Триботехнические характеристики газопламенных покрытий Трение и износ Т. 21, № 5, С.534-539.
2. Витязь П.А., Ивашко В.С., Ильюшенко А.Ф., Шевцов А.И. Теория и практика нанесения защитных покрытий // Мн., 1998.
3. Белый А.В., Кукареко В.А., Патеюк А. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота // Минск: Белорусская наука, 2007. 244 с.
4. Григорчик А.Н., Кукареко В.А., Белоцерковский М.А., Белый А.В. Структура и триботехнические характеристики газотермического покрытия из проволоочной стали 06Х19Н9Т обработанного ионами азота // Известия вузов. Черная металлургия. №2. – 2014. – Новокузнецк (принята к печати).
5. Ляхович Л.С. Специальные стали. Минск: Высшая школа, 1985. 208 с.
6. Kukareko V. A., Belyi A.V., Belotserkovskii M.A., and Grigorichik A.N. Effect of Ion Beam Nitriding on Structure, Phase State, and Tribological Behavior of Efficient Thermal Spray Coatings Deposited from Various Classes of Rod Steels // Journal of Friction and Wear, 2013, Vol. 34, No. 6, pp. 475–480.
7. Григорчик А.Н., Кукареко В.А., Белый А.В., Белоцерковский М.А. Современные методы и технологии создания и обработки материалов. Сб. научных трудов. В 3 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки.- Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2013, 148-157.

ОБЪЕМНОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ФИЗИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni_3Al И СПЛАВА НА ЕГО ОСНОВЕ

В.Е. Овчаренко ***, *д.т.н., профессор, Е.Н. Боянгин* *, *к.т.н.*

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, тел.(3822)492771*

***Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26
E-mail: ove45@mail.ru*

1. Введение

Алюминиды никеля и, прежде всего интерметаллическое соединение Ni_3Al , являются основой современных и перспективных жаропрочных никелевых сплавов, предназначенных для эксплуатации в экстремальных условиях тепловых и силовых нагрузок [1,2]. Применение интерметаллида Ni_3Al в качестве основы указанных сплавов ограничено низкими значениями его пластичности и прочности – поликристаллический Ni_3Al как при низких, так и при повышенных температурах разрушается хрупко по границам зерен [3-6]. Классическим подходом к решению задачи повышения пластичности и прочности интерметаллического соединения Ni_3Al является легирование интерметаллида более тугоплавкими по сравнению с никелем элементами [7-12]. Развитием методов комплексного легирования при решении проблемы повышения прочностных свойств интерметаллического соединения Ni_3Al и сплавов на его основе является разработка методов создания в интерметаллическом соединении субмикро- и наноструктурной составляющей, формирование которой в материалах с высоким уровнем энергии межатомных связей определяет неизбежность вовлечения в процесс деформации максимально возможного числа структурных уровней в материале, приводя к локализации актов пластической деформации в широком диапазоне размерностей структурных составляющих материала, к снижению величины концентрационных пиков упругих напряжений в объеме материала и, в конечном счете, к смене доминирующего механизма зарождения и роста магистральной трещины: от зарождения и последовательного продвижения вершины трещины в микроскопически неповрежденном материале к образованию в окрестности вершины системы микроскопических повреждений с последующим их объединением и присоединением к вершине [13]. Смена механизма развития трещин обеспечивает существенное увеличение времени и работы разрушения материала.

Формирование структур, содержащих наноразмерную составляющую, достигается методами интенсивной пластической деформации материалов [14]. Поскольку прочность и пластичность поликристаллического интерметаллида Ni_3Al практически полностью ограничены хрупким межкристаллитным разрушением, измельчение зеренной структуры интерметаллида известными методами интенсивной пластической деформации удается только на микрообразцах и только на наковальнях

Бриджмена [15]. Однако, как свидетельствуют результаты предварительных исследований, реализовать интенсивную пластическую деформацию интерметаллического соединения Ni_3Al на достаточно масштабных по размеру образцах оказалось возможным в узком температурно-временном интервале его кристаллизации и охлаждения в волне теплового взрыва порошковой смеси никеля с алюминием [16-18].

Целью настоящей работы является исследование влияния пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза в условиях теплового взрыва порошковой смеси исходных компонентов на микроструктуру, и температурные зависимости прочности и пластичности интерметаллического соединения Ni_3Al и сплава на его основе.

2. Материал и методы исследования

Интерметаллическое соединение Ni_3Al синтезировали в порошковых смесях никеля с алюминием (размер частиц 0,98-1,2 мкм и 1,0 мкм, соответственно) стехиометрического состава, сплав на основе интерметаллида синтезировали в порошковых смесях никеля и алюминия с добавлением 15,0 об.% порошка никельхромового сплава (размер частиц 40,0 мкм). Тепловой взрыв прессовки пористостью 30% инициировали ее нагревом до самовоспламенения с последующим компактированием продукта высокотемпературного синтеза с его частичной экструзией через отверстие в нижней части пресс-формы. Образцы для исследований получали резкой полученных в пресс-форме слитков интерметаллического соединения Ni_3Al и сплава на его основе.

Микроструктуру синтезированного интерметаллида и его сплава исследовали методами оптической металлографии (Neophot 32), сканирующей электронной микроскопии с микрорентгеноспектральным анализом элементного состава (Quanta 200 3D), рентгеновской дифрактометрии (ДРОН-3), просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (Philips CM 30). Испытания на растяжение образцов были проведены на машине «INSTRON 3369» со скоростью деформирования 0,2 мм/мин.

3. Результаты и их обсуждение

Как показано нами ранее, пластическая деформация продукта высокотемпературного синтеза формирует в интерметаллическом соединении мультимодальную зеренную структуру, содержащую мультизерна, состоящие из микрозерен субмикронной размерности с нанокристаллической структурой в стыках и на границах зерен γ' -фазы (рис.1) [17,18].

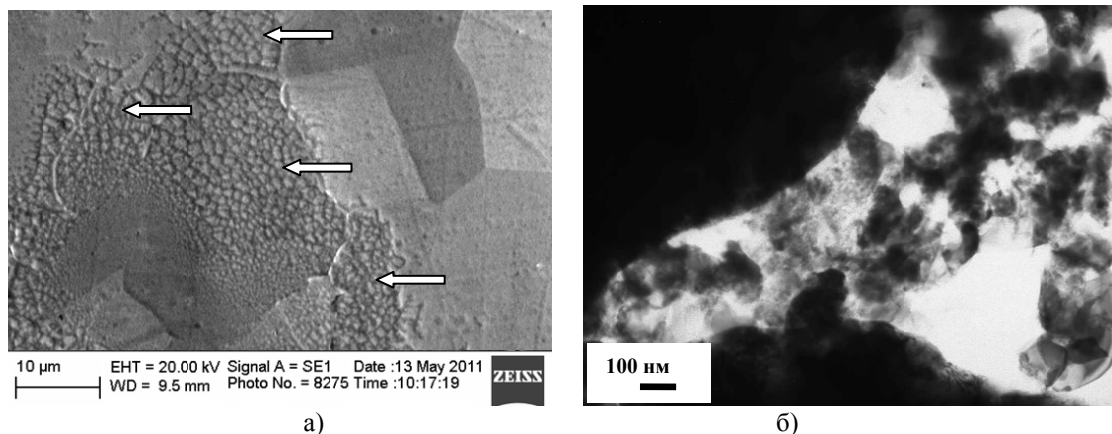


Рис. 1. Морфология мультизерен (указаны стрелками) интерметаллического соединения Ni_3Al , синтезированного с пластической деформацией продукта синтеза (а), и тонкая структура межчастичных прослоек в мультизернах (электронная микроскопия на просвет) (б)

Формирование в интерметаллическом соединении Ni_3Al мультимодальной зеренной структуры, содержащей наноструктурную составляющую, оказывает прямое влияние на физические и прочностные характеристики интерметаллического соединения – происходит значительное повышение его микротвердости, предела прочности и величины деформации до разрушения при растяжении (рис.2). Указанное повышение прочностных характеристик интерметаллического соединения находится в непосредственной зависимости от степени пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза (величины содержания мультизерен в зеренной структуре интерметаллида) – с увеличением содержания мультизерен в структуре интерметаллида повышаются его микротвердость, предел прочности и величина деформации до разрушения.

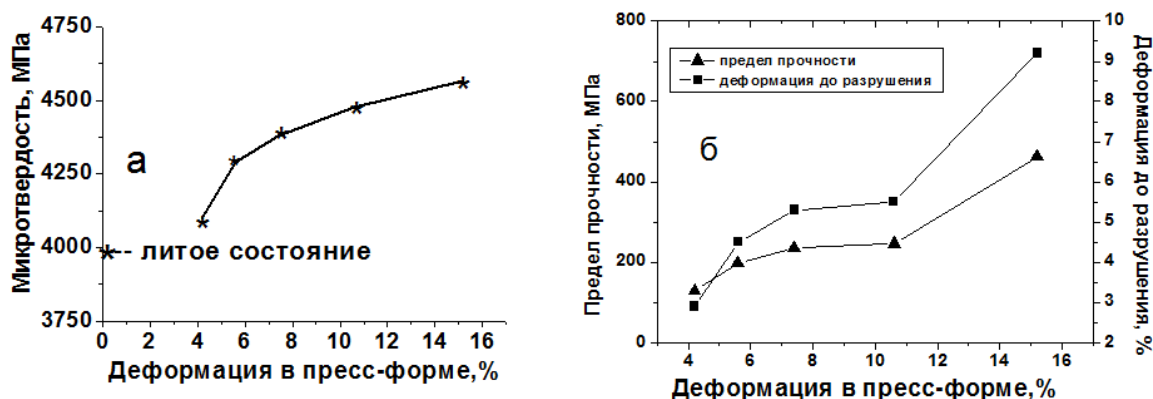


Рис. 2. Зависимости величины микротвердости (а), предела прочности и деформации до разрушения при растяжении (б) интерметаллического соединения от степени пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза в пресс-форме

Поскольку интерметаллическое соединение Ni_3Al является основой современных жаропрочных сплавов, то в контексте сказанного выше представляет значительный интерес исследование влияния пластической деформации продукта синтеза при высокотемпературном синтезе сплава на основе интерметаллида Ni_3Al в порошковой смеси никеля с алюминием и металлическим связующим. Исследование было проведено на порошковой смеси следующего состава: $(3Ni+Al)+15,0$ об.% $(Ni-Cr)$ -сплава. Высокотемпературный синтез интерметаллического сплава указанного состава с пластической деформацией продукта синтеза был проведен в цилиндрической пресс-форме при степени деформации продукта синтеза 20%.

Установлено, что продукт высокотемпературного синтеза в порошковой смеси $(3Ni+Al)+15,0$ об.% $(Ni-Cr)$ -сплава состоит из интерметаллида Ni_3Al и $(Ni-Cr)$ -сплава (рис. 4).

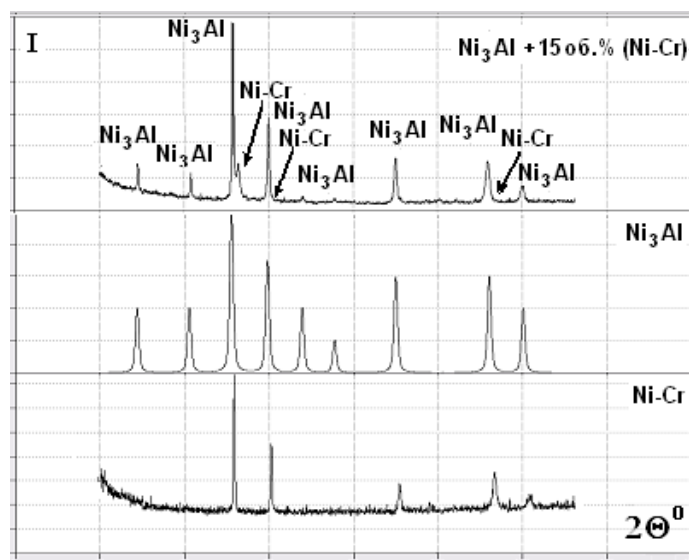


Рис. 4. Рентгенограммы синтезированного с пластической деформацией продукта синтеза сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% $(Ni-Cr)$, $(Ni-Cr)$ -сплава, интерметаллида Ni_3Al

Зеренная структура синтезированного интерметаллического сплава представлена зернами интерметаллида Ni_3Al и мультимерами, состоящими из микрочастиц интерметаллида Ni_3Al (300-600 нм) с прослойками (20-70 нм) никельхромового сплава (рис. 5).

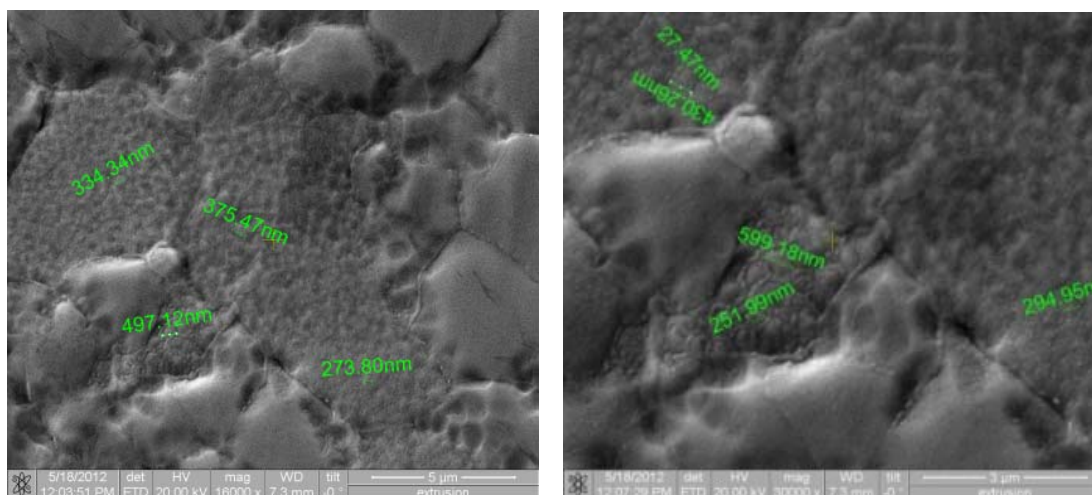


Рис. 5. Мультизерна в зеренной структуре синтезированного с пластической деформацией продукта синтеза интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) с указанием размерности микрозерен и прослоек между ними

Характерно, что в зависимости от состояния интерметаллического продукта (литой интерметаллид, синтезированный под давлением интерметаллид, синтезированный под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза, синтезированный под давлением интерметаллический сплав, синтезированный под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза интерметаллический сплав) изменяется микротвердость конечного продукта – его микротвердость постепенно увеличивается при переходе от литого интерметаллида к синтезированному под давлению и далее к синтезированному под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза и затем к синтезированному под давлением интерметаллическому сплаву и к синтезированному под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза интерметаллическому сплаву (рис. 6).

На рис. 7 представлены температурные зависимости

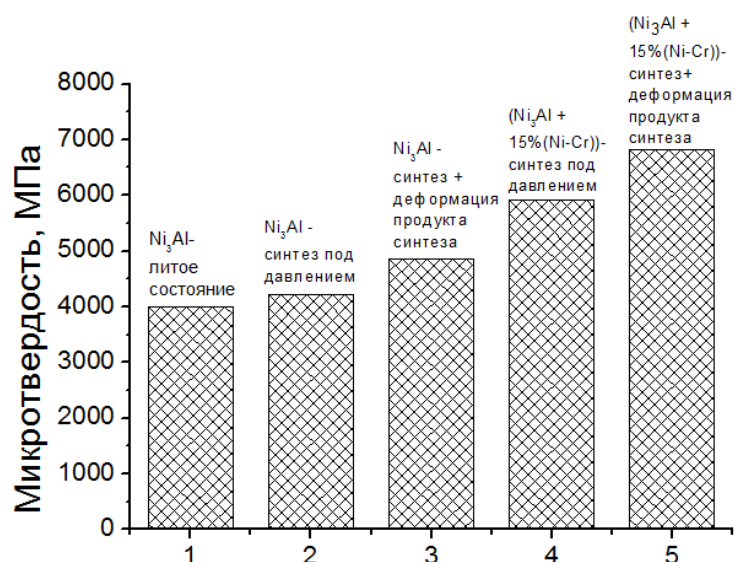


Рис. 6. Зависимость величины микротвердости от состояния интерметаллического продукта

На рис. 7,а представлены температурные зависимости предела прочности синтезированного под давлением интерметаллического соединения Ni_3Al в литом состоянии, синтезированном под давлением и синтезированном под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпера-

турного синтеза. Все три зависимости имеют одинаковый характер, отражающий аномальный характер температурной зависимости прочности интерметаллического соединения Ni_3Al . При этом можно констатировать, что формирование в интерметаллическом соединении мультимодальной зеренной структуры, содержащей наноструктурную составляющую, повышает величину предела прочности интерметаллида во всем исследованном температурном интервале.

Аналогичный характер температурной зависимости предела прочности получен и для интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) (рис.7,б). При этом предел прочности интерметаллического сплава превышает по величине предел прочности интерметаллического соединения практически во всем исследованном температурном интервале.

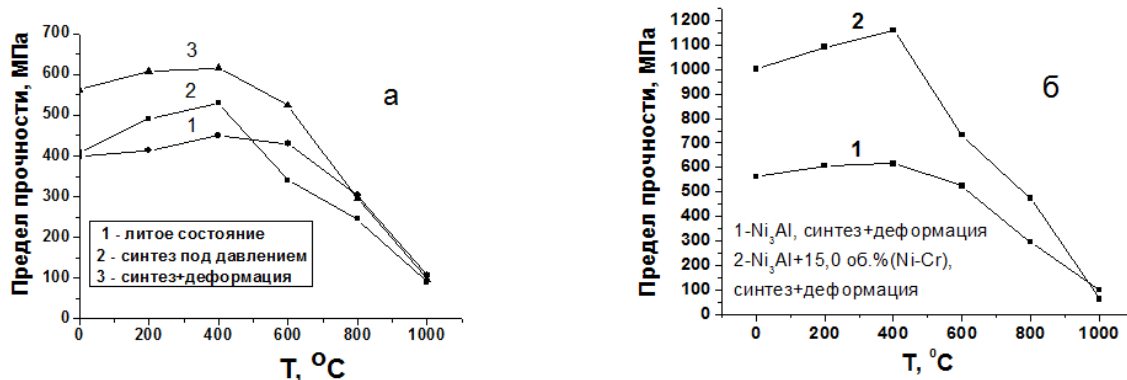


Рис. 7. Температурные зависимости предела прочности интерметаллического соединения Ni_3Al в литом состоянии, синтезированном под давлением и синтезированном под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза (а) и температурные зависимости предела прочности интерметаллида и интерметаллического сплава, синтезированных с пластической деформацией продукта синтеза (б)

При температуре 1000 °С наблюдается полное сближение значений предела прочности как для всех состояний интерметаллида Ni_3Al , так и для интерметаллида и интерметаллического сплава с мультимодальной зеренной структурой.

4. Заключение

1. Объемное наноструктурирование интерметаллического соединения Ni_3Al и сплава на его основе в виде формирования мультимодальной зеренной структуры с наноструктурной составляющей при пластической деформации продукта синтеза в процессе высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения Ni_3Al под давлением оказывает прямое (положительное) влияние на температурные зависимости прочностных характеристик интерметаллического соединения – происходит значительное повышение предела прочности при растяжении при температурах до 1000 °С.

2. Единообразный характер температурных зависимостей предела прочности интерметаллического соединения Ni_3Al в литом и синтезированном состояниях и интерметаллического сплава на его основе с мультимодальной зеренной структурой означает, что определяющий вклад в формировании прочностных свойств интерметаллического сплава определяет структурное состояние интерметаллической γ' -фазы – объемное наноструктурирование в виде формирования мультимодальной зеренной структуры с наноструктурной составляющей повышает прочностные свойства интерметаллического сплава.

3. Сближение значений предела прочности для синтезированного под давлением, синтезированного под давлением с пластической деформацией продукта синтеза и для интерметаллида в литом состоянии при температуре испытаний 1000 °С означает необходимость температурной стабилизации формирующейся в процессе пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза мультимодальной зеренной структуры с наноструктурной составляющей интерметаллического соединения.

Литература.

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). – М.: «МИСИС», 2001.-632 с.
2. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением/ Колл. авторов, под научной редакцией Е.Н. Каблова. - М.: Изд. Дом МИСИС.- 2008.-328 с.

3. Stoloff N.S., Liu C.T., Deevi S.C. Emerging application of intermetallics// Intermetallics.-2008.-8.-P.1313-1320.
4. Sikka V.K., Deevi S.C., Viswanathan S., Swindeman R.W., Santella M.L. Advances in processing of Ni₃Al –based intermetallics and applications//Intermetallics.-2000.-8.-P.1329-1337.
5. Pope D.P., Ezz S.S. Mechanical properties of Ni₃Al and nickel-base alloys with high volume fraction of γ' // Int. Met. Rev.- 1984.- V.29, №3.- P.136-167.
6. Deevi S.C., Sikka V.K., Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing and applications//Intermetallics.-1996.-4.-P.357-375.
7. Shulson E.M., Weihs T.P., Viens D.V., Baker I. The effect of grain size on the yield strength of Ni₃Al//Acta Met. -1985.-V.33.-№ 9.-P. 1587-1591.
8. Shulson E.M. Properties and potential applications of intermetallic compounds produced from powders//Int. Journal Powder Met.-1987.-V. 23.- № 1.- P. 25-32.
9. Kim M.S., Hanada S., Watanabe S., Izumi O. Effekt of grain size on strength, ductility and fracture in recrystallized Ni₃Al doped with boron//Trans. Jap. Inst. Metals.-1988.-V. 29. -№ 4.-P. 274-283.
10. Nishimura C., Liu C.T. Reaction sintering of Ni₃Al to near full density//Scr. Metall. Mater.-1992.-№ 26.- P. 381-385.
11. Бакач Г.П., Чубенко Т.Ю., Овчаренко В.Е., Любимой В.П., Дударев Е.Ф., Каминский К.В. Влияние хрома на структуру, прочность и пластичность СВС интерметаллида Ni₃Al//Известия ВУЗов. Физика.- 1993.- Т. 36.- № 6.- С. 30-36.
12. Mishima J., Miura S., Suzuki T. High temperature strength of Ni₃(Al,x) single crystals//J. Jap. Soc. Heat Treatment.-1989.-V.29, №1.-P. 19-24.
13. Псахье С.Г., Овчаренко В.Е., Князева А.Г., Шилько Е.В. Формирование многомасштабной структуры в поверхностных слоях и стойкость металлокерамического сплава в условиях механических воздействий //Физическая мезомеханика.-2011.-Т.14, №6.-С.23-34.
14. Valiev R.Z., Estrin Y., Horita Z., et. al. Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation.-2006.-April.-JOM.-P. 33-39.
15. Корзников А.В., Идрисова С.Р., Димитров О.К., Пышминцев И.Ю., Сиренко А.А., Корзникова Г.Ф. Структура и механические свойства нанокристаллического интерметаллида Ni₃Al//Физика металлов и металловедение.- 1998.- Т.85, вып.85.- С.91-96.
16. Ovcharenko V.E. Effect of plastic deformation on microstructure and phase composition of Ni₃Al intermetallic synthesized under pressure//Rare Metals.- 2009.-Vol. 28, Spec. Issue.- P.250-253.
17. Овчаренко В.Е., Чуудинов В.А., Сазанов Ю.А., Боянгин Е.Н., Лю Гуансюнь. Формирование «бимодальной» зеренной структуры и ее влияние на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni₃Al//Перспективные материалы.-2011.-Спецвыпуск, №13.-С. 242-251.
18. Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Боянгин Е.Н. Формирование мультимодальной зеренной структуры и ее влияние на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni₃Al//Деформация и разрушение материалов.-2012.-№10.-С.12-15.

**ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ
НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И СТОЙКОСТЬ
МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО СПЛАВА ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛА**

*В.Е. Овчаренко **, д.т.н., профессор, А.А.Моховиков**, к.т.н., доцент,
Baohai YU***, Dr. Eng., Yanhui ZHAO***, Dr. Eng.*

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический, 2/4, г.Томск, 634021, Россия*

***Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

****Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 72 Wenhua Road, 110016, China
E-mail: ove45@mail.ru*

Введение

Результаты количественных расчетов влияния разномасштабных структурных уровней и их сочетаний на закономерности деформирования и разрушения металлокерамического сплава в условиях высоких динамических нагрузок отражают принципиально новые возможности повышения фи-

зических и прочностных свойств металлокерамических сплавов путем формирования в сплавах многомасштабной структуры [1]. Формирование последней определяет неизбежность вовлечения в процесс деформации металлокерамического сплава максимально возможного числа структурных уровней, приводя к смене доминирующего механизма зарождения и роста магистральной хрупкой трещины: зарождение, последовательное развитие и продвижение вершины трещины в «мезоскопически неповрежденном» материале сменяется образованием в окрестности вершин микротрещин мезоповреждений с последующим их объединением в магистральные трещины, что обеспечивает существенное увеличение времени образования трещин разрушения и работы разрушения металлокерамического сплава.

Создание в поверхностном слое металлокерамического сплава дополнительных структурных уровней возможно в условиях его сверхвысокоскоростного нагрева (создание структурно-неравновесного состояния) с последующим сверхвысокоскоростным охлаждением (сохранение структурно-неоднородного состояния) [2,3].

Материал и методики экспериментальных исследований

Экспериментальные исследования были проведены на образцах из металлокерамического сплава на основе карбида титана (TiC) с никельхромовым (Ni-Cr-Al) связующим при соотношении карбидной и металлической фаз 50:50. Нагрев поверхностного слоя металлокерамического сплава толщиной до 200 мкм со скоростью до 10^9 K/c с последующим охлаждением за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростью $10^4 \dots 10^9$ K/c осуществляли методом облучения образцов сплава электронным пучком с длительностью импульсов облучения $\tau=50, 100, 150, 200$ мкс при плотности мощности в пучке W_s до $6 \cdot 10^5$ Вт/см² (плотность энергии E_s до 60 Дж/см²) и диаметре электронного пучка 1...2 см [4]. Исследования микроструктур поверхности облучения и поверхностного слоя образцов металлокерамического сплава проводили методами сканирующей (SEM 515 «Philips») и просвечивающей микродифракционной (ЭМ-125) электронной микроскопии.

Модификация микроструктуры поверхностного слоя металлокерамического сплава при импульсном электронно-пучковом облучении

В исходном, после спекания, состоянии металлокерамический сплав состоит из трех структурных составляющих - металлической матрицы с интегрированными в нее хрупкими высокопрочными включениями TiC «мезоскопического» масштаба (1-10 мкм) и переходной зоны «частица-связующее» переменного состава, имеющей линейный размер в поперечном сечении до 4 мкм.

Количественные расчеты температурных полей в поверхностном слое металлокерамического сплава в зависимости от параметров импульсного электронно-пучкового облучения, проведенных для металлокерамического сплава 50 об.% TiC-50 об.% (Ni-Cr-Al) [5], позволили оценить диапазоны значений плотности энергии в электронном пучке, длительности и количества импульсов облучения, позволяющих спланировать экспериментальные исследования зависимостей структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлокерамического сплава от параметров импульсного электронно-пучкового облучения. Основными критериями при проведении указанных оценок являются глубина прогрева металлокерамического сплава ($x=100-200$ мкм), температура нагрева поверхности в пределах одного импульса облучения (при минимальном градиенте температуры в нагреваемом слое – до 3000 K). Указанным критериям соответствуют значения плотности энергии в электронном пучке $E_s=40-50$ Дж/см² при длительности импульсов $t_i=100-200$ мкс. Необходимо учитывать, что температурный профиль прогрева поверхностного слоя, формирующийся при первом импульсе облучения, практически не изменяется при увеличении числа импульсов облучения. Изменение количества импульсов облучения позволяет регулировать продолжительность межфазного взаимодействия компонентов металлокерамической композиции в неравновесных температурно-временных условиях при заданных значениях плотности энергии в электронном пучке и длительности импульсов облучения.

На рис. 1 представлены микроструктуры поверхности металлокерамического сплава после облучения электронным пучком с плотностью энергии 40 Дж/см² при длительности импульсов облучения 50, 100, 150 и 200 мкс. При длительности импульсов облучения 50 мкс на поверхности металлокерамического сплава (рис. 1, а) образуется слой стекловидной структуры, в котором произошло практически полное растворение карбидных частиц металлокерамической композиции в расплаве металлического связующего. Увеличение длительности импульсов облучения до 100, 150 и затем до 200 мкс приводит к уменьшению степени растворения карбидных частиц, при длительности импульсов 150 и 200 мкс кроме частичного растворения частиц в металлическом связующем происходит растрескивание наиболее крупных частиц с последующим заполнением трещин расплавом металлического связующего. В меж-

частичных прослойках металлического связующего формируются вторичные фазы, характерные для высокоскоростной кристаллизации многофазных металлических систем (рис. 2, в,г).

Более детально структурно-фазовое состояние поверхностного слоя металлокерамического сплава после импульсного электронно-пучкового облучения было исследовано методом просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что при длительности импульсов облучения 150 и 200 мкс в поверхностном слое металлокерамического сплава преобладают процессы растворения карбидных частиц в расплаве металлического связующего и выделения в межчастичных прослойках наноразмерных (60-75 нм) частиц вторичного карбида TiC (рис. 2).

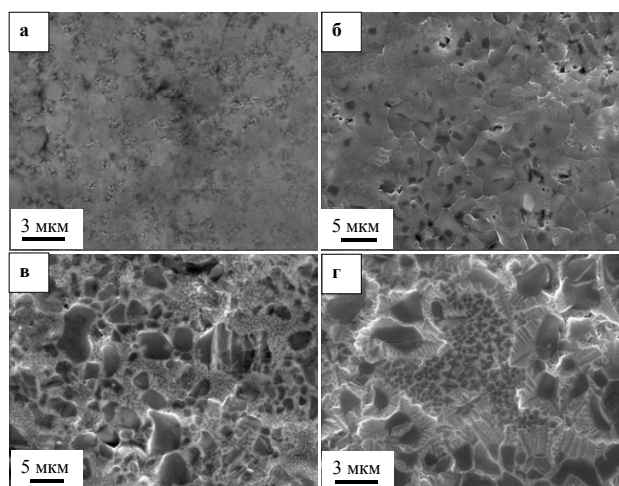


Рис. 1. Микроструктуры поверхности металлокерамического сплава после электронно-пучкового облучения (40 Дж/см^2 , 15 импульсов, частота следования импульсов 1 с^{-1}) при длительности импульсов облучения 50 (а), 100 (б), 150 (в) и 200 (г) мкс (сканирующая электронная микроскопия)

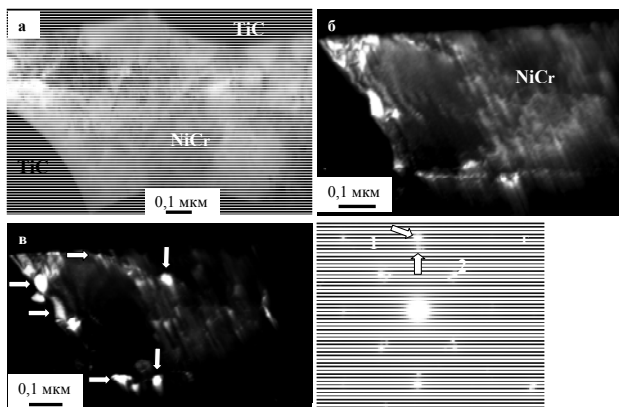


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя твердого сплава состава TiC-(Ni-Cr-Al) после облучения импульсами длительностью 200 мкс при плотности энергии в электронном пучке 40 Дж/см^2 : а – светлое поле; б, в – темные поля, полученные в рефлексах $[022]\text{Ni}(\text{Cr-Al})$ и $[022]\text{TiC}$, соответственно; г – микроэлектронограмма к (а). Стрелками указаны: на (в) – частицы карбида титана состава TiC; на (г) – рефлексы темного поля: 1 – для (б), 2 – для (в)

Таким образом, при импульсном электронно-пучковом облучении с плотностью мощности электронного пучка от $8 \text{ до } 10 \text{ Вт/см}^2 \times 10^5$ и при длительности импульсов облучения 150-200 мкс в поверхностном слое металлокерамического сплава TiC-(Ni-Cr-Al) формируется дополнительная структурная составляющая – распределенные в межчастичных прослойках наноразмерные частицы вторичного карбида титана. Другими словами, в поверхностном слое металлокерамического сплава формируется четырехуровневая структура состоящая из частиц первичного карбида титана, межчастичных прослоек из металлического связующего, переходных зон «частица-связующее» и распределенных в межчастичных прослойках наночастиц вторичного карбида.

Нами в [6,7] показано, что формирование пятого структурного уровня в поверхностном слое металлокерамического сплава возможно при электронно-пучковом облучении в азотсодержащей плазме газового разряда. В металлическом связующем поверхностного слоя металлокерамического сплава образуются частицы нитрида алюминия AlN с размерами ~50 нм (рис. 3).

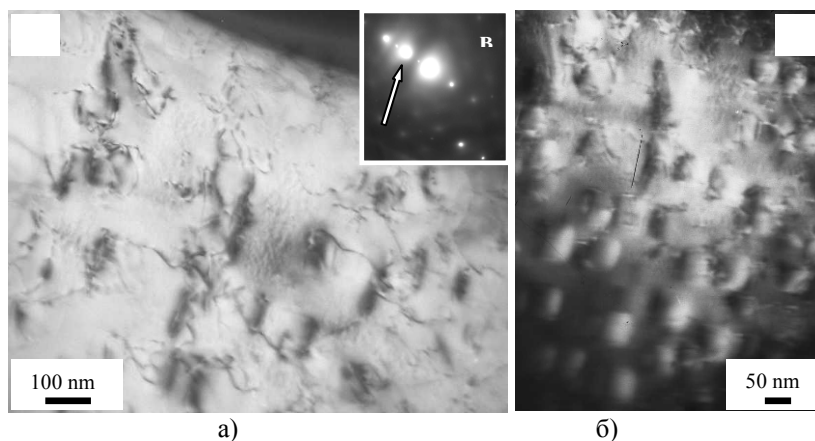


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя металлокерамики, подвергнутой электронно-пучковой обработке в азотсодержащей плазме; а) светлое поле; б) темное поле, полученное в совпадающих рефлексах [002]Ni+[102]AlN; в) микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Влияние структурно-фазового состояния поверхностного слоя на его физические свойства и стойкостные свойства металлокерамического сплава

На рис. 4 представлены температурные зависимости коэффициента трения и сопротивления резанию по поверхности, временной стойкости металлокерамического сплава при резании металла в исходном состоянии (3 структурных уровня) (а), после облучения в аргонсодержащей плазме (4 структурных уровня) (б) и после облучения в азотсодержащей плазме газового разряда (5 структурных уровней в поверхностном слое металлокерамического сплава). Из сравнения представленных зависимостей можно констатировать, что температурные зависимости коэффициента трения на поверхности металлокерамического сплава и зависимости временной стойкости металлокерамического сплава при резании металла находятся в прямой зависимости от количества структурных уровней в поверхностном слое металлокерамической пластины. С увеличением числа структурных уровней в поверхностном слое происходит снижение зависимости величины коэффициента трения от температуры испытания (температурная стабилизация коэффициента трения).

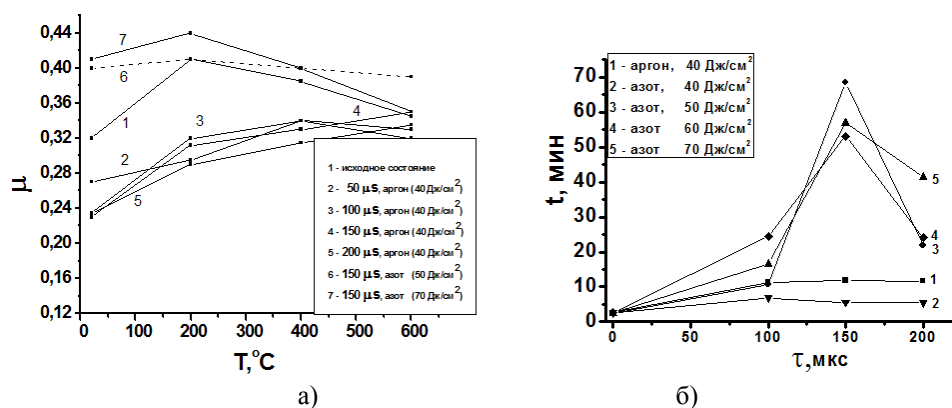


Рис. 4. Температурные зависимости коэффициента трения по поверхности металлокерамического сплава в исходном состоянии (1), после облучения в аргонсодержащей плазме (2-5) и после облучения в азотсодержащей плазме газового разряда (6,7) (а) и зависимости временной стойкости пластин из металлокерамического сплава TiC-(Ni-Cr-Al) после импульсного электронно-пучкового облучения в аргонсодержащей (1) и азотсодержащей (2-5) плазмах газового разряда при различных значениях плотности энергии в электронном пучке (б)

После облучения в азотсодержащей плазме (при плотности энергии в электронном пучке 50 Дж/см²) величина коэффициента трения практически не зависит от температуры вплоть до 600 °С (рис. 4,а). Увеличение количества структурных уровней в поверхностном слое металлокерамического сплава повышает стойкость металлокерамики в условиях резания металла. Эффект указанного повышения стойкости достигает 20 и более крат по сравнению со стойкостью металлокерамики в исходном состоянии (рис. 4,б).

Заключение

На примере металлокерамического сплава «карбид титана – никелевый сплав» показано, что формирование дополнительных структурных уровней в поверхностном слое металлокерамического сплава сопровождается снижением температурной зависимости его физических свойств (коэффициента трения), многократным повышением стойкости металлокерамического сплава при резании металла. Другими словами, целенаправленное формирование в поверхностном слое металлокерамического сплава иерархии структурных уровней обеспечивает адекватную реакцию сплава на изменение внешних условий воздействия, обеспечивая высокий ресурс работы металлокерамического сплава в экстремальных условиях эксплуатации.

Литература.

1. Псахье С.Г., Овчаренко В.Е., Князева А.Г., Шилько Е.В. // Физическая мезомеханика. - 2011. - Том 14, №6. - С. 23-34.
2. Ovcharenko V.E., Baohai Yu, Psakhie S.G. // Journal of Materials Science & Technology. - 2005. - V.21- No 3. - P.427-429.
3. Baohai Yu, Ovcharenko V.E., Psakhie S.G., Lapshin O.V. // Journal of Materials Science & Technology. - 2006. - V.22- No 4. - P.511-513.
4. Коваль Н.Н., Девятков В.Н., Щанин П.М., Толкачев В.С., Винтизенко Л.Г. // ПТЭ, 2005, №1, с. 135-140.
5. Овчаренко В.Е., Лапшин О.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008. - №5(635). - С.33-37.
6. Букрина Н.В., Князева А.Г., Овчаренко В.Е. // Физика и химия обработки материалов. - 2011. - №1. - С.55-60
7. Овчаренко В.Е., Букрина Н.В., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А., Ван Джинчен, Ю Баохай.
8. // Известия Томского политехнического университета. - 2011. - Т.318. - №2. - С.110-115.

МОДИФИКАЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОРОШКАМИ

*В.Е. Овчаренко***, д.т.н., проф., А. Н. Черепанов***, д.т.н., Lu Guangxin****,
Dr., Cao Lamei****, Dr.*

**Институт физики прочности материалов СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, (3822)492771*

***Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

****Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
630090, Новосибирск, ул. Институтская, 4/1*

*****Пекинский институт авиационных материалов, Пекин, Китай*

E-mail: ove45@mail.ru

Введение

Высокие значения коррозионной стойкости и сопротивления высокотемпературному окислению современных никелевых сплавов определяют их лидирующие позиции в качестве металлических сплавов для изготовления теплонагруженных деталей газотурбинных авиационных двигателей, энергосиловых установок, изделий космической техники. Уровень свойств, определяющих работоспособность никелевых сплавов, таких как кратковременная прочность, длительная прочность и малоцикловая усталость во многом зависит от размерности их зеренной структуры – с повышением дисперсности зеренной структуры повышаются прочностные свойства никелевых сплавов [1,2]. Повышение дисперсности зеренной структуры существенно увеличивает предел текучести и напряжение разрыва сплавов, при этом повышаются их пластичность и прочность, увеличивается срок службы сплавов в условиях циклических нагрузок.

Одним из эффективных методов повышения дисперсности зеренной структуры металлических сплавов является применение добавок к сплавам в виде наноразмерных частиц тугоплавких химических соединений [2,3]. Эти частицы могут не иметь ориентационного и размерного соответствия с кристаллической структурой сплава, но обладают способностью к адсорбции и удержанию на своей поверхности металлических пленок, изоморфных с кристаллической структурой сплава. При взаимодействии с металлическим расплавом на поверхности наночастиц образуются устойчивые химические соединения, предохраняющие наночастицы от растворения в расплаве и препятствующие их коагуляции, обеспечивая при этом смачиваемость их поверхности расплавом. В процессе охлаждения и кристаллизации металлического расплава указанные частицы проявляют себя в качестве центров кристаллизации и формирования зеренной структуры сплава [3-7]. При достаточно большом количестве наночастиц тугоплавких химических соединений в расплаве образуется повышенное количество центров кристаллизации, увеличивается количество и уменьшается размер зерен в структуре сплавов.

Примерами указанных тугоплавких соединений являются карбиды, нитриды и бориды с высокой температурой плавления: TiC (3257 °C), ZrC (3530 °C), TaC (3985 °C), TiN (2950 °C), ZrN (2980 °C), TaN (3087 °C), TiB (3200 °C), ZrB (3000 °C), TaB(3037 °C) [8, 9], а примерами химических элементов, образующих на поверхности наночастиц устойчивые химические соединения являются Ti, Ni, Cr, Si, Nb и их химические соединения.

Основным недостатком метода диспергирования зеренной структуры сплавов введением в расплав наноразмерных частиц тугоплавких соединений является растворимость наночастиц в расплаве. Сказанное особенно актуально в случае никелевых сплавов, расплавы которых отличаются высокой химической активностью по отношению к большинству известных химических соединений. Высокая растворимость частиц химических соединений в никелевых расплавах в значительной мере ограничивает выбор перспективных в качестве инокуляторов тугоплавких химических соединений, но, с другой стороны, высокая растворимость предопределяет более высокую смачиваемость расплавом поверхности модифицирующих частиц и, соответственно, их более высокую эффективность как центров кристаллизации расплава. Указанное противоречие может быть минимизировано применением композиционных порошковых частиц, армированных наноразмерными частицами тугоплавких химических соединений. Например, на основе интерметаллического соединения NiAl, покрытия из которого замедляют процессы растворения наночастиц в никелевом расплаве, повышая вероятность образования центров кристаллизации на наночастицах тугоплавких химических соединений в процессе охлаждения расплава.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния наноразмерных частиц тугоплавких химических соединений в составе композиционных порошковых частиц на основе интерметаллида NiAl на структурно-фазовое состояние и прочностные свойства жаропрочного никелевого сплава Inconel 718.

Материалы и методы исследования.

Химический состав сплава Inconel 718 приведен в таблице 1.

Таблица 1

Элемент	C	Nb	Ti	Co	Mo	Al	Cr	Ni	Fe
масс. %	0,08	4,95	0,95	1,00	3,07	0,55	19,50	53,00	остальное

В качестве наноразмерных порошковых модификаторов были исследованы наночастицы нитрида титана TiN и карбонитрида титана TiC_{0,5}N_{0,5} (рис.1,2).

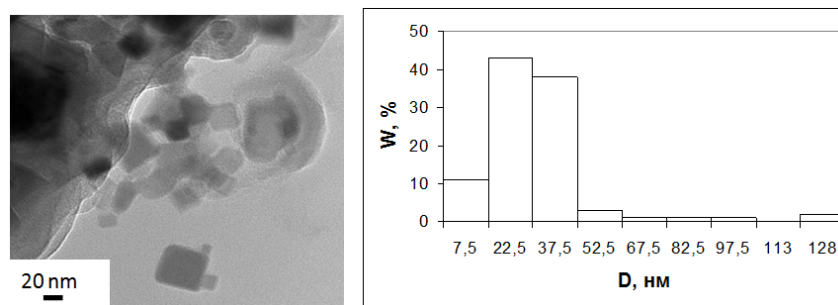


Рис. 1. Общий вид наночастиц нитрида титана TiN и их распределение по размерам

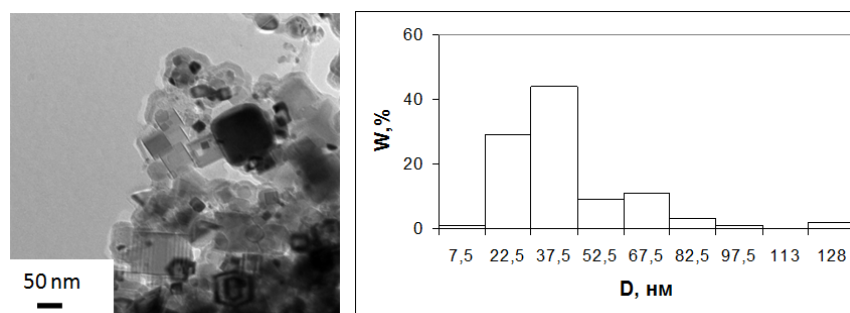


Рис. 2. Общий вид наночастиц карбонитрида титана $TiC_{0,5}N_{0,5}$ и их распределение по размерам

Композиционные компакты на основе интерметаллида NiAl были получены методом высокотемпературного синтеза интерметаллида под давлением в порошковых смесях никеля с алюминием стехиометрического состава, содержащих заданное количество наноразмерных порошков тугоплавких соединений. Синтезированные композиционные компакты подвергали механическому измельчению до состояния композиционных порошковых частиц заданного размера. В качестве модифицирующих композиционных порошков были исследованы композиции NiAl+0,025 масс.%TiN и NiAl+0,035 масс.% $TiC_{0,5}N_{0,5}$. На рис. 3 и 4 представлены микроструктуры композиционных порошковых частиц, содержащих наночастицы нитрида титана TiN (рис.3) и карбонитрида титана $TiC_{0,5}N_{0,5}$ (рис. 4) и данные локального рентгеноспектрального анализа химического состава скоплений наночастиц в интерметаллической матрице.

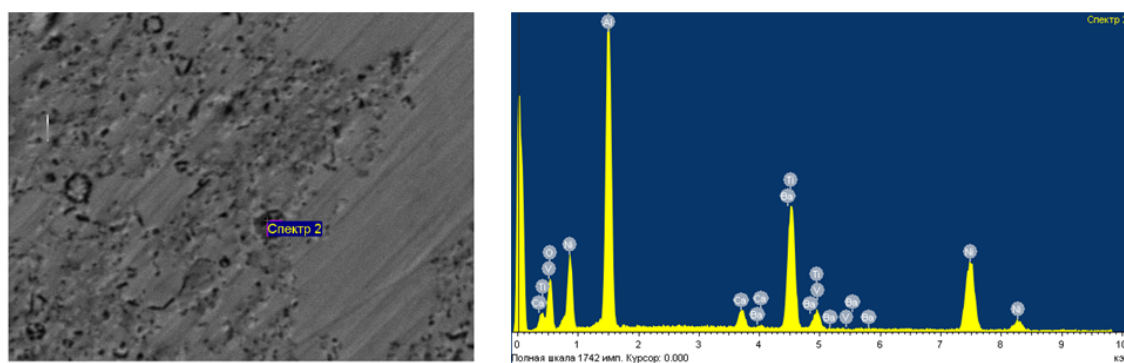


Рис. 3. Микроструктура композиционной частицы NiAl+0,025 масс.%TiN и данные локального рентгеноспектрального анализа частицы нитрида титана в NiAl-матрице

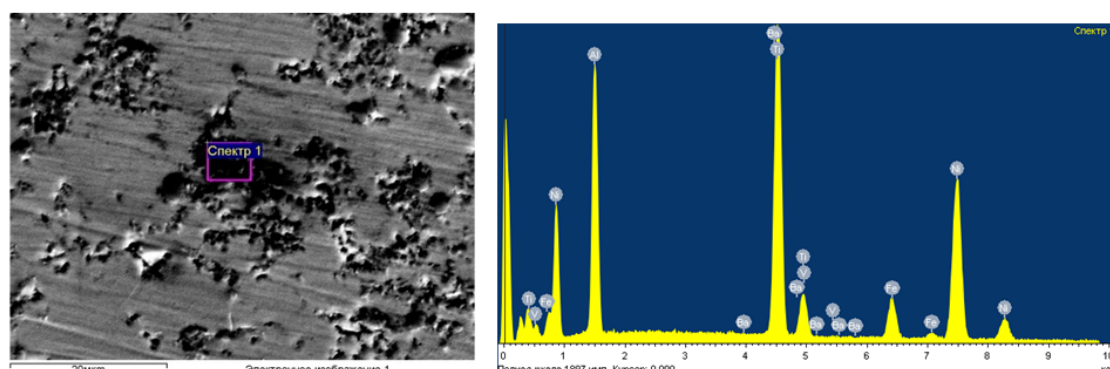


Рис. 4. Микроструктура композиционной частицы NiAl+0,035 масс.% $TiC_{0,5}N_{0,5}$ и данные локального рентгеноспектрального анализа частицы карбонитрида титана в NiAl-матрице

Модификацию структурно-фазового состояния никелевого сплава осуществляли путем введения в их расплавы при температуре 1460-1550 °С композиционных порошков в процессе их разливки

в нагретые до температуры 900 °С керамические формы непосредственно в вакуумной камере индукционной печи.

Макро- и микроструктуру никелевого сплава исследовали методами оптической металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, прочностные свойства сплава исследовали методами испытаний на растяжение, на длительную прочность и циклическую усталость.

Обсуждение результатов

Прочностные свойства и зеренная структура сплава Inconel 718.

В таблице 2 и 3 представлены данные о прочностных свойствах сплава при его растяжении при комнатной температуре.

Таблица 2

Структурно-фазовое состояние сплава	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_s , %	ψ , %
Исходное состояние	910	841	7,2	8,2
Модифицированное композиционным порошком NiAl+0,025 масс.%TiN	1060	963	11,3	279???
Модифицированное композиционным порошком NiAl+0,035 масс.% TiC _{0,5} N _{0,5}	1100	1000	9,1	286???

Таблица 3

Структурно-фазовое состояние сплава	Длительная прочность при температуре 650 °С под нагрузкой 195 МПа			Циклическая усталость при температуре 482°С
	τ , ч	δ_s , %	ψ , %	Количество циклов
Исходное состояние	45,00	4,00	3,17	7446
Модифицированное композиционным порошком NiAl+0,025 масс.%TiN	58,00	2,52	7,68	11239
Модифицированное композиционным порошком NiAl+0,035 масс.% TiC _{0,5} N _{0,5}	67,80	3,76	3,75	52130

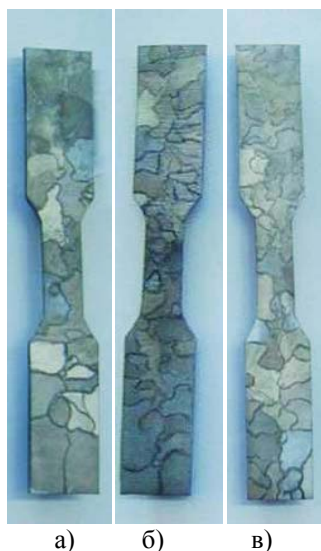


Рис. 5. Зеренная структура сплава Inconel 718 в исходном состоянии (а) и после модифицирования композиционными порошками NiAl+0,025 масс.%TiN (б) и NiAl+0,035 масс.% TiC_{0,5}N_{0,5} (в)

б) показывает, что данные частицы имеют состав FeNi и образовались в результате дендритной ликвации железа.

Приведенные в таблицах 2 и 3 данные позволяют констатировать, что введение в расплав никелевого сплава композиционных порошков, содержащих нанодисперсные частицы тугоплавких соединений, приводит к увеличению на 12-20 % временного сопротивления разрушению, на 20-50 % относительного удлинения при комнатной температуре, повышению длительной прочности при 650 °С под нагрузкой 195 МПа в 1,3–1,5 раза.

Исследование зеренной структуры сплава Inconel 718 показало, что указанное повышение прочностных свойств сплава при его модификации композиционными порошками NiAl+0,025 масс.%TiN и NiAl+0,035 масс.% TiC_{0,5}N_{0,5} обусловлено уменьшением среднего размера зерна в сплаве в 1,5-2 раза (рис. 5).

Влияние наночастиц тугоплавких соединений на тонкую структуру сплава Inconel 718

В исходном состоянии дислокационная субструктура никелевого сплава характеризуется скоплениями хаотически распределенных дислокаций (рис. 6,а). Скалярная плотность дислокаций - $\rho = 2,5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. Размер зерен очень большой (миллиметры), т.к. на фольге не наблюдаются границы зерен. В отдельных случаях в объеме зерен выявляются включения второй фазы размером ~50 нм, располагающиеся в виде строчек (рис. 6,б). Индицирование микроэлектроннограммы (рис. 7,

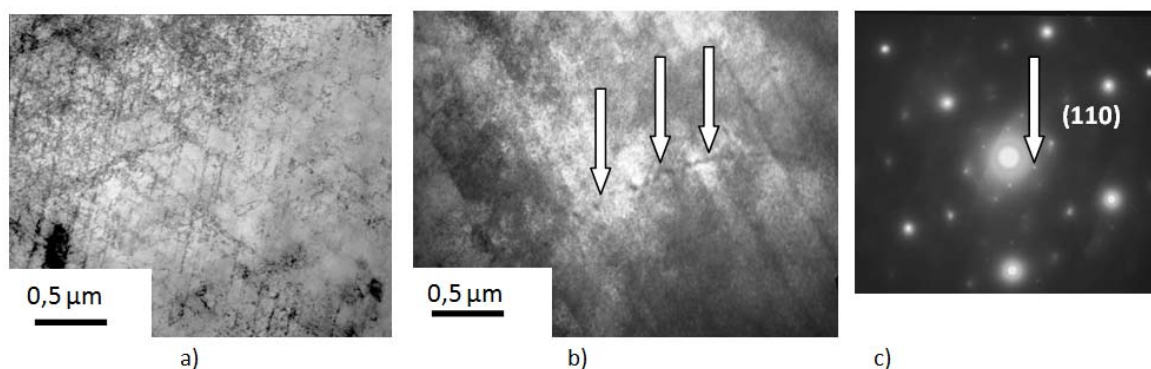


Рис. 6. Дислокационная субструктура (a) и включения второй фазы FeNi (b) (указаны стрелками) в исходном состоянии сплава Inconel 718

Модифицированный добавками композиционного порошка NiAl+0,025 масс.%TiN сплав имеет, как и в случае сплава в исходном состоянии, хаотическую дислокационную структуру при скалярной плотности дислокаций $\rho = 3,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В объеме зерен выявляются включения нитрида титана TiN размером 50...150 nm, которые распределены преимущественно по границам зерен (рис. 7).

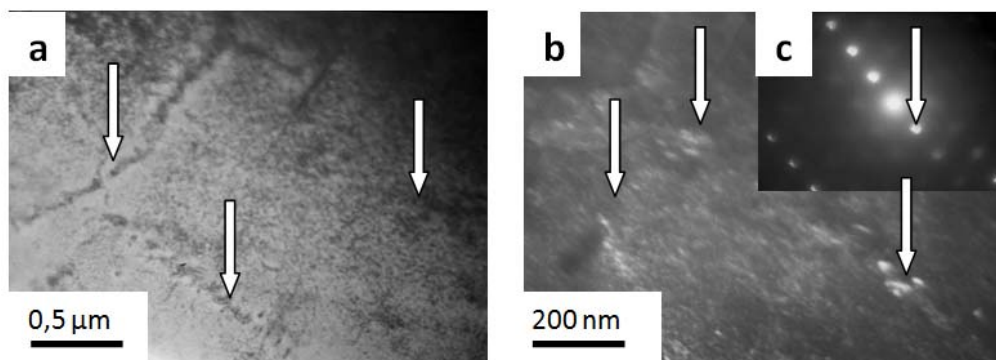


Рис. 7. Включения второй фазы (указаны стрелками); а – светлое поле, б – темное поле, полученное в рефлексах (111)Ni-Cr-Fe+(002)TiN, с – микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле. На (a) и (b) стрелками указаны частицы второй фазы

В случае модификации структуры сплава Inconel 718 композиционным порошком NiAl+0,035 масс.% $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ на границах зерен сплава формируются субмикроструктурные прослойки из частиц $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ (рис. 8). Размеры частиц в прослойках составляют 10...20 nm, размеры скопления частиц в прослойках достигают 50 nm.

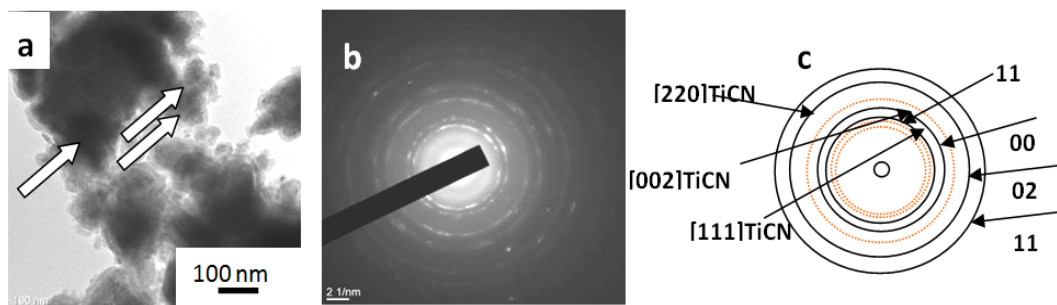


Рис. 8. Субмикроструктурные прослойки по границам зерен модифицированного композиционным порошком NiAl+0,035 масс.% $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ сплава Inconel 718 (на (a) указаны стрелками), состоящие из наночастиц карбонитрида титана $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в – схема расшифровки микроэлектроннограммы (сплошными кольцами указаны рефлексы сплава Inconel 718, пунктирными кольцами – $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$)

Представленные результаты исследования тонкой структуры модифицированного композиционными порошками на основе интерметаллида NiAl, армированных наночастицами нитрида титана TiN и карбонитрида титана $TiC_{0,5}N_{0,5}$ показывают, что модифицирующее влияние нанопорошков тугоплавких соединений на размер зеренной структуры сплава Inconel 718 выражается в образовании в сплаве микрообъемов с субмикроструктурной структурой и субмикроструктурных прослоек на стыках и границах зерен, содержащих наночастицы нитрида и карбонитрида титана. В первом случае проявляется инокулирующее влияние наночастиц тугоплавких соединений на процессы зарождения зеренной структуры сплава (увеличение количества зародышей кристаллизации расплава), а во втором случае наночастицы тугоплавких соединений являются стопорами для движения границ зерен в процессе формирования зеренной структуры сплава. Конечным результатом модифицирующего влияния наночастиц тугоплавких соединений является уменьшение среднего размера зерна и повышение прочностных свойств сплава.

Заключение

1. Применение нанопорошковых модификаторов оказывает существенное влияние на структуру и прочностные свойства сплава Inconel 718: в 1,5-2 раза уменьшается средний размер зёрен, в 1,5 раза увеличивается прочность на разрыв при 650 оС, число циклов до разрушения при 482 оС возрастает в 7 раз.

2. Введение в металлический расплав композиционных порошков с заданным содержанием наночастиц нитрида или карбонитрида титана инициирует несколько независимых процессов, основными из которых являются увеличение количества образующихся центров кристаллизации (зародышей зёренной структуры) и формирование скоплений частиц тугоплавких соединений на границах и стыках образовавшейся зёренной структуры. Увеличение количества зародышей является необходимым условием уменьшения среднего размера зерен, а осаждение частиц тугоплавких соединений на границах образовавшихся зерен замедляет процессы рекристаллизации (предотвращает увеличение размера контактирующих зерен путем их объединения).

Литература.

1. Denzine A.F., Kolakowski T.A. and Wallace J.F. Superalloy-High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. Jone Wiley & Sons.- 1984.- 385 p.
2. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение.- 1998. - 463 с.
3. Сабуров В. П., Черепанов А. Н., Жуков М. Ф. и др. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов.- Новосибирск: Наука.- 1996.- 312 с.
4. Сабуров В. П., Еремин Е. Н., Черепанов А. Н и др. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами.-Омск: изд-во ОмГТУ.- 2002.-212 с.
5. Cao Lamei, Cherepanov A.N., TangXin, Gu Haipeng, Li Ailan, Zhang Yong. Effect of nanopowdered refractory compound on the refinement of solidifying structure and properties of K403 superalloy // RareMetals.-2009.- Vol. 28.Spec. Issue.- P. 1-4.
6. Манолов В., Черепанов А, Лазарова Р., Константинова С. Влияние нанопорошковых инокуляторов на структуру и свойства алюминиевого сплава AlSi7Mg// Литейное производство. - 2011.- № 11.- С.11-14.
7. Cherepanov A., Manolov V., Poluboyarov V. Modification of grey cast iron properties with nanopowders of refractory compounds// Journal of Materials Science and Technology. -2013.-Vol. 20.- No2.- P. 101 – 107.
8. Гаврилин И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов.- Владимир: Владим. гос. ун-т,- 2000.-260 с.
9. Комшуков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В., Фойгт Д.Б., Ганзер Л.А. Исследование модифицирования металла нанопорошковыми инокуляторами в кристаллизаторе машины непрерывного литья заготовок. Теоретическое обоснование// Изв. ВУЗов. Черная металлургия. -2008.- №8.-С.10- 11.

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni₃Al**

В.Е. Овчаренко, д.т.н., профессор

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, тел. (3822) 492771

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: ove45@mail.ru

Введение

Для повышения прочности, износостойкости, жаростойкости и, как следствие, увеличения ресурса работы материалов различного назначения в современном материаловедении применяют различные методы поверхностного упрочнения, в т. ч. нанесение защитных и упрочняющих покрытий. Центральной проблемой для перспективных материалов в машиностроении, инструментальной промышленности, авиа- и судостроении является снижение пластичности и усталостной прочности материалов при применении всех известных методов поверхностного упрочнения. Сказанное в полной мере относится к таким перспективным материалам для современных узлов трения, как сплавы на основе интерметаллического соединения Ni₃Al, которое характеризуется известными базовыми свойствами для работающих в условиях высоких нагрузок и скоростей пар трения - высокой температурой плавления, сравнительно низкой плотностью, высокими значениями жаростойкости и сопротивления коррозии [1-4].

Для решения проблемы стойкости материалов в экстремальных условиях эксплуатации в качестве пар трения потребовалось создание принципиально новых подходов к их упрочнению, основанных на современных представлениях о роли структуры в повышении прочности и износостойкости (демпфирование внешних нагрузок, релаксация концентраторов напряжений, диссипация энергии структурными превращениями и т.п.). К указанным подходам относится формирование в материалах мультимодальных структур, характеризующихся широким масштабным спектром структурно-фазовых состояний материала, в том числе в наноразмерной области многоуровневой структуры. Применительно к интерметаллическому соединению Ni₃Al и сплавам на его основе уникальным методом формирования мультимодальной структуры является интенсивная пластическая деформация продукта высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения в условиях теплового взрыва исходной порошковой смеси никеля с алюминием стехиометрического состава [5]. Пластическая деформация продукта высокотемпературного синтеза, находящегося в квазивязком состоянии, приводит к формированию в интерметаллическом соединении Ni₃Al мультимодальной зеренной структуры, содержащей зерна, состоящие из субзерен субмикронной размерности (мультизерна) [6]. При этом предельная деформация до разрушения и прочность такого интерметаллического соединения может возрастать кратно.

В настоящей работе приведены результаты исследования закономерностей влияния особенностей многоуровневого структурно-фазового состояния интерметаллического соединения Ni₃Al на его трибологические свойства.

Материалы и методики экспериментальных исследований

Исследования были проведены на образцах интерметаллического соединения полученных по различным технологическим схемам: вакуумная плавка с разливкой расплава в изложницу, высокотемпературный синтез в режиме теплового взрыва порошковой смеси исходных элементов под давлением и высокотемпературный синтез в режиме теплового взрыва порошковой смеси исходных элементов под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза. С целью увеличения числа структурных уровней были синтезированы образцы интерметаллического соединения с добавками наночастиц оксида алюминия и нитрида титана. В таблице 1 приведены составы, технологии получения и структурно-фазовые состояния интерметаллического соединения Ni₃Al в литом и синтезированном состояниях, интерметаллических сплавов Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr)-сплава, Ni₃Al+15,0 об.% наночастиц Al₂O₃, Ni₃Al+10,0 об.% наночастиц TiN.

Таблица 1

№	Состав сплава	Технология получения сплава	Структурно-фазовое состояние сплава
1	Ni ₃ Al	Вакуумная плавка с разливкой расплава в изложницу	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 10-15 мкм, 2х уровневая структура (зерно+границы зерен)
2	Ni ₃ Al	Высокотемпературный синтез под давлением (ВСПД)	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 2х уровневая структура (зерно+границы зерен).
		Высокотемпературный синтез под давлением с деформацией продукта синтеза (ВСПД+ПД)	Бимодальная структура, содержит мультимерна, состоящие из микрочастиц размером 0,1 мкм, γ' -фаза, 3х уровневая структура.
3	Ni ₃ Al+15об.% (Ni-Cr)-сплава	ВСПД	Композиционная структура дисперсного строения, состоящая из частиц (зерен) интерметаллида (γ' -фаза) и металлического связующего, 3х уровневая структура.
		ВСПД+ПД	Композиционная структура дисперсного строения, состоящая из частиц (зерен) интерметаллида (γ' -фаза), мультимерна интерметаллида (γ' -фаза) и металлического связующего, 4х уровневая структура.
4	Ni ₃ Al+10,0 об.% наночастиц Al ₂ O ₃	ВСПД	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 3х уровневая структура (зерно, границы зерен, наночастицы оксида алюминия).
		ВСПД+ПД	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 4х уровневая структура (зерно, границы зерен, мультимерна, наночастицы оксида алюминия).
5	Ni ₃ Al+15,0 об.% наночастиц TiN	ВСПД	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 3х уровневая структура (зерно, границы зерен, наночастицы нитрида титана).
		ВСПД+ПД	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 4х уровневая структура (зерно, границы зерен, мультимерна, наночастицы нитрида титана).

Исследования коэффициента трения по поверхности были проведены на трибометре «CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142», CSEM Instruments, Швейцария. В качестве контртела, из-за высокой износостойкости исследуемых интерметаллических материалов был выбран твердый сплав марки ВК. Измерения были проведены по схеме «вращение образца при неподвижном контртеле». Нагрузка на твердосплавной шарик составляла 8 Н, конечное число оборотов образца – 2500. С помощью микрометрической системы «Micromesure System STIL» (Science et Techniques Industrielles de la Lumere. STILS. A, Франция), в непрерывном режиме фиксировали силы трения с последующим пересчетом в абсолютные значения коэффициента трения. С помощью 3D-профилометра MICRO MEASURE 3D station французской фирмы STIL, по окончании процесса резания, были проведены измерения профиля поперечного резания контртелом поверхности интерметаллических образцов с численным определением глубины резания на канавке резания.

Микроструктура исследуемых материалов

На рис. 1 представлена типичная структура интерметаллического соединения Ni₃Al в литом состоянии, состоящая из двухфазной смеси ($\gamma+\gamma'$) – частицы упорядоченной фазы γ' в неупорядоченном твердом растворе на никелевой основе γ .

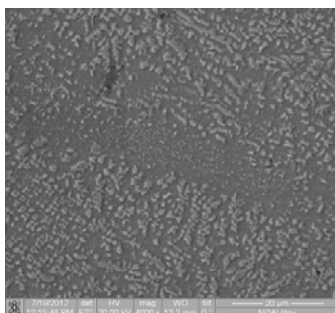


Рис. 1. Микроструктура интерметаллического соединения Ni_3Al в литом состоянии

Микроструктура интерметаллического соединения Ni_3Al , полученного методом высокотемпературного синтеза под давлением в порошковой смеси стехиометрического состава чистых элементов, отличается принципиальным образом – интерметаллид состоит практически полностью из γ' -фазы и имеет поликристаллическую структуру (рис. 2).

Element	k Ratio	Weight %	Weight %	Intensity	Atomic %
Ni Ka	0.19961	87.296	0.320	0.9849	75.950
Al Ka	0.02332	12.704	0.320	0.4186	24.050
Totals		100.00			

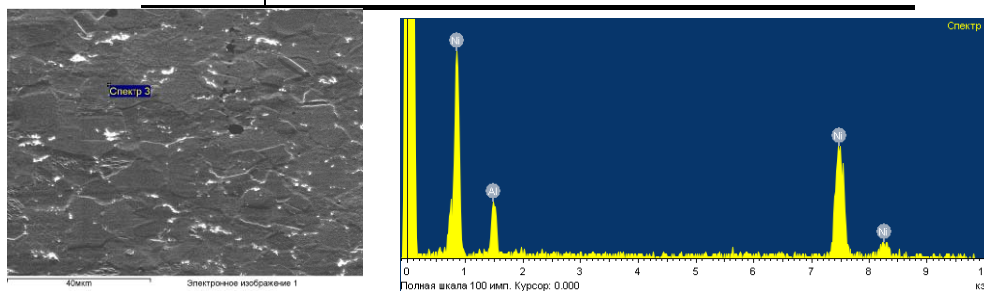


Рис. 2. Микроструктура поверхности и данные элементного состава зерен синтезированного под давлением интерметаллического соединения Ni_3Al : поликристаллическая структура синтезированного интерметаллида, данные локального элементного анализа и таблица численных значений содержания никеля и алюминия в точке элементного анализа

В результате пластической деформации продукта СВС в зеренной структуре интерметаллического соединения образуются мультимеры, состоящие из микрочастиц субмикронной размерности с нанокристаллической структурой в стыках и на границах зерен γ' -фазы (рис.3).

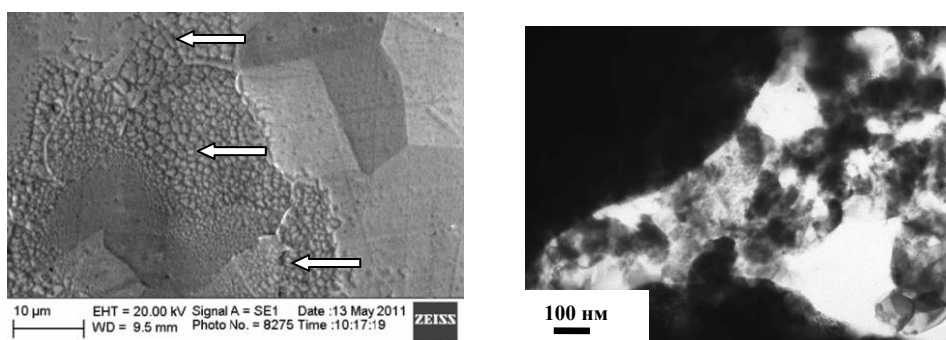


Рис. 3. Морфология мультимеров (указаны стрелками) интерметаллического соединения Ni_3Al , синтезированного с пластической деформацией продукта синтеза и тонкая структура межчастичных прослоек в мультимерах (электронная микроскопия на просвет)

На рис. 4, 5 представлены микроструктуры синтезированного в режиме ВСПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr). Микроструктура состоит из интерметаллического остова с включениями (Ni-Cr)-сплава. Результаты локального элементного анализа включений (Ni-Cr)-сплава (рис. 5) показывают, что включения состоят из никеля, хрома и алюминия (алюминий входит в состав порошка из никельхромового сплава).

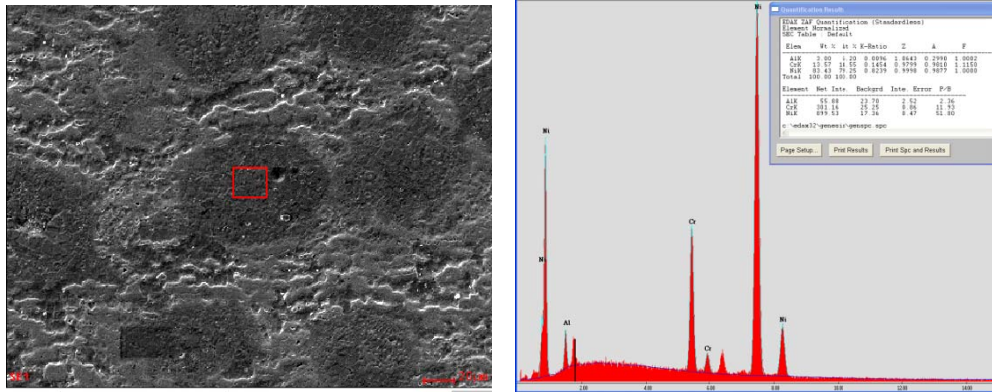


Рис. 4. Микроструктура синтезированного в режиме ВСПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) и данные локального элементного анализа включений из никельхромового сплава

Интерметаллический остов синтезированного сплава состоит из интерметаллида Ni_3Al . Полученные данные позволяют констатировать, что синтезированный в режиме ВСПД интерметаллический сплав $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) является типичным композиционным материалом на основе интерметаллида Ni_3Al с металлической компонентой из (Ni-Cr)-сплава.

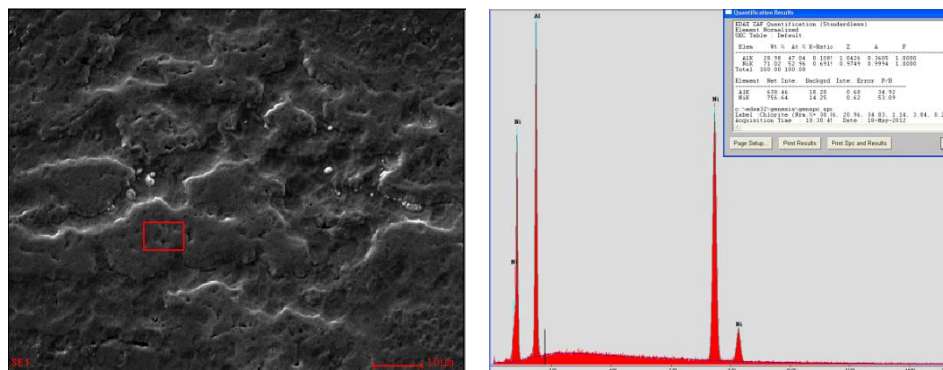


Рис. 5. Микроструктура синтезированного в режиме ВСПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) и данные локального элементного анализа интерметаллического каркаса сплава

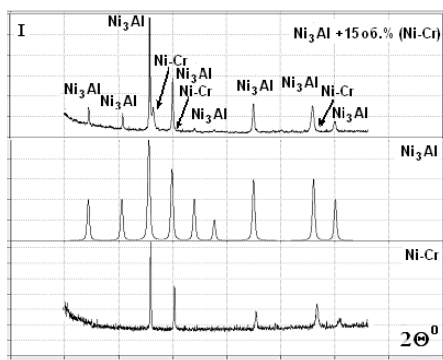


Рис. 6. Рентгенограммы синтезированного с пластической деформацией продукта синтеза сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr), (Ni-Cr)-сплава и интерметаллида Ni_3Al

Высокотемпературный синтез интерметаллического сплава указанного состава с пластической деформацией продукта синтеза (режим ВСПД+ПД) был проведен в цилиндрической пресс-форме при степени деформации продукта синтеза 20%. На рис. 6 представлены рентгенограммы синтезированного в режиме ВСПД+ПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr). Можно констатировать, что фазовый состав синтезированного сплава полностью соответствует фазовому составу его исходных компонентов – интерметаллическому соединению Ni_3Al и (Ni-Cr)-сплав.

Микроструктура синтезированного в режиме ВСПД+ПД сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) представ-

лена зернами интерметаллида Ni_3Al и мультимерами, состоящими из микрочастиц интерметаллида Ni_3Al (300-600 нм) с прослойками (20-70 нм) никельхромового сплава (рис. 7).

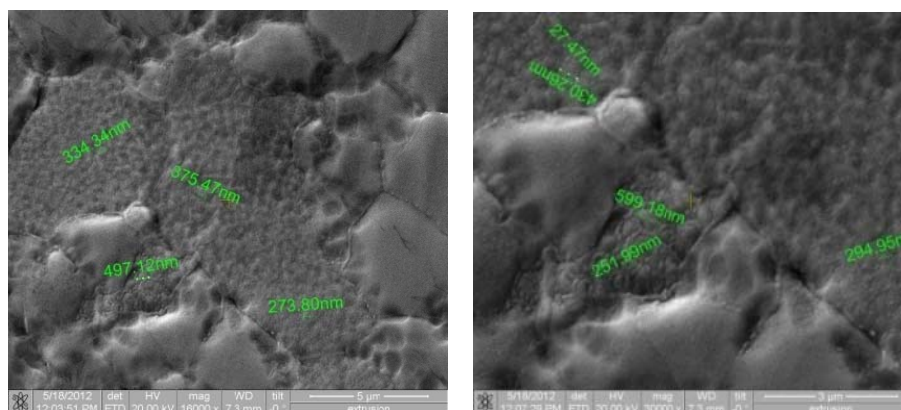


Рис. 7. Мультимера в зеренной структуре синтезированного с пластической деформацией продукта синтеза интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) с указанием размерности микрочастиц в мультимерах и прослоек металлического связующего между ними

Локальный элементный анализ в мультимерах показал, что мультимера состоят из интерметаллида Ni_3Al с незначительным содержанием хрома (никельхромовый сплав в прослойках между отдельными микрочастицами). При переходе к локальному элементному анализу в зернах обычной поликристаллической структуры синтезированного интерметаллида установлено, что зерна состоят из интерметаллида Ni_3Al , при незначительном содержании хрома.

Для армирования интерметаллического соединения Ni_3Al были использованы наноразмерные порошки оксида алюминия Al_2O_3 и нитрида титана TiN , общий вид которых представлен на рис. 8.

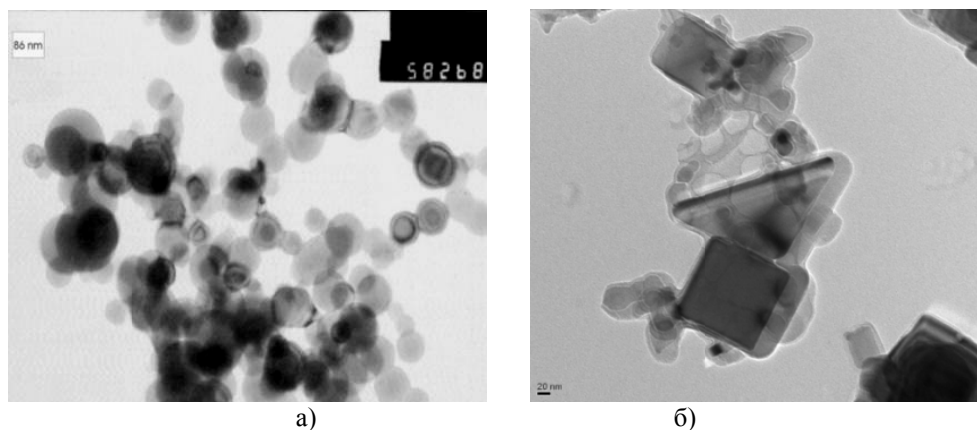


Рис. 8. Общий вид наночастиц оксида алюминия (средний размер 60 нм) (а) и наночастиц нитрида титана TiN (средний размер 70 нм) (б)

Наночастицы оксида алюминия и нитрида титана вводили в исходную порошковую смесь никеля с алюминием стехиометрического состава, которую механически гомогенизировали в состоянии суспензии на основе особочистого ацетона. Синтез интерметаллида осуществляли в порошковой смеси после ее осушивания и дополнительного перемешивания с протиркой через сито с ячейками микрометрового размера.

На рис. 9 представлены микроструктуры синтезированного под давлением компакта на основе интерметаллида Ni_3Al с добавкой порошка TiN после стандартного смешивания в вибросмесителе порошков Ni, Al и TiN (а), после гомогенизации 30 мин. в суспензионном состоянии порошковых смесей на основе высокочистого ацетона (б) и микроструктура остаточных конгломератов из частиц TiN (в).

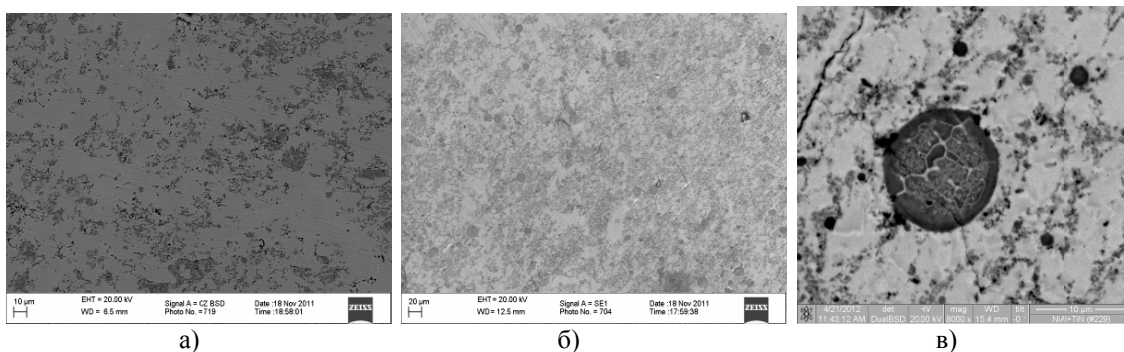


Рис. 9. Микроструктуры синтезированного в режиме ВСПД компакта на основе интерметаллида Ni_3Al с добавкой порошка TiN после стандартного смешивания в вибросмесителе порошков Ni, Al и TiN (а), после гомогенизации 30 мин. в суспензионном состоянии порошковых смесей на основе высокоочищенного ацетона (б) и микроструктура остаточных конгломератов из частиц TiN (в)

Гомогенизация приводит к измельчению конгломератов из порошка TiN и к более равномерному распределению наночастиц TiN в объеме интерметаллической матрицы. Другими словами, гомогенизация порошковых смесей при их подготовке к высокотемпературному синтезу под давлением композиционных компактов на основе интерметаллида является эффективным методом повышения объемного содержания отдельных частиц модифицирующего порошка тугоплавкого соединения в единице объема композиционных частиц на основе интерметаллида. Остаточные конгломераты, как видно из рис. 9 в, состоят из отдельных микрочастиц TiN с монолитной внешней оболочкой.

Пластическая деформация интерметаллического продукта высокотемпературного синтеза, содержащего наночастицы нитрида титана, способствует более равномерному распределению наночастиц нитрида титана в объеме синтезированного интерметаллида, сохраняя при этом остатки конгломератов из наночастиц нитрида титана (рис. 10).

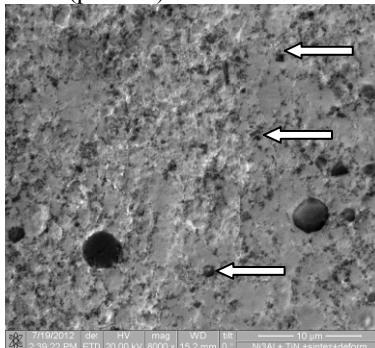


Рис. 10. Микроструктура синтезированного в режиме ВСПД+ПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0\%TiN$. Стрелками показаны отдельные частицы нитрида титана

На рис. 11 представлены численные значения величин коэффициента трения, полученные на интерметаллиде Ni_3Al в литом состоянии, на интерметаллиде Ni_3Al синтезированном в режимах ВСПД и ВСПД+ПД, на сплаве $Ni_3Al+15\% (Ni-Cr)$ и на композициях $Ni_3Al+15 \text{ об.}\% Al_2O_3$ и $Ni_3Al+10 \text{ об.}\% TiN$, синтезированных как в режиме ВСПД, так и в режиме ВСПД+ПД. Сравнительный анализ зависимостей величины коэффициента трения от структурно-фазового состояния показывает, что увеличение числа уровней структурно-фазового состояния при применении ВСПД+ПД режима синтеза, как правило, снижает величину коэффициента трения. Абсолютная величина коэффициента трения минимальна для интерметаллида в литом состоянии, по сравнению с интерметаллидом и сплавами на его основе, полученных методами ВСПД и ВСПД+ПД, и только для композиции $Ni_3Al+15 \text{ об.}\% TiN$, синтезированной в режиме ВСПД+ПД величина коэффициента трения заметно меньше, по сравнению с величиной коэффициента трения для литого интерметаллида (0,352 и 0,433, соответственно).

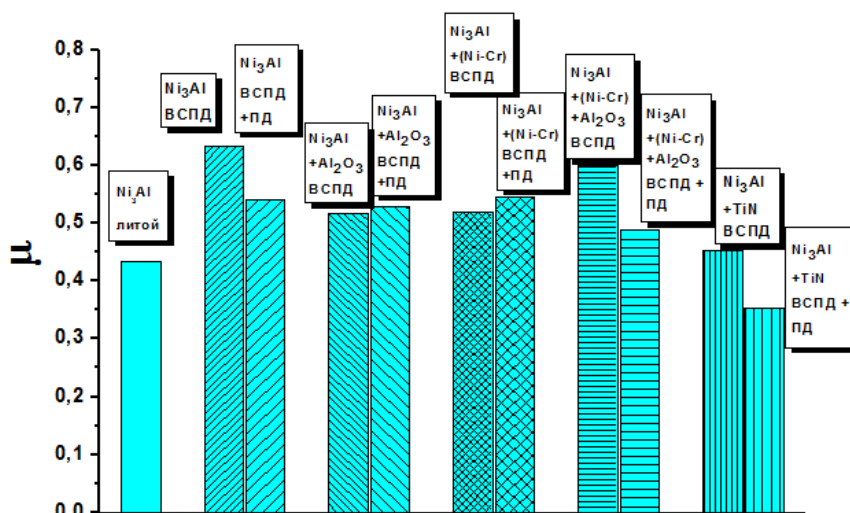


Рис. 11. Величина коэффициента трения для интерметаллического соединения Ni₃Al в литом состоянии, для интерметаллического соединения Ni₃Al, для интерметаллических сплавов Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr) и Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr)+3 об.% Al₂O₃ и для композиций Ni₃Al+10 об.% Al₂O₃ и Ni₃Al+15 об.% TiN в синтезированном в режимах ВСПД и ВСПД+ПД состояниях

Другими словами, образование дополнительных структурно-фазовых состояний при пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза, как правило, снижает величину коэффициента трения. Последнее особенно характерно для интерметаллида и его сплава, содержащих наночастицы Al₂O₃ или TiN.

Сказанное находится в достаточно корректном согласии с данными измерения величины сопротивления резанию поверхности (глубины канавки резания контртелом) в зависимости от структурно-фазового состояния исследуемых образцов интерметаллида и его сплавов (рис. 12).

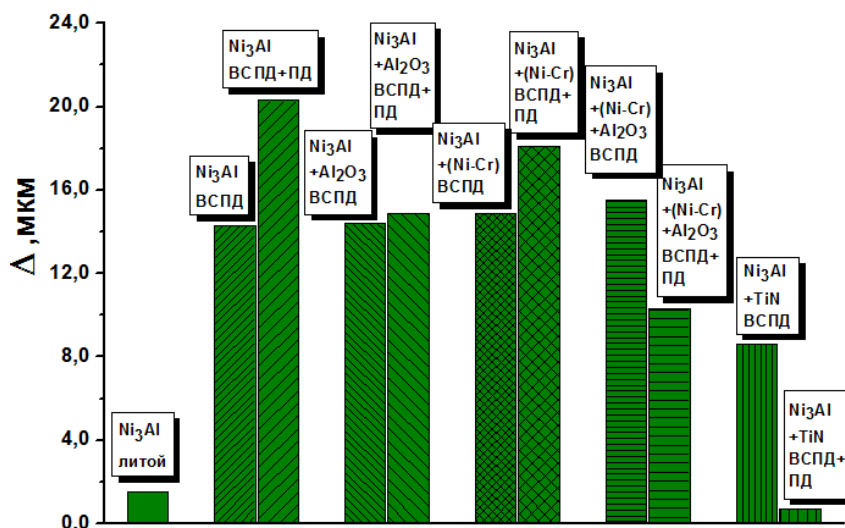


Рис. 12. Величина глубины канавки резания для интерметаллического соединения Ni₃Al в литом состоянии, для интерметаллического соединения Ni₃Al, для интерметаллических сплавов Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr) и Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr)+3 об.% Al₂O₃, для композиций Ni₃Al+10 об.% Al₂O₃ и Ni₃Al+15 об.% TiN в синтезированном в режимах ВСПД и ВСПД+ПД состояниях

При переходе от литого интерметаллида Ni₃Al к синтезированному в режиме ВСПД наблюдается резкое увеличение глубины канавки резания. При этом наложение пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза в случае синтеза интерметаллида Ni₃Al и сплава Ni₃Al+15% (Ni-Cr) приводит к еще большему увеличению глубины канавки резания. Но переход к интерметал-

лическим композициям с наночастицами Al_2O_3 или TiN приводит к уменьшению глубины канавки резания. Особенно значительно уменьшение глубины канавки резания наблюдается в случае интерметаллического сплава Ni_3Al+15 об. % $(Ni-Cr)+10$ об. % Al_2O_3 и композиции Ni_3Al+15 об. % TiN . В последнем случае глубина канавки резания уменьшается до минимального значения – 0,79 мкм (при 1,55 мкм для литого интерметаллида).

Заключение

1. Пластическая деформация продукта в процессе высокотемпературного синтеза сплава на основе интерметаллида Ni_3Al также формирует в синтезированном сплаве мультимерную структуру. Добавление в исходную порошковую смесь исходных элементов наночастиц тугоплавких химических соединений (оксида алюминия Al_2O_3 или нитрида титана TiN) способствует образованию мультимерной структуры в интерметаллическом соединении Ni_3Al , сплаве и композициях с наночастицами тугоплавких химических соединений на его основе.

2. Формирование в интерметаллическом соединении Ni_3Al мультимодальной зеренной структуры снижает величину коэффициента трения по его поверхности. Особенно значительно снижение коэффициента трения происходит при формировании мультимодальной зеренной структуры в процессе пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза в присутствии наночастиц тугоплавких химических соединений (оксида алюминия Al_2O_3 или нитрида титана TiN). Снижение величины коэффициента трения сопровождается значительным повышением сопротивления резанию интерметаллического сплава высокотвердым контртелом – резко уменьшается глубина канавки его резания.

Литература.

1. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением/ Колл. авторов, под научной редакцией Е.Н. Каблова. - М.: Изд. Дом МИСиС.- 2008.-328 с.
2. Stoloff N.S., Liu C.T., Deevi S.C. Emerging application of intermetallics// Intermetallics.-2008.-8.-P.1313-1320.
3. Sikka V.K., Deevi S.C., Viswanathan S., Swindeman R.W., Santella M.L. Advances in processing of Ni_3Al –based intermetallics and applications//Intermetallics.-2000.-8.-P.1329-1337.
4. Pope D.P., Ezz S.S. Mechanical properties of Ni_3Al and nickel-base alloys with high volume fraction of γ' // Int. Met. Rev.- 1984.- V.29, №3.- P.136-167.
5. Ovcharenko V. E. Effect of plastic deformation on microstructure and phase composition of Ni_3Al intermetallic synthesized under pressure//Rare Metals.- 2009.-Vol. 28, Spec. Issue.- P.250-253.
6. Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Боянгин Е.Н. Формирование мультимодальной зеренной структуры и ее влияние на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni_3Al //Деформация и разрушение материалов.- 2012.-№10.-С.12-15.

АНАЛИЗ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ И СИММЕТРИИ ОСИ СЖАТИЯ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ

*Е.А. Алфёрова**, к.ф.-м.н., доцент, *Д.В. Лычагин****, д.ф.-м.-н., профессор, *А.А. Черняков**, студент

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского*

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48,

***Томский государственный университет*

634050, г. Томск, пр. Ленина, 36

E-mail: dvl-tomsk@mail.ru, katerina525@mail.ru

Введение

Единственной областью применения металлических монокристаллов является авиационная промышленность. Из монокристаллических жаропрочных сплавов на основе никеля изготавливают лопатки турбин реактивных двигателей. Основное требование, которое к ним предъявляется – это предсказуемость поведения при нагружении. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов обладают существенной анизотропией свойств. Это необходимо учитывать при расчетах напряженно-деформированного состояния лопаток. Геометрическая форма лопатки очень сложная. Поэтому при производстве деталей из монокристаллов необходимо принять в расчет то, что кристаллографическая ориентация будет изменяться. Следовательно, нужно учесть не только ориентацию детали относительно максимальной приложенной нагрузки, но и кристаллографическую ориентацию ее боковых поверхностей.

Для рассмотрения пластической деформации важным является учет вида и величины тензора напряжений в локальных областях материала. В общем случае он определяется как суперпозиция внешних и внутренних напряжений. Если материал в исходном состоянии не содержит внутренних концентраторов напряжений в виде надрезов, трещин, включений и областей с нерелаксировавшими внутренними напряжениями на границах, стыках зерен и других дефектах кристаллического строения, то можно считать, что уровень локальных напряжений определяется только распределением напряжений, возникающих при приложении внешней нагрузки. Поэтому для анализа пластической деформации совершенного кристалла (монокристалла) необходимо учесть перераспределение напряжений в испытуемом теле при нагрузке, а затем рассмотреть анизотропию кристалла для реализации сдвига с учетом кристаллографии монокристалла. В настоящей работе для решения поставленной задачи было проанализировано влияние вида схемы главных напряжений при деформации сжатием на особенности протекания деформации в локальных областях материала, рассчитано распределение напряжений в образце методом конечных элементов, обсуждены вопросы симметрии поля напряжений в образце с определенной кристаллографической ориентацией оси сжатия.

Расчет напряженно-деформированного состояния методом конечных элементов

Для установления связи распределения напряжений в испытываемом материале и неоднородности развития октаэдрического скольжения был проведен расчет напряженно деформированного состояния методом конечных элементов.

При расчетах в качестве физической модели использовали образец в форме прямоугольного параллелепипеда в предположении однородной сплошной среды (никель высокой чистоты после отжига с низкой плотностью дислокаций). Задавали следующие характеристики материала: модуль Юнга $E=20,9 \cdot 10^4$, МПа, модуль сдвига $G=7,8 \cdot 10^4$, МПа, коэффициент Пуассона $\nu=0,28$.

Математическая модель описывалась с использованием уравнения равновесия (1), геометрического уравнения (уравнения Коши) (2) и определяющего уравнения (3) для линейно-упругой среды.

$$\nabla_j \sigma_{i,j} = 0, \quad (1)$$

где $i, j = 1 \dots 3$.

$$\varepsilon_{i,j} = \frac{1}{2} (\nabla_i U_j + \nabla_j U_i), \quad (2)$$

$$\sigma_{i,j} = \lambda \theta \delta_{i,j} + 2\mu \varepsilon_{i,j} \quad (3)$$

где λ, μ – коэффициенты Ламе, δ – символ Кронекера, θ – утроенная средняя деформация точки.

Для решения системы уравнений задавали граничные условия. Нижний торец образца фиксировали жестко, к верхнему – прикладывали распределенную силу нормального давления. Расчеты проводили без учета силы трения и с учетом. Для второго случая была подготовлена отдельная физическая модель с дискретизацией области приложения нагрузки. Сила трения была направлена от периферии к центру грани.

Задавали следующие граничные условия (рис. 1):

На поверхностях S_2, S_3, S_4, S_5 – $\sigma_{i,j} = 0$.

На поверхность S_1 прикладывали распределенную силу $F = 500$ Н. Для расчетов с учетом силы трения на поверхность S_1 прикладывали дополнительно силу трения:

$$F_{fr.n.} = k \cdot F_n, \quad (4)$$

где k – коэффициент трения, F_n – сила нормального давления на отдельном участке грани.

Расчеты, проведенные методом конечных элементов, показали, что в рассматриваемом типе образцов наблюдается значительное отклонение локальных напряжений от средних значений. Максимальная величина интенсивности напряжений и нормальных напряжений, рассчитанная для образцов без учета силы трения, наблюдается у вершин параллелепипеда (рис. 2). Следующей

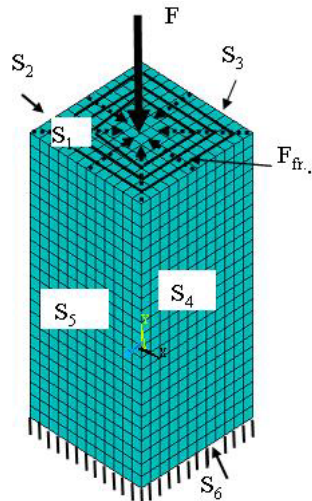


Рис. 1. Граничные условия

по величине область локализации являются его приторцевые ребра (величина напряжений меньше в три...четыре раза), а затем и участки на вертикальных ребрах. Вблизи вершин образцов на вертикальных ребрах возникают области растягивающих напряжений (рис. 2, б), усиливая картину неод-

нородности этих напряжений и определяя места со сложной схемой напряженного состояния. Для никеля величина максимальных сжимающих напряжений (знак «минус») достигает величины 307 МПа, а растягивающих (знак «плюс») – 44 МПа. Интересно, что области растяжения наблюдаются при сжатии уже с малых степеней деформации. Следовательно, можно предположить, что схема распределения главных напряжений при сжатии и наличии торцевого трения сложнее, чем была предложена ранее Губкиным С.И. [1].

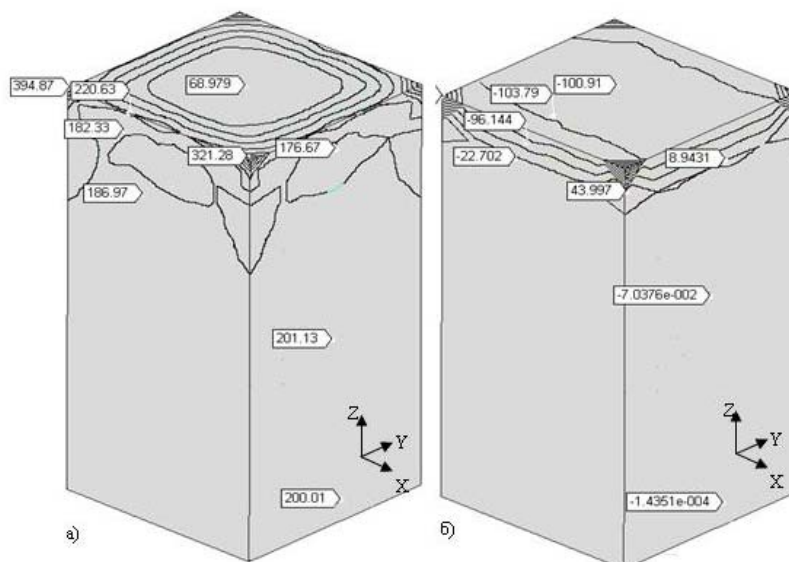


Рис. 2. Распределение интенсивности напряжений (а) и нормальных напряжений (б) на торцевой и боковых поверхностях образцов никеля без учета силы трения на пуансонах, МПа

Учет силы трения усиливает неоднородность напряжений во всем образце. Максимальная величина сжимающих напряжений у никеля составляет 394 МПа, растягивающих – 70 МПа. Усиливается градиент интенсивности напряжений от ребер к центру торцевой грани. Создается область повышенной интенсивности напряжений в центрах боковых граней (рис. 3, а). Трение приводит к тому, что область растягивающих нормальных напряжений заметно увеличивается, при этом образуются дополнительные области растягивающих напряжений у противоположного закрепленного торца образца (рис. 3, б). Сила торцевого трения, не изменяя симметрию распределения напряжений в образце, увеличивает размах вариации величины напряжений и уменьшает расстояние между участками с максимально отличающейся величиной напряжений, т.е. можно говорить о возрастании градиента напряжений.

Таким образом, напряжения распределяются так, что их наибольшая величина наблюдается у вершин образца и приторцевых ребер. В этих областях величина напряжений всегда превышает среднюю по образцу и, в этом смысле, их можно рассматривать как базовые концентраторы напряжений (в особенности, вершины образца).

Данные, изложенные выше, получены для случая изотропного материала. Монокристаллические никелевые сплавы анизотропны и имеют ГЦК решетку. Поэтому проведем анализ изменения симметрии поля напряжений и симметрии сдвига при наложении поля напряжений на образец и затем на ГЦК кристалл с определенной кристаллографической ориентацией. Следует отметить, что ранее в работе Желудева И.С. [2] был проведен анализ симметрии направлений в различных кристаллах в соответствии с принципом суперпозиции симметрий Кюри II. Однако, в указанной работе не учитывалось, что группа симметрии поля значительно понижается при перераспределении поля в образце в зависимости от его формы и при учете влияния силы контактного трения.

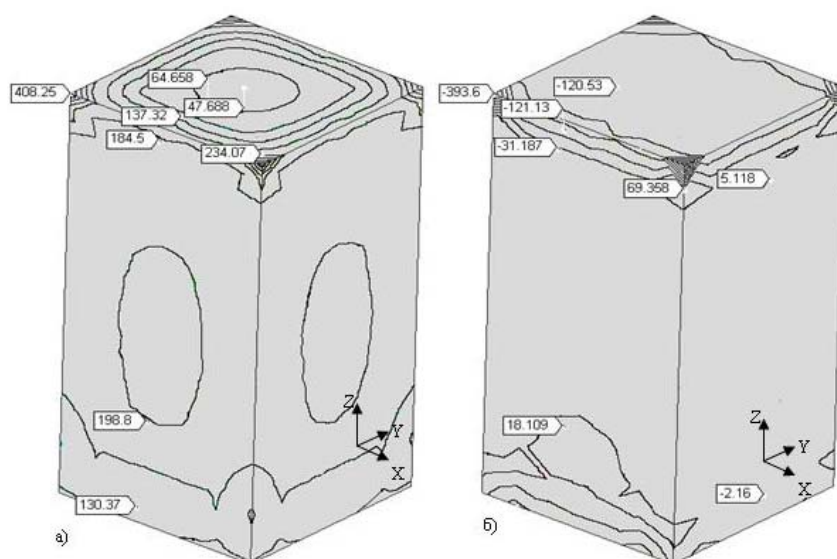


Рис. 3. Распределение интенсивности напряжений (а) и нормальных напряжений (б) на торцевой и боковых поверхностях образцов никеля с учетом силы трения на пуансонах, МПа

На рис. 4 схематически показано изменение симметрии поля напряжений с учетом симметрии формы образца и ГЦК-решетки. При механических испытаниях образец подвергается воздействию одноосного сжатия. Поле напряжений в этом случае графически может быть представлено в виде цилиндра с ориентацией оси вращения вдоль направления сжатия. Симметрия цилиндра соответствует предельной группе $\frac{\infty}{m}$ в семействе групп $\frac{N}{m} - D_{nh}$. Приложение внешней нагрузки к образцу, который имеет форму прямоугольного параллелепипеда (группа $\frac{4}{m}mm$ того же семейства групп), приводит к неоднородному распределению напряжений в образце, начиная с упругой области деформаций. Рассчитанные методом конечных элементов без учета силы торцевого трения интенсивность напряжений и нормальные напряжения представлены, соответственно на рис. 2. Для интенсивности напряжений относительно оси сжатия происходит понижение симметрии поля на торцевой поверхности до группы симметрии образца $\frac{4}{m}mm$ (рис. 2, а). Картина нормальных напряжений на

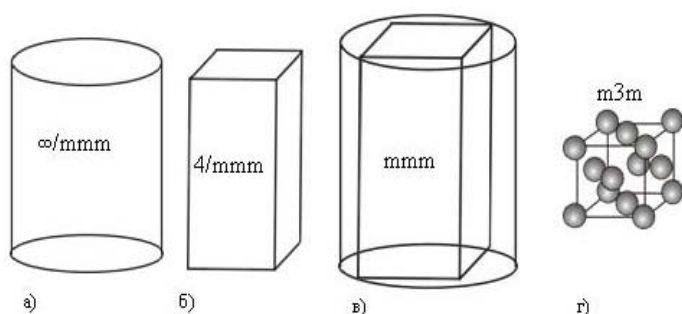


Рис. 4. Изменение симметрии поля напряжений. Внешнее поле напряжений (а), образец (б), поле напряжений в образце (в), ГЦК-решетка (г)

боковых гранях образца свидетельствует о такой же группе симметрии. Однако, учет симметрии поля на торцевой поверхности указывает на его еще более низкую симметрию – mmm (рис. 2, б). Учет силы трения о пуансоны испытательной машины увеличивает неоднородность напряжений в образце. Симметрия интенсивности напряжений (рис. 3, а) и нормальных напряжений (рис. 3, б) относительно оси сжатия сохраняются (группа $\frac{4}{m}mm$ и mmm , соответственно).

Таким образом, при приложении внешней нагрузки к образцу в форме прямоугольного параллелепипеда с квадратным поперечным сечением происходит перераспределение напряжений, приводящее к понижению симметрии

исходного поля с группы $\frac{\infty}{m}$ до группы $\frac{4}{m}mm$ для интенсивности напряжений и до mmm для нормальных напряжений.

Проведем наложение кристаллографической схемы монокристалла с осью сжатия $[001]$ и боковыми гранями (110) при действии сдвига от верхнего и нижнего пуансонов (рис. 5, а, б) и схемы распределения напряжений (рис. 5, в). При этом используем известный принцип Неймана и Кюри – при наложении друг на друга двух явлений или явления и окружающей его среды сохраняются лишь те элементы симметрии, которые являются общими для обоих. Следовательно, симметрия любого направления находится как суперпозиция элементов симметрии кристалла и цилиндра, ориентированного по тому направлению, симметрия которого отыскивается. В этом случае получаем, что при данной кристаллографической ориентации должны работать четыре линейных базовых концентратора напряжений, расположенных симметрично (рис. 5, г).

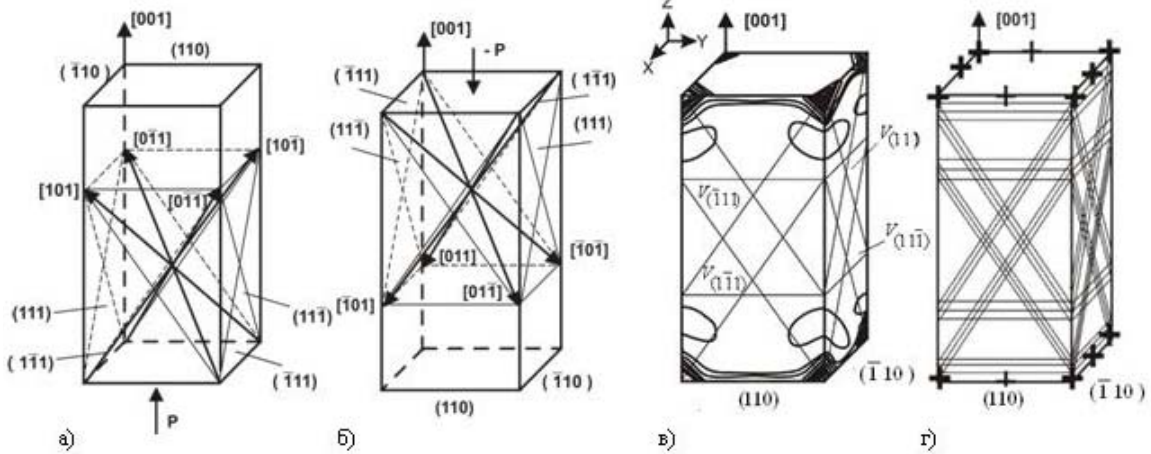


Рис. 5. Кристаллографическая схема (а-б), схемы наложения внешнего поля на образец (в), расположения базовых концентраторов напряжений (г)

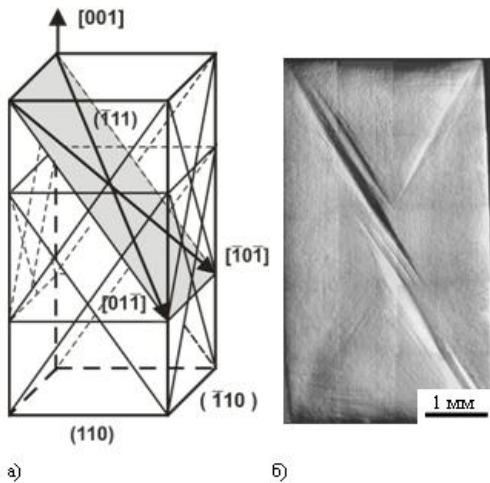


Рис. 6. Схема действия базового концентратора напряжений (а) и картина деформационного рельефа (б)

Эксперименты показали, что при деформации наиболее активно работают только два или три (рис. 6, а). При этом формируется несимметричная картина деформационного рельефа, показанная на рис. 6, б. Характерным структурным элементом деформационного рельефа для данной ориентации являются следы сдвига. Наблюдается фрагментация монокристалла, с образованием деформационных доменов. Дополнительным условием, требующим понижение симметрии в локальных объемах монокристалла, является условие сдвига одновременно по одной или двум системам скольжения в макропачке плоскостей октаэдрического сдвига. Это приводит к тому, что кристалл, стремясь наиболее рационально реализовать изменение формы при сохранении симметрии распределения поля напряжений в образце, разбивается на домены сдвига, симметрия которых уже не соответствует симметрии образца, а должна понижаться до симметрии плоскости скольжения. Монокристалл представляет собой полидоменное образование, симметрия которого в целом может соответствовать более высокой группе псевдосимметрии образца с более низкой симметрией отдельного домена.

Таким образом, фрагментация ГЦК-монокристаллов с симметричной ориентацией оси нагружения есть способ реализации низкосимметричной деформации по системам параллельных плоскостей скольжения или путем организации деформации по системам мезо- и макрополос деформации с сохранением высокосимметричной деформации монокристалла в целом.

Аналогичный анализ симметрии сдвига для других кристаллографических ориентаций показал еще большее снижение симметрии. Полученные данные сведены в таблице.

Следует отметить, что в данном случае рассматривалась только схема сдвига, где деформация реализуется скольжением по плотноупакованным октаэдрическим плоскостям. Это характерно, например, для монокристаллов никеля и алюминия. Неоднородность деформации в этих монокристаллах была исследована авторами ранее [3-6]. Полученные авторами численные значения локальной деформации позволили установить, что наибольшая неоднородность деформации наблюдается у базовых концентраторов напряжений, в местах стыка деформационных доменов и в приторцевой области. Сопоставление данных настоящей работы с экспериментальными данными по распределению неоднородности деформации показало их согласованность.

Таким образом, предложенная в работе методика позволяет учесть кристаллографическую анизотропию монокристалла с любой ориентацией оси сжатия и боковых граней, при изучении характера распределений поля напряжений в образце.

Таблица

		Симметрия направлений в ГЦК кристаллах						
Симметрия	Кристаллический класс	Индекс направления						
		[001]	[111]	[110]	[hk0]	[hkk]	[hhl]	[hkl]
поля	$m\bar{3}m$	$\frac{4}{m}mm$	$\bar{3}m$	mmm	$\bar{1}m$	$\bar{1}m$	$\bar{1}m$	$\bar{1}$
$\frac{\infty}{m}$		$\frac{4}{m}mm$	mmm	mmm	$\bar{1}m$	$\bar{1}m$	$\bar{1}m$	$\bar{1}$
образца	$m\bar{3}m$	$\frac{4}{m}mm$	mmm	mmm	$\bar{1}m$	$\bar{1}m$	$\bar{1}m$	$\bar{1}$
$\frac{4}{m}$		$\frac{4}{m}mm$	$3mm/m$	$u\ 1$	l	l	l	l

В результате сопоставления симметрии поля напряжений в образце, кристаллографической ориентации оси сжатия монокристалла и развития деформации в образце выявлено, что фрагментация при пластической деформации определяет возможность протекания низкосимметричной сдвиговой деформации при сохранении более высокой псевдосимметрии монокристалла. При этом различие в величине локальной деформации в соседних областях монокристалла зависит от размера и степени несовпадения симметрии картины распределения напряжений, формы образца и кристаллографической симметрии систем структурных элементов деформационного рельефа.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы развития ВИУ ТГУ Министерства образования и науки РФ и гранта РФФИ №13-02-98034 р_сибирь_а.

Литература.

1. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов: в 2 т. / С.И. Губкин. – М.: Metallurgizdat, 1961. – Т.1. – 376 с
2. Желудев И.С. // Кристаллография. – 1971. – т. 16. – вып. 2. – С. 273-278.
3. Lychagin D.V., Alfuyorova E.A., Starenchenko V.A. Effect of crystallographic states on the development of macrobands and deformation inhomogeneity in [111] nickel single crystals, Physical Mesomechanics, vol. 14 (1-2), pp. 66-78, 2011.
4. Lychagin D.V., Teplyakova L.A. The primary macrofragmentation of shear in compressed aluminum single crystals Technical Physics Letters, vol. 29 (6), pp. 516-518, 2003.
5. Lychagin D.V., Starenchenko V.A., Solov'eva Yu.U. Classification and scale hierarchy of structural elements of FCC single crystal deformation Physical Mesomechanics vol. 8 (6), pp. 67-77, 2005.
6. Lychagin D.V. Distribution of deformation on at the surface of FCC metals at Compression, Izvestiya Akademii Nauk. Ser. Fizicheskaya, vol. 68 (10), pp. 1472-1476, 2004.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНЫХ И НАДЕЖНОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЭКВИВАЛЕНТНЫХ УЧАСТКОВ НА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ ПАЛ

Ф.Г. Амиров

Азербайджанский технический университет

E-mail: fariz.67@mail.ru

Для анализа относительного выигрыша надежности ПАЛ с накопителем заделов по сравнению с линией без накопителей [1, 2, 3, 4, 5] будем пользоваться понятием выигрыша по коэффициенту простоя системы - $G(z)$, который представляет собой отношение коэффициента простоя ПАЛ без накопителей к коэффициенту простоя той же линии, разделенной на участки промежуточным накопителем заделов:

$$G(z) = (1 - \eta_n(0)) / (1 - \eta_n(z)) \quad (1)$$

где: $\eta_n(0)$ - коэффициент готовности ПАЛ без накопителей;

$\eta_n(z)$ - коэффициент готовности ПАЛ, разделенной на участки накопителями вместимостью z .

Рассмотрим анализ результатов моделирования для частных случаев ПАЛ с равными номинальными производительностями участков.

В решениях для задач уровень заполнения накопителя и длительность такта примем, что $z_m \tau = 0$. В этом случае ПАЛ с накопителем будет работать как жестко заблокированная линия, что подтверждается получаемыми для коэффициента готовности линии зависимостями:

$$\eta_n(0) = 1 / (1 + \lambda_1/\mu_1 + \lambda_2/\mu_2) \quad (2)$$

В случае, когда вместимость накопителя стремится к бесконечности ($z_m \tau \rightarrow \infty$) для коэффициента готовности двухучастковой линии получаем следующую зависимость:

$$\eta_n(\infty) = \left[1 + \frac{\frac{\lambda_1 + \lambda_2(1+b) + \lambda_3}{a(\mu_1 + \mu_2)} + \frac{b\lambda_2 + \lambda_3}{a(\mu_1 + \mu_2)} + \frac{q(\lambda_1 + \lambda_2) + 1}{\lambda_1 \mu_2} + \frac{1}{a}}{\frac{aq + \lambda_1(1+b) + \mu_1 + \mu_2 + b\mu_3}{a\lambda_1} + \frac{\mu_1 + \mu_2 + b\mu_3}{a(\lambda_1 + \lambda_2)}} \right]^{-1} \quad (3)$$

Зависимости (2) и (3) позволяют определить максимальное значение функции выигрыша $G(z)$. Следует отметить, что максимальное значение $G(z)$, достигается при сравнительно небольших $z_m \tau$.

На рис. 1 приведены результаты моделирования коэффициента готовности для различных структурных компоновок ПАЛ при изменении коэффициента готовности участков и вместимости межучастковых накопителей.

Анализ приведенных данных позволяет сделать вывод: децентрализация за счет увеличения количества участков при увеличении числа накопителей и увеличение незавершенного производства за счет увеличения вместимости накопителей обеспечивает увеличение значения коэффициента готовности всей системы в целом. Например, анализ графиков 5 и 6 для 3-х участковых ПАЛ (рис.1) показывает, что увеличение вместимости накопителей с 4 – х минут работы последующего участка до 11 минут равносильно повышению коэффициента готовности участков с 0,75 до 0,80, а сравнение графиков 9 и 10 для 4-х участковых ПАЛ показывает, что такой же эффект получается при увеличении вместимости накопителей с 4-х минут до 9-ти минут работы последующих участков равносильно повышению коэффициента готовности участков с 0,75 до 0,80.

Из анализа графиков 6 и 7 следует, что при увеличении вместимости накопителей трехучастковой ПАЛ с коэффициентами готовности участков 0,80 с 4-х мин. до 13,5 мин. равносильно повышению коэффициента готовности участков с 0,80 до 0,85. Или же анализ графиков 11 и 12 показывает, что при увеличении вместимости накопителей с 4-х мин. до 15 мин. при коэффициенте готовности 0,85, равносильно повышению коэффициента готовности участков при вместимости накопителей 4 мин. с 0,85 до 0,90.

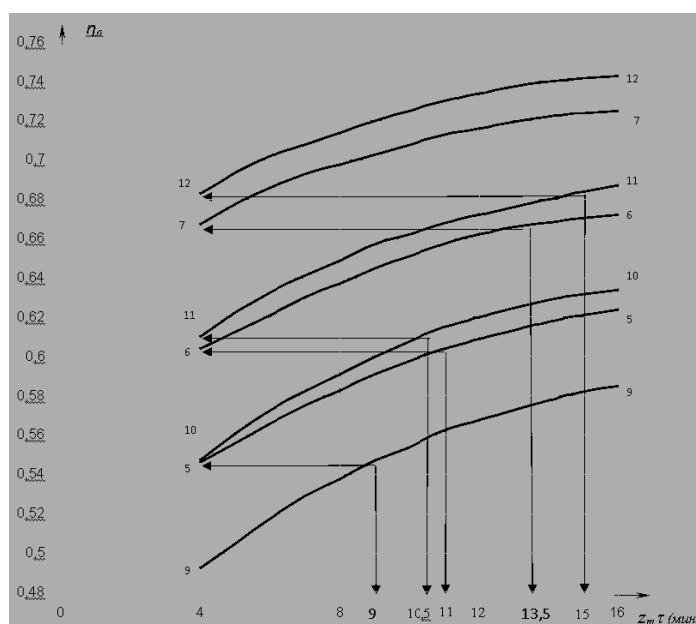


Рис. 1. Зависимость коэффициента готовности ПАЛ от вместимости накопителей по таблице 1

Учитывая то обстоятельство, что повышение готовности участков более капиталоемкое мероприятие, а увеличение вместимости накопителей увеличивает объем незавершенного производства при принятии проектных решений необходимо провести более дифференцированный анализ необходимых затрат.

Анализ результатов исследований показывает, что максимальный выигрыш от увеличения вместимости накопителя достигается при равенстве проектных производительностей участков. Сравнение кривых 1...5 и 2...6 рис.2 позволяет анализировать влияние избыточной производительности одного из участков на коэффициент готовности ПАЛ. Сравнение этих кривых также подтверждает положение об эффективности использования накопителей. Для кривой 1 проектная производительность первого участка меньше проектной производительности второго участка на- 13,5%, а выигрыш по коэффициенту готовности составляет 6%.

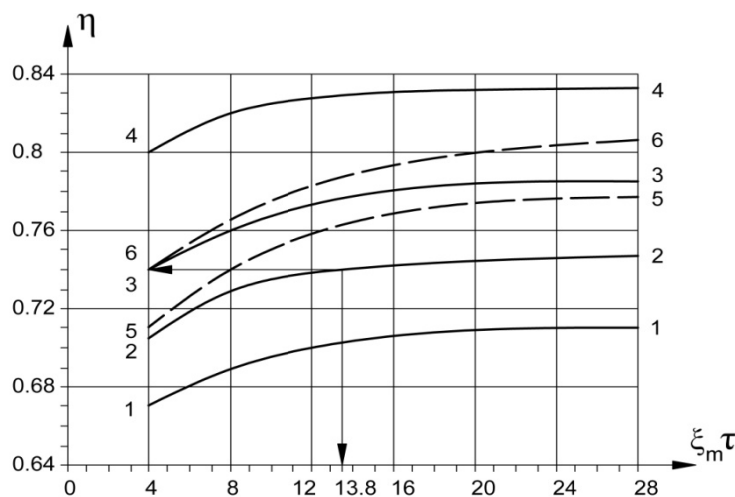


Рис. 2. Зависимость коэффициента готовности АЛ с (-q-) накопителем от их вместимости:
 для $\alpha = 1,05$; для $\alpha = 1,25$

Выигрыш от встраивания накопителя увеличивается при уменьшении разности проектных производительностей участков. С другой стороны из данных следует, что при одних и тех же параметрах надежности элементов ПАЛ с увеличением вместимости накопителя рост избыточной номи-

нальной производительности одного из участков в меньшей степени влияет на коэффициент готовности системы.

Из графиков, показанных на рис.1 и 2 следует, что повышение производительности ПАЛ достигается различными путями:

- увеличением вместимости накопителей;
- повышением надежности одного из участков и увеличением вместимости накопителя;
- увеличением разности номинальных производительностей участков.

Графики рис.2 показывают, что один и тот же уровень надежности $\eta_n=0,74$ ПАЛ может быть достигнут следующими вариантами проектных решений:

1. $\eta_1=0,75, \eta_2=0,85, \eta_3=0,98, \alpha=1,05$ и $z_m\tau=14$ мин.
2. $\eta_1=0,70, \eta_2=0,85, \eta_3=0,98, \alpha=1,25$ и $z_m\tau=8$ мин.
3. $\eta_1=0,80, \eta_2=0,85, \eta_3=0,98, \alpha=1,05$ и $z_m\tau=4$ мин.
4. $\eta_1=0,75, \eta_2=0,85, \eta_3=0,98, \alpha=1,25$ и $z_m\tau=4$ мин.

Это свидетельствует о том, что при проектировании ПАЛ необходимо перебирать большое количество вариантов.

Сравнение графиков 2 и 6 показывает, что при фиксированных параметрах $\eta_1=0,75$ и $\eta_2=0,85$ увеличение избыточной производительности первого участка на 20% ($\alpha=1,25$) по влиянию на производительность ПАЛ равнозначно росту вместимости накопителя с $z_m\tau=4$ мин до $z_m\tau=14$ мин.

Проведенные расчеты по полученным аналитическим решениям проектной производительности двухучастковой ПАЛ с транзитным накопителем с различными способами приема и выдачи заготовок при его отказе (-q-; -q+; +q-) приведены на рис. 3, 4 и 5 приведены графики этих зависимостей.

Сравнение графиков на рис. 3, 4 и 5 подтверждают, что уменьшение разности проектных производительностей участков увеличивает эффективность накопителей.

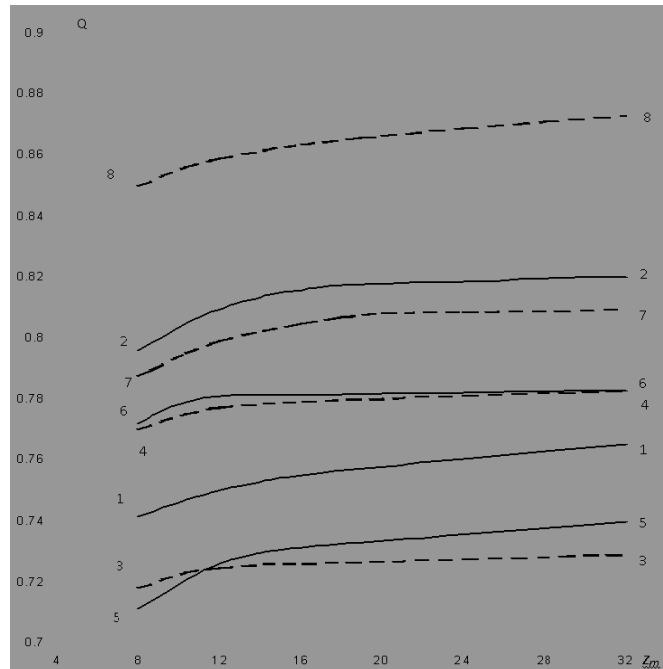


Рис. 3. Зависимость проектной производительности 2-х участковой ПАЛ от вместимости накопителя с условием его работы при отказе: не принимать и не выдавать (-q-) (для $\alpha=1,05/1$ и $\alpha=1/1,25$)

Выигрыш в коэффициенте готовности в этом случае объясняется тем, что плотность вероятности заполнения накопителя при увеличении $z\tau$ уменьшается по экспоненциальному закону. Следовательно, наиболее вероятные значения запаса деталей в накопителе находится в области малых величин, что позволяет снизить влияние отказов второго участка на первый участок. Этот факт для накопителей (+q-) создает возможность при отказе накопителя первому участку создавать больше запаса, что в свою очередь снижает потери второго участка при отказе первого.

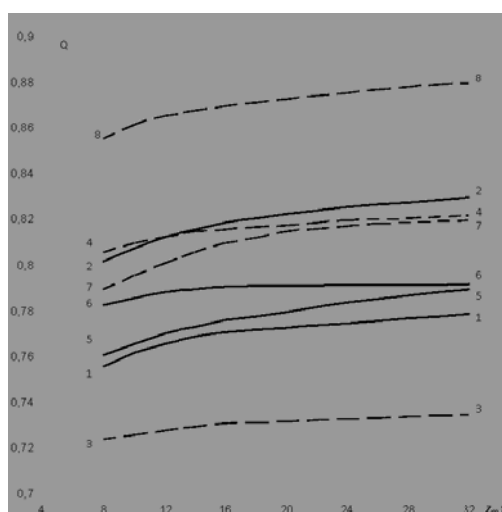


Рис. 4. Зависимость проектной производительности 2-х участковой ПАЛ от вместимости накопителя с условием его работы при отказе: не принимать но выдавать (-q+) (для $\alpha = 1,05/1$ и $\alpha = 1/1,25$)

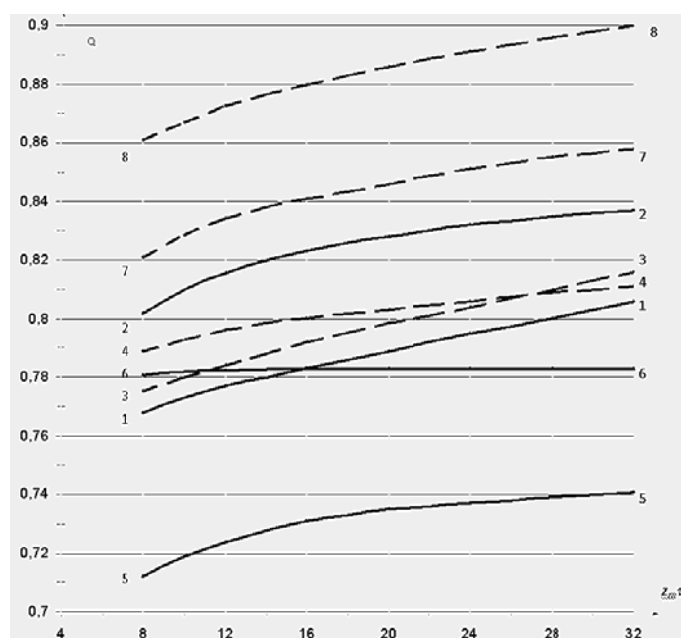


Рис. 5. Зависимость проектной производительности 2-х участковой ПАЛ от вместимости накопителя с условием его работы при отказе: принимать но не выдавать (+q-) (для $\alpha = 1,05/1$ и $\alpha = 1/1,25$)

В том случае, когда проектная производительность второго участка меньше, чем среди производительность первого участка, более эффективным оказывается использование накопителя типа (-q+), который при отказе не принимает заготовки с предыдущего участка, но выдает заготовки на последующий участок.

На рис.6 представлена зависимость коэффициента готовности ПАЛ от вместимости накопителя, надежности накопителя и общего устройства ПР. Кривые показывают, что уменьшение коэффициента готовности накопителя до 0,85 незначительно снижает коэффициент готовности линии. Снижение же надежности промышленного робота оказывает существенное влияние на величину коэффициента готовности и действительной производительности ПАЛ.

Для оценки эффективности применения накопителей в ПАЛ с использованием ПР были рассчитаны значения коэффициента готовности ПАЛ для различных вариантов, которые приведены на рис. 6.

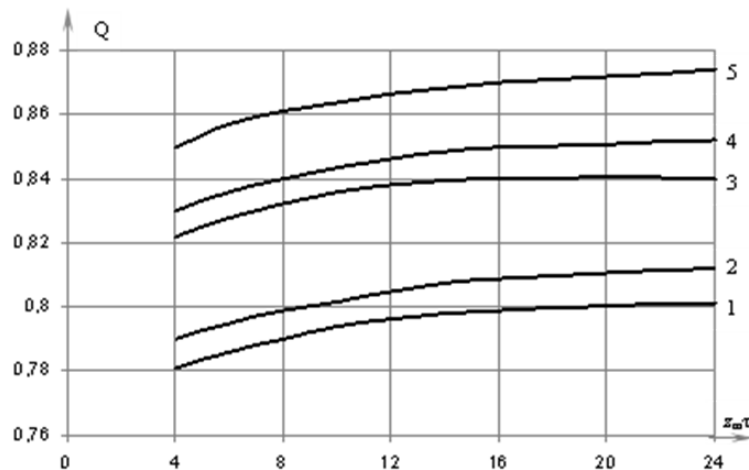


Рис. 6. Зависимость коэффициента готовности ПАЛ от надежности промышленного робота и вместимости накопителя заготовок

Из графиков рис. 6 видно, что несмотря на снижение коэффициента готовности ПР с 0,98 до 0,95 коэффициент готовности линии с увеличением вместимости накопителя увеличивается. Снижение же коэффициента готовности промышленного робота до 0,90 может привести к ситуации, когда коэффициент готовности линии с накопителем окажется меньше, чем коэффициент готовности ПАЛ без накопителя.

Таким образом, полученные решения позволяют оценить целесообразность использования накопителя заделов в ПАЛ с промышленными роботами.

Анализ графиков показывает, что в многопоточных структурах увеличение средней производительности одного из участков ПАЛ, вызывает такой же результат как и накопитель в однопоточной структуре. Например, в двухучастковой двухпоточной структуре увеличение проектной производительности первого участка на 15% вызывает прирост производительности на 5% при коэффициенте готовности всех потоков 0,75 (графики 1, 2, 3 и 4). В каждом участке этот эффект усиливается, особенно при низких коэффициентах готовности участков.

Приведены зависимости коэффициента готовности роботизированных ячеек без накопителя. Анализ этих результатов показывает, что постоянство такта выпуска в различных состояниях системы и надежность промышленного робота в такой же степени влияет на коэффициент готовности ячейки как и надежность технологического оборудования, поэтому к вспомогательному оборудованию при автоматизации должны быть предъявлены более высокие требования по надежности.

Вывод: На основе анализа полученных решений для производительности многопоточных структур ПАЛ установлено, что увеличение проектной производительности одного из участков ПАЛ вызывает такой же эффект, как и накопитель в однопоточной структуре. Например, в двухпоточной двухучастковой структуре увеличение проектной производительности первого участка на 15% вызывает прирост производительности системы на 5% при коэффициенте готовности всех элементов 0,75.

Литература.

1. Волчкевич Л.И. Выбор экономически оптимальной структуры автоматических линий. М.: «Механизация и автоматизация производства», №11, 1965, с. 17-21
2. Ястребенцкий М.А., Иванова Г.М. Надежность автоматизированных систем управления технологическими процессами. М.: 1989, 264 с.
3. Султанзаде Н.М. Загидулин Р.Р. «Повышение производительности ГПС путем оптимизации расписаний», М., Стип. №12, 1996, с.9-13
4. Черпаков Б.И. Эксплуатация автоматических линий. М.: «Машиностроение», 1978, 248с
5. Амиров Ф.Г. «Структурные компоновки ПАЛ для деталей типа тел вращения», Вестник машиностроения №3, Москва, 2012, с. 85-86.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ЭЛЕМЕНТОВ
КАБЕЛЯ ТЕХНИЧЕСКИХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ В ЗОНЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

*С.А. Баранникова***, д.ф.-м.н., проф., Г.В. Шляхова****, к.т.н., доц., Л.Б. Зувев***, д.ф.-м.н., проф.*

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический 2/4, тел. 8 (3822) 286 923*

***Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск*

****Северский технологический институт – филиал НИЯУ МИФИ*

636036, Томская область, г. Северск, пр. Коммунистический, 65

E-mail: shgv@ispms.tsc.ru

Введение. Практика использования сверхпроводников позволяет решить ряд важных технических проблем в тех областях техники, где применение традиционных электротехнических материалов экономически нецелесообразно или принципиально невозможно [1]. Среди различных сверхпроводящих материалов [2-4] сплав Nb-Ti, используемый для изготовления токонесущих элементов в магнитной системе Международного термоядерного экспериментального реактора (ИТЭР), занимает особое положение. Конструкция сверхпроводящего кабеля состоит из нескольких тысяч сверхпроводящих жил диаметром 2...5 мкм, фиксируемых медной матрицей [2]. К таким кабелям предъявляются высокие требования, наиболее важными из которых являются величина и стабильность критических параметров, стабильность токовых характеристик, безобрывность сверхпроводящих волокон (жил), их структурная однородность по длине провода и малые отклонения от геометрических размеров поперечного сечения [5-7].

При производстве проводников из сверхпроводящего сплава Nb-Ti наиболее ответственным этапом является холодное волочение [8-9], в ходе которого исходная композиционная заготовка деформируется от $\varnothing 60 \dots 70$ мм до $\varnothing 0,1 \dots 1,0$ мм. На этом этапе необходимо обеспечить безобрывность процесса и заданную плотность микродефектов в сверхпроводнике, контролирующую образование центров пиннинга (закрепления магнитных вихрей Абрикосова в сверхпроводниках II-го рода). Настоящая работа направлена на анализ влияния холодной деформации волочением на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb-Ti.

Материалы и методика эксперимента. Деформационная структура и субструктура многожильного кабеля со сверхпроводящими жилами из сплава Nb-47,5 мас.%Ti (63,7 ат.%Ti) исследовалась на промежуточной стадии волочения при переходе $\varnothing 1,3 \rightarrow \varnothing 1,2$ мм. Для анализа состава и структуры композитного многожильного провода использовались несколько методик, обеспечивающих необходимое пространственное разрешение: оптическая микроскопия (Neophot-21 и Olympus GX 71), растровая электронная микроскопия (Philips SEM 515) и атомно-силовая микроскопия (Solver PH47-PRO) с использованием контактного метода. Распределение элементов в зоне границы жилы из сплава Nb-Ti с медной матрицей определялось методом растровой электронной микроскопии на растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3D с использованием детекторов вторичных и обратнорассеянных электронов.

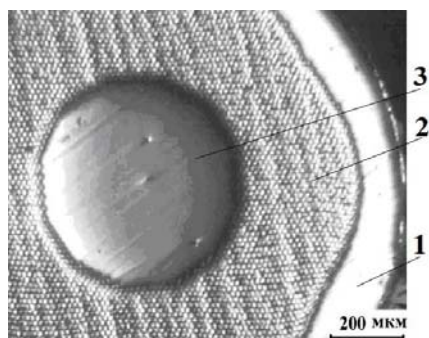


Рис. 1. Поперечное сечение кабеля технических сверхпроводников Nb-Ti на промежуточной стадии волочения при переходе $\varnothing 1,3 \rightarrow \varnothing 1,2$ мм: 1 – медная оболочка, 2 – волокна Nb-Ti; 3 – медный сердечник

и 11 мкм соответственно вследствие деформации волочения.

Результаты исследований и их обсуждение.

Многожильный сверхпроводящий кабель на основе сплава Nb-Ti представляет собой трехслойную конструкцию, в которой между медными сердечником и внешней оболочкой располагается промежуточный слой из волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице (композит) (рис. 1). Такой композит может также содержать резистивные или диффузионные барьеры, стабилизирующие оболочки, и прочные армирующие элементы [1, 2]. Металлографические исследования поперечных сечений проводников показали, что в промежуточном слое на границе с медным сердечником проводника жилы Nb-Ti имеют округлую форму со средним диаметром ~ 10 мкм. В промежуточном слое на границе с медной оболочкой все Nb-Ti волокна приобретают ромбическую форму с диагоналями ~ 13

Для более точного выявления рельефа поперечных сечений элементов кабеля использовали атомно-силовую микроскопию с применением контактного метода в режиме “постоянной силы” [10]. В результате сканирования вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице, выявлен диффузионный Nb барьер, который отчетливо проявляется в виде выступов рельефа в зоне сопряжения жилы с матрицей (рис. 2 а). На профилограмме, построенной методом секущих, ниобиевый барьер выявляется по высокоамплитудным максимумам шириной до 250...260 нм, разделенных низкоамплитудными линиями рельефа для волокон Nb-Ti и медной матрицы (рис. 2 б). На фоне гладкого рельефа волокон Nb-Ti и медной матрицы выявляется высокоамплитудный ниобиевый барьер (рис. 2 в).

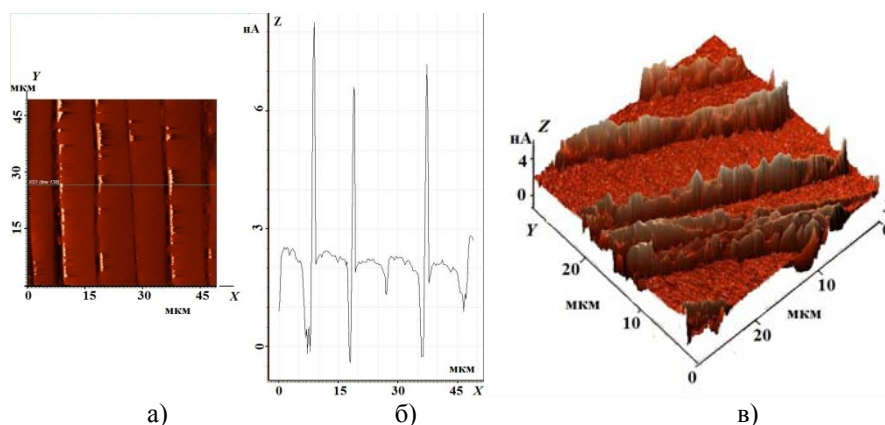


Рис. 2. Ниобиевый барьер вокруг волокон в матрице проводника в продольном сечении в исходном состоянии без шлифования в бездефектной области (а); профилограмма этого участка (б); 3D изображение (в)

В результате интенсивной пластической деформации медь в сердечнике приобретает субмикроструктурную структуру со средним размером зерен ~ 800 нм. В такой структуре чередуются одиночные зерна и их конгломераты, насчитывающие до 8 зерен. Сильнее всего медь в сердечнике продеформирована по границе «сердечник - промежуточный слой проводника», где максимальный размер зерна составил ~ 2120 нм, а минимальный ~ 310 нм. В промежуточном слое между волокнами в матрице медь представлена равноосными зернами со средним размером ~ 800 нм. В то же время средний размер зерен меди в оболочке проводника составил ~ 1050 нм [11, 12].

В ходе микроскопических исследований в промежуточном слое со стороны внутренней поверхности на границе с медным сердечником обнаружен специфический дефект в местах обрыва сверхпроводящих жил [12] (Рис. 3). Исследования, проведенные с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 с приставкой для рентгеновского дисперсионного микроанализа Oxford Instruments, показали, что внешняя оболочка и сердечник проводника состоят полностью из меди. В тоже время часть элементов промежуточного слоя проникает в медный сердечник кабеля и на границу раздела «промежуточный слой - внешняя оболочка». В промежуточном слое на границе с сердечником все волокна Nb-Ti имеют округлую форму. Химический состав волокон одинаков и составляет 35,66 ат.% Nb и 63,07 ат.% Ti. В области разрыва жилы Nb-Ti утрачивают правильную форму, но их химический состав сохраняется на уровне 63,33 ат.% Ti и 35,57 ат.% Nb.

Однородность состава волокон Nb-Ti в проводнике контролировалась сканирующей электронной микроскопией в режимах вторичных электронов и в характеристическом рентгеновском излучении основных элементов композита на приборе Quanta 200 3D. Определение элементного состава вдоль линии методом энергодисперсионного рентгеновского микроанализа показало наличие элементов Nb, Ti и Cu в выделенной области, охватывающей промежуточный слой из волокон Nb-Ti - медная матрица - промежуточный слой из волокон Nb-Ti. Неравномерное пространственное распределение числа характеристических рентгеновских фотонов Ti, Nb, Cu в волокне и матрице указывает на наличие диффузионного слоя на отрезке, проходящем через границу «волокно-матрица». В Nb-Ti волокне количество характеристических рентгеновских фотонов Ti, Nb максимально, а количество характеристических рентгеновских фотонов Cu минимально. В медной матрице картина противоположна, т.е. максимальному количеству характеристических рентгеновских фотонов меди соответствует минимальное количество характеристических рентгеновских фотонов Ti, Nb. В промежуточном диффузионном слое сначала наблюдается постоянное число характеристических рентгеновских фотонов

Nb, что подтверждает наличие Nb барьера, который обнаружен методом атомно-силовой микроскопии. Затем происходит уменьшение/увеличение количества характеристических рентгеновских фотонов Ti, Nb на фоне увеличения/уменьшения количества характеристических рентгеновских фотонов Cu.

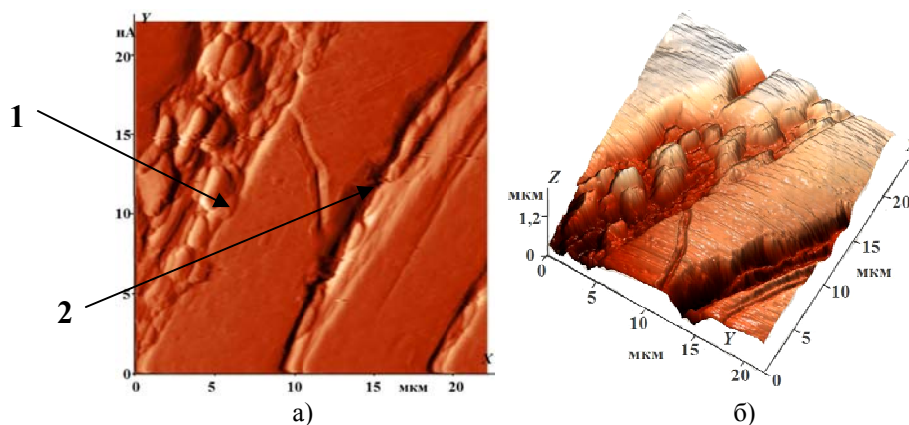


Рис. 3. Обрыв волокна проводника в продольном сечении в исходном состоянии без шлифования в бездефектной области (а); 3D изображение (в); 1– медная матрица, 2 – волокно Nb-Ti

Для исследования тонкой структуры элементов кабеля из образца с помощью сфокусированного ионного пучка была вырезана тонкая фольга. Структура волокна Nb-Ti может быть охарактеризована как сильнодеформированная, следов релаксации не наблюдается, границы зерен нечеткие. Отдельные дислокации внутри зерен волокна Nb-Ti не разрешаются. В зоне обрыва сопряжение границы «волокно-матрица» характеризуется частичным отсутствием ниобиевого барьера. Структура меди в медной матрице характеризуется как деформированная и релаксированная. В структуре зерен Cu выявлены отдельные дислокации, скоплений дислокаций не наблюдается. Далее сопряжение границы «матрица-волокно» характеризуется наличием ниобиевого барьера. Структура Nb барьера субмикроструктурная, зерна мелкие с незначительной неравноосностью.

Для исследования морфологии зоны локализации пластической деформации по глубине шлифа снимали несколько раз слой на шлифовальной бумаге по 0,5 мм. Металлографические исследования показали, что со стороны внутренней поверхности, прилегающей к медному сердечнику, все волокна Nb-Ti имеют округлую форму. Первые следы пластической деформации волочением наблюдаются в промежуточном слое в области, прилегающей к медной оболочке. Со стороны внешней поверхности волокна Nb-Ti имеют форму в виде ромбов.

Топография поперечного сечения после шлифования на глубину 0,5 мм в месте обрыва проводника с использованием оптической и атомно-силовой микроскопии показала, что в области, прилегающей к медному сердечнику, близлежащие волокна Nb-Ti имеют неправильную форму, и образуют зону локализации деформации, как и в исходном состоянии без шлифования (рис. 4 а, б; 5 а, б). В месте обрыва проводника в матрице промежуточного слоя между Nb-Ti волокнами средний размер зерна меди составил ~850 нм.

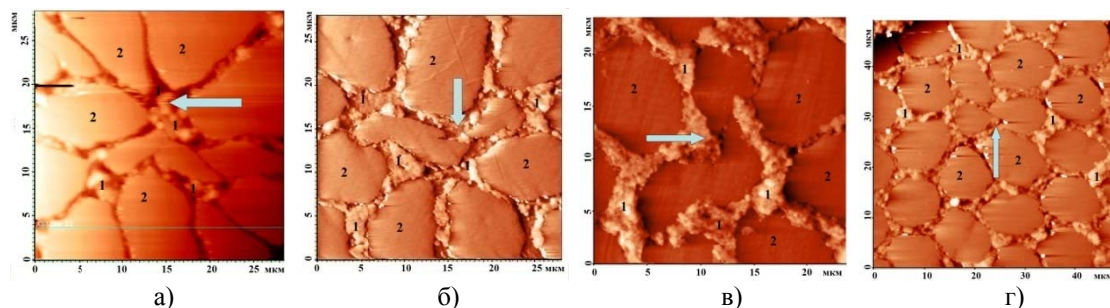


Рис. 4. Изменение зоны локализации пластической деформации в местах обрыва волокон Nb-Ti проводника (указана стрелкой) по глубине шлифования, атомно-силовая микроскопия: (а) 0 мм, (б) 0,5 мм, (в) 1 мм; (г) 2 мм; 1– медная матрица, 2 – волокна Nb-Ti

Следует отметить, что по результатам статистической обработки, в бездефектной области средний размер зерна меди в матрице ~800 нм сопоставим с размером зерна меди ~850 нм в месте обрыва проводника [11-13]. После шлифования поперечного сечения на глубину 0,5 мм в месте обрыва проводника, вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице, обнаружен Nb барьер, который проявляется на профилограмме в виде высоких, тонких высокоамплитудных максимумов шириной до 250 нм, аналогичный ниобиевому барьеру в исходном состоянии без шлифования. Такой же Nb барьер обнаруживается вокруг волокон Nb-Ti в месте обрыва после шлифования на глубину 1 мм.

Металлографические исследования поперечных сечений проводника после травления и шлифования на глубину 1 мм показали, что в бездефектной области общий вид Nb-Ti волокон подобен исходному состоянию без шлифовки. Однако зона локализации в виде дефекта Nb-Ti волокон в месте обрыва жил приобретает иной вид (рис. 4 в; 5 в). Происходит объединение «лепесткообразных» волокон в единое волокно, что указывает на «разнотолщинный» характер волокон по длине провода. Близлежащие волокна Nb-Ti в зоне локализации пластической деформации приобретают округлую форму.

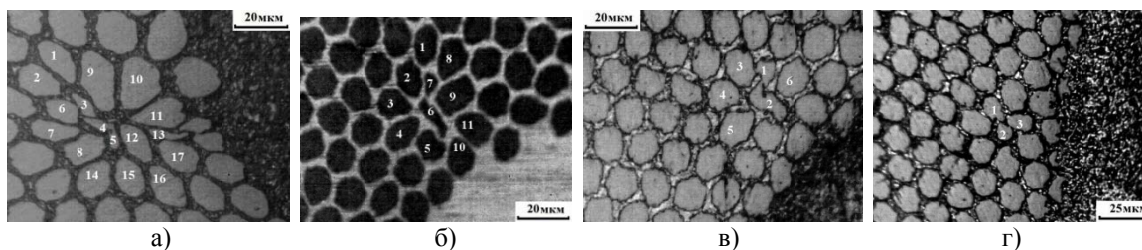


Рис. 5. Эволюция зоны локализации пластической деформации в местах обрыва волокон Nb-Ti проводника по глубине шлифования, оптическая микроскопия: (а) 0 мм, (б) 0,5 мм, (в) 1 мм; (г) 2 мм

Структурные исследования поверхности шлифа на оптическом микроскопе после шлифования на глубину 2 мм показали, что общий вид зоны локализации пластической деформации в виде дефекта по сравнению с исходным состоянием, существенно изменился. Волокна Nb-Ti непосредственно в месте обрыва постепенно объединяются (рис. 4 г; 5 г), а близлежащие волокна Nb-Ti вокруг дефекта имеют округлый вид, что характерно для волокон Nb-Ti в бездефектной области. Следует отметить, что в другой области вблизи границы «промежуточный слой волокон Nb-Ti в медной матрице» – «медный сердечник» обнаружен еще один дефект, в виде двух волокон Nb-Ti меньшего размера и неправильной формы по сравнению с близлежащими волокнами Nb-Ti. Сканирование поверхности поперечного сечения шлифа с помощью атомно-силовой микроскопии «контактным методом», после травления и после шлифования на глубину 2 мм, показало, что вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице, так же наблюдается Nb барьер, который ранее обнаружен в исходном состоянии в бездефектной области без шлифования, и проявляется на профилограммах в виде высоких, тонких высокоамплитудных максимумов шириной до 250 нм. Nb барьер так же присутствует на всех Nb-Ti волокнах сверхпроводника, как со стороны внутренней, так и внешней поверхности волокон в медной матрице.

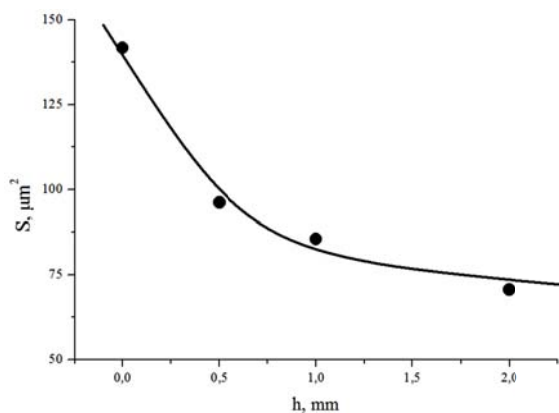


Рис. 6. Изменение площади поперечного сечения S волокон в зоне локализации пластической деформации в месте обрыва провода в зависимости от глубины шлифования h (0 мм; 0,5 мм, 1 мм и 2 мм)

Анализ эволюции зоны локализации пластической деформации, представленной на рис. 4 и 5, позволяет определить изменение площади поперечного сечения волокон Nb-Ti в зоне локализации пластической деформации в местах обрыва волокон в зависимости от глубины шлифования сверхпроводящего кабеля (рис. 6). «Разнотолщинный» характер волокон Nb-Ti по длине проводника при шлифования на глубину до 2 мм указывает на наличие шейки в зоне локализации пластической деформации при волочении сверхпроводящего кабеля.

Частичное отсутствие ниобиевого барьера и зоны локализации пластической деформации в местах разрыва волокон Nb-Ti, обнаруженные в настоящей работе при шлифования на глубину

до 2 мм, расположены в области, прилегающей к медному сердечнику. Это указывает на неравномерность степени деформации первого и последующих слоев Nb-Ti волокон от границы «медный сердечник» - «промежуточный слой волокон Nb-Ti в медной матрице». В основе подходов, традиционно используемых при анализе ресурса пластичности технических сверхпроводников на основе сплава Nb-Ti [14, 15], лежит представление о равномерности и однородности пластической деформации, что не соответствует современным представлениям. Экспериментальные данные о природе пластической деформации показывают, что присущая ей с самого начала деформирования неоднородность может приводить к раннему формированию одного или нескольких устойчивых очагов локализации пластического течения [16] и в дальнейшем к обрыву жилы. Предпринятые в последнее время детальные исследования макролокализации деформации позволили установить однозначное соответствие между законом пластического течения на данном участке деформационной кривой и типом пространственно-временного распределения компонент тензора пластической дисторсии [17].

Выводы. При анализе влияния деформации волочением на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb-Ti обнаружены следующие особенности:

- в месте обрыва проводника выявлены зоны локализации деформации, в которых близлежащие волокна Nb-Ti имеют неправильную форму при послойном шлифовании на глубину до 2 мм;

- обнаружено изменение размеров и формы волокон Nb-Ti в промежуточном слое в бездефектной области; на границе с медным сердечником волокна имеют округлую форму со средним диаметром ~ 10 мкм, на границе с медной оболочкой волокна имеют ромбическую форму с диагоналями ~ 13 и 11 мкм;

- в результате интенсивной пластической деформации медь в элементах кабеля приобретает субмикроструктурную структуру со средним размером: в сердечнике ~800 нм, в промежуточном слое между волокнами в матрице ~800 нм, в месте обрыва проводника в промежуточном слое между волокнами в матрице ~850 нм, в оболочке ~1050 нм;

- выявлен диффузионный Nb барьер вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице, шириной ~ 250 нм в бездефектной области и в зоне локализации пластической деформации при послойном шлифовании на глубину до 2000 мкм;

- наблюдалось изменение формы и химического состава волокон Nb-Ti в промежуточном слое: в бездефектной области все волокна Nb-Ti имеют округлую форму и состав 35,66 ат.% Nb и 63,07 ат.% Ti, в области обрыва проводника волокна имеют правильную форму и химический состав 35,57 ат.% Nb и 63,33 ат.% Ti.

Литература.

1. А.К. Шиков, В.И. Панцырный, А.Е. Воробьева и др., *Металловедение и термообработка*, № 11: 68 (2002).
2. А.К. Шиков, А.Д. Никулин, А.Г. Силаев и др., *Известия вузов. Цветная металлургия*, № 1: 36 (2003)
3. N. Kozlenkova, G. Vedernikov, A. Shikov et al., *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, 14, No. 2: 1028 (2004)
4. Сверхпроводимость: опыт создания высокотехнологичного производства в ОАО «Чепецкий металлургический завод», *Нанотехнологии, экология производства*, №1: 80 (2009).
5. M.N. Wilson, *Cryogenics*, 48: 381 (2008).
6. P.J. Lee., D.C. Larbalestier, *Acta Metall.*, 35, № 10: 2523 (1987).
7. О.В. Черный, Г.Ф. Тихинский, Г.Е. Сторожилов и др., *Сверхпроводимость: Физика, химия, техника*, 4, № 8: 1617 (1991).
8. Г.Л. Колмогоров, Т.В. Латышева, *Известия вузов. Черная металлургия*, №5: 36 (2007)
9. Г.Л. Колмогоров, Т.В. Чернова, М.В. Снигирева, *Механика композиционных материалов и конструкций*, 16, №2: 191 (2010).
10. В.Л. Миронов, *Основы сканирующей зондовой микроскопии* (Н. Новгород: ИФМ РАН: 2004).
11. Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова, Г.В. Шляхова, С.В. Колосов, *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*, 9, №4: 417 (2012).
12. Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова, Г.В. Шляхова, С.В. Колосов, *Металлы*, №2: 83
13. Г.В. Шляхова, С.А. Баранникова, Л.Б. Зуев, *Металлофизика и новейшие технологии*, 35, № 4: 453 (2013).
14. А.К. Шиков, Г.П. Ведерников, Э.И. Плашкин и др., *Патент RU 2291505 C2*, Бюллетень № 1 от 10.01.2007.
15. В.М. Ажажа, О.В. Черный, Г.Е. Сторожилов и др., *Вопр. атом. науки и техн. Сер. «Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники»*, № 14: 136 (2004).
16. С.Ю. Заводчиков, Л.Б. Зуев, В.А. Котрехов, *Металловедческие вопросы производства изделий из сплавов циркония* (Новосибирск: Наука: 2012).
17. Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранникова, *Физика макролокализации пластического течения* (Новосибирск: Наука: 2008)

АКУСТИЧЕСКИЕ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА СМЕШАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГАЛОГЕНАТОВ НАТРИЯ

В.Н. Беломестных, д.ф.-м.н., проф., Э.Г. Соболева, к.ф.-м.н., доц.

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-44-32

E-mail: sobolevaeno@mail.ru

Изоморфные хлорат и бромат натрия обладают 100 % - й способностью растворяться друг в друге в твердом состоянии – то есть образовывать непрерывный ряд твердых растворов замещения. Изучение свойств таких смешанных кристаллов безусловно интересно, поскольку позволяет добиваться необходимого результата за счет изменения химического состава.

Дисперсия оптического вращения смешанного кристалла хлорат натрия - бромат натрия изучалась в [1]. Измерены кривые вращательной способности в области (2536 – 5790) Å чистых кристаллов NaClO_3 и NaBrO_3 и смешанного кристалла $\text{NaClO}_3/\text{NaBrO}_3$ (81,7 % / 18,3 вес. %). Значения вращательной способности для NaClO_3 положительные и уменьшаются с ростом длины волны; для NaBrO_3 вращательные способности отрицательные и возрастают с ростом длины волны. Кривая вращательной способности смешанного кристалла аналогична соответствующей кривой для NaClO_3 , но менее интенсивна.

Рентгенографическое исследование влияния размерного фактора на кристаллический твердый раствор галогенатов натрия проведено в [2]. Изучался твердый раствор состава $\text{Na}(\text{ClO}_3)_{0,7}(\text{BrO}_3)_{0,3}$, полученный из водного раствора. Параметр кубической решетки: $a = 6,330 \text{ \AA}$, $z = 4$, формульная группа $P_{2,3}$. Позиционные параметры галогена (Cl и Br заселяют одну позицию) заметно отличаются от рассчитанных по правилу Вегарда величин: позиционные параметры экспериментальные 0,4101, позиционные параметры вычисленные 0,4148. Позиционные параметры Na и O близки рассчитанным. Эллипсоиды термических колебаний Na и O в твердом растворе имеют большие объемы, чем для NaClO_3 и NaBrO_3 , что в значительной степени связано с различиями в размерах атомов Cl и Br. Величины искажений в твердом растворе галогенатов натрия менее заметны, чем в твердых растворах простых структур галогенидов натрия ($\text{NaCl} - \text{NaBr}$).

Внутренние оптические моды для смешанных кристаллов $\text{NaClO}_3/\text{NaBrO}_3$ изучались в [3]. Исследована концентрационная зависимость спектров комбинационного рассеяния (КР) и инфракрасного отражения (ИК - отражения) при почти нормальном падении для кристаллов $\text{NaClO}_3/\text{NaBrO}_3$. Спектры КР изучались для монокристаллов и порошкообразных образцов, а ИК - спектры отражения – для монокристаллов. В спектрах КР монокристаллов проведены поляризационные измерения. Исследован характер изменения частот внутренних колебаний иона BrO_3^- в области колебаний $\nu_1 - \nu_3$ 790 – 830 см^{-1} . При малом содержании BrO_3^- в матрице NaClO_3 имеет место совпадение колебаний $\nu_1 - \nu_3$. Изучение концентрационной зависимости позволило разделить колебания ν_1 (LO), ν_1 (TO), ν_{3a} , ν_{3b} . Величина расщеплений для колебания ν_1 составляет $\sim 1 \text{ см}^{-1}$. На рис. 1 представлены концентрационные изменения одного из диапазонов частот спектра КР для монокристалла $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$, полученных в этой работе.

Спектры КР галогенат - ионов, находящихся в твердых растворах в решетках хлората и бромата натрия, изучались в [4]. Были измерены спектры КР ионов XO_3^- ($X = \text{Cl}, \text{Br}, \text{I}$) в решетках NaXO_3 при комнатной температуре и при 80 К, а также в водных растворах. Проведено отнесение наблюдаемых частот. Найдено, что во всех случаях, кроме IO_3^- в NaClO_3 , линии в твердых растворах уже, чем в водных растворах, то есть наблюдается типичный спектр кристалла. IO_3^- , напротив, дает спектр, аналогичный спектру раствора с очень слабыми и широкими линиями. Сходство полученных спектров со спектрами водных растворов свидетельствует об образовании ионами XO_3^- твердых растворов замещения в решетке NaXO_3 . Чужие ионы занимают положение симметрии C_3 . Результаты низкотемпературных измерений подтверждают отнесение спектров при комнатной температуре.

Оптическую активность кристаллов хлората и бромата натрия изучали Нидермайер и Шленк [5]. Кристаллы хлората и бромата натрия изоморфны, но каждая из солей кристаллизуется в энантиоморфной и оптически активной форме, которые дают кривые оптического вращения с противоположным знаком. Отмечается, что пересыщенные растворы хлората натрия в присутствии кристалла

одной из энантиоморфной форм бромата натрия вызывают рост кристаллов с противоположным знаком вращения. Измерена дисперсия оптического вращения смешанных кристаллов, содержащих до 14 мол. % бромата натрия в области 265 - 578 нм.

Колебательное взаимодействие в хлорате натрия и бромате натрия с использованием кристаллов со смешанными анионами изучали Стерзель и Кнолль [6]. Получены смешанные кристаллы $\text{NaClO}_3 - \text{NaBrO}_3$ различного состава, дана их рентгенографическая характеристика и прослежено изменение постоянной решетки в зависимости от состава (рис. 2). Измерены ИК - спектры поглощения чистых и смешанных кристаллов при комнатной температуре и -196°C в вазелиновом масле. Характеристические частоты имеют значения (в cm^{-1} , для -196°C): ClO_3^- в NaClO_3 ν_1 935,0 (929,0); ν_2 620,0; ν_3 988,0 и 973,0; ν_4 482,4; ClO_3^- в NaBrO_3 (5 : 95 %) ν_1 936,4 и 927,6; ν_2 610,8; ν_3 966,0, 961,7, 953,4; ν_4 480,2; BrO_3^- в NaBrO_3 ν_1 822,8; ν_2 444,6; ν_3 810,6, 797,6, 793,0; ν_4 368,8; BrO_3^- в NaClO_3 ν_1 822,5; ν_2 454,4; ν_3 814,4 и 800,0; ν_4 366,8. Сравнение частот ClO_3^- в чистом NaClO_3 и в NaBrO_3 как в основном кристалле свидетельствует о наличии заметных межмолекулярных взаимодействий в NaClO_3 .

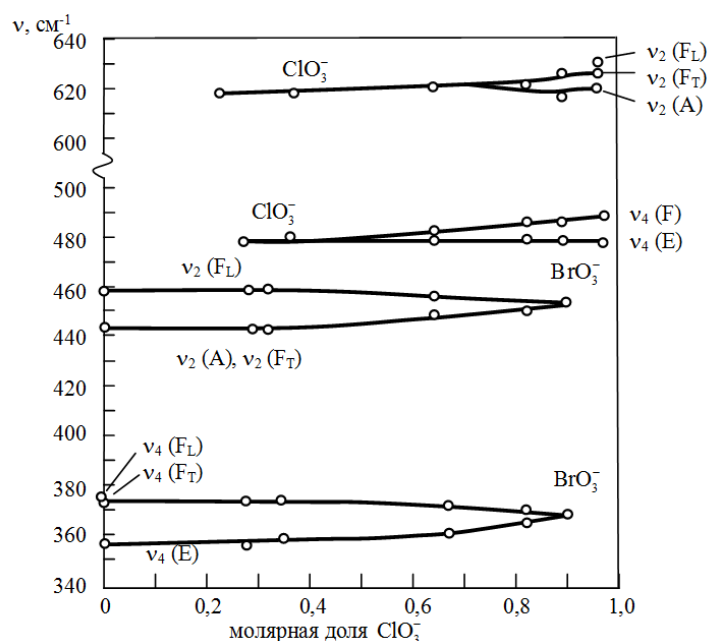


Рис. 1. Частоты комбинационного рассеяния ClO_3^- BrO_3^- $\nu_2 - \nu_4$ диапазона как функции концентрации ClO_3^- для смешанных монокристаллов $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ [3]

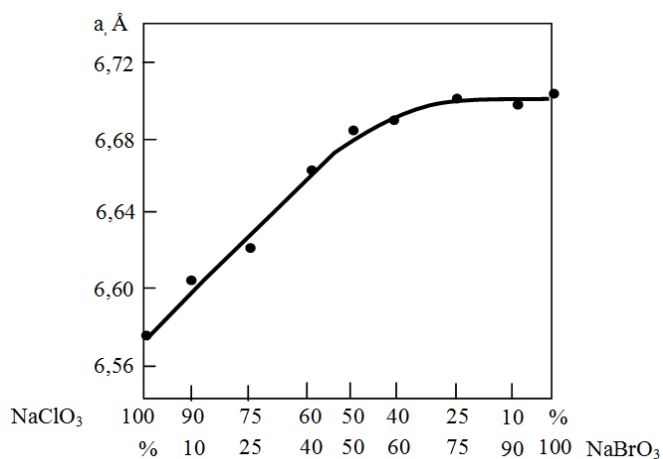


Рис. 2. Постоянная решетки кристаллов твердых растворов $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ [6]

Сглаженные значения плотности, скоростей распространения упругих волн в трех кристаллографических направлениях, постоянные упругости c_{11} , c_{12} , c_{44} монокристаллов твердых растворов $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ приведены в табл. 1. Здесь же указаны фактор упругой анизотропии $A = 2c_{44} / c_{11} - c_{12}$ и соотношение Коши $\Delta = c_{12} / c_{44}$ (в случае упругой изотропии $A = 1$, а при $\Delta = 1$ все силы межионного взаимодействия в кристалле должны быть центральными). Как видим, в смешанных кристаллах хлората и бромата натрия $v_{L[100]} > v_{L[110]} > v_{L[111]}$, $v_{\tau[100]} < v_{\tau[111]} < v_{\tau[110]}$, что при $A < 1$ характерно для трехкомпонентных твердых растворов бинарных соединений со структурой решетки типа NaCl [7]. Для исследованных монокристаллов твердых растворов имеют место такие же соотношения между модулями Юнга и сдвига кристаллографических направлениях $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, как и для чистых компонентов, а именно: $E_{100} > E_{110} > E_{111}$ и $G_{100} < G_{111} < G_{110}$. Постоянная упругости c_{11} и модуль Юнга E_{100} с изменением состава твердого раствора меняются по кривым с незначительной отрицательной неаддитивностью, тогда как $c_{12}(x)$, $c_{44}(x)$, $G_{100}(x)$ – линейны. Величина наибольшего отклонения c_{11} и E_{100} от их аддитивного изменения с составом приходится приблизительно на эквимольный состав твердого раствора.

Таблица 1

Плотность, скорости звука, постоянные упругости, фактор упругой анизотропии и соотношение Коши монокристаллов твердых растворов $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ [8]

x	ρ 10^3 кг/м ³	направление распространения						c_{11}	c_{12}	c_{44}	A	Δ
		$\langle 100 \rangle$		$\langle 110 \rangle$		$\langle 111 \rangle$						
		v_L	v_t	v_L	v_t	v_L	v_t					
		10^3 м/с						ГПа				
1,0	2,49	4,45	2,18	4,19	2,65	4,10	2,50	49,4	14,4	11,8	0,674	1,22
0,8	2,66	4,34	2,16	4,11	2,58	4,03	2,45	50,2	14,9	12,4	0,703	1,20
0,6	2,83	4,25	2,15	4,05	2,50	3,98	2,40	51,1	15,5	13,1	0,736	1,18
0,4	3,00	4,18	2,14	4,00	2,45	3,94	2,36	52,4	16,2	13,8	0,762	1,17
0,2	3,17	4,14	2,13	3,97	2,42	3,91	2,34	54,2	16,8	14,4	0,770	1,17
0,0	3,34	4,09	2,13	3,93	2,40	3,88	2,31	55,8	17,4	15,1	0,786	1,15

На рис. 3 представлены экспериментальные (точки) и теоретические (кривая) отклонения постоянной упругости c_{11} монокристаллов твердых растворов системы $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ от ее аддитивных значений. Между теорией и экспериментом наблюдается вполне приемлемое согласие. Следовательно, теоретические подходы, развитые в [9] для трехкомпонентных твердых растворов в части их упругих свойств сохраняют свою значимость и для многокомпонентных смешанных систем.

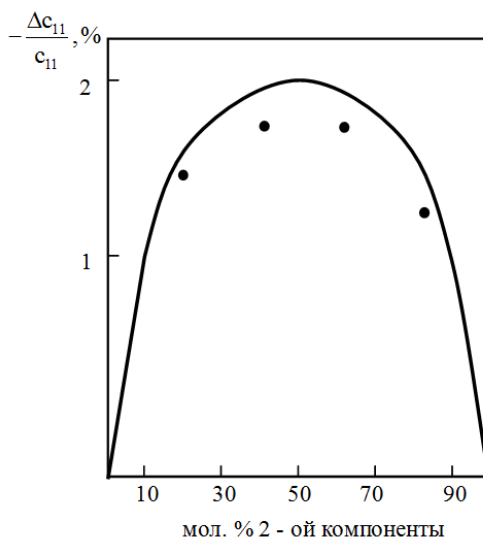


Рис. 3. Отклонение постоянной c_{11} от аддитивного значения в зависимости от состава твердого раствора $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ [8]

Таким образом, акустические и упругие свойства смешанных кристаллов многокомпонентной системы $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ с ионно-ковалентной химической связью в зависимости от состава сохраняют закономерности, установленные ранее для кристаллов твердых растворов галогенидов щелочных металлов с фактором упругой анизотропии $A < 1$ и структурой решетки типа NaCl. Теория множественного рассеяния [9], развитая для кристаллов твердых растворов с чисто ионной связью, применима и для кристаллов твердых растворов соединений со смешанной химической связью.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-08-98014/14 p_сибирь_a на проведение фундаментальных научных исследований.

Литература.

1. Chandrasekhar S., Madhava M. S. Optical rotatory dispersion of a mixed crystal of sodium chlorate – sodium bromate. // Mater. Res. Bull. 1969. V. 4. №8. P. 489 – 493.
2. Raja C. S., Mohanlal S. K., Chandrasekaran K. S. An X – ray diffraction study of the size effect on a crystalline solid solution of sodium halates. // Z. Kristallogr. 1984. V. 166. №1 – 2. P. 121 – 127.
3. Nichols H. F., Frech R. The internal optic modes of $\text{NaClO}_3 / \text{NaBrO}_3$ mixed crystals. // J. Chem. Phys. 1979. V. 71. №2. P. 1016 – 1023.
4. Fornari B., Mattei G., Mattioli L., Pagannone M. Raman spectra of halate ions as solid solutions in sodium chlorate and sodium bromate lattices. // J. Raman Spectrosc. 1978. V. 7. №2. P. 67 – 70.
5. Niedermaier T., Schlenk W. Zur optischen Aktivität der Natriumchlorat - und Natriumbromat - Kristall. // Chem. Ber. 1972. V. 105. №10. S. 3470 – 3478.
6. Sterzel W., Knöll U. Untersuchung der Schwingungskopplung in Natriumchlorat und Natriumbromat mit Hilfe der Anionen – Mischkristalle. // Z. anorg. Und allg. Chem. 1973. V. 399. №1. S. 25 – 33.
7. Ramachandran G. N., Wooster W. A. Determination of elastic constants of crystals from diffuse reflexions of X - rays. II. Application to some cubic crystals. // Acta Crystallogr. 1951. V. 4. P. 431 – 440.
8. Беломестных В. Н., Соболева Э. Г., Теслева Е. П. Акустические и упругие свойства смешанных кристаллов системы $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ // Фундаментальное и прикладное материаловедение: Труды международной школы – конференции, г. Барнаул: Изд. АлгТУ Проблемы современного материаловедения 19 – 22 сентября, 2007 г. Т. 3 - с. 119 – 123.
9. Hearmon R. F. S. The elastic constants of piezoelectric crystals. // British J. Appl. Phys. 1952. V. 3. P. 120 – 124.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ КРУПНЫХ ПОКОВОК ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МАРКИ ST52,3N ПРИ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ

Д.В. Валуев, к.т.н., доцент

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-22-48

E-mail: valuevden@rambler.ru

Главными факторами, определяющими конструктивную прочность изделий из сталей, являются: тип дефектной субструктуры, морфология основных фазовых составляющих, морфология и кристаллохимическая природа выделений вторичных фаз, величина внутренних дальнедействующих напряжений. Именно они во многом определяют склонность к растрескиванию заготовок и готовой продукции при горячей ковке [1].

В настоящей работе проводились сравнительные электронно-микроскопические исследования тонкой структуры стали St52,3N (германский аналог стали 17Г1С) из кондиционной (состояние I) и растрескавшейся после окончания технологических операций (состояние II), поковок на просвечивающем микроскопе УЭМВ-125К в светлом и темном поле. Определялись тип дислокационной субструктуры в ферритных зернах и ферритных прослойках перлита, строение перлитных колоний, форма, размеры, расположение и состав частиц вторичных фаз, уровень внутренних дальнедействующих напряжений.

Предварительный анализ механических свойств [2] показал, что, если прочностные показатели обоих состояний стали находятся на одинаковом уровне, то состояние II характеризуется пониженной пластичностью. На изломах, образующихся при испытании на ударную вязкость, в этом состоянии наблюдаются значительные участки хрупкого разрушения. Стандартные металлографические исследования позволили установить [2], что в обоих состояниях сталь является феррито-перлитным

агрегатом. Перлит представлен как пластинчатой, так и глобулярной модификациями. В том и другом состояниях размеры, как ферритных зерен, так и перлитных колоний существенно не различаются. В ферритных зернах наблюдаются выделения вторичных фаз, а в перлитных колониях и на межфазных границах – поры размерами до 10 мкм. Состояние II отличается повышенной пористостью, на 5-7 % более высоким содержанием перлита и более грубым строением последнего.

1. Результаты электронно-микроскопических исследований стали St52,3N

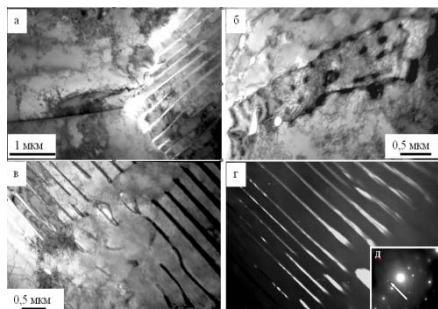


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения структуры стали St52,3N в состоянии II. а-в) светлопольные изображения; г) темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[130] \text{Fe}_3\text{C}$; д) микроэлектроннограмма к в), стрелкой указан анализируемый рефлекс

сетчатая субструктуры, а скалярная плотность дислокаций составляет $\sim 2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1, а), то в ферритных пластинах перлита наблюдается только сетчатая дислокационная субструктура при скалярной плотности $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1, в).

Частицы вторичных фаз фиксируются в теле зерен феррита и ферритных пластин перлита, по границам и в тройных стыках. Если частицы расположены в объеме зерен, то они всегда имеют округлую, глобулярную форму (рис. 2, а, б). Средние размеры таких частиц составляют $\sim 13 \text{ нм}$.

Микродифракционный электронно-микроскопический анализ показывает, что данные частицы являются сульфидами железа составов FeS или FeS_2 . Частицы, расположенные вдоль границ зерен, подразделяются на три морфологические разновидности: частицы с кристаллической огранкой (рис. 2, в), тонкие прослойки (рис. 2, з) и глобулы (рис. 2, д). В стыках границ зерен феррита частицы второй фазы практически везде имеют глобулярную форму. Микродифракционный анализ показывает, что частицы глобулярной морфологии, независимо от места их расположения, представляют собой карбид железа цементитного типа. У частиц в виде тонких прослоек более сложный химический состав. Они могут быть как сульфидами железа, так и сульфидами хрома типа MeS . Наконец, частицы ограненной формы всегда являются сульфидами железа FeS .

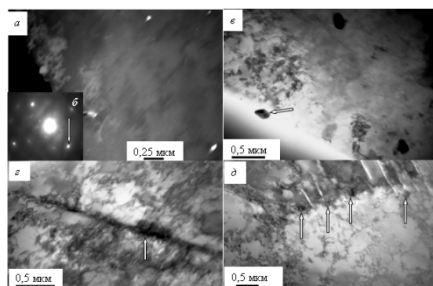


Рис. 2. Частицы вторичных фаз в стали (состояние II). а - темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[200] \text{FeS}_2$, б – микроэлектроннограмма к а; в, з, д – светлопольные изображения

Характерные для состояния II электронно-микроскопические изображения феррита, перлита глобулярной и перлита пластинчатой морфологий приведено на рис. 1, а, б, в, соответственно.

В большинстве случаев колонии перлита располагаются в стыках границ зерен феррита, либо вытянуты вдоль этих границ, разделяя соседние ферритные зерна, например, как колония глобулярного перлита на рис. 1, б. Пластинчатая морфология перлита является преобладающей. Важной особенностью является высокий уровень дефектности пластин цементита, которые сильно искривлены, содержат ферритные перемычки, а их поперечные размеры изменяются по длине пластины (рис. 1, в).

Тип дислокационной субструктуры определялся отдельно в зернах феррита и в ферритных пластинах перлита. Оказалось, что ферритные пластины перлита демонстрируют более высокий уровень дефектности.

Если в зернах феррита регистрируются клубковая и сетчатая субструктуры, а скалярная плотность дислокаций составляет $\sim 2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1, а), то в ферритных пластинах перлита наблюдается только сетчатая дислокационная субструктура при скалярной плотности $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1, в). Частицы вторичных фаз фиксируются в теле зерен феррита и ферритных пластин перлита, по границам и в тройных стыках. Если частицы расположены в объеме зерен, то они всегда имеют округлую, глобулярную форму (рис. 2, а, б). Средние размеры таких частиц составляют $\sim 13 \text{ нм}$. Микродифракционный электронно-микроскопический анализ показывает, что данные частицы являются сульфидами железа составов FeS или FeS_2 . Частицы, расположенные вдоль границ зерен, подразделяются на три морфологические разновидности: частицы с кристаллической огранкой (рис. 2, в), тонкие прослойки (рис. 2, з) и глобулы (рис. 2, д). В стыках границ зерен феррита частицы второй фазы практически везде имеют глобулярную форму. Микродифракционный анализ показывает, что частицы глобулярной морфологии, независимо от места их расположения, представляют собой карбид железа цементитного типа. У частиц в виде тонких прослоек более сложный химический состав. Они могут быть как сульфидами железа, так и сульфидами хрома типа MeS . Наконец, частицы ограненной формы всегда являются сульфидами железа FeS .

Важной особенностью электронно-микроскопических изображений структурных составляющих материала в состоянии II является наличие в них изгибных экстинкционных контуров, которые отражают кривизну-кручение кристаллической решетки. Источниками кривизны-кручения являются межфазные границы (рис. 1, а) или цепочки частиц вторичных фаз (рис. 2, з, д). В [3] описан метод определения величины внутренних дальнедействующих напряжений по геометрическим параметрам (ширине) изгибных экстинкционных контуров. Здесь внутренние дальнедействующие напряжения могут достигать $300 \dots 350 \text{ МПа}$, что соизмеримо и даже превышает предел текучести стали [4]. Авторы [5] указывают, что дальнедействующие напряжения, определяемые электронно-микроскопическим методом, отражают состояние материала в микрообъемах,

поэтому, как правило, они намного выше среднего уровня. Именно эти напряжения контролируют процессы пластического течения и разрушения на микроуровне.

Сталь в состоянии II имеет относительно высокое содержание перлита. Судя по частоте встреч колоний перлита, в фольгах концентрация углерода в материале должна быть выше 0,3 мас. %. Это обстоятельство было отмечено и по результатам оптической микроскопии [1].

Электронно-микроскопические исследования стали St52,3N в состоянии I показали, что ее структура при общем качественном подобии заметно отличается от структуры металла в состоянии II. Здесь материал тоже является феррито-перлитным агрегатом (рис. 3), но количество перлита меньше и соответствует марочному содержанию углерода на уровне 0,2 мас. %. Кроме того, преобладающим является зернистый (рис. 3, в), а не пластинчатый перлит (рис. 3, б).

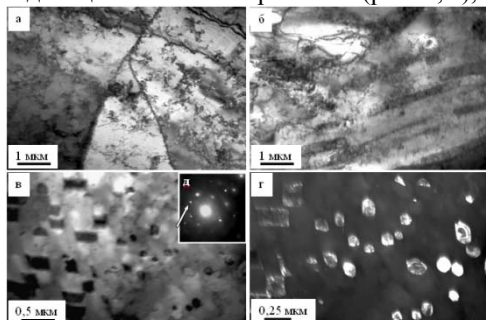


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры стали St52,3N в состоянии I; а–в) светлопольные изображения; г) темнопольное изображение, полученное в рефлексе [031] Fe_3C ; д – микроэлектроннограмма к (в), стрелкой указан анализируемый рефлекс

В большинстве случаев колонии перлита располагаются в стыках границ зерен феррита, либо вытянуты вдоль границ зерен феррита, разделяя их. Дислокационная субструктура в объеме зерен феррита сетчатая либо клубковая (рис. 3, а), но скалярная плотность дислокаций несколько ниже, чем в состоянии II, и составляет $\sim 2,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В ферритных пластинках перлита наблюдается субструктура дислокационного хаоса, или сетчатая дислокационная субструктура (рис. 3, б). В них скалярная плотность дислокаций ниже – $1,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в то время как в стали из растрескавшейся поковки соотношение дислокационных плотностей в феррите и перлите было противоположным.

В объеме и по границам зерен феррита наблюдаются частицы второй фазы. Частицы, расположенные в объеме зерен, как показал микродифракционный электронно-микроскопический анализ, являются в

большинстве случаев сульфидами железа. Частицы, расположенные вдоль границ зерен, имеют две морфологические разновидности – глобулы и тонкие прослойки. В стыках границ зерен феррита практически всегда частицы второй фазы имеют глобулярную форму. Частицы глобулярной морфологии, независимо от места их расположения, как и в состоянии II, являются цементитом. Более сложный химический состав имеют частицы в виде тонких прослоек. Данные прослойки чаще образованы карбидом железа состава Fe_3C , реже – карбидом кремния состава SiC . Следует отметить, что вторая фаза в виде тонких прослоек по границам зерен наблюдается редко и обнаруживается примерно в одном случае на тридцать границ зерен феррита. Вообще для стали в состоянии I расположение выделений второй фазы по границам зерен не характерно.

2. Обсуждение результатов

Электронно-микроскопические исследования стали St52,3N в обоих состояниях позволили установить:

1. Анализируемые образцы стали являются поликристаллическими агрегатами, сформированными зернами феррита и колониями перлита. Перлит по морфологическому признаку может быть разделен на пластинчатый и глобулярный.

2. Объемные доли перлита в состояниях I и II существенно различаются. Во втором случае относительная объемная доля перлита в 1,5...2 раза больше, и это означает, что концентрация углерода завышена по отношению к марочному содержанию, она может составлять $\sim 0,3$ мас. %. По морфологическому признаку в состоянии II превалирует пластинчатый перлит.

3. Локальные дальнедействующие напряжения, оцененные электронно-микроскопическим методом, в состоянии II велики и соизмеримы с пределом текучести материала.

4. В обоих состояниях наблюдаются дисперсные карбиды и включения сульфидного типа. В образце стали из растрескавшейся поковки (состояние II) сульфиды располагаются в теле ферритных зерен и по межфазным границам, тогда как в материале из кондиционной поковки (состояние I) – только внутри зерен. Их содержание в состоянии II значительно выше чем в состоянии I.

5. При одинаковых типах дислокационных субструктур (клубково-сетчатая и сетчатая) уровень дефектности в состоянии II заметно выше, чем в состоянии I. Скалярная плотность дислокаций в ферритных зернах и в ферритных прослойках бракованной поковки составляет $2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, соответственно, что в 1,1...1,7 раз больше чем в кондиционном металле.

Указанные результаты электронной микроскопии позволяют утверждать, что дефектная субструктура и фазовый состав стали в состоянии II являются неблагоприятными. Высокие локальные дальнедействующие напряжения, повышенная скалярная плотность дислокаций, большое количество сульфидов пластинчатой морфологии в межзеренных и межфазных границах, высокая пористость, преобладание пластинчатого перлита провоцируют образование трещин как при обработке давлением, так и при термической обработке, так и при эксплуатации изделий.

Если обобщить результаты механических испытаний, оптической металлографии [1] и электронной микроскопии, то можно прийти к однозначному выводу – причиной формирования неблагоприятного структурно-фазового состояния поковок из стали St52,3N является неполное соответствие химического состава марочным требованиям. В материале оказалось повышенное содержание углерода и, по-видимому, серы. Первый фактор подтвержден как результатами оптической металлографии, так и электронной микроскопии. Второй фактор установлен только в результате дифракционных электронно-микроскопических исследований. Следствием первого фактора явилось снижение температуры критической точки A_3 , которое может достигать 30...70 °С. Например, согласно [6, 7] при концентрации углерода ~ 0,2 мас. % и в отсутствии других легирующих $A_3 = 860$ °С, а при содержании углерода ~ 0,3 мас. % $A_3 = 830$ °С. В результате при использовании штатной технологии сталь оказывается перегретой при нагреве под окончательную термическую обработку. Кроме того, изменяется устойчивость переохлажденного аустенита. При одинаковой скорости охлаждения в стали с повышенным содержанием углерода всегда образуются более неравновесные структуры, с высоким уровнем дефектности и остаточных дальнедействующих напряжений. Аустенит в такой стали обладает повышенной прочностью, поэтому необходимы более высокие степени обжатия при горячей обработке давлением. В противном случае образуется большое количество пор. Относительно высокие температуры горячей обработки давлением и финишной термической обработки приводят к интенсивному выходу горофильных примесей (в первую очередь серы) на межфазные и межзеренные границы. В результате появляются выделения вторичных фаз в виде тонких прослоек.

Таким образом, установлено, что сталь St52,3N из растрескавшейся заготовки имеет неоптимальное структурно-фазовое состояние, которое приводит к снижению трещиностойкости как при горячей обработке давлением, термической обработке, так и при дальнейшем использовании материала. Формирование таких структур обусловлено комплексом различных причин, ведущей из которых является повышенное содержание углерода и серы.

Причиной формирования крупномасштабных химических и структурных неоднородностей в малоуглеродистой низколегированной стали является содержание углерода и серы на верхних допустимых по ТУ уровнях. Подобная точка зрения отмечена в работах [8-9]. Она имеет прямое подтверждение в практике ООО «Юргинский машзавод». 72% плавок с указанными химическим составом были забракованы частично или полностью.

Заключение

Таким образом, если в стали углерод, сера и фосфор находятся на верхнем пределе, необходимо принимать меры еще в металлургическом производстве. Авторы [9-10] предполагают метод инокуляции расплава, который состоит, в ведении металлических порошков в процессе разлива стали. Этот метод дает хорошие результаты, но недостаточно отработал в заводской практике и требует дефицитных порошков редкоземельных металлов. В условиях ООО «Юргинский машзавод» проще после взятия последней пробы на углерод в жидком металле провести ковшовую обработку синтетическим шлаком эта операция хорошо отработана в металлургическом производстве [11-12] и позволяет снизить содержание обоих элементов.

Если в цех обработки давлением и термической обработки поступил металл с содержанием углерода и серы на верхних допустимых уровнях, то для устранения зонной ликвации серы и углерода, а значит, снижения вероятности растрескивания заготовки следует провести гомогенизирующий отжиг по режиму: нагрев 1100°С, выдержка 10 часов, для устранения ликваций по углероду и сере. Кроме того, при работе с таким металлом необходимо предельно строго следовать технологической карте горячейковки и термической обработки. Если это возможно, то ковку следует проводить на нижнем пределе температуры нагрева, а степень и усилие обжатия увеличивать.

Литература.

1. Юрьев А.Б., Громов В.Е., Козлов Э.В. и др. // Формирование и эволюция структурно-фазовых состояний и свойства сталей в современных технологиях обработки давлением. – Новосибирск: Наука. 2003. – 347 с.
2. Апасов А.М., Валуев Д.В., Данилов В.И. // Известия ТПУ. – 2007. Т. 310. - №3. – С. 90-92.
3. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Известия вузов. Физика. – 1982. – № 8. – С. 3–14.
4. Сорокин В.Г., Гервасьев М.А., Палеев В.С. и др. // Стали и сплавы. Марочник. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001.–608 с.
5. Структурно-фазовые состояния металлических систем. Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – 356 с.
6. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник. Т. II. Основы термической обработки / Под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1983. – 368 с.
7. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник. Т. III. Термическая обработка металлопродукции / Под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1983. – 216 с.
8. Разумов С.Д., Родионов В.Е., Заверюха А.А. Систематизация дефектов структуры непрерывнолитой стали и пути их устранения // Сталь, 2002. – №11. – С. 26-29.
9. Жульев С.И., Зюбан Н.А. Производство и проблемы качества кузнечного слитка. Волгоград: ВолгГТУ, 2003. – 168 с.
10. Зюбан Н.А., Жульев С.И., Федянов Е.А. Особенности кристаллизации инокулированных расплавов и управление затвердеванием эндогенных инокуляторов при вакуумной отливке слитков // Изв.ВУЗов. Черная металлургия, 2004. – №7. – С. 70-73.
11. Галиулин Т.Р., Носов Ю.В. и др. Особенности десульфации стали на выпуске из конвертера. // Сталь, 2007. – №10. – С.23-35.
12. Штремель М.Н. Проблемы металлургического качества стали (не металлические включения) // МиТОМ, 1980. – №8. – С. – 2-6.

**ВЛИЯНИЕ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЯ Co^{60} НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА
ДЛЯ ПОСЛОЙНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ**

*А.В. Градобоев, д.т.н., А.А. Сапрыкин, к.т.н., Е.В. Бабакова, аспирант,
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-26-83
E-mail: babakova@tpu.ru*

1. Введение

Металлические порошки широко используются во многих современных технологиях, а так же они нашли свое применение в виде наполнителей различных композитов. В последнее время в ряде случаев, проводят предварительную активацию металлических порошков, улучшая совместимость наполнителя и матрицы.

Активация порошка может оказывать существенное влияние на изменение физико-химических взаимодействий при спекании лучом лазера, тем самым изменяя свойства композита [1].

При изготовлении композитов на основе металлических порошков возникает проблема межграничного взаимодействия металл-металл, которая обусловлена низкой активностью поверхности частиц композита. Особенно это хорошо наблюдается при послойном лазерном спекании и проявляется в виде эффекта коагуляции. Суть данного эффекта заключается в том, что конечная стадия процесса спекания характеризуется наличием в образце изолированных крупных пор. Это явление оказывает существенное, часто негативное, влияние на физико-механические свойства получаемых материалов. Решить данную проблему можно применяя различные химические и механические способы активации [2].

Однако при механической активации медного порошка происходит его расклепывание, порошок принимает форму в виде чешуек, что недопустимо для послойного лазерного синтеза. Таким образом, необходимо найти такой способ активации, который бы позволяет изменять структуру и свойства поверхности порошка, но при этом не изменял бы форму частиц [3].

Одним из таких способов, который может быть использован для активации порошка является обработка материалов ионизирующим излучением. Например, известно, что гамма-излучение снимает локальные механические напряжения, которые существуют в твердом теле, без образования дефектной структуры [4,5].

2. Методы и оборудование экспериментального исследования

Активация поверхности порошка осуществлялась облучением на гамма-установке «Исследователь» на основе изотопа Co^{60} , представленной на рисунке 1. Работа её основана на использовании гамма-излучения радиоактивного изотопа Co^{60} со средней энергией квантов около 1,25 МэВ. Установка представляет собой свинцовый контейнер, установленный на станине, диаметром около одного метра и высотой два метра. В центре контейнера находится облучатель в виде кассеты с источником излучения Co^{60} . Объём рабочей камеры равен примерно 4200 см^3 . Активация порошка осуществлялась дозами облучения от 10^4 до 10^6 Р . Гамма-излучению подвергался порошок марки ПМС-1 (ГОСТ 4960-75) с неслоистой структурой.



Рис. 1. Гамма-установка «Исследователь» на изотопе Co^{60}

Экспериментальные исследования по спеканию активированного медного порошка проводились на установке послыонного лазерного синтеза оригинальной конструкции. Установка, представляет собой технологический лазерный комплекс формирования поверхностей деталей сложной пространственной формы. Она состоит из иттербиевого волоконного лазера ЛК – 100 – В, трехкоординатного стола, персонального компьютера, системы ЧПУ, и специального программного обеспечения. Иттербиевый волоконный лазер с длиной волны 1070 нм позволяет регулировать мощность от 10 до 100 Вт.

Изготавливались образцы квадратной формой со сторонами 10 мм и толщиной 5 мм. Технологический режим спекания образцов задавался следующими параметрами: мощность лазера для порошка ПМС-1 составляла 15 и 30 Вт; скорость сканирования менялась в диапазоне 2000–3000 мм/мин.; шаг сканирования (x, y, z) 0,2 мм; начальная температура порошка 27 °С. Все образцы порошка спекались в защитной среде газа Аг. В качестве подложки использовалась стальная пластина.

3. Результаты и обсуждение

В результате предварительной активации значительного изменение насыпной плотности порошка меди не наблюдается.

При спекании образцов из предварительно активированных порошков, которые показаны на рисунках 2 и 3, значительные изменения наблюдались у порошка ПМС-1 при дозе гамма-облучения 10^5 Р , а именно пористость спеченных образцов понижалась. При дозе гамма-облучения равной 10^4 Р значительных изменений в спеченных образцах, по сравнению с необлученными, не наблюдалось. Все образцы получились очень хрупкими и крошились при малейшем воздействии на них.

Вследствие того, что активация происходила на воздухе, то увеличение поверхностной энергии приводит к активному взаимодействию поверхности частиц порошка с элементами воздушной среды, в частности, с кислородом. Подобные наблюдения можно встретить в работе [6]. Вероятно,

снижение плотности спеченных образцов из меди с ростом дозы гамма-облучения связано с накоплением оксидов на поверхности частиц, что можно увидеть визуально (рис.3, г, д). В спеченных образцах, с увеличенным содержания кислорода, наблюдается радужная окраска, что свидетельствует об окисленности порошка. Таким образом, предварительное гамма-облучение приводит к активации порошка, которая проявляется в диссоциации оксидов во время спекания.

Увеличение дозы облучения порошка (рис.2, г и рис.3, г) приводит к значительному уплотнению спеченных материалов. Известно, что поверхность порошка имеет разорванные связи, а гамма-облучение активизирует их. Можно предположить, что у облученного порошка повышается избыточная энергия, что приводит к ускорению процесса спекания. Подобные наблюдения можно встретить в работе [7]. Следовательно, температура плавления облученного порошка превышает стандартную для этого порошка температуру плавления, что и приводит к процессу уплотнения порошка в спеченном образце.

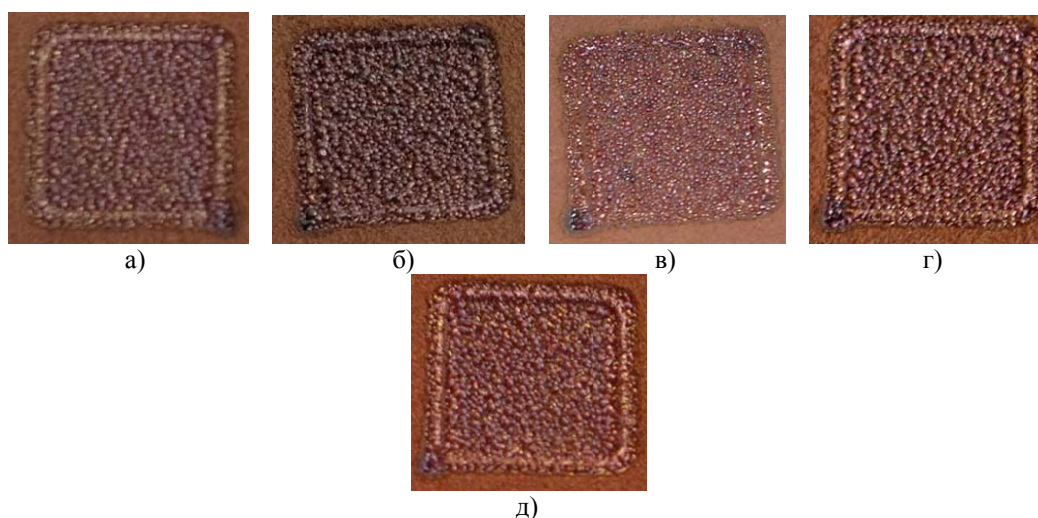


Рис. 2. Спеченные образцы при мощности лазера 15 Вт, $V = 2000$ мм/мин
а) необлучен., б) доза гамма-облучения 10^4 Р, в) доза гамма-облучения 10^5 Р, г) доза гамма-облучения $5,7 \cdot 10^5$ Р, д) доза гамма-облучения 10^6 Р

Можно говорить о том, что облученный порошок активирован, по причине того, что активация порошка вызывает гомогенизацию пористого тела, массоперенос и, вызванное этим, уменьшение пор, приводящее к усадке спекаемого образца

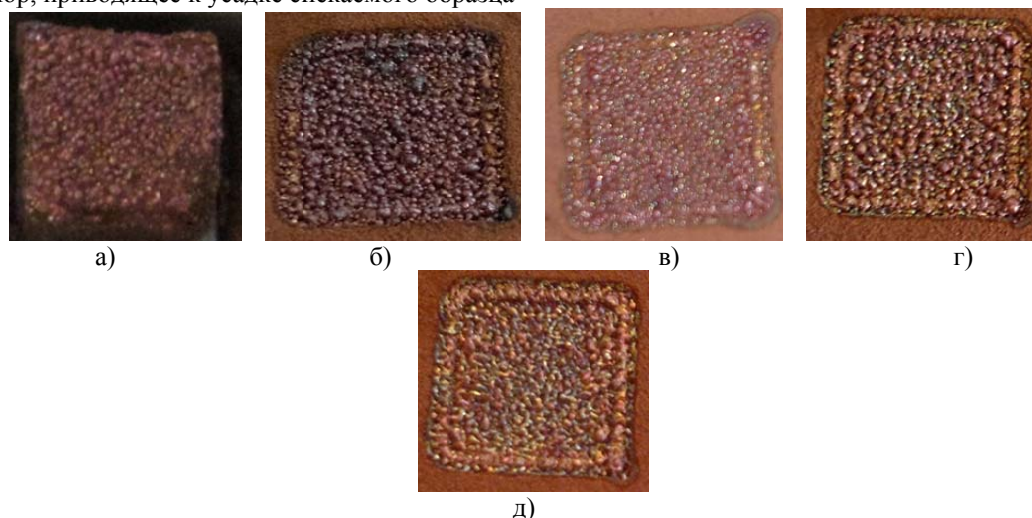


Рис. 3. Спеченные образцы при мощности лазера 30 Вт, $V = 3000$ мм/мин
а) необлучен., б) доза гамма-облучения 10^4 Р, в) доза гамма-облучения 10^5 Р, г) доза гамма-облучения $5,7 \cdot 10^5$ Р, д) доза гамма-облучения 10^6 Р

4. Выводы

Доза гамма-облучения порошка меди равная $5,7 \cdot 10^5$ Р, значительно изменяет физико-химические свойства порошка, что подтверждается возникновением окисленности и уплотнению спеченного образца.

Проведенные исследования показали, что активация поверхности порошка гамма-излучением радиоактивного изотопа Co^{60} приводит к изменению свойств поверхности спеченного образца: уплотнение спеченных материалов, увеличение содержания кислорода в порошке, что свидетельствует об активации поверхности порошка.

Необходимо продолжить исследования по активации порошка меди облучением гамма-квантами в выявленной области доз, при этом необходимо дополнительно разработать систему защиты порошка от воздействия среды с повышенным содержанием озона на порошок в процессе облучения.

Литература.

1. Полубояров В.А. Влияние механической активации металлических порошков на их реакционную способность и свойства плазменных покрытий / В.А. Полубояров, А.Е. Лапин, З.А. Коротаева, А.Н. Черепанов, О.П. Солоненко, Н.С. Коботаева, Е.Е. Сироткина, М.А. Корчагин // Химия в интересах устойчивого развития. – 2002. – Т. 10. – № 1-2. – С. 219–225.
2. S. Filipović. Influence of Mechanical Activation on Microstructure and Crystal Structure of Sintered MgO-TiO₂ System / S. Filipović, N. Obradović, V. B. Pavlović, S. Marković, M. Mitrić, M. M. Ristić // Science of Sintering. – 2010. – vol. 42. – S. 143-151.
3. Сапрыкина Н.А. Влияние механической активации металлических порошков на качество поверхностного слоя, полученного технологией послойного синтеза / Н.А. Сапрыкина, А.А. Сапрыкин, В.И. Яковлев // Обработка металлов. – 2012. – № 4. – С. 108–110.
4. Градобоев А.В., Суржиков А.П. Радиационная стойкость СВЧ приборов на основе арсенида галлия. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2005. – 277 с.
5. Мамонтов А.П., Чернов И.П. Эффект малых доз ионизирующего излучения. – 2-е изд., перераб. и доп. – Томск: Дельтапдан, 2009. – 288 с.
6. Дорогина Г.А. Структура и физико-механические свойства спеченных материалов системы Fe-Si, полученных из механически активированных на воздухе порошков / Г.А. Дорогина, Э.С. Горкунов, Ю.В. Субачев, С.М.Задворкин, И.А.Кузнецов, Е.А.Туева, А.В.Долматов // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – № 5. – С. 56–62.
7. Ильин А. П. Развитие электровзрывной технологии получения нанопорошков в НИИ высоких напряжений при Томском политехническом университете // Известия Томского политехнического университета. – 2003. – Т. 306. – № 1. – С. 133-139.

МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. ЛОКАЛЬНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА

В.И. Данилов***, д.ф.-м.н., проф., Г.В. Шляхова**** к.т.н, доц., Б.С. Семухин*, д.ф.-м.н., проф.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

634021, г. Томск, пр. Академический 2/4

**Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

***Северский технологический институт – филиал НИЯУ МИФИ

636036, Томская область, г. Северск, пр.Коммунистический, 65, e-mail: dvi@ispms.tsc.ru

Введение

Локализация макроскопической пластической деформации при нагружении кристаллических твердых тел в настоящее время является надежно установленным фактом. Она развивается в виде автоволн локализованной деформации, причем тип автоволны задается стадийностью деформационной диаграммы материала [1]. Автоволны локализованной деформации представляют собой процесс, протекающий и в фоновой подсистеме, и подсистеме деформационных дефектов [2]. С этой точки зрения эффективными представляются эксперименты, в которых одновременно анализируются распределения локальных деформаций и локальных упругих искажений, как это сделано, например, в [3].

В работах [4-6] установлено, что в нанокристаллических и ультрамелкозернистых материалах эволюция картин локализации деформации, подчиняясь общим закономерностям, отличается опре-

деленным своеобразием. Например, в ультрамелкозернистых титане и алюминии не наблюдаются фазовые автоволны локализованной деформации, а коллапс автоволн, который реализуется на стадии предразрушения, имеет наиболее отчетливый, ярко выраженный характер и развивается в течение относительно большого промежутка времени. В этих условиях анализ напряженного и деформированного состояния в локальных деформационных зонах можно провести более корректно.

Склонность ультрамелкозернистых материалов к локализации деформации на макроуровне напрямую определяет характер разрушения [7]. Меняются ли при этом структурные характеристики на микро- и мезоуровне, в настоящее время остается предметом обсуждения.

Материал и методика эксперимента

Работа выполнена на плоских образцах субмикроструктурного титана VT1-0, полученного интенсивной пластической деформации комбинированным методом abc-прессования и прокатки с последующим дорекристаллизационным отжигом [8]. Структура таких образцов представлена равноосными зернами с размерами 0,2...0,6 мкм. Их объемная доля составляет около 65%. Остальной объем занимают структурные элементы с размерами менее 0,2 мкм. Форма образцов - двойная лопатка с рабочей частью 40×6×1,5 мм, определялась видом механического испытания – одноосное растяжение с постоянной скоростью $8,33 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Растяжение образца проводили с одновременной регистрацией полей деформаций методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [1]. В работе анализировались распределения локальных удлинений $\epsilon_{xx}(x)$ и локальных поворотов $\omega_z(x)$ вдоль оси растяжения образца.

Особенность деформационной кривой титана в субмикроструктурном состоянии в том, что после достижения максимального напряжения σ_B спад нагрузки происходит очень медленно, и на нисходящей ветви накапливается в 1,5 раза большая деформация, чем на восходящей ветви. При этом стадия предразрушения, которая в согласно автоволновой теории пластической деформации [1] соответствует коллапсу автоволны, расположена на кривой нагружения практически полностью после достижения максимального напряжения σ_B , то есть, глобальная и локальная потеря устойчивости пластического течения происходят одновременно. В этом случае деформация происходит в нескольких макроскопических очагах, а видимая шейка разрушения появляется позднее. В настоящем случае нагружение образца было остановлено при интегральной деформации $\epsilon_{\text{tot}} = 0,064$, то есть на стадии предразрушения, непосредственно перед появлением шейки.

Деформированный образец был разгружен и помещен на гониометрический столик рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD6000 горизонтально. Рабочая поверхность образца сканировалась рентгеновским пучком диаметром 1 мм с шагом 3 мм вдоль оси нагружения. Целью сканирования было получение распределения блоков-кристаллитов по размерам и определение локальных взаимных ориентаций блоков. Дифрактометр Shimadzu XRD6000 снабжен изогнутым монохроматором из пиролитического графита, поэтому для решения названной задачи можно использовать метод сфокусированных по схеме Ламбо-Васамийе рентгеновских лауэграмм [9]. При наличии монохроматора сканирующий пучок лучей от него фокусируется на малом участке образца. Если на этом участке монокристалл с идеальной кристаллической структурой, то возникает один дифракционный максимум (основной рефлекс). Если монокристалл состоит из отдельных кристаллитов-блоков, разделенных малоугловыми границами, таких дифракционных максимумов (субрефлексов) будет несколько. Угловое расстояние между основным рефлексом и субрефлексами определяет не только разориентацию, но и размер блоков. Согласно представлениям Уоррена [10] рассчитать размеры блоков в направлении перпендикулярном плоскости отражения по угловым положениям субрефлексов, соответствующим индивидуальным кристаллитам можно, как $D = \frac{0,16\lambda}{\Delta \sin \theta}$, где D – размер бло-

ков, $\Delta \sin \theta$ – разность синусов углов дифракции основного рефлекса и субрефлекса от кристаллита, λ – длина волны рентгеновского излучения. Следовательно, чтобы получить распределение блоков-кристаллитов по размерам, необходимо в каждой точке сканирования определять угловые положения и основного рефлекса, и каждого из субрефлексов. Угловое разрешение метода определяется рядом факторов: во-первых, качеством сфокусированного пучка рентгеновских лучей, то есть, типом источника и качеством монохроматора; во-вторых, углом отражения; в-третьих, собственно величиной разориентации блоков. Чтобы профиль рефлекса возможно более точно описывался Лауэ-функцией, в тех случаях, когда недоступно синхротронное излучение, для сканирования узким пучком приме-

няют K_α -излучение, но анализируют дальние линии, на которых хорошо разрешен дублет $K_{\alpha_1} - K_{\alpha_2}$. В данной работе анализировалась линия 114.

После этой процедуры рельеф поверхности образца исследовался на атомно-силовом микроскопе Solver PH47-PRO. Из этой области были также вырезаны фольги, которые исследовались на просвечивающем электронном микроскопе ЭМ-125.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Как и следовало ожидать, согласно правилу соответствия [1], в образце сформировалась высокоамплитудная зона локальной деформации, где компоненты тензора дисторсии β_{ij} принимают наибольшие значения. Распределение локальных удлинений ε_{xx} и локальных поворотов ω_z на рабочей поверхности образца субмикроструктурного титана для указанного выше значения интегральной деформации 0,064 представлено на рис. 1 а, б.

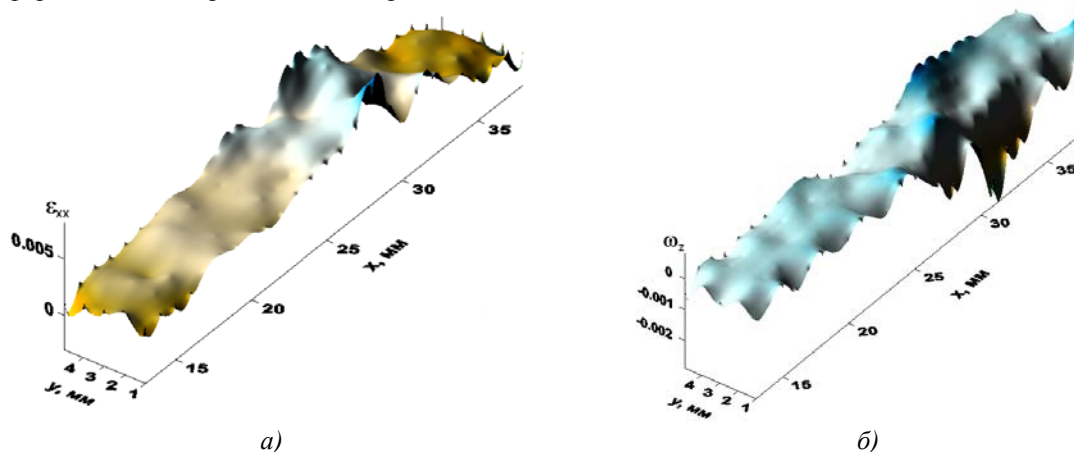


Рис. 1. Распределения локальных удлинений ε_{xx} (а) и локальных поворотов ω_z (б) в деформированном образце ультрамелкозернистого титана.

Зона локализации деформации наблюдается в области $20 \text{ мм} < x < 35 \text{ мм}$. Это место образования шейки разрушения, куда стягивается автоволна локализованной деформации. На микро- и мезоскопическом уровнях в этой зоне происходит сосредоточение деформационных дефектов. Нами в [5, 6] показано, что на мезоуровне деформация ультрамелкозернистого титана развивается путем формирования мезополос-складок. Распределение и размеры складок коррелируют с распределениями очагов локализации деформации на макроуровне. Все это предполагает, что упругие искажения кристаллической решетки тоже должны быть распределены по рабочему полю образца неоднородно.

При сканировании рабочей поверхности образца рентгеновским пучком в каждой точке по угловым положениям субрефлексов определялись величины разориентировок блоков, а затем по формуле (1), рассчитывались размеры блоков, соответствующие каждому субрефлексу. В результате для каждой точки сканирования получается набор разориентировок и набор значений размеров блоков. По этим данным строились гистограммы размеров блоков и гистограммы величин разориентировок. Аппроксимация гистограмм функцией Гаусса, позволяет получить среднее значение размеров и среднюю разориентировку блоков в соответствующей точке. Между этими параметрами существует линейная корреляция (рис. 2). Следовательно, чем крупнее блоки, тем больше их разориентация относительно друг друга, тем больше упругие искажения кристаллической решетки в границах блоков. Как утверждает автор [12], эти искажения являются наиболее эффективными источниками локальных напряжений.

Установлено, что и развороты блоков и их средние размеры, в разных точках образца имеют существенно различающиеся значения. На границе высокоамплитудной зоны локализации ($x = 20 \text{ мм}$) и разориентировки блоков θ (рис. 3 а), и их размеры D (рис. 3 б) достигают максимальных значений, а затем в самой зоне уменьшаются. Измельчение блоков в зоне локализации пластической деформации представляется вполне естественным, а максимум разориентировок на границе этой зоны свидетельствует о высоких локальных напряжениях. Ранее такое предположение о локализации напряжений именно на границах деформационных очагов высказывалось в [1].

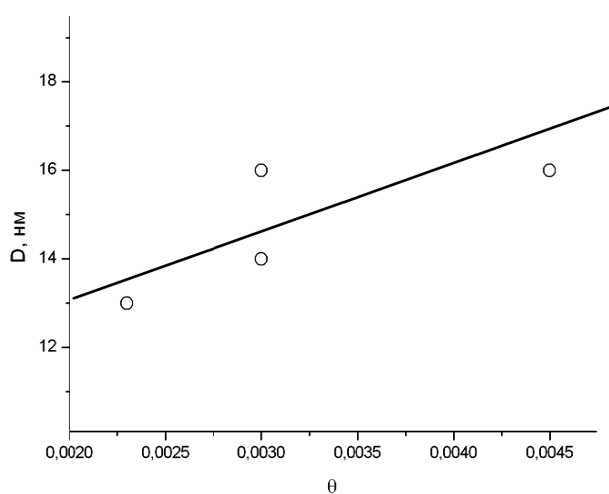


Рис. 2. Разориентировки блоков и их размеры
ненной к оси растяжения также под углом, определяемым критерием Мизеса.

Как отмечалось нами в [5, 6], в очагах локализации макродеформации формируются специфические мезодефекты-складки. Их размеры намного превосходят размеры структурных элементов, особенно длина, которая достигает нескольких десятков микрометров. Кристаллографически складки не определены и расположены вдоль направлений максимальных сдвигов по критерию Мизеса [13]. В высокоамплитудной зоне макролокализации повышена плотность складок, их размеры в три раза больше и они могут быть расположены вдоль оси растяжения. Эти дефекты могут служить зародышами разрушения, потому что разрушение ультрамелкозернистых образцов происходит по поверхности, наклонной к оси растяжения также под углом, определяемым критерием Мизеса.

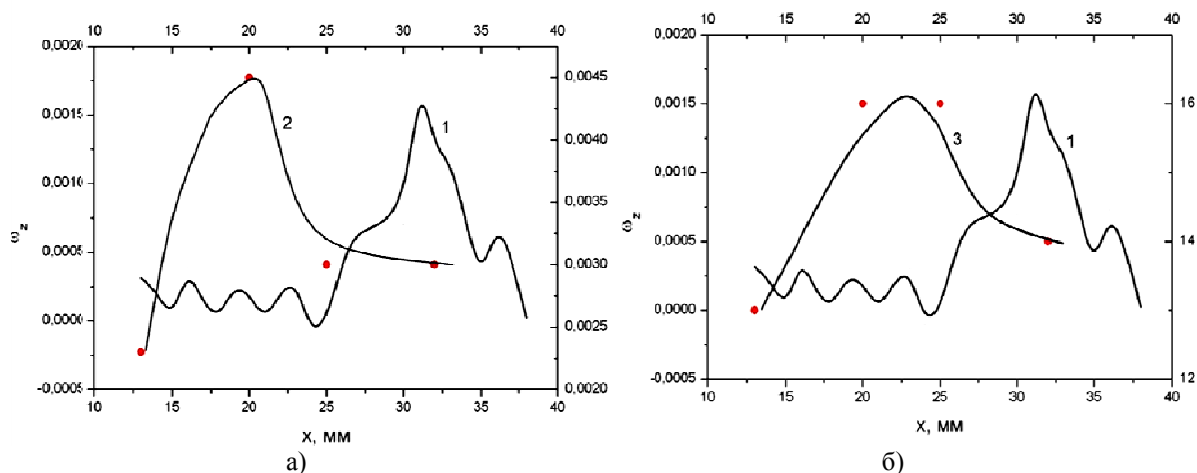


Рис. 3. Взаимосвязь разориентировок блоков (2) и их размеров (3) с распределением локальных поворотов (1)

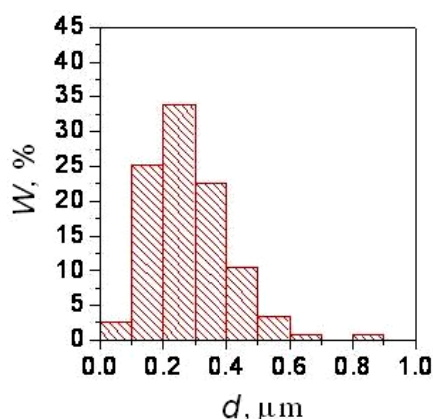


Рис.4. Гистограмма распределения по размерам элементов структуры

Исследования микроструктуры материала из области предстоящего разрушения методом трансмиссионной электронной микроскопии показали, что в целом, характерные размеры и морфология структурных элементов не меняется. Однако часть субзерен становится неравноосными. Преимущественная вытянутость элементов структуры наблюдается в направлении оси. Степень неравноосности может достигать 2,5. На рис. 4 приведена гистограмма распределения элементов структуры по размерам. Основную долю от общего объема около 80% составляют субзерна и зерна с размерами 0,1...0,4 мкм. Доля неравноосных субзерен и зерен, имеющих размеры 0,6...0,9 мкм, измеренные по максимальному диаметру, около 20%.

Интересны результаты исследования методом атомно-силовой микроскопии рельефа поверхности используемых для просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг. На фольге выявлены углубленные ячейки (ямки травления) равноосной формы со средним размером 0,14 мкм и неравноосные ячейки со средними размерами 0,19 мкм по максимальному диаметру и 0,09 мкм – по минимальному, то есть, со степенью неравноосности ~ 2 (рис. 5 а). Важно

отметить, что продольные оси неравноосных ячеек ориентированы вдоль оси нагружения образца. Сопоставление этих результатов с данными просвечивающей электронной микроскопии дает основание полагать, что наблюдаемые в последнем случае на поверхности фольг углубленные ячейки суть результаты вытравливания внутренних частей структурных элементов ультрамелкозернистого титана при химической полировке. Видно (рис. 5 б), что границы при этом травятся слабее, выявляя зеренную структуру. Этот факт можно использовать для аттестации материалов с нано- и субмикроразмерной структурой.

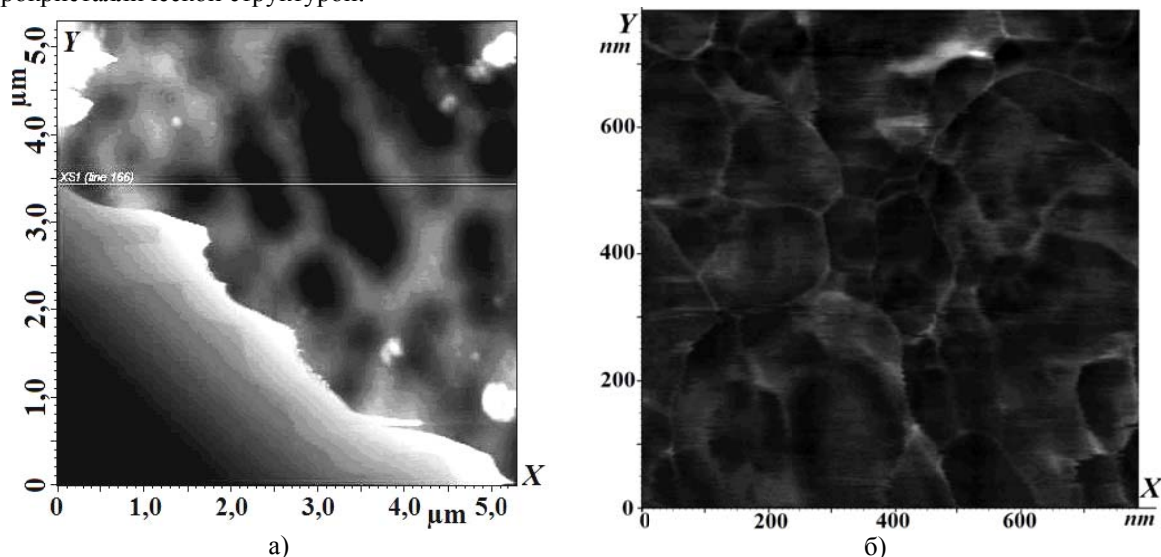


Рис. 5. Изображения структуры ультрамелкозернистого титана в зоне разрушения (атомно-силовая микроскопия): (а) – участок размером 5,5×5,5 мкм; (б) – участок 800×800 нм

Заключение

Исследование развития деформационного процесса в субмикроразмерном титане позволило установить, что после достижения наивысшего напряжения на падающем участке деформационной кривой в образце формируется зона локализации, в которой все компоненты тензора дисторсии принимают максимальные значения. В дальнейшем эта зона оформляется в шейку разрушения, где и происходит разрыв. В ней сосредотачиваются, характерные для ультрамелкозернистых материалов, мезодефекты-складки. Ультрамелкозернистая структура в зоне предстоящего разрушения отличается появлением неравноосных субзерен, которые вытянуты вдоль оси растяжения образца. В деформированном образце были получены распределения упругих искажений – разориентировок блоков-кристаллитов и размеров этих блоков путем сканирования рабочей поверхности монохроматизированным рентгеновским пучком. Использованы представления Уоррена. Обнаружено, что на границе зоны локализации макродеформации упругие искажения достигают максимальных значений, а внутри зоны происходит измельчение блоков. Показано, что метод атомно-силовой микроскопии может быть эффективно использован для качественного и количественного анализа структуры ультрамелкозернистых материалов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке и гранта РФФИ № 14-08-00299 с использованием оборудования ЦКП «Нанотех».

Литература.

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 328 с.
2. Zuev L.V. Autowave mechanics of plastic flow in solids // Physics of Wave Phenomena. 2012. Vol. 20. No. 3. P. 166-173.
3. Семухин Б.С., Плосков Н.А., Данилов В.И. Методика анализа блочной структуры деформированных объектов и ее применение для исследования особенностей процесса локализации пластической деформации // Металлофизика и новейшие технологии. 2012. Т. 34. № 10, С. 1411-1419.

4. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Летахова Е.В., Орлова Д.В., Охрименко И.А. Типы локализации пластической деформации и стадии диаграмм нагружения металлических материалов с различной кристаллической структурой // ПМТФ. 2006. Т. 47. № 2. С. 176-184.
5. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шляхова Г.В., Орлова Д.В. Мезо- и макроструктурная локализация пластического течения объемного субмикроструктурного титана // Изв. вузов. Физика. 2009. Т. 52, № 9/2. С. 48-55.
6. Шляхова Г.В., Ерошенко А.Ю., Данилов В.И., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. Микроструктура и особенности разрушения ультрамелкозернистого титана ВТ1-0, полученного методом *abc*-прессования // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 9. С. 24-28.
7. Глезер А.М., Метлов Л.С. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел // ФТТ. 2009. Т. 52. Вып. 6. С. 1090-1097.
8. Шляхова Г.В., Заводчиков А.С., Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шаркеев Ю.П. О возможности использования интенсивной пластической деформации для получения заготовок сплава ВТ16 с субмикроструктурной структурой // Титан. 2011. № 4. С. 15-20.
9. Гинье А. Рентгенография кристаллов. М.: ГИФМЛ, 1961. 604 с.
10. Уоррен Б.И. Рентгенографическое изучение деформированных металлов. В кн. Успехи физики металлов. Т. V. М.: Металлургиздат, 1963. С. 172-237.
11. Зуев Л.Б., Полетика Т.М., Нариманова Г.Н. О связи между макролокализацией пластического течения и дислокационной структурой // Письма в ЖТФ. 2003. Т. 29. Вып. 13. С. 74-77.
12. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1988. 224 с.
13. Томас Т. Пластическое течение и разрушение в твердых телах. М.: Мир, 1964. 308 с.

**ПЕРИОДИЧЕСКОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ В ОДНОСЛОЙНЫХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛОСЧАТЫХ ПОКРЫТИЯХ ИЗ СПЛАВА ПГ-12Н-01
И БРОНЗЫ ПГ-19М-01, ПОЛУЧАЕМЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ**

О.Г. Девойно, д.т.н., проф., Н.И. Луцко, н.с., А.С. Лапковский, м.н.с.

Белорусский национальный технический университет

Республика Беларусь, 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65

тел. (375-017-331-00-45), e-mail: scvdmmed@bntu.by

В последние годы резко увеличилась потребность промышленности в высоко-износостойких материалах. Однако, возможности упрочнения однокомпонентных материалов либо уже исчерпаны, либо близки к этому. По этой причине возрастает роль композиционных материалов, позволяющих значительно увеличить износостойкость. Традиционной структурой композиционных материалов является слоистая, когда траектория армирования лежат в плоскостях слоев, связь между которыми осуществляется через прослойки связующего [1-5]. Однако, все большее внимание к себе привлекают композиционные материалы с пространственным расположением арматуры, объем работ в этом направлении непрерывно возрастает. Введение пространственного каркаса не только ликвидирует такой недостаток слоистых композиционных материалов как опасность расслоения вследствие слабого сопротивления сдвигу, но и локализует в пределах нескольких пространственных ячеек распространение трещин. Наличие арматуры с различными жесткостью и прочностью значительно расширяет диапазон свойств композиционных материалов с пространственной схемой армирования. Главные трудности — технологические, возникающие при создании сложных схем армирования [6].

Уникальные возможности создания композиционных износостойких покрытий предоставляет метод лазерной наплавки. Этот метод, при котором сочетаются небольшие размеры наплавляемых валиков (сравнимые с диаметром лазерного пятна на поверхности наплавки) и локальность нагрева, позволяет создавать полосчатые слои, состоящие из материалов, имеющих различные физико-механические свойства, когда один из материалов играет роль связующего, а второй — арматуры. Прежде всего, преимущество метода лазерной наплавки при создании покрытий с полосчатой архитектурой состоит в том, что такие покрытия могут создаваться из металлических материалов, что сложно осуществить другими способами. Такие слои характеризуются не только высокой износостойкостью, но и анизотропией износостойкости в разных направлениях относительно наплавленных валиков.

В настоящее время уже накоплен значительный научный задел в области формирования покрытий из порошковых материалов с использованием метода лазерной наплавки. Изучены материа-

ловедческие и технологические аспекты получения лазерно-наплавленных слоев для различных материалов. [7-9]. Однако, недостаточно изучены вопросы формирования композиционных слоев, получаемых чередованием валиков из разных составляющих композиционного покрытия и их физико-механические характеристики.

В данной работе изучалось распределение микротвердости по глубине и в продольном направлении (вдоль поперечного сечения слоя) в однослойном композиционном покрытии, полученном методом лазерной наплавки чередованием валиков из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01. Химический состав исходных порошков приведен в таблице 1. Покрытия наносились на технологическом комплексе на базе CO₂-лазера непрерывного действия типа «Комета» и системы числового программного управления на образцы из стали 45, предварительно подвергнутые дробеструйной обработке. Наплавка велась в два этапа, вначале на основу наносились параллельные валики из сплава ПГ-12Н-01 с шагами 1,8; 2,4 и 3 мм (К1), а на втором этапе между ними наплавливались валики из бронзы ПГ-19М-01, шаг между валиками самофлюсующегося сплава и бронзы составлял, соответственно, 0,9; 1,2 и 1,5 мм (К2). Схема наплавки композиционного покрытия приведена на рисунке 1.

После наплавки образцы разрезались в направлении, перпендикулярном валикам наплавки, заливались в специальные оправки, после чего шлифовались и полировались. Фотография полученного шлифа поперечного сечения покрытия приведена на рисунке 2. Отчетливо видны два валика из бронзы ПГ-19М-01, между которыми находится валик из сплава ПГ-12Н-01.

Измерение микротвердости проводилось на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 100 г по глубине покрытия по линиям симметрии валиков из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 из основы в покрытие с шагом 0,05 мм и в продольном направлении вдоль поперечного сечения слоя параллельно основе с шагом 0,1 мм.

Таблица 1

Химический состав наплавливавшихся материалов

Марка	Содержание компонентов, % (по массе)									
	Cr	B	Si	Fe	C	Ni	Co	Cu	W	Al
ПГ-12Н-01	8-14	1,7-2,5	1,2-3,2	1,2-3,2	0,3-0,6	Основа	-	-	-	-
ПГ-19М-01					-	-	-	Основа	-	8,5-10,5

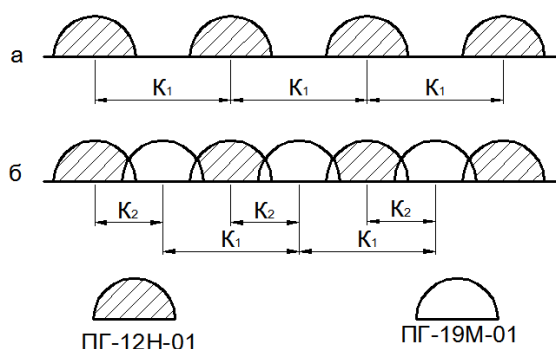


Рис. 1. Схема наплавки композиционного покрытия:
а) первый этап; б) второй этап



Рис. 2. Поперечное сечение композиционного полосчатого покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 x50

Типичная картина распределения микротвердости по глубине однослойного композиционного покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 представлена на рисунке 3.

Валик 1 и валик 3 наплавливались на первом этапе нанесения покрытия (рисунок 1) и представляли собой валики наплавки из чистого сплава ПГ-12Н-01, валик 2 наносился на втором этапе, когда после наплавки валиков из сплава ПГ-12Н-01 на месте нанесения валика 2 образовался тонкий под-слой из этого материала.

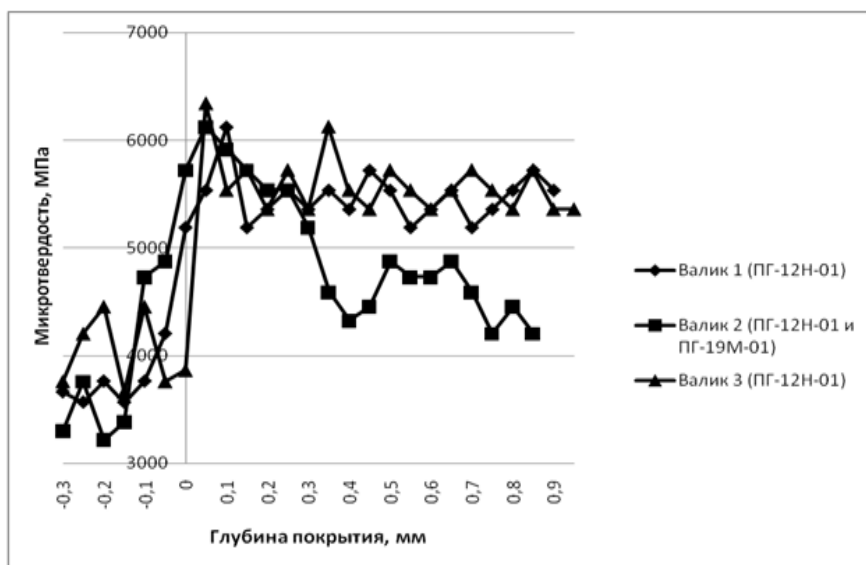


Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине в однослойных композиционных покрытиях из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-

Из рисунка 3 видно, что на границе основы и покрытия происходит резкий рост микротвердости, что говорит о том, что, несмотря на металлургическую связь основы и покрытия, переходная зона между ними очень мала или вообще отсутствует. В дальнейшем в валиках из сплава ПГ-12Н-01 (валики 1 и 3 на рисунке 3) величина микротвердости находится примерно на одном уровне по всей глубине покрытия, что свидетельствует о хорошем перемешивании материала в ванне расплава и о равномерном прогреве материала валика. Микротвердость сплава ПГ-12Н-01 в валиках 1 и 2 составляет в среднем 5500 МПа.

Несколько иная картина наблюдается при замере микротвердости по оси валика бронзы ПГ-19М-01. На границе основы и покрытия, как и в валиках из сплава ПГ-12Н-01, наблюдается (валик 3 на рисунке 3) резкий рост микротвердости, что также свидетельствует о малой величине переходной зоны. До расстояния от основы 0,25 мм средняя величина микротвердости в валике 2 составляет 5500 МПа, то есть равна микротвердости сплава ПГ-12Н-01 в валиках 1 и 3. В данном случае мы имеем дело с подслоем из указанного сплава, образовавшимся при наплавке двух соседних валиков из этого материала. В дальнейшем микротвердость снижается примерно на 1000 МПа и остается на этом уровне на всей глубине покрытия, то есть при наплавке валика бронзы ПГ-19М-01 также происходит равномерный разогрев и хорошее перемешивание материала в ванне расплава. Средняя микротвердость бронзы ПГ-19М-01 в этой зоне составляет 4500 МПа. Так как снижение микротвердости от 5500 МПа до 4500 МПа происходит при изменении глубины покрытия на 0,1 мм, можно утверждать, что переходная зона между валиками сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 имеет небольшие размеры или отсутствует.

Характерные результаты измерения микротвердости в продольном направлении вдоль поперечного сечения слоя параллельно основе представлены на рисунке 4. Координата начальной точки измерения соответствовала примерно середине левого валика из сплава ПГ-12Н-01 (валик 1 на рисунке 3), а координата конечной точки измерения – примерно середине правого валика из сплава ПГ-12Н-01 (валик 3 на рисунке 3), координата измерения 1,5 мм соответствовала примерно середине валика из бронзы ПГ-19М-01. Из рисунка 4 хорошо видно, что при шагах наплавки одноименных/разноименных валиков $K1/K2$ 2,4/1,2 мм и 3,0/1,5 мм в продольном направлении покрытия наблюдается периодичность изменения микротвердости. Вначале, когда измерения выполняются в валике из сплава ПГ-12Н-01, средняя микротвердость покрытия находится на уровне 5500 МПа, затем, когда измерения проводятся в валике бронзы ПГ-19М-01, наблюдается снижение средней микротвердости до 4500 МПа, и наконец, когда измерения снова проводятся в валике из сплава ПГ-12Н-01, средняя микротвердость покрытия опять поднимается до 5500 МПа. Такие периодические изменения микротвердости происходят вдоль всего поперечного сечения однослойного композиционного покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01.

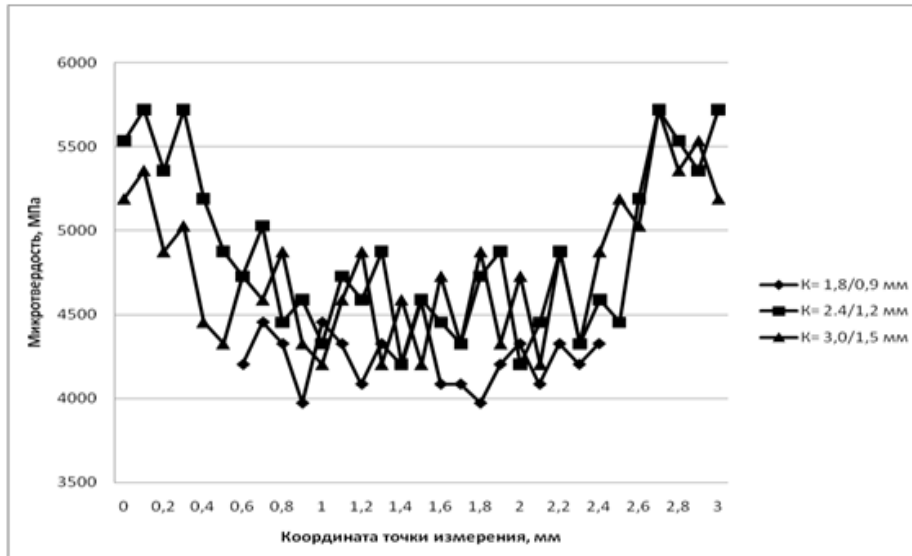


Рис. 4. Распределение микротвердости в продольном направлении вдоль поперечного сечения параллельно основе в однослойном композиционном покрытии из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 при разных шагах наплавки

На рисунке 5 наблюдаемая периодичность изменения микротвердости в однослойном полосчатом композиционном покрытии из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 для наглядности представлена в виде схемы. Как видно из этого рисунка, однослойное композиционное покрытие из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 представляет собой матрицу из сплава ПГ-12Н-01 со средней микротвердостью 5500 МПа, в которую при помощи лазерной наплавки внедрены области из бронзы со средней микротвердостью 4500 МПа. В плане сверху такое покрытие представляет собой полосчатую композицию, в которой чередуются полосы сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01.

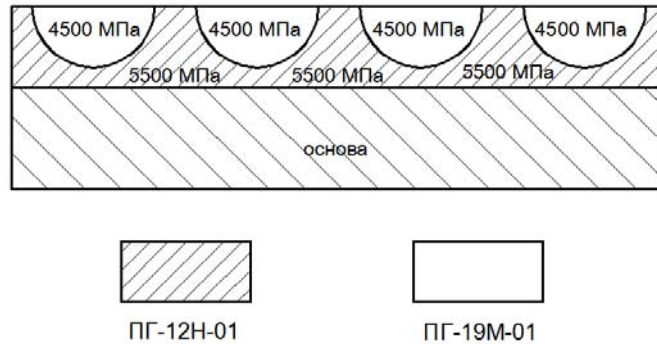


Рис. 5. Схема поперечного сечения однослойного композиционного покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01

Таким образом при помощи лазерной наплавки существует возможность создавать композиционные полосчатые покрытия, состоящие из полос разнородных материалов и при этом добиваться периодичности изменения микротвердости покрытий как в поперечном сечении покрытий, так и в плане сверху. При этом, варьируя соотношение шагов наплавки одноименных и разноименных материалов $K1$ и $K2$, можно добиваться разной периодичности изменения этой характеристики покрытий. Как видно из рисунка 4, при соотношении шагов наплавки $K1/K2$ 1,8/0,9 мм периодичность изменения микротвердости вообще не наблюдается. В этом случае в верхней части покрытия находится практически сплошной слой бронзы со средней микротвердостью порядка 4300 МПа. При увеличении соотношения шагов наплавки $K1/K2$ до 2,4/1,2 уже наблюдается периодичность изменения мик-

ротвердости, а при увеличении $K1/K2$ до 3,0/1,5 периодичность сохраняется, но период изменения микротвердости также увеличивается.

Исследования, проведенные в рамках данной работы, позволяют понять механизм формирования композиционных покрытий из разнородных материалов методом лазерной наплавки. Показана возможность получения периодичности изменения микротвердости как в поперечном сечении композиционных покрытий, так и в плане сверху. Полученные результаты позволяют сделать предположение о периодичности изменения и других физико-механических свойств таких покрытий. Кроме того, можно с достаточной степенью уверенности утверждать, что существует реальная возможность регулирования физико-механических и эксплуатационных свойств, в том числе износостойкости и коэффициента трения в покрытиях, получаемых методом лазерной наплавки.

Подобные композиционные покрытия могут использоваться для повышения износостойкости направляющих различного назначения, подшипников скольжения, штоков.

Литература.

1. Гуняев Г.М. Структура и свойства полимерных волокнистых композитов. М.; Химия, 1981. 232 с.
2. Жигун И.Г., Поляков В.А. Свойства пространственно-армированных пластиков. Рига: Зинатне, 1978. 215 с.
3. Композиционные материалы: Т. 2 Механика композиционных материалов. Пер. с англ./ Под ред. А.А. Ильюшина и Б.Е. Победри. М.: Мир, 1978. 564 с.
4. Композиционные материалы: Т. 7, Ч. 1. Анализ и проектирование конструкций. Пер. с англ./ Под ред. Ю.М. Тарнопольского. М.: Машиностроение, 1978. 344 с.
5. Конструкционные особенности материалов, армированных высокомолекулярными волокнами/ Ю.М. Тарнопольский, А.В. Розе, И.Г. Жигун, Г.М. Гуняев. – Механика полимеров, 1971, № 4, с. 676-685.
6. Meylan B.A., Butterfield B.G. Three-Dimensional Structure of Wood. A Scanning Electron Microscope Study. New York: Syracuse University Press, 1972, 80 p.
7. John C. Ion, Laser processing of Engineering Materials: principles, procedure and industrial application, Elsevier Butterworth – Heintmann, Burlington, MA, 2005, 220 p.
8. E. Toyserkani, A. Khajepour, S. Corbin, Laser Cladding, CRS Press, Boca Raton, Florida, 2005, 380 p.
9. J. Th. M. De Hosson, V. Ocelic, Functionally graded materials produced with high power lasers, Proceeding of ASTRA – 2003, Hyderabad, India, 2003. pp. 368-376.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НА СКОРОСТЬ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

Ю.Д. Жмакин, аспирант, С.А. Невский, к.т.н., доц., С.В. Коновалов, д.т.н., проф.

Сибирский государственный индустриальный университет

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, тел. (3843) 46-22-77

E-mail: nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru

К настоящему времени однозначно установлено, что внешние электрические воздействия на металлические материалы приводят к изменению их деформационных характеристик [1 – 3]. Так в работе [1] установлено, что электростатические поля оказывают упрочняющее действие на процессы пластической деформации, проявляющееся в увеличении предела текучести. В [4, 5] получены результаты, свидетельствующие о том, что приложение к деформируемому на ползучесть материалу электростатических полей, характеризующихся малыми электрическими потенциалами, приводит к изменению ее скорости. Зависимости скорости установившейся ползучести от потенциала, как в случае алюминия [4], так и в случае меди имеют знакопеременный характер [5]. По мнению авторов [4, 5] причиной такого изменения скорости ползучести являются нарушения структуры двойного электрического слоя. Однако, в работах [1 – 5] исследовано влияние малых электрических потенциалов, но остаются вопросы, связанные с влиянием электростатических полей, характеризующихся потенциалами, больше 1 кВ. В настоящей работе исследовано влияние электростатических полей, характеризующихся потенциалами ± 4 кВ.

Исследования процесса ползучести проводили при комнатной температуре и постоянной растягивающей нагрузке. В качестве модельного материала использовали образцы поликристаллической меди цилиндрической формы диаметром 1,2 мм и длиной рабочей части 100 мм, подвергнутые предварительной термической обработке (отжиг при температуре 700 °С в течение 2 часов и последующее охлаждение в воде). Для испытаний на ползучесть использовалась модернизированная испытательная машина для исследования процессов пластической деформации металлов с оптико-механическим датчиком, имеющим разрешение 30 мкм.. Запись данных удлинения образца проводилась с помощью компьютерной программы. Эксперимент проводился следующим образом. К образцу прикладывалось постоянное растягивающее усилие, и снималась кривая ползучести. После достижения линейного участка образец оставляли под нагрузкой без приложения электрического потенциала на время необходимое для расчета скорости ползучести, после истечения этого времени на образец подавался электрический потенциал 4 кВ разного знака, который действовал на образец до разрушения.

Принципиальная электрическая схема установки для подключения электростатических полей, характеризуемых потенциалами $\sim \pm 1$ кВ, на испытуемый образец представлена на рисунке 1. С помощью автотрансформатора TV2 и повышающего трансформатора TV1 напряжение плавно поднималось от 0 до 4 кВ. Благодаря диоду VD1 и конденсатору С испытуемый образец также постепенно приобретает потенциал равный потенциалу положительного полюса конденсаторной батареи СВ, когда он подключен к клеммам 3-4 и отрицательный – к клеммам 1-2. Давалась выдержка, чтобы испытуемый образец приобрел необходимый потенциал с целью исключения влияния тока утечки на результат эксперимента. С той же целью проводилась изоляция образца от элементов испытательной установки. Контроль величины напряжения по высоковольтному вольтметру PV.

Количественно эффект влияния описывался относительным изменением скорости ползучести, рассчитываемым по соотношению: $Q = \frac{\dot{\varepsilon}_\varphi - \dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}}$, где $\dot{\varepsilon}_\varphi$ - скорость ползучести при приложении электростатического поля, $\dot{\varepsilon}$ - скорость ползучести в его отсутствии.

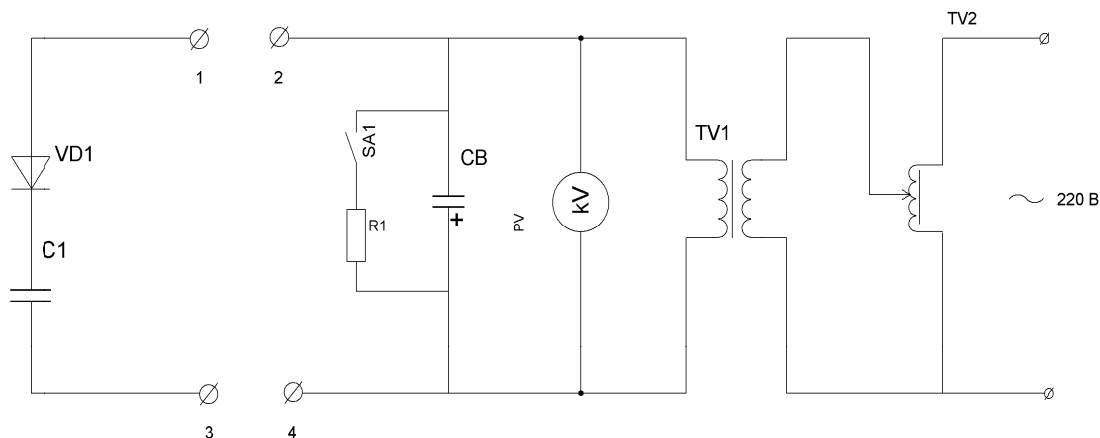


Рис. 1. Принципиальная электрическая схема установки для подключения электростатических полей

Характерные кривые ползучести и области для расчета скорости ползучести приведены на рисунке 2.

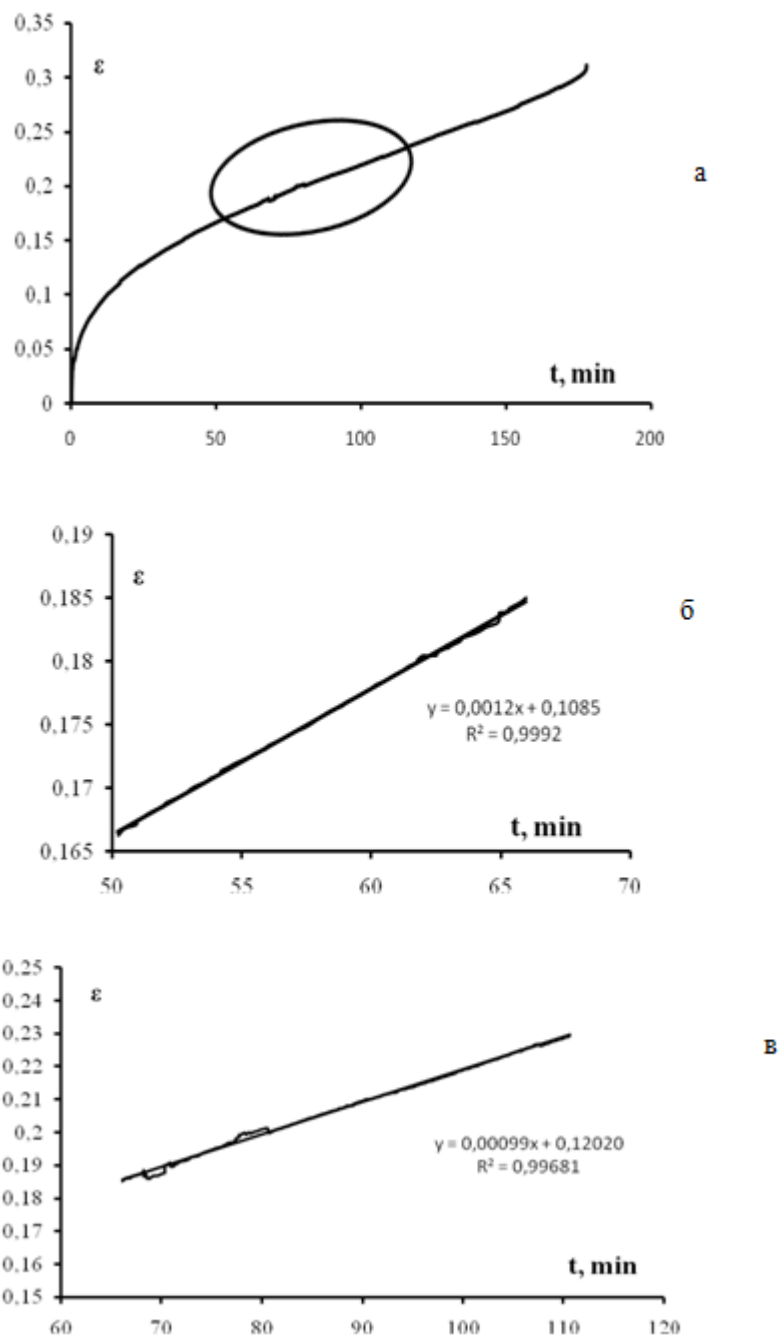


Рис. 3. Типичные кривые ползучести (а) и укрупненное изображение кривой ползучести на участке без воздействия потенциала (б) и в условиях воздействия потенциала (в)

Анализ полученных данных показывает, что при воздействии электрических полей с потенциалами $\pm 4 \text{ kV}$ скорость ползучести замедляется, причем при положительном потенциале относительное изменение скорости ползучести составляет -15.3% , а при отрицательном -15.2% т.е. также как и при малых потенциалах имеет место независимость скорости ползучести от знака подключаемого потенциала. Следует отметить, что в случае малых электрических потенциалов ($\varphi = \pm 5 \text{ В}$) относительное значение скорости ползучести составляет $\sim -40\%$ [5]. Однако, в эксперименте [5] электрический потенциал подключался сразу после начала нагружения, а не на стационарной стадии ползучести, и в [5] использовалась схема подключения, аналогичная использованной в работе [2]. Поэтому с помощью схемы, аналогичной представленной на рисунке 1, были проведены эксперименты с под-

ключением малых потенциалов. Результаты экспериментов показали, что при потенциале +5 В относительное значение скорости ползучести составляет -27,2%, а при $\varphi = -5$ В – Q=-25,8%.

Замедление скорости ползучести при воздействии электрических полей разного знака обусловлено тем, что поле создает дополнительный барьер для выхода дислокаций на поверхность, который имеет вид $\Delta U = \Delta \gamma b$, где $\Delta \gamma$ – изменение поверхностной энергии, b – вектор Бюргера дислокаций. Частота выхода дислокаций определяется как:

$$v = v_0 \exp\left(-\frac{U_{act} - V\sigma}{kT}\right) \quad (1)$$

где U_{act} – энергия активации, V – активационный объем, σ – деформирующее напряжение, k – постоянная Больцмана, T – температура. В случае воздействия электрического поля

$$v_\varphi = v_0 \exp\left(-\frac{U_{act\varphi} - V_\varphi\sigma}{kT}\right), \quad (2)$$

где $U_{act\varphi} = U_{act} + \Delta U$, V_φ – активационный объем при электрическом воздействии. Изменение поверхностной энергии при электрическом воздействии за счет электронов в приповерхностной области определится как $\Delta \gamma = \frac{\varepsilon_0 \varphi^2}{4d^2} \beta$, где β – радиус экранирования электрического поля, который принимает значения $\sim 10^{-11}$ м, d – толщина двойного электрического слоя, которая согласно [4] имеет значение 22,4 нм. Но следует учесть, что выходящие на поверхность дислокации создают ступеньки, которые меняют конфигурацию электрического поля. Оценки [6, 7] показывают, что изменение величины поверхностного барьера за счет конфигурации двойного электрического слоя на два порядка больше чем такое же за счет электронов в приповерхностной области $\Delta U_{config} = 100 \Delta \gamma b$. Также известно, что при образовании ступеньки образуются дополнительные напряжения, которые имеют вид: $\Delta \sigma = \Delta U_{config} / b^2$. Тогда расчет относительного значения частот ζ дает

$$\zeta = \frac{v_\varphi}{v} - 1 = \exp\left(-\frac{\sigma V_\varphi \Delta \sigma}{kT \sigma}\right) - 1. \quad (3)$$

При значении потенциала 5 В, активационного объема $\sim 10^{-26}$ м³ и напряжения $\sigma/m = 64$, 3 МПа (m – фактор Тейлора) соотношение (3) примет значение равное -0,65. Этим обусловлено снижение скорости ползучести при воздействии электростатических полей.

По-видимому, при электростатических полях, характеризующихся потенциалами ~ 1 кВ происходят такие же процессы, что и при малых, но из-за адсорбционных эффектов их действие ослаблено.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 14-08-00506 а)

Литература.

1. Клыпин А.А., Фетисов Г.П. Влияние электростатического поля на механические свойства некоторых легких и жаропрочных сплавов для авиационной промышленности // Технология металлов. – 2011. – № 11. – С. 42 – 45.
2. Коновалов, С.В. Влияние электрического потенциала на процесс деформации алюминия / С.В. Коновалов, В.И. Данилов, Л.Б. Зуев [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2006. – т.9. – С.103-106
3. Клыпин А.А. О пластической деформации металлов при наличии электрического воздействия / А.А. Клыпин // Проблемы прочности. – 1975. – №7. – С. 20-25.
4. Клыпин, А. А. Влияние контакта разнородных металлов на ползучесть меди и алюминия / А. А. Клыпин, А. А. Лучина // Известия АН СССР. – 1985. – № 2. – С. 138–146.
5. Коновалов, С. В. Влияние электрического потенциала и контактной разности потенциалов на пластическую деформацию алюминия и меди / С. В. Коновалов [и др.]. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2009. – Т. 6. – № 3. – С. 118–127.
6. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2004. Т. 1. 590 с.
7. Невский С.А., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е. Влияние слабых электрических потенциалов на ползучесть алюминия // Физика и химия обработки материалов. – 2013. – № 4. – С. 15 – 20.

ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ 100-М РЕЛЬСАХ

К.В. Волков, к.т.н., К.В. Алсараева*, К.В. Морозов*

ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», 654043, Новокузнецк, шоссе Космическое, д.16

*Сибирский государственный индустриальный университет,
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, д.42, тел. (3843) 784367.

E-mail: alsaraeva_kv@physics.sibsiu.ru.

Введение

Технология закалочного охлаждения рельсов во многом определяет их механические и эксплуатационные свойства. Исследования структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры, образующихся в сечении рельсов в результате термомеханических воздействий, очень важны для понимания физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно формировать эксплуатационные параметры изделий [1, 2]. Цель настоящей работы – анализ и классификация структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, формирующихся в поверхностном слое рельсов, подвергнутых дифференцированной закалке воздухом.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовали образцы 100м рельсов типа ДТ350 из стали Э76ХФ (С - 0,77; Mn - 0,87; Si - 0,34; S - 0,022; P - 0,081; Cr - 0,08; Ni - 0,06; Al - 0,08; V - 0,08; N - 0,01; wt %), (ГОСТ 51685-2000), прошедших дифференцированную закалку жатым воздухом по различным режимам 1,2,3, обеспечивающим формирование следующих механических свойств: 1. $\sigma_B=1250$ МПа, $\sigma_T=850$ МПа, $\delta=12\%$, $\psi=37\%$; 2. $\sigma_B=1270$ МПа, $\sigma_T=860$ МПа, $\delta=10,5\%$, $\psi=40\%$; 3. $\sigma_B=1290$ МПа, $\sigma_T=880$ МПа, $\delta=11\%$, $\psi=37\%$.

Исследование структурно-фазовых состояний стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (ПЭМ) [3-5] вдоль двух направлений: по центральной оси и по выкружке (рис. 1). Исследование осуществляли в слоях, расположенных на поверхности катания и на расстоянии 2 мм и 10 мм от поверхности катания.

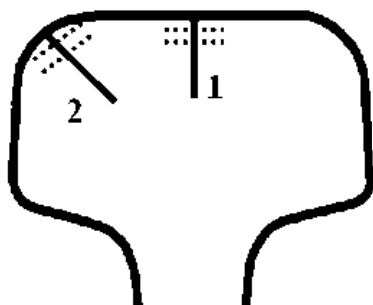


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании методами ПЭМ. Сплошными линиями выделены направления по центральной оси (1) и по выкружке (2); пунктирными линиями указаны места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг

Результаты исследования и их обсуждение

ПЭМ анализ структуры и фазового состава рельсов показал, что независимо от режима дифференцированной закалки в поверхностном слое образцов толщиной ~10 мм формируется поликристаллическая структура, представленная зернами перлита пластинчатой морфологии (эвтектоидная смесь феррита и цементита, в которой обе фазы имеют форму протяженных пластинок) (рис. 2, а), зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы (зерна феррито-карбидной смеси) (рис. 2, в-д) и зернами структурно свободного феррита (зернами феррита, не содержащими в объ-

еме частиц карбидной фазы) (рис. 2, е).

Основным типом структуры рельсов является перлит пластинчатой морфологии, относительное содержание которого изменяется в пределах от 34 % до 87 %. Несколько меньшая относительная объемная доля зерен феррито-карбидной смеси (от 12 % до 65 % структуры стали). Относительная объемная доля зерен структурно свободного феррита мала и изменяется в пределах от 1 % до 5 % структуры стали. Просматривается определенная закономерность в изменении структуры стали в зависимости от расстояния до поверхности образца. А именно, с увеличением расстояния от поверхности образца относительное содержание зерен пластинчатого перлита увеличивается. Следовательно, поверхностный слой рельсовой стали характеризуется более неравновесным состоянием структуры, что, очевидно, обусловлено повышенной скоростью его охлаждения при дифференцированной закалке.

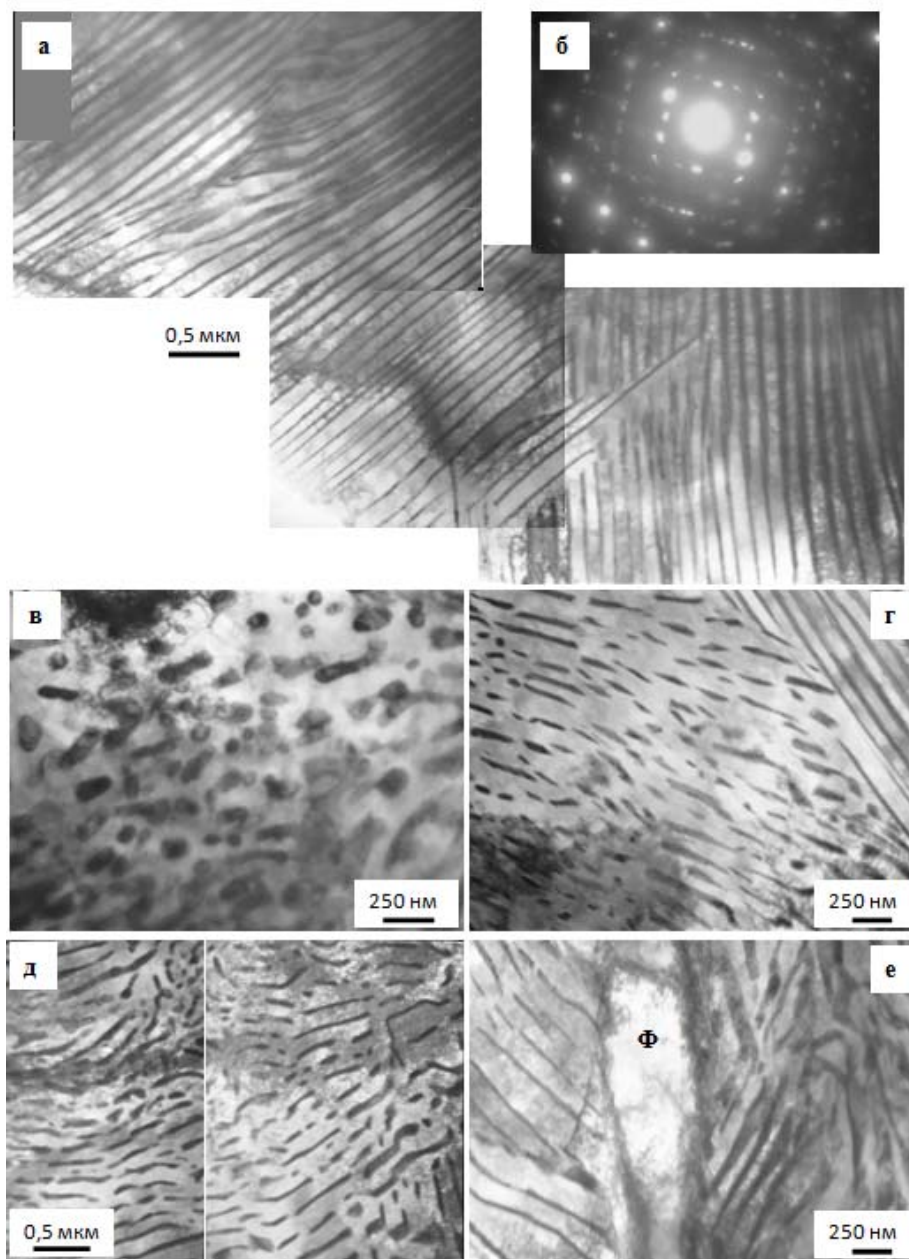


Рис. 2. ПЭМ изображение структуры зерен пластинчатого перлита (а, б), феррито-карбидной смеси (в-д) и структурно свободного феррита (е, зерно обозначено «Ф»); а, в-е светлопольные изображения; б – микроэлектронграмма к (а)

Величина межпластинчатого расстояния структуры перлита изменяется в пределах от 105 нм до 200 нм и либо снижается при переходе от поверхности катания к слою, расположенному на глубине 10 мм (режим №1 и №2), либо не зависит от расстояния до поверхности катания (№3).

Зерна феррито-карбидной смеси фрагментированы, т.е. разбиты на области с небольшой ориентацией. По границам фрагментов располагаются частицы карбидной фазы пластинчатой или глобулярной формы. Размеры частиц изменяются в пределах от 20 нм до 40 нм. Средние размеры фрагментов составляют 120 нм.

Ферритная составляющая структуры стали дефектна. Методами ПЭМ выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры. В феррите перлитных зерен наблюдаются лишь первые два типа дислокационной субструктуры (субструктура дислокационного хаоса и сетчатая дислокацион-

ная субструктура); ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры выявляются лишь в зернах структурно свободного феррита и в зернах феррито-карбидной смеси.

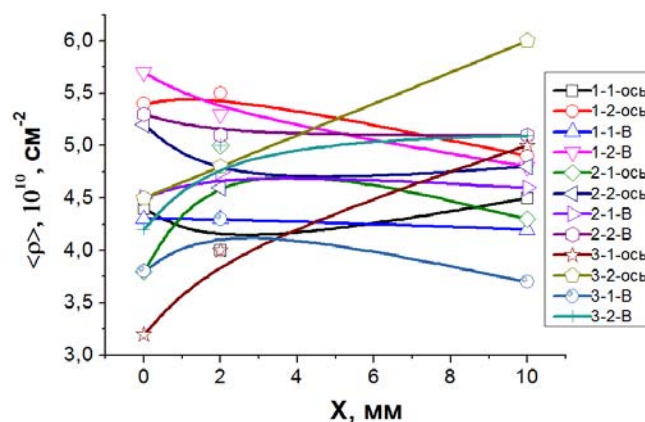


Рис. 3. Зависимость скалярной плотности дислокаций в структурных составляющих рельсовой стали от расстояния от поверхности катания. Обозначено: первая цифра – номер режима; вторая цифра – скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей зерен перлита (1) или зерен феррито-карбидной смеси (2); ось – анализ вдоль центральной оси; В – по выкружке

Скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей структуры исследованных образцов стали ($\langle \rho \rangle$) изменяется в широких пределах от $2 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $8,0 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 3). Максимального значения она достигает вблизи глобулярных частиц карбидной фазы и составляет $\sim 8 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Представленные на рис. 3 результаты анализа дислокационной субструктуры ферритной составляющей зерен перлита и зерен феррито-карбидной смеси позволили выявить некоторые закономерности в изменении данной характеристики стали. А именно, в зернах феррито-карбидной смеси величина скалярной плотности дислокаций несколько выше, чем в ферритной составляющей зерен перлита независимо от режима закалки, направления исследования и расстояния исследуемого слоя от поверхности образца.

Заключение

Выполненный электронно-микроскопический микродифракционный послойный анализ рельсов выявил присутствие в материале, независимо от режима дифференцированной закалки, направления исследования (по центральной оси или по выкружке) и глубины залегания анализируемого слоя трех морфологически различных составляющих структуры – зерен пластинчатого перлита, зерен феррито-цементитной смеси и зерен структурно свободного феррита, что указывает на диффузионный характер полиморфного $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращения. Осуществлен количественный анализ и выявлены основные параметры, характеризующие состояние структуры стали. Показано, что формирующаяся структура имеет явно выраженный градиентный характер: состояние поверхностного слоя (слоя толщиной ~ 10 мм) исследуемой рельсовой стали зависит не только от режима закалки, но и направления исследования (по центральной оси или по выкружке) и глубины залегания (0 мм, 2 мм, 10 мм) анализируемого слоя.

Литература

1. Gromov V.E., Volkov K.V., Ivanov Yu.F. et al, Fine structure formation of the increased wear resistance rails, Materials science fundamental problems. 2013. № 4(76) pp. 43-48.
2. Волков К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А. Повышение усталостного ресурса рельсовой стали электронно-пучковой обработкой. Новокузнецк: «ИнтерКузбасс», 2013. 215 с.
3. P.B. Hirsch, A. Howie, R.B. Nicholson, D.W. Pashley and M.J. Whelan, Electron microscopy of thin crystals. Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977. 574p.
4. K.W. Andrews, D.J. Dyson, S.R. Keown “Interpretation of electron diffraction patterns”, London, UK: Adam Hilger Ltd, 1971. 293 p.
5. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Metallurgia, 1973. – 584 с.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ РЕЖУЩЕЙ КРОМКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛА

*А.С. Игнатьев, аспирант, А.А. Моховиков, к.т.н, доц., В.Е.Овчаренко, д.т.н., профессор
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48
E-mail: assignatev@rambler.ru*

Введение

Проблема стойкости (ресурса работы) инструмента различного назначения (режущего, штампового, дробильного и т.п.) является постоянно актуальной для всех отраслей современной промышленности. Сказанное в полной мере относится к многочисленным видам инструмента с рабочими органами из металлокерамических (твердых) сплавов, получившего широкое применение в различных отраслях промышленности.

Одним из перспективных направлений в решении указанной проблемы является поверхностное упрочнение металлокерамических изделий путем модификации структуры их поверхностных слоев методом обработки их поверхностей высококонцентрированными потоками энергии в виде интенсивных импульсных лазерных, электронных и ионных пучков [1], а также потоками импульсной плазмы [2]. Сверхвысокие скорости нагрева (до 10^6 град/с) тонкого поверхностного слоя при лазерном, ионном или электронном облучении в импульсном режиме (10^{-1} мм для лазерного и 10^{-4} – 10^{-3} мм для ионного и электронного пучков) до критических температур и достижение в поверхностном слое предельных градиентов температуры (до 10^7 – 10^8 град/м), обеспечивающих охлаждение поверхностного слоя за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростью 10^4 – 10^9 град/с, определяют условия образования в поверхностном слое металлических материалов неравновесных структур, в т.ч. в наноразмерной области структурно-фазовых состояний. Наноструктурирование поверхностного слоя оказывает прямое влияние на механизм его разрушения при внешнем термическом или силовом воздействии, обусловленное снижением масштабного уровня локализации пластической деформации, приводящего к более равномерному распределению упругих напряжений в поверхностном слое. В результате в поверхностном слое в значительной степени повышается энергия зарождения концентраторов напряжения, снижается вероятность образования дефектов внутреннего строения. При этом между наноструктурированным слоем и основным материалом вместо границы раздела формируется переходная зона - наноструктурированный слой плавно переходит в структуру основного материала. Последнее определяет демпфирующие свойства наноструктурированного слоя по отношению к основному материалу при ударных механических и температурных внешних воздействиях, предотвращая преждевременное зарождение и распространение с поверхности в основной объем материала хрупких микротрещин, приводящих к образованию магистральных трещин и разрушению основного материала [3]. Формирование в поверхностном слое металлокерамического сплава многоуровневой структуры определяет неизбежность вовлечения в процесс деформации поверхностного слоя при динамическом или температурном на него воздействии максимально возможного числа структурных уровней, что приводит к смене доминирующего механизма зарождения и роста магистральной хрупкой трещины: зарождение, последовательное развитие и продвижение вершины трещины в «мезоскопически неповрежденном» материале сменяется образованием в окрестности вершин микротрещин мезоповреждений с последующим их объединением в магистральные трещины, что обеспечивает существенное увеличение времени образования трещин разрушения и работы разрушения металлокерамического сплава [4-7]. Изменение механизма разрушения поверхностного слоя металлокерамического сплава оказывает прямое влияние на такие основные для инструментального материала параметры, как износостойкость и стойкость металлокерамического инструмента при резании металла.

Целью настоящей работы являлось исследование зависимости значений параметров износа передней и задней поверхностей пластины из металлокерамического сплава при резании металла от параметров многоуровневой структуры ее поверхностного слоя.

Материал и методики экспериментальных исследований.

Объектом исследования являлись металлокерамические режущие пластины из металлокерамического сплава на основе карбида титана с никельхромовой связкой состава 50 об.%TiC+50 об.% (Ni-Cr). Импульсное электронно-пучковое облучение поверхности режущих пластин из металлоке-

рамического сплава размером 10x10x4 мм проводили на установке импульсного электронно-пучкового облучения с плазменным катодом (Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск). Изменение параметров многоуровневой структуры в поверхностном слое металлокерамического сплава достигали облучением в плазмообразующих газах различного состава – с аргоном, с азотом, с ксеноном и с (ксенон+азотом) и при следующих параметрах облучения: длительность импульсов облучения $\tau = 150$ мкс, плотность энергии в электронном пучке $E_s = 40$ Дж/см², количество импульсов облучения – 15, частота следования импульсов облучения с⁻¹. При этом электронный пучок фокусировали на углах режущих пластин для последующих исследований стойкости пластин при резании металла.

Стойкостные испытания металлокерамических пластин при резании металла были проведены на стали 45 (ГОСТ 1050-88) при следующих режимах резания: скорость резания $V=80$ м/мин., глубина резания $t=1$ мм, подача $s=0,1$ мм/об.

Микроструктуру поверхности образцов до и после облучения исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (SEM 515 «Philips»).

Профилирование поверхности исследуемых образцов выполняли на специальном приспособлении с помощью многооборотного индикатора с ценой деления 0,001 мм, оснащенного иглой с диаметром рабочей вершины 0,07 мм. Результаты измерений фиксировали через каждые 0,1 мм.

Результаты и их обсуждение.

Импульсное электронно-пучковое облучение проплавляет поверхностный слой металлокерамического сплава и формирует микрорельеф его поверхности (рис. 1).

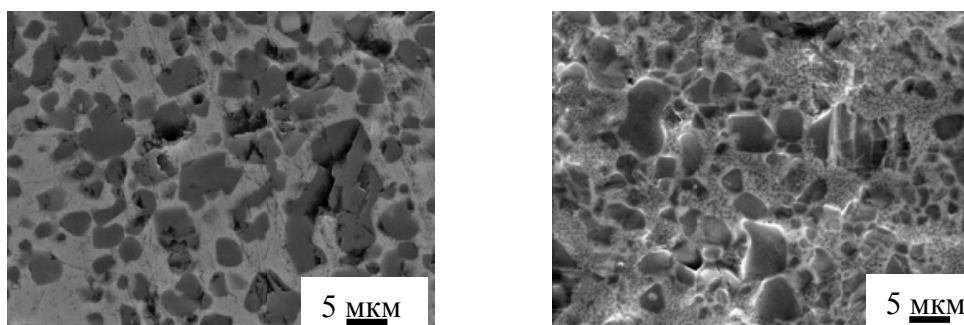


Рис. 1. Микроструктура и микрорельеф поверхности металлокерамического сплава в исходном и после электронно-пучкового облучения в аргонсодержащей плазме газового разряда состояниях

Импульсное электронно-пучковое облучение приводит к измельчению частиц карбидной фазы путем их растрескивания и залечивания микротрещин расплавами связующего, частичным растворением частиц карбида в расплаве металлического связующего и выделением микрочастиц (субмикронной и наномасштабной размерности) вторичного карбида в межчастичных прослойках металлического связующего металлокерамической структуры (рис. 1,б).

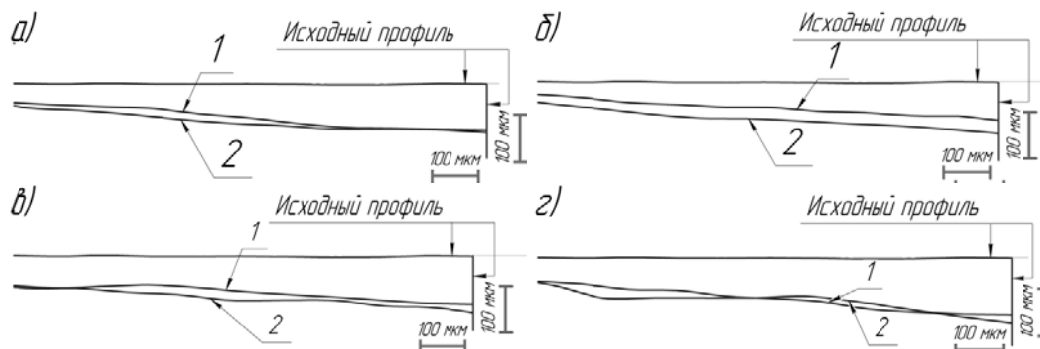


Рис. 2. Профилограммы поверхности образцов металлокерамического сплава в исходном состоянии и после импульсного электронно-пучкового облучения аргонсодержащей (а), азотсодержащей (б) и (ксенон+азот)-содержащей плазме газового разряда (1 – плотность энергии $E_s=40$ Дж/см², 2 – плотность энергии $E_s=50$ Дж/см²)

На рис. 2 представлены профилограммы поверхности металлокерамического сплава после электронно-пучкового облучения. Установлено, что наибольшее изменение формы поперечного профиля металлокерамической пластины непосредственно у поверхности облучения наблюдается у внешнего края пластины, где величина усадки металлокерамики достигает величины от 5 до 130 мкм в зависимости от режимов облучения и химического состава плазмообразующего газа. Максимальная усадка металлокерамической пластины происходит при облучении ее поверхности в (ксенон+азот)-содержащей плазме и фиксируется на углах металлокерамических пластин. Угол наклона поверхности от центра пластины к углам при этом составляет $1,5 \dots 3,0^\circ$.

Вследствие этого передний угол режущей пластины ($\gamma = -5^\circ$) увеличивается в отрицательную сторону на величину $1,5 \dots 3,0^\circ$. Последнее не может относиться к оценке износостойкости режущей пластины, т.к. технологическая составляющая силы резания P_z изменяется незначительно ($1 \dots 3\%$) по сравнению с величиной P_z для металлокерамической пластины в исходном состоянии [8].

В процессе резания металла на передней и задней поверхностях режущей пластины образуются контактные площадки. Износ металлокерамического сплава на контактных площадках происходит непрерывно на протяжении всего процесса резания. Известно, что при обработке конструкционных сталей основной износ токарных резцов происходит по переходной и главной задней поверхности [9-11]. Динамика роста износа для разных поверхностей резца различна. Наибольший износ наблюдается на переходной задней поверхности. На главной задней поверхности величина износа переменная, она минимальна в конце зоны контакта и увеличивается, достигая максимального значения на переходной задней поверхности. Критерий износа инструмента, при котором дальнейшая работа должна быть прекращена, зависит от характера выполняемой операции, инструментального и обрабатываемого материала. Для металлокерамических резцов при черновой обработке сталей критерием износа задней поверхности принимается $h_3 = 0,8 - 1$ мм. Поэтому при проведении стойкостных испытаний при резании стали за критерий износа металлокерамических пластин принимали износ по переходной задней поверхности равный 1 мм.

Установлено, что в результате импульсного электронно-пучкового облучения поверхности металлокерамических пластин их стойкость при резании металла повышается.

Визуальным контролем, осуществлявшимся с помощью микроскопа МИР-3, было установлено, что характер износа режущих пластин при переходе от пластин в исходном состоянии к обработанным электронным пучком не изменяется: в процессе резания на передней поверхности происходит лункообразование, на задней поверхности наблюдается адгезионный износ, а на режущей кромке металлокерамических пластин в зоне резания происходит микровыкрашивание (рис. 3).

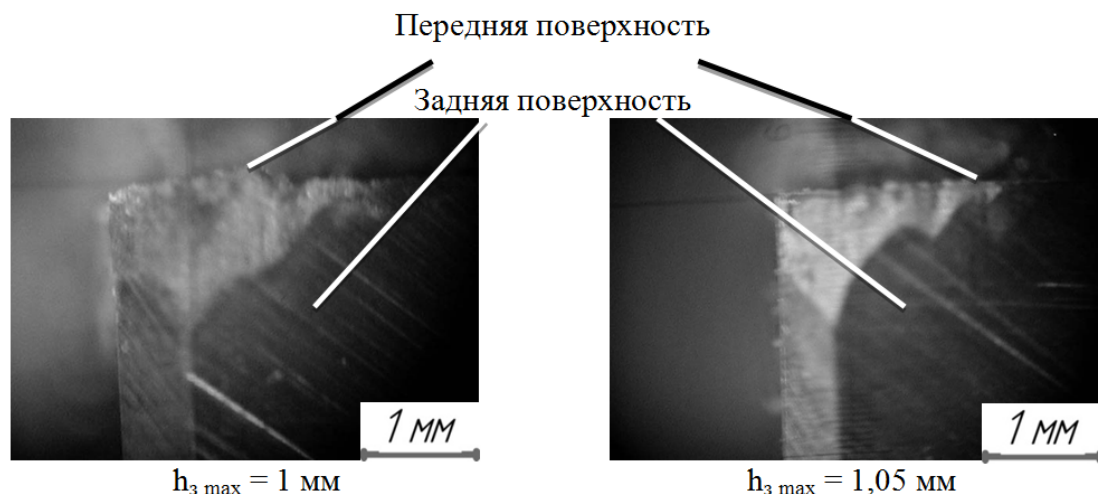


Рис. 3. Общий вид характера износа на задней и переходной задней поверхностях

На рис. 4 представлены профилограммы изнашивания металлокерамических пластин после облучения в аргон-, азот-, ксенон- и (ксенон+азот)-содержащих плазмах газового разряда.

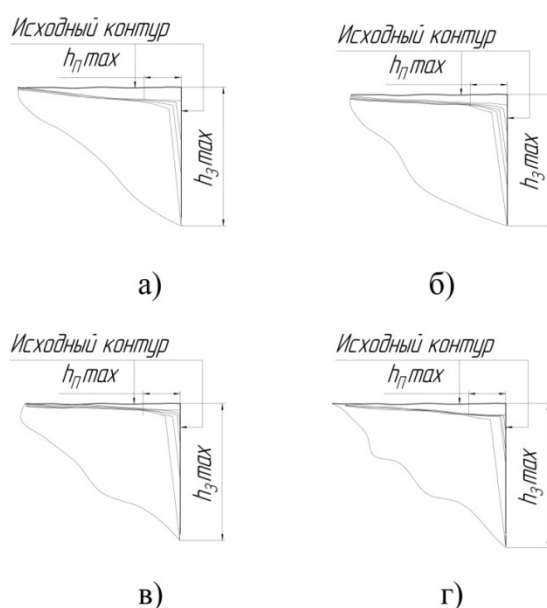


Рис. 4. Профилограммы износа поверхности режущих клиньев металлокерамических пластин при резании металла, облученных в плазмах различных плазмообразующих газов: (а) – аргона, б) – азота, в) – ксенона, г) – ксенона+азота

Из сравнения профилограмм можно констатировать, что при резании стали 45 металлокерамической пластиной после облучения в аргонсодержащей плазме происходит равномерный износ передней и задней поверхностей пластины. При переходе к облучению в азотсодержащей плазме величина износа режущей кромки металлокерамической пластины уменьшается. Это выражается уменьшением в размерах контактной площадки по передней поверхности режущей пластины, а также более длительным изнашиванием задней поверхности. Величина объемного износа передней и задней поверхностей металлокерамических пластин после облучения в ксенонсодержащей плазме уменьшается в еще большей степени. Переход к облучению в (ксенон+азот)-содержащей плазме снижает интенсивность изнашивания режущей кромки металлокерамической пластины, по сравнению с износом после облучения пластин в аргонсодержащей плазме, в 3 раза (рис.4 г). Глубина и площадь контакта стружки с режущей кромкой металлокерамической пластины имеют минимальные значения.

При анализе экспериментальных данных за критерий оценки износа был принят объемный износ режущей кромки металлокерамических пластин по передней и задней поверхностям (рис. 5). Величину объемного износа определяли с помощью программы Компас-3DV13, которая позволяет проводить расчеты массо-центровочных характеристик (МЦХ) созданной модели.

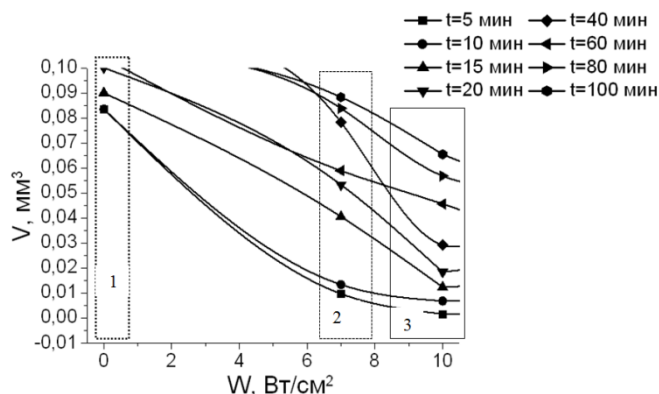


Рис. 5. Зависимости величины объемного износа режущей кромки металлокерамической пластины по передней, задней и переходной задней поверхностям при разных временах резания стали 45 в исходном (до облучения) (1), после облучения в аргонсодержащей плазме (2) и после облучения в (ксенон+азот)-содержащей плазме газового разряда состояниях

Представленные зависимости демонстрируют две основные особенности износа режущей кромки металлокерамической пластины. Во-первых, закономерность износа металлокерамической пластины слабо зависит от времени резания стального контртела до критической степени износа режущей кромки. Это говорит о достаточно глубокой структурно-фазовой модификации металлокерамического сплава при импульсном электронно-пучковом облучении его поверхности. Во-вторых, импульсное электронно-пучковое облучение в аргонсодержащей и в (ксенон+азот)-содержащей плазмах в значительной степени повышает износостойкость режущей кромки металлокерамической пластины при всех временах резания стального контртела.

В соответствии с приведенной в [12] классификацией структурных уровней в поверхностном слое металлокерамического сплава 50 об.%TiC+50 об.% (Ni-Cr) в зависимости от природы плазмообразующего газа при импульсном электронно-пучковом облучении можно выстроить прямую зависимость износостойкости металлокерамической режущей пластины от количества структурных уровней в ее поверхностном слое, формирующихся при облучении в различных по составу плазмах газового разряда. На рис. 6 представлены зависимости величины объемного износа режущей кромки металлокерамической пластины по передней, задней и переходной задней поверхностям от времени резания стали 45 при различном структурно-фазовом состоянии поверхностного слоя металлокерамической пластины. В то время как предельный износ режущей кромки металлокерамической пластины в исходном состоянии (3 структурных уровня в поверхностном слое пластины) достигает своего предельного значения за время резания менее чем за 5 минут, образование 4-го структурного уровня после облучения в аргонсодержащей плазме газового разряда увеличивает время резания металлокерамической пластины до предельного значения износа ее режущей кромки до 12 минут. Увеличение числа структурных уровней в поверхностном слое до 5 при облучении режущей пластины в азотсодержащей плазме увеличивает время резания до 40 минут, а наноструктурирование карбидной компоненты металлокерамической композиции при облучении в ксенонсодержащей плазме увеличивает время резания металлокерамической пластины до предельного износа до 80 минут. Облучение режущей пластины в (ксенон+азот)-содержащей плазме формирует в поверхностном слое пластины 5 структурных уровней и наноструктурирует карбидную компоненту металлокерамической композиции. В результате время резания пластиной стали 45 до критического износа режущей кромки увеличивается до 120 и более минут.

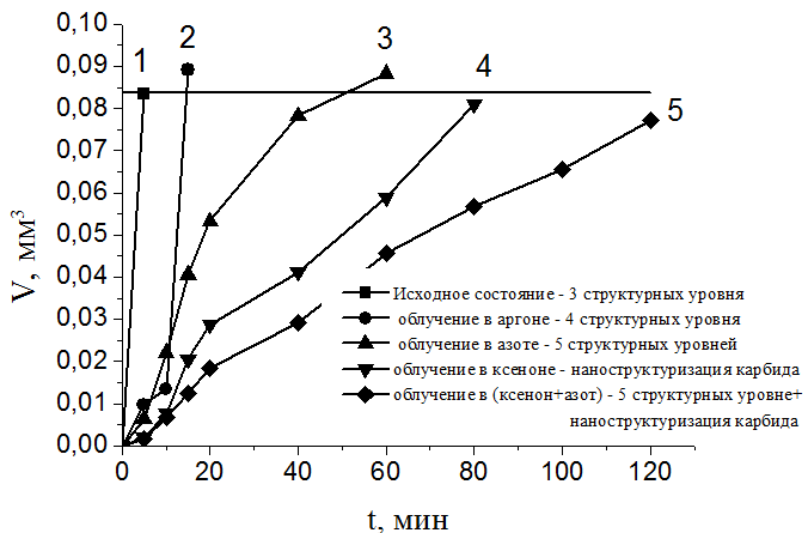


Рис. 6. Зависимости величины объемного износа режущей кромки металлокерамической пластины по передней, задней и переходной задней поверхностям от времени резания стали 45 при различном количестве структурных уровней в поверхностном слое металлокерамической пластины: 1 – исходной состоянии металлокерамического сплава (3 структурных уровня), 2 – после облучения в аргонсодержащей плазме (4 структурных уровня), 3 – после облучения в азотсодержащей плазме (5 структурных уровней), 4 – после облучения в ксенонсодержащей плазме (4 структурных уровня+наноструктурирование карбидной компоненты), 5 – облучение в (ксенон+азот)-содержащей плазме (5 структурных уровней+наноструктурирование карбидной компоненты)

Заключение

Полученные в работе результаты позволяют констатировать, что параметры износа передней и задней поверхностей пластины из металлокерамического сплава при резании металла в значительной степени зависят от структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлокерамической пластины. Увеличение числа структурных уровней в наноразмерной области структурно-фазового состояния позволяет многократно увеличить время резания металла до предельного износа режущей кромки пластины. Эффективным методом формирования многоуровневого в наноразмерной области структурно-фазового состояния поверхностного слоя пластин из металлокерамического сплава является импульсное электронно-пучковое облучение в ксенон и (ксенон+азот)-содержащих плазмах газового разряда.

Литература

1. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками/Под ред. Дж. Поута, Г. Фоти и Д. Джекобсона. –М.: Машиностроение, 1987. – 424 с.
2. Yoshida T. The future of thermal plasma processing//Materials Trans. JIM.-1990.-Vol. 31, No.1.-P. 1-11.
3. Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Лапшин О.В. Импульсная электронно-пучковая модификация инструментальной металлокерамики на основе карбида титана. В кн.: Наноинженерия поверхности. Формирование неравновесных состояний в поверхностных слоях материалов методами электронно-ионно-плазменных технологий. Отв. ред. Н.З.Ляхов, С.Г. Псахье; Рос.акад. наук, Сиб. отд-е, Ин-т физики прочности и материаловедения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН.
4. Псахье С.Г., Овчаренко В.Е., Князева А.Г. и др. // Физическая мезомеханика. 2011. Т.14. №6. С.23-34.
5. Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А. Закономерности формирования и влияние многомасштабных наноразмерных структур на физические свойства поверхностного слоя твердого сплава // Известия ВУЗов. Физика. – 2013. – Т.56. - № 7/2. – С.283-291.
6. Ovcharenko V.E., Ivanov Yu.F., Yu BaoHai. Effect of nanostructural surface modification of tribological properties of metal-ceramic alloy// Rare Metals.-2009.-Vol. 28, Spec. Issue.- P.678-682.
7. Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А., Коваль Н.Н., Тересов А.Д. Способ электронно-пучкового упрочнения твердосплавного инструмента или изделия// Патент РФ №2457261 (2012).
8. Моховиков А.А., Игнатьев А.С. Влияние формирования многомасштабной структуры в поверхностном слое режущих пластин при электронно-пучковом облучении на силу резания// Инновации в машиностроении: труды 4-ой Международной научно-практической конференции г. Новосибирск, 2-4 октября 2013 / под ред. Х.М. Рахимянова. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2013. – 388 с.
9. Грановский Г. И., Грановский В. Г. Резание металлов. - М.: Высшая школа, 1985.-304 с.
10. Развитие науки о резании металлов/ под ред. В. Ф. Боброва М.: Машиностроение, 1967. – 416с.
11. Лоладзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
12. Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А. Закономерности формирования и влияние многомасштабных наноразмерных структур на физические свойства поверхностного слоя твердого сплава // Известия ВУЗов. Физика. – 2013. – Т.56. - № 7/2. – С.283-291.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ГРАДИЕНТ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ МЕДИ, РАЗРУШЕННОЙ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

*Д.В. Загуляев, к.т.н., доц., С.В. Коновалов, д.т.н., проф., В.В. Данчук, студент
Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, тел. (3843)-78-43-85
E-mail: konovalov@physics.sibsiu.ru*

Введение

Интенсивное развитие техники и современных технологий приводят к созданию мощных энергетических установок, формирующих вокруг себя магнитные и электрические поля, непрерывно воздействующие на окружающие их материалы. С другой стороны, большинство ответственных изделий, узлов машин и конструкции эксплуатируются в режимах постоянных нагрузок (ползучесть) и к ним предъявляются жесткие требования со стороны эксплуатационных характеристик. Однако, такие факторы, как внешние энергетические воздействия и механические нагрузки, воздействуя од-

новременно, могут значительно снизить эксплуатационный срок ответственных изделий и узлов, что приведет к их преждевременному разрушению [1-6]. Продление срока службы металлов и сплавов определяет прогресс в повышении надежности металлических изделий. Одним из факторов, ответственных за физические и механические свойства материалов, является его структура, которая в процессе нагружения эволюционирует. В данной связи необходимо иметь полную информацию о структуре материала вблизи очага вызвавшего его полное разрушение. В связи с вышеизложенным, цель работы состоит в исследовании влияния магнитного поля на градиент дефектной субструктуры меди, подвергнутой испытаниям на ползучесть вблизи зоны разрушения.

Материалы и методика эксперимента

В качестве материала исследования использовали поликристаллическую медь марки М00б. В работе использовались плоские образцы с размерами рабочей части $150 \times 5 \times 0,46$ мм³. Перед испытаниями на ползучесть структуру материала приводили в равновесное состояние путем рекристаллизационного отжига в течении 2 часов при температуре 700 °С с последующим охлаждением в воде, которое необходимо для снятия окалины возникающей при отжиге [7]. Испытания в режиме ползучести проводили при постоянном растягивающем напряжении $\sigma = 130$ МПа и температуре 25 °С до разрушения. Первая половина из них деформировалась в условиях внешнего магнитного поля с индукцией 0,35 Тл, вторая половина – в обычных условиях.

Для записи деформации ползучести использовалась модернизированная испытательная машина для исследования процессов пластической деформации металлов. Испытательная машина работает совместно с программным комплексом, предназначенным для записи данных удлинения образца от времени эксперимента, а также имеет возможность анализа стадий ползучести и аппроксимации кривых ползучести [8, 9].

В качестве источника магнитного поля использовался постоянный электромагнит, имеющий возможность регулирования индукции магнитного поля. Индукцию магнитного поля контролировали милитесламетром ТПУ с точностью до $1 \cdot 10^{-3}$ Тл.

Исследования дислокационной субструктуры образцов (ДСС) осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии фольг на просвет при помощи электронного микроскопа ЭМ-125. Фольги готовили из объема материала прилегающего к зоне разрушения (рисунок 1 – образцы, разрушенные без магнитного поля, рисунок 2 – образцы, разрушенные при воздействии магнитного поля). Изображения тонкой структуры материала были использованы для классификации морфологических признаков структуры [10, 11].

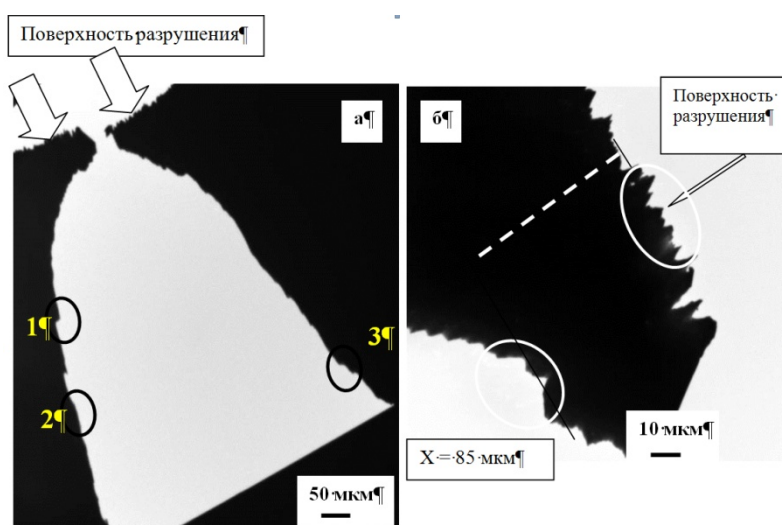


Рис. 1. Схема анализа структуры меди, разрушенной в результате ползучести без магнитного поля. Овалами выделены области фольги, подвергнутые ПЭМ анализу, примыкающие к поверхности разрушения (б), и расположенные на глубинах 85 мкм (б), 1 – ~325 мкм; 2 – ~495 мкм; 3 – ~635 мкм (а).
Метод поперечных фольг



Рис. 2. Общий вид (б) и приповерхностная часть (а) фольги, приготовленной методами ионного утонения (образец разрушен в результате ползучести в магнитном поле). Овалами выделены области фольги, подвергнутые ПЭМ анализу; на (а) – 1 – поверхность разрушения; 2 – слой на расстоянии ~20 мкм от поверхности разрушения; на (б) – слои, расположенные на глубинах 3 – ~265 мкм; 4 – ~325 мкм; 5 – ~610 мкм

Основные результаты и их обсуждение

Послойный анализ дислокационных субструктур, формирующаяся в меди при ползучести

В результате проведения экспериментов установлено, что в слое, примыкающем к поверхности разрушения, формируется полосовая субструктура; азимутальная составляющая угла полной разориентации в полосовой субструктуре достигает $\Delta\alpha = 5,7$ град. В полосах наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, скалярная плотность которых $\sim 3,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Кроме того выявлено, присутствие большого количества изгибных контуров (рисунок 3в). Источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зерен и границы, формирующиеся в полосовой субструктуре.

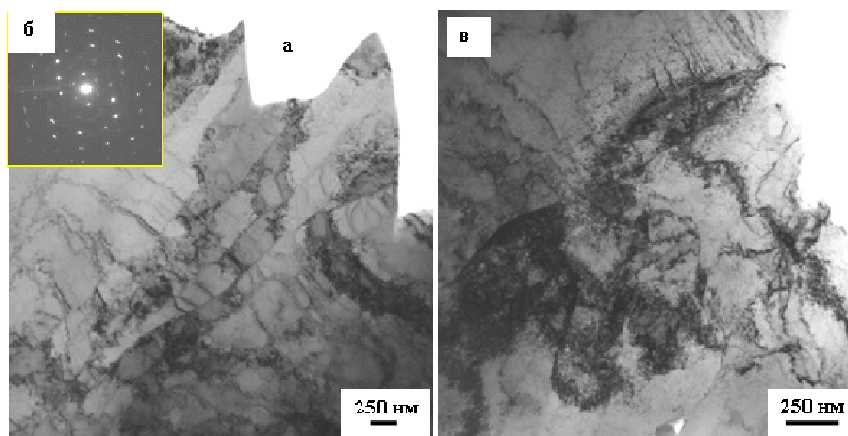


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя, примыкающего к поверхности разрушения меди

В результате исследований было установлено, что, независимо от расстояния до поверхности разрушения, основным типом дислокационной субструктуры является ячеистая. Вдоль границ зерен выявляется полосовая субструктура. Кроме этого, выявляются зерна, в которых наблюдается дислокационная субструктура в виде сеток и хаотически распределенных дислокаций. Однако наблюдаются отличия в количественных характеристиках дислокационных субструктур.

В слое, расположенном на расстоянии ~85 мкм от поверхности разрушения скалярная плотность дислокаций в полосовой субструктуре составляет $\sim 2,2 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в ячеистой - $\sim 2,6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

В слое, расположенном на расстоянии ~325 мкм от поверхности разрушения, скалярная плотность дислокаций в полосовой субструктуре составляет $\sim 2,7 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в ячеистой - $\sim 2,9 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

В слое, расположенном на расстоянии ~ 495 мкм от поверхности разрушения скалярная плотность дислокаций, расположенных в ячеистой субструктуре, составляет $\sim 2,5 \times 10^{10}$ см $^{-2}$; скалярная плотность дислокаций, расположенных в полосовой субструктуре, составляет $\sim 2,3 \times 10^{10}$ см $^{-2}$.

В слое, расположенном на расстоянии ~ 635 мкм от поверхности разрушения основным типом дислокационной субструктуры является ячеистая. Вдоль границ зерен выявляется полосовая субструктура. Кроме этого, выявляются зерна, в которых наблюдается дислокационная субструктура в виде сеток и хаотически распределенных дислокаций. В объеме ячеек и полос присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций. Скалярная плотность дислокаций, расположенных в ячейках, составляет $\sim 2,7 \times 10^{10}$ см $^{-2}$; скалярная плотность дислокаций, расположенных в полосах, составляет $\sim 2,5 \times 10^{10}$ см $^{-2}$; скалярная плотность дислокаций, присутствующих в зернах в виде сеток, составляет $\sim 6,0 \times 10^{10}$ см $^{-2}$.

Исследования, выполненные в настоящей работе, позволили провести анализ градиента внутренних полей напряжений, формирующихся при ползучести в объеме меди, расположенной вблизи поверхности разрушения. Анализ структуры меди показал, что дефектами, являющимися источниками изгибных контуров (причиной изгиба-кручения кристаллической решетки, концентраторами внутренних полей напряжений) являются преимущественно внутрифазные границы раздела: границы зерен стыки границ зерен, границы полосовой субструктуры.

Выполненный в настоящей работе количественный анализ структуры меди позволил выявить изменение плотности контуров от расстояния до поверхности разрушения. Анализ представленных на рисунок 4 результатов свидетельствует о градиентном характере изменения количества концентраторов напряжения в меди. В наиболее напряженном состоянии находится слой, примыкающий к поверхности разрушения.

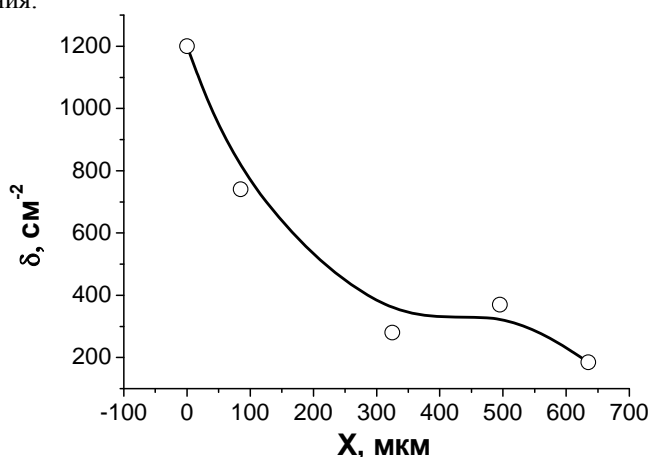


Рис. 4. Зависимость плотности изгибных контуров экстинкции (плотность концентраторов напряжений) от расстояния до поверхности разрушения меди

Послойный анализ дислокационных субструктур, формирующихся в меди при ползучести в магнитном поле

Электронно-микроскопические изображения структуры зоны разрушения меди характеризуются наличием большого количества изгибных экстинкционных контуров (плотность контуров $\sim 2,9 \times 10^3$ см $^{-2}$), что свидетельствует о кривизне-кручении кристаллической решетки материала.

Проведенный анализ электронно-микроскопических изображений субструктуры, формирующейся в слое толщиной ~ 2 мкм в меди после ее разрушения в режиме ползучести с воздействием магнитным полем показывает, что в данном слое в процессе ползучести формируется полосовая субструктура и субзеренная субструктура (область расположения субзерен выделена окружностью). Микроэлектронограммы, полученные с такой структуры (рисунок 5, б, г), характеризуются квазикольцевым расположением рефлексов, что свидетельствует, во-первых, о нанокристаллическом состоянии субструктуры, и, во-вторых, о высоком уровне разориентации данных кристаллитов. Действительно, выполненные измерения показали, что размеры субзерен изменяются в пределах от 35 до 85 нм. В полосах наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, скалярная плотность которых $\sim 3,85 \times 10^{10}$ см $^{-2}$.

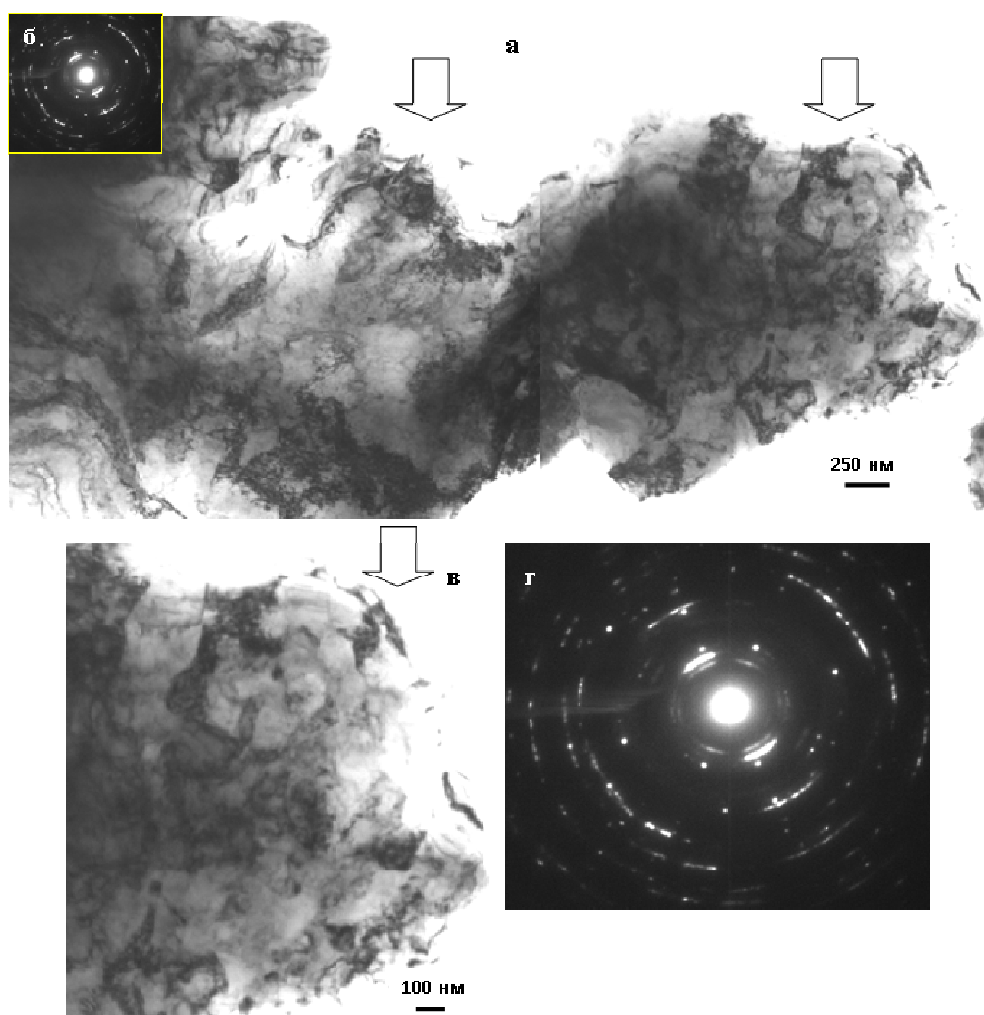


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя меди, разрушенной в результате ползучести в магнитном поле; а, в – светлые поля; б, г – микроэлектроннограммы. Стрелками указана поверхность разрушения

В результате исследований было установлено, что независимо от расстояния до поверхности разрушения основным типом дислокационной субструктуры является полосовая субструктура. В отдельных случаях выявляются зерна со структурой дислокационного хаоса, ячеистой и сетчатой субструктурой. Однако наблюдаются отличия в количественных характеристиках дислокационных субструктур.

Структура меди в слое, расположенном на расстоянии ~ 6 мкм от поверхности разрушения характеризуется тем, что в полосовой субструктуре присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций. Скалярная плотность дислокаций в полосовой субструктуре составляет $\sim 4,1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в зернах $\sim 2,4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала $\sim 0,67 \times 10^3 \text{ см}^{-2}$.

В полосовой субструктуре меди в слое, расположенном на расстоянии ~ 20 мкм от поверхности разрушения, присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций и, реже, сеток. Скалярная плотность дислокаций $\sim 3,3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала $\sim 0,54 \times 10^3 \text{ см}^{-2}$.

В слое расположенном на расстоянии ~ 265 мкм от поверхности разрушения в полосовой субструктуре присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций и, реже, сеток; скалярная плотность дислокаций $\sim 2,8 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Скалярная плотность дислокаций в зернах без полосовой субструктуры $\sim 3,3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала $\sim 0,62 \times 10^3 \text{ см}^{-2}$.

Слой материала, расположенный на расстоянии ~ 325 мкм от поверхности разрушения характеризуется теми же двумя типами дислокационных субструктур как и предыдущие слои, однако в зернах с хаотической дислокационной структурой часто наблюдаются оборванные субграницы. В полосовой субструктуре присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций и, реже, сеток; скалярная плотность дислокаций $\sim 2,1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Скалярная плотность дислокаций в зернах без полосовой субструктуры $\sim 3,6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала $\sim 0,28 \times 10^3 \text{ см}^{-2}$.

В полосовой субструктуре меди в слое, расположенном на расстоянии ~ 610 мкм от поверхности разрушения скалярная плотность дислокаций составляет $\sim 2,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Скалярная плотность дислокаций в зернах без полосовой субструктуры $\sim 3,1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала $\sim 0,42 \times 10^3 \text{ см}^{-2}$.

Таким образом, электронно-микроскопические исследования образца меди, разрушенного в результате ползучести в условиях наложения магнитного поля, показали, что в слое, примыкающем к поверхности разрушения, формируется преимущественно полосовая дислокационная субструктура. В объеме полос выявляются дислокации, расположенные хаотически или формирующие сетки. Скалярная плотность дислокаций образом снижается по мере удаления от поверхности разрушения. Вторым типом структуры меди являются зерна, в которых дислокации распределены хаотически, либо формируют сетчатую дислокационную субструктуру. В этом случае скалярная плотность дислокаций незначительно (в пределах ошибки измерения) возрастает по мере удаления от поверхности разрушения. Материал зоны разрушения меди характеризуется наличием внутренних полей напряжений, о чем свидетельствуют изгибные экстинкционные контуры, выявляемые на электронно-микроскопических изображениях структуры тонких фольг. Источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зерен, субзерен и полосовой субструктуры. Плотность изгибных экстинкционных контуров (количество контуров на единицу площади поверхности фольги), характеризующая количество концентраторов напряжений в материале, снижается по мере удаления от поверхности разрушения соответственно.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ (проекты №14-08-00506а и 14-08-00686а).

Литература.

1. Загуляев, Д. В. Особенности и закономерности изменения кинетики ползучести меди в магнитном поле / Д.В. Загуляев, Н.Г. Литвиненко, И.А. Комиссарова и др. // Цветные металлы. – 2013. – № 4. – С. 74–77.
2. Деев, В. Б. Об использовании физических модифицирующих воздействий при литье Al-сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.П. Мочалов [и др.] // Литейное производство. – 2012. – № 5. – С. 16–18.
3. Головин, Ю.И. Обратимые и необратимые изменения пластических свойств кристаллов NaCl, вызванные действием магнитного поля / Ю.И. Головин и др. // ФТТ. – 1998. – №11. – С. 2065–2068.
4. Альшиц, В.И. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы / В.И. Альшиц и др. // Кристаллография. – 2003. – №5. – С. 826–854.
5. Загуляев, Д. В. Изменение микротвердости алюминия разной чистоты в слабых магнитных полях / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов и др. // Цветные металлы. – 2012. – № 9. – С. 85–89.
6. Загуляев, Д. В. Закономерности изменения микротвердости меди после магнитной обработки / Д.В. Загуляев, Н.Г. Литвиненко, И.А. Комиссарова, С.В. Коновалов, В.Е. Громов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2013. – Т. 10. – № 2. – С. 261–265.
7. Деев, В. Б. Развитие научных основ тепловых и электромагнитных воздействий на расплавы и разработка ресурсосберегающих технологий получения высококачественных отливок из алюминиевых сплавов. Автор-т дисс. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольск-на-Амуре государственный технический университет, 2012. – 35 с.
8. Захаров, Б.П. Термическая обработка металлов / Б.П. Захаров. – Свердловск: МАШГИЗ, 1957. – 302 с.
9. Коновалов, С. В. Автоматизированная установка для регистрации и анализа ползучести металлов и сплавов / С. В. Коновалов, В. И. Данилов, Л. Б. Зуев и др. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2007. – № 8. – С. 64–66.
10. Дружилов, А. С. Исследовательский комплекс изучения ползучести / А. С. Дружилов, С. В. Коновалов, Р. А. Филиппев и др. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. – № 2. – С. 25–27.
11. Фрактография и атлас фрактограмм: справ. изд. пер. с англ. / Под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982. – 490 с.
12. Утевский, Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в материаловедении / Л.М. Утевский. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ В ОБЪЕМНО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСАХ

*В.Е. Громов, д.ф.-м.н., проф., К.В. Волков, к.т.н., С.В. Коновалов, д.т.н., проф.
ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
654043, Новокузнецк, шоссе Космическое, д.16
Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, д.42, тел. (3843) 784367
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

Введение

Интерес к структурно-фазовым состояниям и дефектной субструктуре в рельсах после термомеханической обработки традиционно высок, поскольку именно они определяют механические и эксплуатационные свойства. Для выявления природы и механизмов формирования структуры, фазового состава и дефектной структуры и, как следствие, установления оптимальных режимов обработки, принципиально важное значение приобретает выявление количественных закономерностей образования градиентов структурно-фазовых состояний и параметров тонкой структуры рельсов.

Целью настоящей работы является анализ структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, формирующихся в объемно-закаленной рельсовой стали.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовали образцы рельсов категории «В» (термоупрочненные рельсы высшего качества) по ГОСТ 51685-2000. Рельсы прошли традиционную после прокатки термообработку: объемная закалка в масле с последующим высоким отпускком [1].

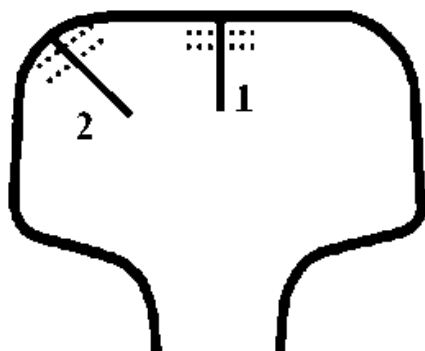


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса для ПЭМ исследований. Сплошными линиями выделены направления по центральной оси (1) и по выкружке (2); пунктирными линиями условно указаны места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольги

Исследование структурно-фазового состояния стали осуществляли методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг в слоях, расположенных на расстоянии 2 мм и 10 мм от поверхности головки рельса по центральной оси и по выкружке (рис. 1).

Результаты исследования и их обсуждение

По морфологическому признаку были выделены следующие структурные составляющие рельсов: перлит пластинчатый, относительное содержание 0,68, зерна ферритно-карбидной смеси (0,28) и зерна структурно свободного феррита. Пластинчатый перлит рельсов морфологически и структурно несовершенен. Структурные несовершенства пластин феррита колоний перлита связаны с наличием в них дислокационной субструктуры.

Установлено, что дислокации в ферритных пластинах могут быть распределены хаотически или формировать сетчатую субструктуру.

туру.

Дисперсность перлита оценивали по межпластинчатому расстоянию - суммарной ширине двух рядом расположенных пластин: феррита и цементита. Выполненные таким образом оценки показали, что межпластинчатое расстояние колоний перлита изменяется в пределах от 80 нм до 100 нм.

Зернами структурно свободного феррита в настоящей работе названы зерна феррита, свободные от выделений цементита. В подавляющем большинстве случаев зерна структурно свободного феррита располагаются вдоль границ зерен перлита в виде протяженных прослоек или цепочек отдельных зерен, поперечные размеры которых изменяются в пределах от ~0,5 мкм до ~2,0 мкм.

Зерна феррита, в объеме которых присутствуют частицы цементита глобулярной или пластинчатой формы условно названы зернами феррито-карбидной смеси. По форме и взаимному расположению частиц цементита зерна феррито-карбидной смеси можно условно разделить на три подгруппы. К первой относятся зерна, в которых частицы цементита имеют форму коротких пластин. По морфологическому признаку такую структуру можно отнести к структуре, формирующейся по бейнитному механизму, а именно, к верхнему бейниту [2]. Ко второй подгруппе относятся зерна, в которых частицы цементита округлой формы расположены хаотически в объеме зерна. Можно предположить, что такие зерна сформировались по диффузионному механизму и являются глобулярным

перлитом [3]. В третьей подгруппе зерен частицы цементита округлой (глобулярной) формы расположены параллельными рядами. По-видимому, структура данных зерен сформировалась по сдвиговому механизму и является пакетным мартенситом. Выделение частиц цементита по границам кристаллов является результатом отпуска закалочной структуры.

В объеме зерен первой и третьей подгрупп присутствует преимущественно сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой $(5...6) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В зернах второй подгруппы наблюдается сетчатая, ячеисто-сетчатая дислокационные субструктуры, а также дислокации, распределенные хаотически. Довольно часто в границах ячеек, а также в объеме ячеек присутствуют частицы карбидной фазы. В первом случае размеры частиц (30...50) нм; во втором – (10...15) нм. Скалярная плотность дислокаций в зернах феррито-карбидной смеси изменяется в весьма широких пределах: от $1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в областях со структурой дислокационного хаоса, до $(7...8) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в сетчатой субструктуре, расположенной вблизи частиц карбидной фазы. Следует отметить, что отпуск стали сопровождается разрушением малоугловых границ кристаллов пакетного мартенсита. В этом случае формируются области (субзерна) размерами до 0,5 мкм.

Послойные исследования структуры стали (вблизи поверхности катания, т.е. на глубине ~2 мм) и при удалении от нее (на глубине ~10 мм) (рис. 1), позволили проанализировать формирование градиентных структурно-фазовых состояний. Анализируя приведенные результаты (табл. 1), можно отметить, что к градиентным характеристикам исследуемой стали можно отнести лишь относительное содержание морфологических составляющих структуры стали. Межпластинчатое расстояние d (пластина цементита + пластина феррита) перлита и скалярная плотность дислокаций ρ в соответствующих структурных составляющих стали (ферритная составляющая зерен перлита или зерна феррито-карбидной смеси) сравнительно слабо зависят от расстояния анализируемого слоя до поверхности образца и направления исследования (по центральной оси или по выкружке) и не могут быть использованы в качестве параметров, характеризующих градиентность структуры стали.

Представленные в таблице значения относительного содержания морфологических составляющих структуры стали характеризуют макроградиент материала, т.е. градиент, усредненный по некоторой совокупности зерен.

Таблица 1

Изменение содержания морфологических составляющих структуры стали, межпластинчатого расстояния и скалярной плотности дислокаций по сечению рельсов

Параметр	Расстояние от поверхности катания			
	2 мм		10 мм	
	По центральной оси	По выкружке	По центральной оси	По выкружке
V(1)	0,58	0,79	0,70	0,65
V(2)	0,38	0,24	0,18	0,30
V(3)	0,04	0,03	0,06	0,05
W(1)	0,21	0,06	0,05	0,17
W(2)	0,11	0,05	0,12	0,02
W(3)	0,06	0,07	0,03	0,11
d , нм	85	80	100	100
ρ (1), 10^{10} , см^{-2}	2,6	3,9	2,1	2,5
ρ (2), 10^{10} , см^{-2}	6,6	4,4	5,1	6,3

Примечание. V(1) – относительное содержание зерен перлита, зерен феррито-карбидной смеси - V(2) и зерен структурно свободного феррита - V(3); W(1) – относительное содержание зерен глобулярного перлита, бейнита - W(2), мартенсита - W(3), остальное – зерна перлита и структурно свободного феррита; d – межпластинчатое расстояние в перлите; ρ (1) – скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей зерен перлита и ρ (2) - в зернах феррито-карбидной смеси

Заключение

Термомеханическая обработка рельсов сопровождается формированием многофазной, морфологически разноплановой структуры, образующейся по диффузионному и сдвиговому механизмам $\leftrightarrow \alpha$ - превращения твердого раствора на основе железа. При этом основной объем структуры рельсовой стали в результате объемной закалки в масле формируется по диффузионному механизму $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - превращения. Осуществлен количественный анализ и выявлены основные параметры, характери-

зующие градиентный характер структуры, фазового состава и дефектной субструктуры стали. Установлено, что предпочтительными местами зарождения микротрещин в стали являются границы раздела глобулярные частицы/матрица.

Литература.

1. Шур Е.А. Повреждения рельсов. – М.: Интекст, 2012. – 225 с.
2. Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И. и др. Физика и механика волочения и объемной штамповки. М.: Недра, 1997. 293 с.
3. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: Наука, 1993. 280 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖУЩИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНОГО ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИТРИДА ТИТАНА

А.Б. Ким, ст. преп., О.Н. Грибова, маг.

Томский политехнический университет

634050, г. Томск, ул. Тимакова, 12, тел. (38-22)-41-95-39

E-mail: Bogowhich@tpu.ru

Введение

Нитрид титана (TiN) широко используется в различных режущих инструментах благодаря высокой износостойкости. Хотя его использование обычно ограничено тонкими покрытиями или слоями (в многослойных покрытиях), в последнее время появилось несколько исследований, посвященных получению объемного поликристаллического нитрида титана [1, 2]. Плазмодинамическими методами [3], предложенными кафедрой ЭПП ТПУ была реализована возможность получения нанодисперсного порошка для спекания объемного поликристаллического нитрида титана с субмикронной структурой. В настоящей работе представлены результаты по исследованию режущих свойств объемного нитрида титана, использованного в качестве режущих пластин для токарной обработки.

1. Используемые образцы

В качестве основы для керамики использованы ультрадисперсные порошки из нитрида титана со средним размером частиц 30-40 нм, полученные путем прямого плазмодинамического синтеза [3]. Образцы получены методом искрового плазменного спекания. Нагрев осуществлялся с использованием протекающего через графитовую пресс-форму и непосредственно через прессуемый порошкообразный материал импульсного электрического тока. Параметры спекания: усилие прессования, скорость нагрева, температура и время спекания. Следует отметить, что керамические образцы спечены из порошков в начальном агломерированном состоянии. Кроме того, параметры спекания устанавливались произвольно. Плотность спеченной керамики составила примерно 91% от плотности монокристалла нитрида титана. Средняя микротвердость по Виккерсу 1540 МПа [3].

Образцы после спекания имели вид таблеток диаметром 15 мм и толщиной 3 мм. Данные размеры обусловлены имеющимися оснасткой и кривыми спекания. Для проведения стойкостных испытаний из образцов были вышлифованы режущие пластины.

Изначально для образцов был проведен входной контроль: измерение твердости на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой 2Н и временем выдержки 10 сек. Значения микротвердости образцов приведены в таб. 1.

Таблица 1

Значения микротвердости образцов

Номер образца	Материал	Микротвердость по Виккерсу, МПа
2	TiN	15430
3	TiN	15440
4	TiN	6030
7	TiN	14870
8	TiN	15500
13	TiN	11680
15	TiN+Ti ₅ Si ₃	-
16	TiN+Ti ₅ Si ₃	15280
17	TiN	11550
18	TiN	11210

В виду малых размеров пластин заточка проводилась с использованием специально разработанных приспособлений на универсальном заточном станке 3В642 алмазным кругом АС4 80/63 4 В2-01 03. При заточке в некоторых образцах были обнаружены включения, поры и трещины, свидетельствующие о необходимости оптимизации режимов спекания. В качестве эксперимента образцы 17 и 18 были вырезаны с помощью электроэрозионной обработки.

Одним из важных этапов был выбор геометрических параметров платин. Для металлокерамических инструментов передние углы для пластин определены как отрицательные. На основании этого были выбраны следующие геометрические параметры инструмента: $\gamma = -10^\circ$, $\alpha = 10^\circ$, $\phi = 80^\circ$, $\phi_1 = 10^\circ$, $r = 0,5$ мм.

Крепление пластины к державке осуществляли прихватом сверху без базирования по боковым граням. Ввиду высокой хрупкости пластин прижим осуществлялся через свинцовую прокладку.

2. Эксперимент

Режущие свойства керамических образцов исследовались при точении стали марки 40Х твердостью НВ 176. Все заготовки получены из одного горячекатаного прутка, что обеспечило одинаковые физико-механические свойства.

Из-за отсутствия научно обоснованных рекомендаций по назначению режимов резания, для экспериментов были выбраны режимы, представленные в табл. 2.

Таблица 2

Режимы резания			
Вариант	Глубина резания, t , мм	Скорость подачи, S , мм/об	Скорость резания, V , м/мин
I	0,2	0,15	115
II	0,2	0,15	230
III	0,5	0,15	230

Испытания пластин начинались с наименьшего режима резания – вариант I, если точение проходило успешно, точение проводилось при режимах II и III.

Поскольку при проведении испытаний необходимо было поддерживать постоянную скорость резания, эксперименты осуществлялось на станках с ЧПУ с плавным регулированием скорости резания.

За критерий работоспособности керамики была принята интенсивность износа. Для измерения износа по задней поверхности спроектировано приспособление, которое позволило контролировать износ непосредственно на станке, не снимая державку с пластиной.

3. Результаты исследования

Испытания вышеуказанных образцов показали следующее. Вследствие малой толщины образцов заточка, а также базирование и закрепление пластин в резце были сопряжены с определенными трудностями. Так же малые размеры пластин привели к многочисленным хрупким разрушениям образцов 2 и 7 при их закреплении в державке резца (рис. 1, а). Вследствие этого, а также низкой твердости образцов 4 и 15 стойкостные испытания были проведены только для шести образцов из десяти. При этом образцы 13, 17 и 18 показали наихудшие режущие свойства, т.к. их стойкость не превысила одной минуты при точении с режимами по первому варианту. При этом износ 17-го и 18-го образцов проходил в виде скальваний вдоль задней поверхности (рис. 1, в, г).

Наилучшие режущие свойства показал образец №16, его стойкость при режимах II и III была в 2-3 раза выше по сравнению с керамикой образцов №3 и №8. Испытания при режимах I были прекращены после одного часа резания ввиду незначительной величины износа. При точении с режимом III износ по задней поверхности образца №3 сопровождался образованием лунки на передней поверхности пластины (см. рис. 1, б).

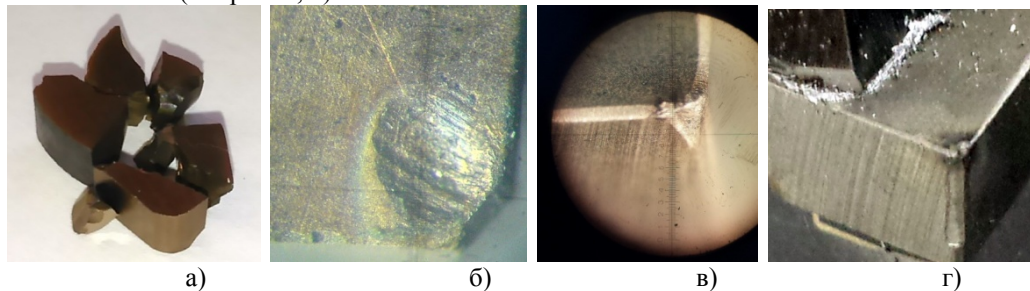


Рис. 1. Изображения изношенных образцов

В целом можно отметить, что режущие свойства опытной TiN керамики удовлетворительные; стойкость на низких скоростях резания сравнима со стойкостью оксидно-карбидной керамики, что свидетельствует о принципиальной возможности применения данного способа синтеза порошка и спекания пластин для получения режущего инструмента. Худшие показатели износостойкости на более высоких скоростях, а также замеченные неоднородности материала по сечению, требуют дальнейших работ по коррекции состава исходного порошка и поиску оптимальных режимов спекания.

Литература.

1. Bulk titanium nitride material obtained from SHS starting powder: Densification, mechanical characterization and tribological approach. J. Russias, S. Cardinal, J. Fontaine, G. Fantozzi, C. Esnouf, K. Bienvenu. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials - INT J REFRACT MET HARD MATER 01/2005; 23(4):344-349. DOI:10.1016/j.ijrmhm.2005.05.013
2. Mechanical properties of bulk sintered titanium nitride ceramics. Kuwahara, Hideyuki; Mazaki, Naoko; Takahashi, Makoto; Watanabe, Tomotaro; Yang, Xu; Aizawa, Tatsuhiko. Materials Science and Engineering: A vol. 319-321 December, 2001. p. 687 – 691
3. О возможности реализации полного цикла получения объемного поликристаллического нитрида титана с субмикронной структурой плазмодинамическими методами / А. А. Евдокимов [и др.] // Известия вузов. Физика. - 2012. - Т. 55, № 9. - С. 8-14

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИИ «МЕТАЛ-ПОЛИМЕР» НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

*В.А. Клименов**, д.т.н., профессор, *К.В. Зайцев***, к.т.н., доцент, *В.Ю. Борозна****, к.т.н., ведущий инженер **Томский государственный архитектурно-строительный университет
634003, г. Томск, пл. Соляная, 2

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, (38451)-6-22-48
E-mail: zaitsev81@rambler.ru*

****Томский научно-исследовательский и проектный институт нефти и газа
634027, г. Томск, пр. Мира, 72*

В начале XX века на смену имплантатам из высококачественных нержавеющей сталей пришли легкие и прочные титановые имплантаты. Использование в тканях организма человека титановых имплантатов является одной из актуальных проблем современной техники и медицины. Титан и сплавы на его основе являются распространенными конструкционными материалами при производстве различных медицинских изделий. Широкое использование титановых имплантатов обусловлено его отличительными свойствами такими как, сравнительно низкий модуль упругости, высокая удельная прочность, а главное хорошая биосовместимость с тканями организма [1, 2].

Как показала многолетняя практика применения титановых имплантатов, их физико-механические характеристики не всегда удовлетворяют требованиям, предъявляемым к изделиям, рассчитанным на длительный срок эксплуатации в условиях циклических нагрузок, трения и коррозии. Эффективным способом повышения стойкости к воздействию агрессивных сред с одновременным повышением износостойкости является нанесение полимерных покрытий [3–8]. Однако в медицине должны использоваться разрешенные для применения в живых организмах биосовместимые полимеры [9–11], одним из которых является политетрафторэтилен или принятое в России техническое название – фторопласт. Фторопластовые покрытия, получаемые известными способами, обладают низкими адгезионными свойствами и имеют не высокую несущую способность.

В связи с вышесказанным, целью работы являлось разработка способа формирования металл-полимерного фторопластового слоя на поверхности титановых сплавов с использованием ультразвуковой обработки.

В качестве материала основы был выбран технически чистый титан марки ВТ1-0 и титановый сплав ВТ6 в состоянии поставки. В качестве материала для формирования композиции использовался порошок фторопласта под торговой маркой «Флуралит» с размером частиц от 0,2 до 5 микрон, на концах молекул отсутствуют кислотные остатки и другие включения. Подготовка поверхностей образцов для нанесения порошка фторопласта осуществлялась точением их цилиндрических и торцевых поверхностей. Полимерный порошок наносился на поверхность образцов методом погружения в

емкость с порошком насыпной плотности. Для ультразвуковой обработки использовался ультразвуковой технологический комплект УЗТК-02, состоящий из ультразвукового генератора УЗГ-02/22 с рабочей частотой 18–23 кГц. Схема ультразвуковой обработки поверхности представлена на рисунке 1.

На поверхности образцов в результате предварительной токарной обработки был сформирован регулярный микрорельеф, представляющий собой последовательное чередование выступов и впадин определенной высоты [12, 13]. Формирование подобного микрорельефа поверхности является принципиально необходимой частью предлагаемого метода получения композиции «металл-полимер» на поверхности титановых образцов. Он позволяет удерживать частицы порошка во впадинах шероховатости в процессе последующей ультразвуковой обработки (рис. 1 а).

В результате высокоэнергетического воздействия при ультразвуковой обработке происходит интенсивное деформирование выступов шероховатости и консолидация порошка фторопласта. Формируется специфическая поверхность (рис. 1 б), представляющая собой композитный полимерный слой, состояние которого, при прочих равных условиях, существенно зависит от исходной шероховатости поверхности.

При исходной шероховатости поверхности ($R_z < 20 \text{ мкм}$), закрепления порошка фторопласта во впадинах шероховатости не происходит. После ультразвуковой обработки таких поверхностей прирост значений микротвёрдости составляет для ВТ1-0 – 30%, для ВТ-6 – 20%. Значения исходной микротвёрдости для титанового сплава ВТ1-0 составляли $2400 \pm 100 \text{ Мпа}$, а для сплава ВТ-6 $4000 \pm 200 \text{ Мпа}$. При исходной шероховатости поверхности ($R_z 20\text{--}40 \text{ мкм}$) прирост значений микротвёрдости для сплавов ВТ1-0 и ВТ-6 составляет до 70% и 30% соответственно.

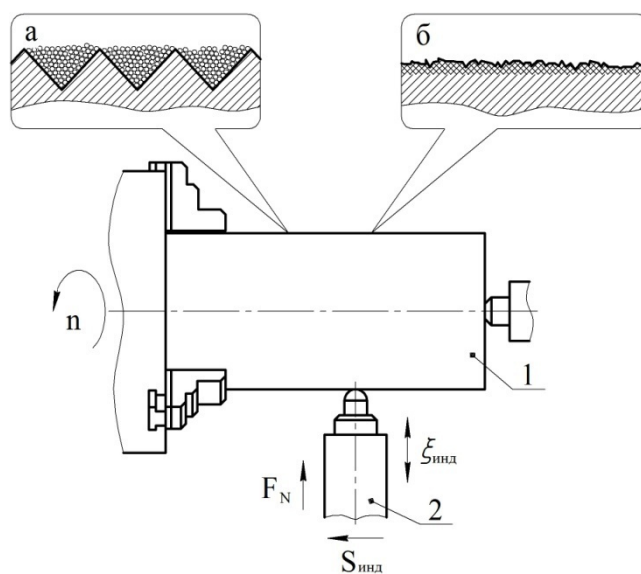


Рис. 1. Схема ультразвуковой обработки: а – поверхность после предварительной обработки; б – поверхность после ультразвуковой обработки; 1 – заготовка; 2 – инструмент

При этом на поверхности присутствуют отдельные области композитного покрытия. При исходной шероховатости поверхности ($R_z 40\text{--}80 \text{ мкм}$) наблюдался незначительный прирост значений микротвёрдости для сплава ВТ1-0 и ВТ6-0 – 17%. На обработанных поверхностях равномерно сформирован композиционный слой.

Методом инфракрасной спектроскопии в области спектра ($4000\text{--}400 \text{ см}^{-1}$) исследовался состав сформированного поверхностного слоя после ультразвуковой обработки. Исследования проводились на инфракрасном Фурье спектрометре Nicolet 5700, идентификация веществ по инфракрасным спектрам осуществлялась сравнением полного инфракрасного спектра анализируемого образца со спектрами, имеющимися в электронной библиотеке, атласах, а также со спектрами эталонов. В спектре композита, (на рисунке 2 обозначено – I), четко просматриваются, хотя и несколько уширенные, основные полосы спектра политетрафторэтилена в области $1100\text{--}1200 \text{ см}^{-1}$. В то же время, заметно уменьшается интенсивность полос, связанных с кристаллическостью политетрафторэтилена – область $500\text{--}650 \text{ см}^{-1}$ [14]. Очевидно, что политетрафторэтилен в композите сохраняется, однако ультразву-

ковая обработка приводит к изменению супрамолекулярного строения полимера, в частности уменьшается кристалличность.

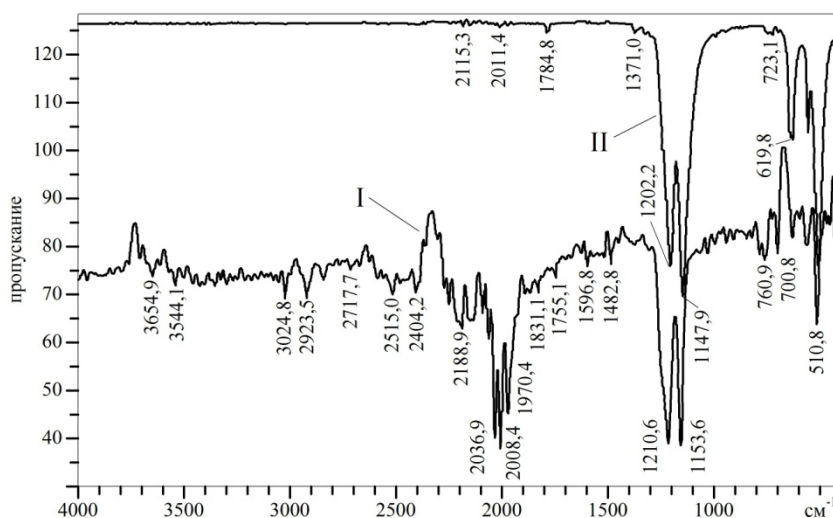


Рис. 2 Результаты исследования композиции «метал-полимер» методом инфракрасной спектроскопии

Исследование образцов на износостойкость проводилось на комплексе PC-Controlled High Temperature Tribometer ТНТ-S-АХ0000 в режиме трения без смазочного материала по схеме «шарик-индентор – вращающийся диск». Величина коэффициента трения определялась при линейной скорости 5 см/с, нагрузка на индентор составляла 3 Н, длина пути скольжения 100 м. Использовался твёрдосплавный индентор диаметром 3 мм. Износ образцов оценивался по площади поперечного сечения трека после износа на профилометрическом комплексе «MICRO MEASURE 3D station». Для исследования коэффициента трения поверхности и износостойкости были подготовлены три группы образцов: с полимерным композитным слоем, обработанные только ультразвуком выглаживанием и шлифованные. Шероховатость поверхности всех трёх групп образцов была одинаковой.

На рис. 3 представлены зависимости коэффициента трения μ исследуемых образцов от продолжительности трибологических испытаний. Характер изнашивания поверхности, представленный в виде графика зависимости коэффициента трения μ от длины пробега L индентора, показывает, что весь путь износа можно разделить на три участка. Участок приработки, на котором происходит быстрое повышение коэффициента трения. Участок износа композиционного слоя, на котором наблюдается плавное повышение коэффициента трения. Участок износа основного материала с установившимся коэффициентом трения.

На начальных стадиях испытаний образец из титанового сплава ВТ1-0 с композитным слоем имеет низкую интенсивность изнашивания, что характеризуется пониженным коэффициентом трения ($\mu \approx 0,1-0,2$). Коэффициенты трения поверхностей, обработанные ультразвуковым выглаживанием без порошка фторопласта и обработанные шлифованием заметно больше. На начальных стадиях составляют $\mu \approx 0,35$ и $\mu \approx 0,45$, соответственно. Очевидно трибологическое достоинство фторполимерного композита, в сравнении с металлической поверхностью. По мере увеличения износа и истирания композиционного слоя коэффициенты трения всех поверхностей возрастают до значений, отвечающих исходному состоянию материала. У шлифованного образца (ВТ1-0) коэффициент трения на втором участке незначителен. Так как сплав ВТ1-0 имеет низкую твердость и склонен к упрочнению, то данный факт можно объяснить тем, что при трении без смазочного материала происходит интенсивное пластическое деформирование поверхностных слоев контактирующих тел [15–17]. Степень пластической деформации при трении может достигать 10^2-10^3 [18].

У титанового сплава ВТ6 наблюдаются те же закономерности. На начальных стадиях испытаний образец имеет весьма низкую интенсивность изнашивания ($\mu \approx 0,1-0,2$). Коэффициенты трения поверхностей образцов обработанных ультразвуковым выглаживанием без нанесения порошка фторопласта и образцов, обработанных шлифованием, также заметно больше и на начальных стадиях составляют $\mu \approx 0,3$ и $\mu \approx 0,4$ соответственно. По мере увеличения пути износа и истирания компози-

ционного слоя коэффициенты трения всех поверхностей возрастают до значений, отвечающих исходному состоянию материала.

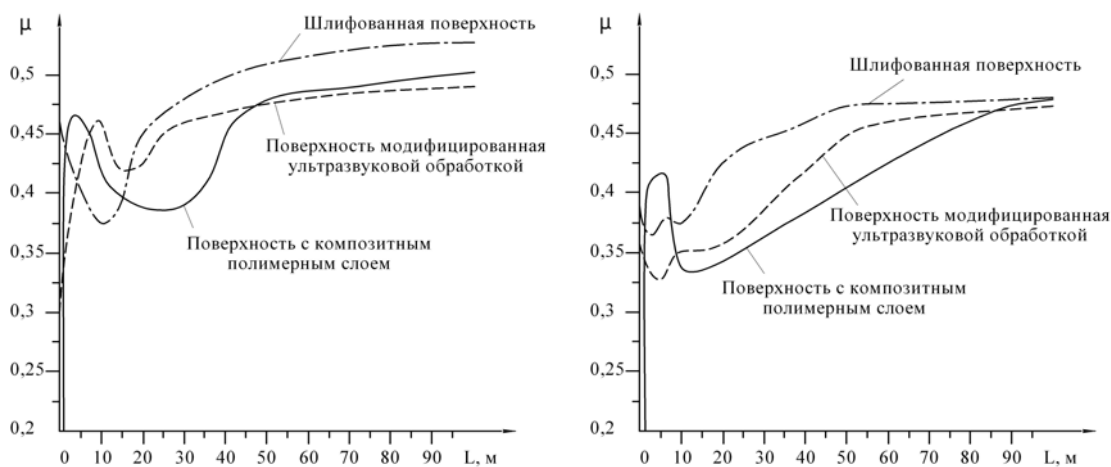


Рис. 3. Зависимости коэффициента трения от продолжительности триботехнических испытаний: а – сплав VT1-0; б – сплав VT6

Представлено изображение (рис. 4 а, рис. 4 б) канавок износа поверхностей для сплава VT1-0 и VT6 соответственно. Поверхность канавки (рис. 4 а) для сплава VT1-0 представляет собой последовательное чередование углублений и выступов. Износ этой поверхности носит не равномерный характер в силу его высокой вязкости. Поверхность канавки износа (рис. 4 б) для сплава VT6 является более правильной формы.

Износостойкость образцов обработанных шлифованием для сплавов VT1-0 и VT6 существенно ниже износостойкости образцов, подвергнутых ультразвуковой обработке. Так при вдвое меньшей длине пробега индентора по поверхности образцов обработанных шлифованием площадь поперечного сечения образовавшейся на поверхности канавки износа существенно больше. У образцов с композитным полимерным слоем и образцов, обработанных только ультразвуковым выглаживанием, максимальная глубина канавки износа одинаковая. Однако площади поперечного сечения канавок износа различны и наименьшей площадью сечения обладают образцы с композитным полимерным слоем, что свидетельствует об их меньшем износе.

Методом ультразвукового воздействия на поверхность титановых сплавов с нанесенным слоем ультрадисперсного фторполимерного порошка получены композитные слои типа композиция «металл-полимер». В результате ультразвукового воздействия в приповерхностном слое происходит образование материала титановой основы с полимерным порошком, что будет способствовать адгезии полимерных покрытий, на титановых сплавах.

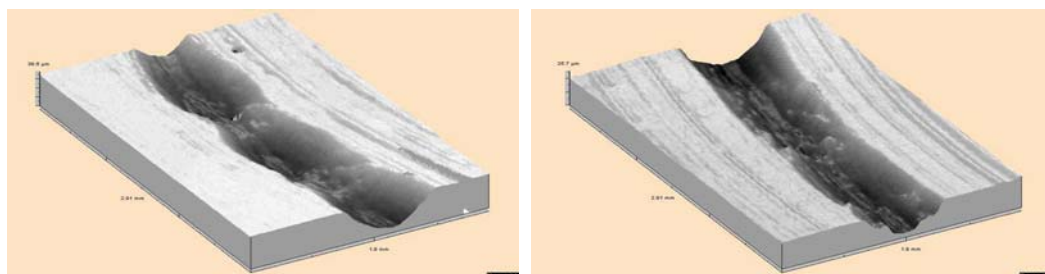


Рис. 4. Канавки износа поверхностей образцов с композиционным слоем: а – сплав VT1-0; б – сплав VT6

В процессе воздействие индентора при ультразвуковой обработке на поверхность образцов в присутствии и без полимерного материала происходит модифицирование структуры поверхностного слоя титана, приводящее к увеличению микротвердости.

Коэффициент трения образцов с композитным полимерным слоем существенно ниже, чем у образцов обработанных шлифованием и ультразвуковым выглаживанием и составляет $\mu \approx 0,1-0,2$. Износостойкость титановых сплавов с композитным полимерным слоем повышается, их трибологические свойства улучшаются. Такие материалы могут быть рекомендованы для конструирования пар трения. Предлагаемая технология может быть реализована для улучшения свойств изделий из других металлов.

Литература.

1. Ильин А.А., Карпов В.Н., Мамонов А.М., Коллеров М.Ю. Применение титана и материалов на его основе в медицине // *Ti – 2006 в СНГ*, 2006. С. 324-327.
2. Ильин А.А., Скворцова С.В., Мамонов А.М. и др. Применение титана и его сплавов в медицине // *Перспективные технологии легких и специальных сплавов*. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. С. 399-408.
3. Гимаев И.Е., Гвоздев А.А. Повышение ресурса узлов трения при ремонте и изготовлении машин с использованием металлополимерных композиций // *Сб. науч. тр. ГНУ ГОСНИТИ*, Т. 105.-М.: ГОСНИТИ, 2010. С. 141-144.
4. Гвоздев А.А., Чернов Ю.И., Герасимов А.И. Повышение ресурса узлов трения при ремонте и изготовлении сельскохозяйственной техники с использованием полимерных композиций // *Сб. науч. тр. Кубанского ГАУ, серия: АГРОИНЖЕНЕР*. – Краснодар: КубГАУ, 2008, №1, С. 90-91.
5. Истомин Н.П., Семенов А.П. Антифрикционные свойства композиционных материалов на основе фторполимеров. – М.: Наука, 1981. – 148с.
6. Полимеры в узлах трения машин и приборов: Справочник / Чичинадзе А.В. – 2-е изд. Перераб. и доп. – М.: машиностроение, 1988. – 328с. Ил.
7. Chpman E.M. Propertis and applications of reinforced Teflon. – *Mach. Desing*, 1958, vol. 30, p. 148-154.
8. Jjurin A.S. Use of TEE, and ist derivatives in antifriction bearing components. – *ModPlast.*, 1965, vol. 43, №1, p. 178-244.
9. Лаппо В.Г. Современные проблемы токсикологии полимерных материалов для медицины // *Синтетические полимеры медицинского назначения*. – Ташкент, 1984. – С. 25- 40.
10. Платэ Н.А. Полимеры для медицины // *Наука в СССР*, 1986, № 1, С. 2-9.
11. Полимеры медицинского назначения: Пер. с япон. / Под ред. С. Манабу.- М.: Медицина, 1981. – 248 с.
12. Klimentov V.A., Kovalevskaya Zn.G., Borozna V.Yu., Sun Zeming, Zhu Qifang. Nanocrystallization surface treatment of titanium alloys // *RARE METALS Vol. 28, Spec. Issue, Oct 2009*, p. 195-198.
13. Klimentov V.A., Borozna V.Yu., Zaitsev K.V. Influence of ultrasonic superficial processing on properties of titanic alloys // *18th International Metallurgical and Materials Conference, Hradec nad Moravici, Czech Republic, 2009*. P. 243-248.
14. Игнатъева Л.Н., Бузник В.М. ИК-спектроскопическое исследование политетрафторэтилена и его модифицированных форм // *Российский химический журнал*. 2008. Т. 52. №3. С. 139-146.
15. Панин А.В. Особенности пластической деформации и разрушения технического титана и малоуглеродистой стали, подвергнутых ультразвуковой обработке // *Физика металлов и металловедение*. 2004, том 98. № 1, С. 109-118.
16. Панин А.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. и др. Особенности локализации деформации и механического поведения титана ВТ1-0 в различных структурных состояниях // *Физ. мезомех.* – 2002. – Т. 5. – № 4. – С. 73-84.
17. Овчеренко В.Е., Иванов Ю.Ф. Трибологические свойства наноструктурированной поверхности металлокерамического сплава на основе карбида титана. // *Известия Томского политехнического университета*. 2008. Т. 313. №2. С. 114-118.
18. Марков Д.П., Келли Д. Адгезионно-инициируемые типы катастрофического изнашивания // *Трение и износ*. – 2002 (23), №5. С. 483-493.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВК-8 ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ГАММА-КВАНТАМИ

А.А. Клопотов***, д.ф.-м.н., профессор, А.И. Потекаев**, д.ф.-м.н., профессор,
В.Д. Клопотов***, к.т.н., доц.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет
634003. Томск, пл. Соляная, 2

**Томский государственный университет

***Томский политехнический университет, 634050, г. Томск, пр. Ленина, 30, тел. (3822)-66-99-42
E-mail: klopotova@tsuab.ru

1. Введение

Сплавы ВК-8 находят широкое применение в промышленности в качестве резцов чернового точения и других видов черновой обработки (резания чугуна, жаропрочных сплавов и цветных металлов), а так же для волочения и калибровки труб, прутков и проволоки. [1, 2]. Сплав ВК-8 обладает меньшей износостойкостью, но обладает более высокой эксплуатационной прочностью ($\sigma_{изг} = 175 - 165 \text{ кгс/мм}^2$) по сравнению с другими твердыми сплавами [1,2].

Твердые сплавы ВК-8 получают путем прессования порошков карбида вольфрама и кобальта в изделия необходимой формы и последующего спекания при 1250— 1450°C в атмосфере водорода или в вакууме. Эта технология позволяет их получать в виде стандартных пластин различной формы для оснащения ими резцов, фрез, сверл и других режущих инструментов, а также различных матриц для прессования полуфабрикатов и волочения проволоки [1,2].

Одним из методов повышения функциональных свойств сплавов с карбидом вольфрама является облучение γ -квантами. В настоящее время накоплен большой экспериментальный материал об изменении структуры сплавов при облучении его высокоэнергетическими частицами. Установлено, что при “малодозном” облучении γ -квантами различных металлических систем не обнаружено существенного увеличения концентрации вакансий и междоузельных атомов. Тем не менее облучение γ -квантами приводит к заметному изменению структурно-фазовых состояний и физико-механических свойств [3]. К настоящему времени установлено влияние малых доз γ -квантов с энергиями 1 МэВ на свойства металлов и сплавов [3-8].

2. Материалы и методика эксперимента

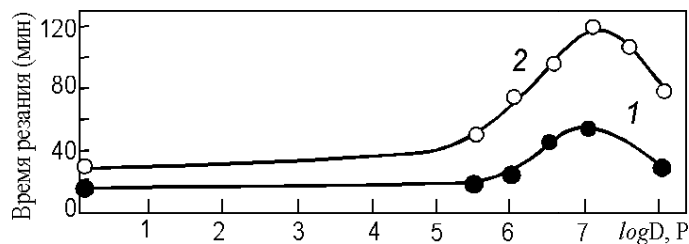


Рис. 1. Логарифмические зависимости времени резания сплавом ВК-8 в зависимости от дозы облучения: 1 – критерий износа равен 0,2 мм, 2 – критерий износа равен 0,3 мм

Электроискровым методом приготовлены две серии образцов из промышленных сплавов ВК-8 размерами 0,8×0,5×0,1 см и 1×1,5×0,8 см. Облучение γ -квантами образцов сплава ВК-8 осуществляли при помощи радиоактивного источника ^{60}Co в диапазоне доз $5 \times 10^6 \div 10^8 \text{ P}$ с энергией квантов 1,25 МэВ при комнатной температуре. Первая серия подвергалась последовательному облучению γ -квантами 10^5 , 4×10^5 и $4 \times 10^6 \text{ P}$. Вторая серия облучалась дозами 1.2×10^7 , 2.4×10^7 и $3.6 \times 10^6 \text{ P}$. Часть образцов после облучения выдерживалась в течение трех месяцев при комнатной температуре и только потом исследовалась.

Механические свойства образцов были исследованы на испытательной машине Instron при комнатной температуре.

В рентгеноструктурные исследования сплавов проводили на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизированных CuK_α , CoK_α и FeK_α –излучениях.

Электронно-микроскопические исследования проводили при помощи электронного микроскопа Tesla BS-301.

3. Результаты и обсуждение

Было проведено испытание облученных и необлученных резцов из сплава ВК-8. Результаты этих испытаний представлены на рис. 1. Видно, что параметр, характеризующий способность сплава ВК-8 обрабатывать изделия, время резания, немонотонно зависит от дозы облучения. Наибольшей износостойкостью обладают сплавы, облученные γ -квантами дозой 10^7 Р. Полученные данные совпадают с результатами работы [4].

Было проведено исследование влияния облучения на пластическую деформацию сжатием сплава ВК-8. На основе анализа кривых деформационного упрочнения получены зависимости величины пластической деформации разрушения, предела прочности и коэффициента деформационного упрочнения (рис. 2) от дозы облучения. Эти параметры достигают максимальных свойств после облучения их дозами $\sim 10^7$ Р.

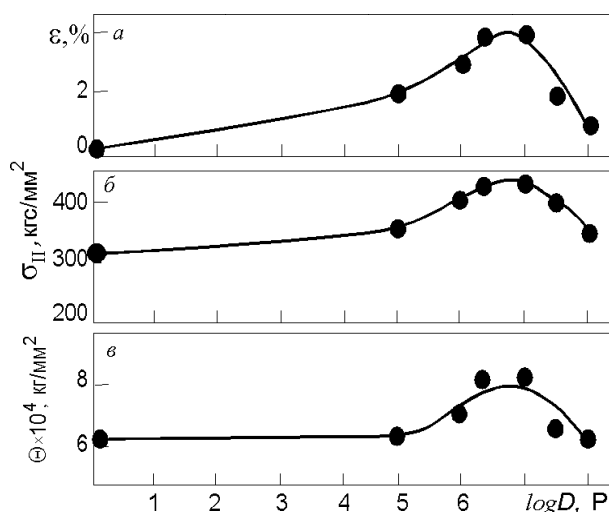


Рис. 2. Логарифмические зависимости пластической деформации разрушения (а), предела прочности (б) и коэффициента деформационного упрочнения (в) от дозы облучения в сплаве ВК-8

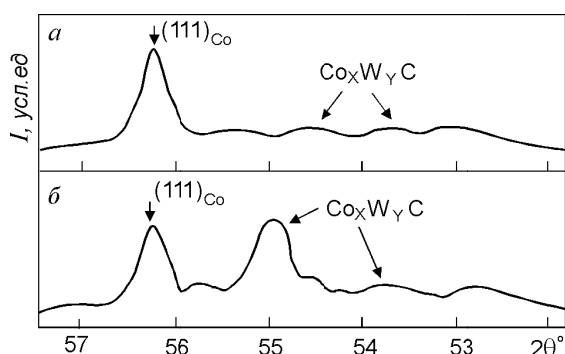


Рис. 3. Фрагменты рентгенограмм необлученного (а) и облученного (б) сплава ВК-8

Таким образом, видно, что механические свойства сплава ВК-8 чувствительны к облучению γ -квантами. Чтобы ответить на вопрос, о причинах такого изменения механических свойств облученного сплава ВК-8 были осуществлены структурные исследования.

Электронно-микроскопические исследования сплава ВК-8 показали: что исходный сплав состоит из частиц карбида вольфрама, находящихся в кобальтовой связке. Карбид вольфрама имеет форму многоугольных призм или цилиндров с поперечными размерами 1 ... 10 мкм. В [1] подробно описано строение сплавов ВК.

Рентгеноструктурные исследования подтверждают результаты фазового анализа, полученного методом электронной микроскопии. Монокристаллы карбида вольфрама (WC) обладают гексагональной плотноупакованной решеткой (ГПУ) с пространственной группой $P6/mmm$ (B_h) [10] и параметрами элементарной ячейки $a=0,29068$ нм, $c=0,28374$ нм. Поликристаллическая связка на основе кобальта имеет гранецентрированную кубическую решетку с параметром элементарной ячейки $a=0,35654$ нм - это метастабильная модификация кобальта [1]. При дозах облучения $D \sim 5 \times 10^5 \dots 1, 5 \times 10^6$ Р на рентгенограммах обнаружены линии стабильной модификации кобальта с ГПУ решеткой (пространственная группа $P6_3/mmm$ (A_3) [10]). Облучение стимулирует и рост другой фазы – тройного соединения переменного состава ($Co_xW_\gamma C$ соединение), так называемой η фазы с кубической решеткой. При дозах $D \sim 2,4 \times 10^7 \dots 3,7 \times 10^7$ Р происходит увеличение объемной доли этой фазы. На рентгенограммах об этом свидетельствует рост линии η фазы. Интенсивность рефлексов η фазы становится сравнимы с линиями от кобальта (рис. 3).

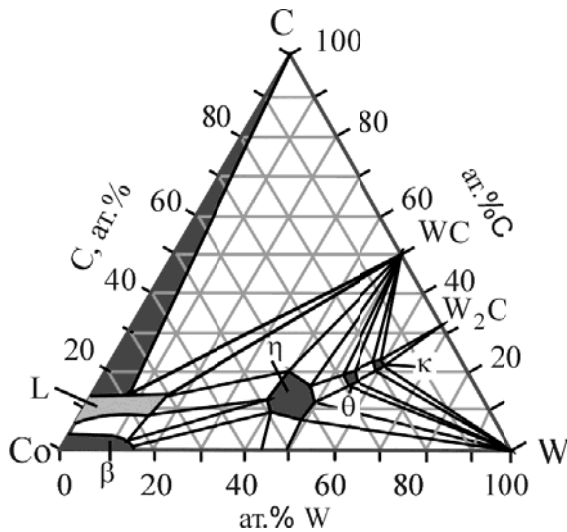


Рис. 4. Изотермическое сечение диаграммы состояния системы W–C–Co при 1400 °C [3,13,14]

тельное облучение сказывается на увеличении степени тетрагональности c/a решетки карбида вольфрама WC по сравнению с исходным значением для неравновесного состояния. Величина c/a асимптотически стремится к значению 0,9761, что соответствует табличному значению для WC [10]. Из рис. 4 видно, что микронапряжения второго рода σ в карбиде вольфрама почти не зависят от дозы

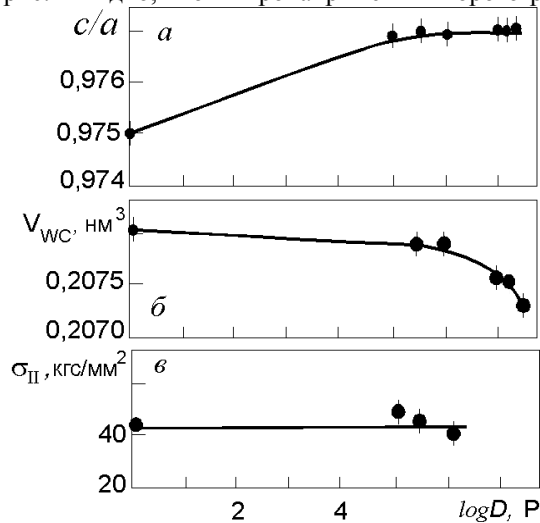


Рис. 5. Зависимости отношения осей c/a в гексагональной упаковке (а), объема элементарной ячейки (б), микронапряжений второго рода (в) в монокристаллах WC в сплаве ВК-8 в зависимости от дозы облучения γ -квантами

концентрации дефектов в кобальте должны способствовать улучшению работы демпфирующей связки и изменению характера излома материала.

На рис.4 представлено изотермическое сечение тройной системы C–Co–W при 1400 °C. В этой системе существует три карбидных фазы η ($\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$), θ ($\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$), κ (CoW_3C). Эти карбиды при 1000 C существуют в узких областях гомогенности, которые расширяются при температуре 1400 C [14]. Карбид CoW_3C образует двухфазные области с карбидами WC, W_2C , $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ и металлом W (рис. 3). Фазы η и θ имеют кубическую решетку, а фаза κ – гексагональную. Фаза η является стабильной, образующейся по перитектической реакции: $\text{Ж} + \theta + \text{W} = \eta$ [3,13]. Согласно приведенной фазовой диаграмме состояния тройной системы видно, что при облучении сплавов из тройной системы возможно образование различных карбидных фаз.

На основе обработки рентгеноструктурных данных были получены параметры, характеризующие тонкую структуру фазовых составляющих сплава (рис. 5 и 6). Видно, что последовательное облучение сказывается на увеличении степени тетрагональности c/a решетки карбида вольфрама WC по сравнению с исходным значением для неравновесного состояния. Величина c/a асимптотически стремится к значению 0,9761, что соответствует табличному значению для WC [10]. Из рис. 4 видно, что микронапряжения второго рода σ в карбиде вольфрама почти не зависят от дозы облучения γ -квантами. Тем не менее слабое уменьшение все же проявляется. При этом наблюдается слабое увеличение степени тетрагональности c/a от дозы облучения (рис. 5). Все это позволяет сделать вывод, что облучение γ -квантами приводит к изменениям кристаллической решетки WC.

Результаты исследования влияния облучения на поликристаллическую матрицу на основе кобальта представлены на рис. 6. Видно, что воздействии потока γ -квантов приводит к небольшому увеличению объема элементарной ячейки кобальта. По рентгеноструктурным данным были проведены оценочные расчеты вероятности дефектов упаковки (ДУ) и плотности дефектов [11] возникающих при воздействии потока γ -квантов на поликристаллическую матрицу на основе кобальта (рис. 6). Видно, что дозы $2 \times 10^7 \dots 3 \times 10^7 \text{ P}$ приводят к уменьшению величины вероятности ДУ. При этом, величина микронапряжений второго рода в кобальтовой матрице слабо меняется с ростом дозы облучения.

Таким образом, результаты структурных, такие как рост тройной фазы и уменьшение концен-

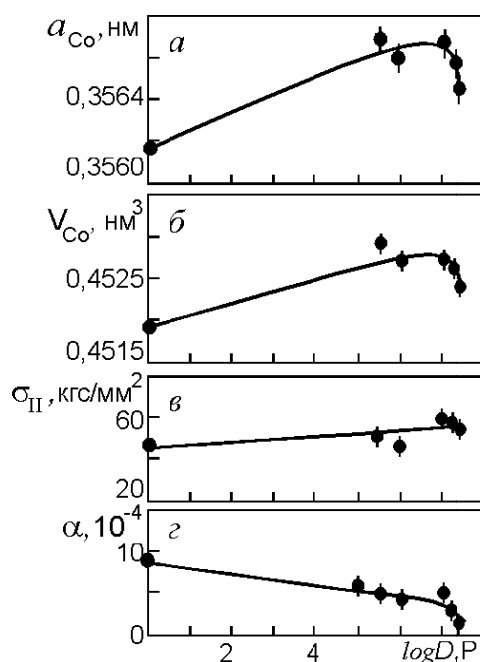


Рис. 6. Зависимости параметра решетки (*a*), объема элементарной ячейки (*б*), микронапряжений второго рода (*в*) и вероятности дефектов упаковки (*г*) в поликристаллической матрице на основе кобальта в сплаве ВК-8 в зависимости от дозы облучения γ -квантами

Рассмотрим более подробно факторы, влияющие на механические свойства в твердых растворах типа WC-Co. В [1] эти изменения свойств связывают с изменениями, происходящими в кобальтовой связке, размерами монокристаллов WC и изменениями фазового состава. Считается, что такая характеристика как износостойкость практически всегда повышается с уменьшением размеров зерен. В исследуемых сплавах объемная доля кобальтовой связки меняется от 6 до 8 процентов по объему. Вероятно, такие изменения не должны проводить к значительному изменению износостойкости. С другой стороны известно, что если кобальт находится в гексагональной модификации, то происходит ухудшение эксплуатационных свойств сплава [1]. На свойства сплава может существенно влиять внутризеренная структура. В наших исследуемых сплавах было обнаружено, что напряжения второго рода для карбидной фазы и связки практически не зависит от дозы облучения (рис. 5. и рис. 6)

Известно, что в структуре кобальта могут возникать нарушения в укладке слоев (слоевые ошибки упаковки). Эти ошибки делят на два вида: деформационные и ошибки роста (двойниковые). Деформационные ошибки приводят к смещению рентгеновских максимумов в кобальте. Ошибки роста вызывают асимметрию рентгеновских линий. По смещению рентгеновских линий была рассчитана вероятность дефектов упаковки в кобальте (использовали отношение $\sin\Theta_{\max}$ дифракционных линий (111) и (200) [12]). Установлено, что с ростом дозы облучения происходит не большое снижение вероятности дефектов упаковки (рис. 6).

Еще одним из факторов влияющих на свойства сплавов может быть различная растворимость карбида вольфрама в кобальте. Была проведена оценка этого эффекта на основе изменения периода решетки кобальта и соответственно этому изменению значение растворенного карбида. Установлено, что изменений практически нет.

Полученные данные не позволяют объяснить причину улучшения эксплуатационных свойств сплава ВК-8 только по изменениям структурных особенностей карбидной фазы WC и кобальтовой связки. Но было обнаружено, как это уже упоминалось ранее, изменение фазового состава. Установлено, что как в исходных, так и в облученных образцах кроме структурных линий гексагональной фазы карбида вольфрама и кубической фазы кобальта появляются еще линии неизвестной фазы (рис. 3) и интенсивность линий этой фазы меняется с ростом дозы облучения. Анализ рентгенограмм и расчет позволил установить, что эта фаза имеет кубическую структуру, переменного состава с неизвестной

химической формулой тройного соединения Co_xW_yC и периодом решетки $a \approx 1,1453$ нм, что несколько выше, чем приводится в литературе [1]. Таким образом, образование тройного соединения в результате облучения ответственно за изменение механических свойств сплава. Поскольку, появление η -фазы приводит к получению сплавов с меньшим размером зерна [1] и повышает твердость сплавов.

Методом растровой электронной микроскопии было проведено исследование поверхностей излома. В результате работы было установлено, что тонкую структуры излома кобальтовой связки методом растровой электронной микроскопии разрешить нельзя. Поэтому исследование деталей поверхности разрушения проведено методом реплик. Установлено, что структура исходного материала дефектная: имеются поры вдоль ребер плоскостей спайности в частицах WC, а также между некоторыми частицами и кобальтовой связкой. Частицы WC разрушаются хрупко. Поверхности разрушения гладкие, без гребней отрыва и следов “ручьистого” узора. Кобальтовая связка разрушается вязко, образуя мантию вокруг карбидных частиц. Характер излома материала, облученного дозой 2×10^6 Р меняется. На поверхности разрушения карбида вольфрама появляются элементы вязкого излома: гребни отрыва, ручьи узора. Поры вдоль ребер плоскостей спайности исчезают и уменьшаются их количество на границе раздела карбид-связка. Изменение характера излома позволяет сделать предположение об изменении силы связи между карбидными частицами и кобальтовой связкой.

Из полученных данных следует, что облучение γ -квантами сплава ВК-8 ведет 1) к увеличению содержания тройного соединения типа η -фазы (Co_xW_yC) переменного состава; 2) переход WC в более равновесное состояние; 3) превращение кобальта из метастабильной (ГЦК) модификации в стабильную (ГПУ); 4) к существенному уменьшению вероятности образования дефектов упаковки в кобальтовой связке; 5) к появлению элементов вязкого излома на поверхностях разрушения WC.

Литература.

1. Третьяков В.И. Основы металловедения и технология производства спеченных твердых сплавов. М: Металлургия. - 1976. – 528с.
2. Лахтин Ю.М., Леонтьев В.П. Материаловедение. М.: Металлургия. – 1980. – 494 с.
3. Панов В.С., Чувилин А.М. Технология и свойства спеченных сплавов и изделий из них. М.: МИСИС. – 2001.- 428 с.
4. Чернов В.Б., Мамонтов А.О., Ботаки А.А. Аномальное воздействие малых доз ионизирующего излучения на металлы и сплавы //Атомная энергия. 1984. – Т.57. Вып. 1. – С.47-57
5. Тимошников Ю.А., Демиденко В.С., Кушнаренко В.М., Клопотов А.А. Влияние малых доз облучения на упорядочивающийся сплав Ni_3Fe //Изв. Вузов. Физика. – 1993. – №3. – С.89-92.
6. Шалаев А.М. Радиационно-стимулированные процессы в металлах. - М.: Энергоатомиздат. – 1988. – 176 с.
7. Конозенко Б.А., Круликовская М.П., Данильченко Б.А. Структурные и фазовые изменения в металлах и сплавах, закристаллизованных в потоке гамма-квантов//УФН. – 1991. – Т.161. №6. – С.249-269.
8. Кислицин С.Б, Клопотов А.А, Потекаев А.И., Тимошников Ю.А. Влияние гамма-облучения на структурно-фазовые изменения в закаленной конструкционной стали //Изв. Вузов. Физика. - 2008. - №4. - С.74-83.
9. Борисова Е.А., Бозвор Г.А. и др. Металлография титановых сплавов. М.: Металлургия. – 1980. – 464с.
10. Смитлз К.Дж. Металлы. Справочник. М.: Металлургия. 1980. 446с.
11. Малиенко И.А., Шиврин О.Н.//Изв. Вузов. Физика. - 1969. – №47 – С.7-13
12. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Металлургия. – 1970. – 368с.
13. Диаграммы состояния металлических систем/ Под ред. Н.В. Агеева. – М.: ВИНТИ, 1970. – Вып. 16. – 300 с.
14. Савицкий Е.М., Поворова К.В., Макаров П.В. Металловедение вольфрама. М.: Металлургия. – 1978. – 224 с.

**ПОЛУЧЕНИЕ ПРОЧНОГО СЦЕПЛЕНИЯ НА ГРАНИЦЕ «ГАЗОТЕРМИЧЕСКОЕ
ПОКРЫТИЕ – ОСНОВА» ЗА СЧЕТ УЛЬТРАЗВУКОВОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ
ПОВЕРХНОСТИ ОСНОВЫ**

*Ж.Г. Ковалевская***, к.т.н., доц., В.А. Клименов***, д.т.н., проф., К.В. Зайцев****, к.т.н., доц.*

**Томский политехнический университет*

634050, г. Томск, пр. Ленина, 30,

***Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*

634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4

E-mail: zhanna_kovalevskaya@mail.ru

****Томский государственный архитектурно-строительный университет*

634003, г. Томск, пл. Соляная, 2

*****Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского*

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

Предварительная подготовка поверхности детали перед газотермическим напылением играет важную роль в процессе физико-химического взаимодействия напыляемых частиц и подложки. Основная задача подготовки поверхности состоит в повышении активности атомов поверхностного слоя для облегчения их контакта с атомами напыляемого материала и протекания в контакте процессов электронного взаимодействия [1]. Одним из методов механической активации подложки является поверхностная пластическая деформация, которая увеличивает количество дефектов, выходящих на поверхность основы. Дефекты увеличивают количество очагов схватывания между напыляемыми частицами и подложкой, тем самым усиливая образование химической связи на границе раздела. Энергия, которая может высвободиться при выходе на поверхность разных типов дефектов, способствует объемной диффузии материалов в поверхностном слое подложки. Кроме того, поверхностная обработка подложки создает: сложную топографию поверхности, благоприятную для контакта напыляемых частиц и подложки; остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое, компенсирующие негативное влияние остаточных напряжений растяжения в покрытии; градиентное увеличение твердости поверхностного слоя основы для нивелирования скачка свойств на границе твердое покрытие – мягкая деталь.

Имеется опыт применения для модификации поверхности основы таких методов поверхностной пластической деформации как дробеструйная обработка, алмазное выглаживание, накатывание регулярных микрорельефов. Эти методы подготовки поверхности могут быть использованы при плазменном, газоплазменном высокоскоростном и детонационном напылении [2].

В нашей работе предложен способ подготовки подложки ультразвуковой финишной обработкой (УФО), относящийся к методам интенсивной пластической деформации поверхности [3–5]. Особенность воздействия на поверхность ультразвукового инструмента состоит в том, что индентор ультразвукового инструмента нормально колеблющийся с ультразвуковой частотой, под действием статических сил прижимается к поверхности детали и внедряется в поверхность на глубину, задаваемую амплитудой колебания инструмента. При вращении детали и движении манипулятора, совершающего продольную подачу инструмента, образуется сложная топография поверхности детали. Она создается за счет волн деформируемого металла, вытесненного в процессе перемещения индентора и его ударов о поверхность с ультразвуковой частотой. Высокая частота ударов инструмента с наложением ультразвуковых колебаний приводит к модификации поверхности в значительно большей степени, чем при обычных методах поверхностной пластической деформации.

Целью работы было исследовать область контакта напыленного газотермического покрытия с подложкой после напыления покрытия и его отрыва от подложки. Требовалось оценить вклад в прочность образовавшейся связи предварительной ультразвуковой финишной обработки.

Для изучения образования адгезионной связи на границе раздела покрытие – подложка и влияния на данную связь состояния поверхности основы перед напылением, были приготовлены образцы из отожженной стали 45, поверхность которых полировалась или обрабатывалась УФО (рис.1). Полировка осуществлялась абразивной пастой на фетровом круге. Ультразвуковая обработка проводилась устройством для ультразвуковой финишной обработки УЗГК-02 [5].

Плазменное напыление порошкового сплава на основе никеля осуществлялось на серийной установке УПУ-3Д с использованием аргон-азотной плазменной струи [6].

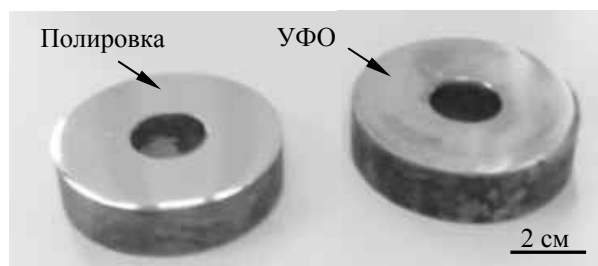


Рис. 1. Фотографии образцов после полирования и УФО

Напыление производилось послойно, с формированием покрытия толщиной до 300 мкм. Для оценки состояния поверхности на границе раздела покрытие – основа проводили оптическую металлографию поперечного сечения покрытия после химического травления на микроскопе Carl Zeiss Axio Observer. Для исследования поверхности основы после отрыва на границе контакта наводилась трещина и покрытие отрывали. Полное представление о морфологии поверхности исследуемых образцов и состоянии их поверхности после отрыва покрытия было получено благодаря использованию профилометрического комплекса MICRO MEASURE 3D station, позволяющего оценить состояние поверхности в трехмерном изображении и произвести количественную оценку интересующих параметров. Данный метод оценки состояния поверхности подложки после отрыва покрытия уже использовался при исследовании адгезии покрытий, нанесенных высокоскоростным газопламенным и детонационным напылением [7, 8]. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 с нагрузкой на индентор 100 г. Степень наклепа поверхности оценивали по относительному приращению микротвердости $\Delta H_{\mu}/H_{\mu}$. За исходное значение было взято значение микротвердости поверхности стали после полировки.

После полировки основа имеет гладкую поверхность с шероховатостью $R_z = 0,09$ мкм (рис. 1а). На поверхности видны тонкие риски от абразивных частиц, глубина которых не превышает сотых долей микрометра. Так как степень наклепа на этой поверхности мы принимаем за ноль, то пластическую деформацию основы считаем минимальной.

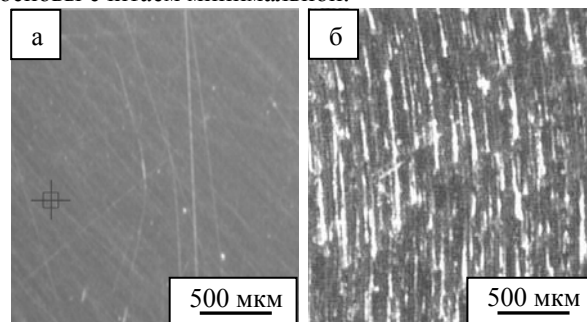


Рис. 2. Изображение поверхности стали после полирования (а) и УФО (б)

При УФО микрорельеф поверхности имеет другую топографию. Он задается микронеровностями, обусловленными относительным движением выглаживающего инструмента и образца. На поверхности подложки формируется микрорельеф как след от единичных ударов инструмента с равномерным натеканием деформируемого металла во всех направлениях. По направлению движения инструмента формируется визуально различимая строчность, задающая параметры поперечной шероховатости (рис. 2б). На профилограмме поверхности виден периодический микропрофиль чередующихся выступов и впадина, заданный подачей инструмента. При этом высота неровностей поперечного профиля невелика и соизмерима по величине с высотой неровностей от пластического течения металла в продольном направлении. В этом направлении также формируются выступы и впадины, но их расположение не систематично относительно выступов и впадин соседних строчек. В конечном результате, по всей поверхности формируется из отдельных, повторяющихся фрагментов субмикрорельефа без значительной анизотропии. Шаг микронеровностей в поперечном направлении составляет около 100 мкм, в продольном 5–10 мкм. Высота выступов шероховатости меняется от 0,5

до 0,8 мкм. Выступы плавно переходят во впадины уступами без формирования острых кромок. Формируется так называемая террасная топография поверхности. Такой микрорельеф без значительных концентраторов напряжения на поверхности детали обеспечивает при эксплуатации изделия повышенные характеристики усталостной прочности. Шероховатость поверхности составляет по R_z 0,72 мкм.

Как описывалось в предыдущих работах [3–5], многократная пластическая деформация поверхности ультразвуковым инструментом приводит к изменению не только геометрии поверхности, но и его структуры. В приповерхностном модифицированном слое стали происходит измельчение структурных элементов и формирование дефектной субструктуры [3]. Подобное строение поверхности приводит к значительному повышению количества дефектов кристаллического строения, выходящих на поверхность подложки. На поверхности стали степень наклепа составляет 0,38.

Таким образом, максимальная эффективная площадь контакта поверхности формируется при ультразвуковой обработке. При соударении деформирующего инструмента с поверхностью основы на ее поверхности образуются углубления. Поверхность основы при этом растягивается на величину, примерно равную диаметру углубления, и возникает сжимающая сила, стремящаяся сохранить первоначальную форму поверхности, то есть создаются сжимающие напряжения. Для УФО также характерна значительная деформация поверхности, обеспечивающая выход на поверхность структурных дефектов – дислокаций и границ зерен.

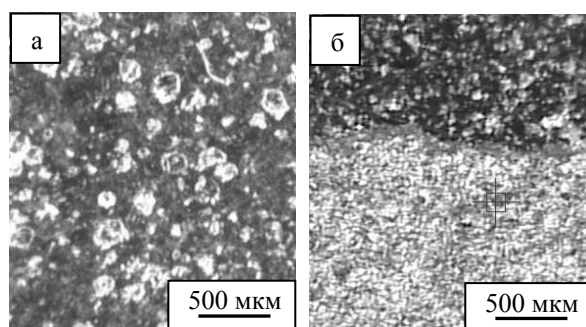


Рис. 3. Изображение поверхности стали после отрыва напыленного покрытия от полированной (а) и обработанной ультразвуковым инструментом (б) основы

При отрыве покрытия от полированной основы поверхность имеет следующий вид: прикрепленные к подложке и отделенные от покрытия частицы чередуются с зонами вторичного окисления (рис. 3а). Частицы имеют близкую к округлой форму с размером в диаметр около 100 мкм и высотой около 10 мкм. Такую форму имеют сплэты – частицы жидкого металла, ударившиеся и растекшиеся по подложке [6]. Кроме целых частиц, удержанных на подложке, топографически наблюдаются участки напыленного материала меньшей площади. Они представляют собой только очаги схватывания между частицей и подложкой, имеющие прочную металлическую связь. Основной объем материала частицы в этом случае отделился вместе с покрытием. По результатам количественной оценки, общая площадь очагов схватывания и приваренных частиц на полированной подложке составила около 30%.

Покрытие, напыленное на подложку с УФО, при отрыве отделилось по границе раздела лишь частично (рис. 3б). Следовательно, на большей площади поверхности образца сила адгезионной связи превысила силу когезии. В верхней части фотографии (рис.3б) изображена область отрыва покрытия по границе покрытие – основа. На поверхности подложки наблюдается большое количество очагов схватывания. Размер отдельного очага совпадает с размером очага схватывания на полированной поверхности и составляет в ширину 15–20 мкм, в высоту около 2–5 мкм. Расстояние между очагами совпадает с расстоянием между выступами поверхности 50–100 мкм. В некоторых местах поверхности сохраняются небольшие участки покрытия, не отделившиеся от подложки и представляющие агломераты напыленных частиц, удерживаемых комплексом близко расположенных очагов схватывания. Общая площадь очагов схватывания и не отделившихся агломератов составляет около 40%. Однако, в данной количественной оценке не учитывалась площадь подложки, на которой произошло когезионное разрушение покрытия.

Для оценки особенностей взаимодействия материала на границе покрытие – основа были проведены металлографические исследования поперечных шлифов напыленных на основу покрытий. Сразу отметим, что оптическая металлография состояния границы раздела покрытие – основа за-

труднительна. Это обусловлено наличием на границе раздела скачка физико-механических свойств материалов. Поэтому, для наглядности описания происходящих на границе процессов используются как нетравленные, так и травленные шлифы.

Для оценки состояния границы раздела покрытие – полированная подложка, рассмотрены поперечные шлифы с покрытием без химического травления (рис. 4). После травления на границе раздела сформировалось контрастное углубление, затрудняющее металлографический анализ.

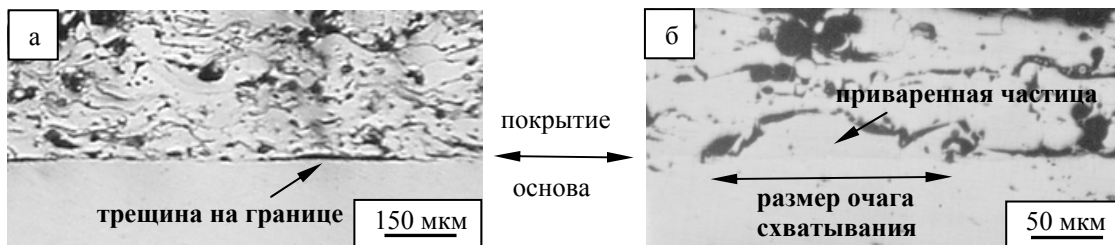


Рис. 4. Металлографическое изображение граница раздела покрытие – полированная основа

Как показано на рисунке 4а, между основой и покрытием видна четкая линейная граница. Часть прилегающего к подложке материала имеет с основой прочную связь, образованную в процессе химического взаимодействия. Прочную связь с основой имеют, как целые напыленные частицы, что иллюстрирует рис.4б, так и фрагменты частиц. Большую часть границы образуют трещины, сформировавшиеся либо в процессе нанесения и охлаждения покрытия, либо в процессе приготовления шлифа. В обоих случаях рост трещин связан с большими остаточными напряжениями, имеющимися на границе раздела и в самом покрытии.

Причиной возникновения остаточных напряжений может быть несоответствие коэффициентов термического расширения напыляемых частиц и основы, усадка при кристаллизации частиц, жесткость системы покрытие – основа и др. Обычно, при осаждении жидких частиц, как в нашем случае, на границе раздела в процессе усадки кристаллизующегося материала образуются микропоры. Под действием остаточных напряжений растяжения микропоры трансформируются в микротрещины, распространяющиеся либо по границе раздела, либо вглубь покрытия. В случае напыления материала на полированную основу, микротрещины распространились по границе покрытие – основа (рис. 3а). Этого не произошло лишь на участках границы, где напыленные частицы и подложка образовали прочную металлическую связь, то есть в очагах схватывания. Поэтому, при отрыве покрытия от основы на этих участках разрушение происходит выше границы раздела либо по объему материала частицы, либо по границе между вышележащими напыленными частицами (рис. 4б). Картину такого отрыва мы и наблюдаем на рис. 3а.

На рисунке 5 представлено строение поперечного сечения границы раздела покрытие – подложка с УФО. Поперечный шлиф был приготовлен после отрыва покрытия из участка образца, где разрушение произошло по материалу покрытия. Так как на нетравленном шлифе граница раздела не выявлялась, было проведено химическое травление стальной подложки 4% спиртовым раствором азотной кислоты.

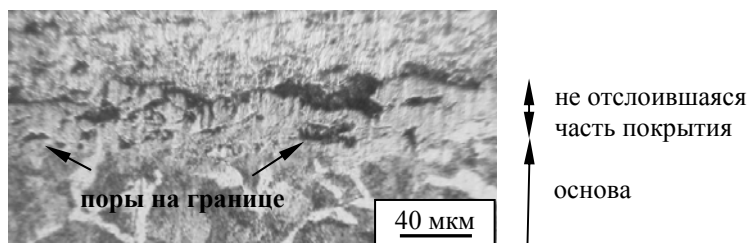


Рис. 5. Металлографическое изображение граница раздела покрытие – обработанная ультразвуковым инструментом основа

После химического травления основы обнаружено, что граница раздела повторяет рельеф подложки, сформированный ультразвуковой обработкой. На границе наблюдаются как участки, имеющие прочную связь между напыленными частицами и основой, так и поры. Однако, разрушение материала при отрыве покрытия произошло не за счет разрастания граничных пор в микротрещины с

дальнейшим разрушением по границе раздела. Разрушение произошло несколько выше границы раздела, за счет чего на поверхности подложки сохранился тонкий слой напыленного материала, соизмеримый с высотой двух-трех деформированных частиц.

Зоны прочного соединения материала покрытия и основы с УФО составляют большую часть границы, что, скорее всего, связано с интенсификацией химического взаимодействия напыляемых частиц и материала подложки за счет выхода на поверхность подложки большего количества дефектов. Не менее важным для формирования очагов схватывания является наличие вершин шероховатости на обработанной ультразвуковым инструментом поверхности основы. Выступы шероховатости при осаждении расплавленных частиц нагреваются в большей степени и фактически свариваются с кристаллизующимися частицами, формируя очаги схватывания. Это подтверждает фотография подложки в области отрыва покрытия по границе раздела (рис. 3б). Как уже отмечалось выше, порядок расположения очагов схватывания соответствует расположению выступов шероховатости.

На возрастание адгезионной прочности, в случае подготовки поверхности УФО, наряду с увеличением площади очагов схватывания влияет и наличие напряженного состояния подложки. Предварительное создание на поверхности сжимающих напряжений способствует эффективной компенсации растягивающих напряжений покрытия. Этим и может быть объяснено то, что на большей площади образца разрушение происходит не по границе раздела покрытие – основа, а несколько выше.

На основе полученных результатов исследования можно констатировать, ультразвуковая финишная обработка поверхности дает возможность формировать на границе раздела плазменное покрытие-основа адгезионную связь и достигать уровня прочности сцепления, достаточную для решения практических задач.

Литература.

1. Siegmann S. D., Brown C. A. Investigation of substrate roughness in thermal spraying by a scale-sensitive 3-D fractal analysis method / 15th International thermal spray conference – thermal spray: meeting the challenges of the 21st century, Nice, France. – 1998. – P. 831-836.
2. Smith R. W., Novak R. Advanced and application in U.S. thermal spray technology // Powder metallurgy international. – 1991. – №3. – P. 147-156.
3. Ковалевская Ж.Г., Иванов Ю.Ф., Перевалова О.Б., Клименов В.А., Уваркин П.В. Исследование микроструктуры поверхностных слоев малоуглеродистой стали после точения и ультразвуковой финишной обработки // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114. – № 1 – С. 47-60.
4. Лотков А.И., Батурин А.А., Гришков В.Н., Ковалевская Ж.Г., Кузнецов П.В. Влияние ультразвуковой пластической обработки на структурно-фазовое состояние поверхности никелида титана / Письма в ЖТФ. – 2005. – том 31. – вып. 21. – С. 24-29.
5. Klimentov V.A., Kovalevskaya Zh.G., Borozna V.Yu., Sun Zeming, Zhu Qifang Nanocrystallization surface treatment of titanium alloys // Rare metals. – 2009. – Vol. 28. Spec. Issue. – №10. – P.195-198.
6. Klimentov V.A., Ivanov Yu.F., Perevalova O.B., Senchilo Z.G. Structural and phase transformation in the Ni- and Fe- based plasma coating under the effect of high energy // Materials and manufacturing. – 1997. – Vol. 12. – №5. – P.849–861.
7. Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Зайцев К.В., Толмачев А.И. Исследование адгезии покрытий, полученных высокоскоростным газопламенным напылением // Известия Томского политехнического университета. – 2007. – Т. 310. – №3. – С. 57-61.
8. Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Ульяницкий В.Ю., Зайцев К.В., Борозна В.Ю. Влияние ультразвуковой обработки основы на формирование покрытия при детонационном напылении // Технология машиностроения. – 2008. – №7. – С. 22-26.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF POWDER CATHODE MATERIALS OF TITANIUM – TITANIUM CARBIDE SYSTEM

*E.N. Korosteleva***, PhD., docent, G.A. Pribytkov**, PhD, prof., M.G. Krinitcyn*, postgraduate*

**Tomsk Polytechnic University*

634050, Russia, Tomsk, Lenin Avenue, 30, +7 (3822) 56-38-65

***Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS*

634021, Russia, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4, +7 (3822) 49-25-76

E-mail: krinmax@gmail.com

Titanium-based cathodes, which nowadays are used for obtaining coatings made with vacuum-arc and magnetron methods, have a complex elemental composition. According to recent studies, complication of the cathode composition is necessary because multicomponent nitride coatings based on titanium with

adding of nonmetallic elements (carbon, boron, silicon) have nanocrystalline structure and as that possess outstanding hardness and durability parameters [1,2].

Earlier we have obtained and investigated dense cathode materials Ti-Si sintered of powder mixtures of titanium and titanium silicide [3]. These cathodes contained 10- 25 at.% of silicon which is the most used composition for cathodes. In present paper the results of investigation of cathode materials made with sintering of powder mixtures of titanium and titanium carbide with total content of carbon up to 30 at.% are presented.

Powder mixtures were prepared with different titanium powders: TPP-8 with fraction size less than 160 μm and TPS with fraction size less than 40 μm . Powder of titanium carbide has a fraction size about 2 μm . Morphology of original powders is shown on Fig.1.

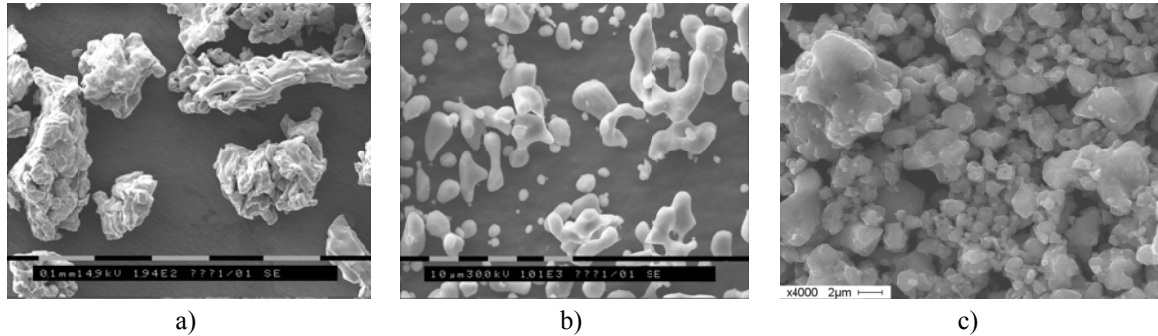


Fig. 1. Morphology of original powders: a) TPP-8 titanium; b) TPS titanium; c) TiC

Three different compositions were investigated: 10 at.% of carbon (12,5 vol.% of TiC), 20 at.% of carbon (27,7 vol.% of TiC) and 30 at.% of carbon (46,3 vol.% of TiC). The powders were pressed to get cylindrical samples with diameter and height of about 10 mm and with initial porosity from 22 to 32 % depending on carbide containment in powder mixture. Then the samples were sintered in the vacuum furnace at 1300°C with variation of time from 30 to 240 minutes. Porosity before and after sintering was calculated according to mass and volume measurements of samples. Theoretical density values of titanium (4,51 gr/cm^3) and titanium carbide (4,92 gr/cm^3) were taken from reference book [4].

Shrinkage of samples after sintering was observed in every sample at any concentration of carbon. Shrinkage in compositions with TPS is more intensive. Final porosity is achieved after 120 minutes and accounts 5% for compositions with 10 and 20 at.% of C, and 10% for compositions with 30 at.% of C (Fig. 2a). In compositions with TPP-8, the more TiC sample contains, the higher porosity is (Fig. 2b), which is about 1,5 times higher than porosity of samples with the same concentration of C but with TPS titanium.

Dependency of porosity on duration of sintering can be precisely described with power function (correlation coefficient is more than 0,99) (1).

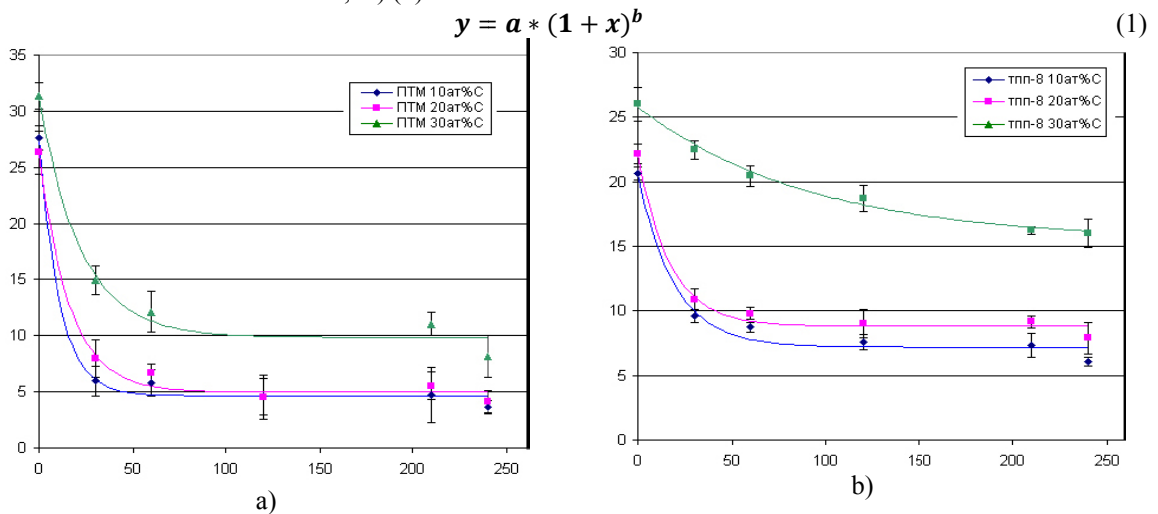


Fig. 2. Dependency of porosity on sintering duration at 1300°C for powder mixtures Ti + TiC with different carbon concentration

This correlation dependency corresponds to Ivensen V.A. [5] kinetic equation (2)

$$V = V_0(qm\tau + 1)^{-1/m}, \quad (2)$$

V – volume of pores after time τ ; V_0 – initial volume of pores; q and m – kinetic parameters (q – constant characterizing the relative speed of pores volume shrinkage at the beginning of isothermal exposure; m – constant characterizing relative speed of imperfection reduction and shrinkage of pores volume during a time).

According to X-ray diffraction analysis all sintered samples have only two phases: α -Ti and TiC (Fig. 3). Lattice parameters of titanium equal the tabulated values for α -Ti. Calculated lattice parameter of titanium carbide in samples after long sintering (240 min) equals 0,4301 nm. This figure is considerably less than lattice parameter of stoichiometric TiC (0,4326 nm). Obtained lattice parameter corresponds to non-stoichiometric TiC with formula $\text{TiC}_{0,5}$ according to work [6]. Thereby stoichiometric titanium carbide becomes a non-stoichiometric one after long high-temperature sintering due to rearrangement of titanium and carbon between the phases. According to G. Samsonov, this process translates the system in more stable thermodynamically state [7].

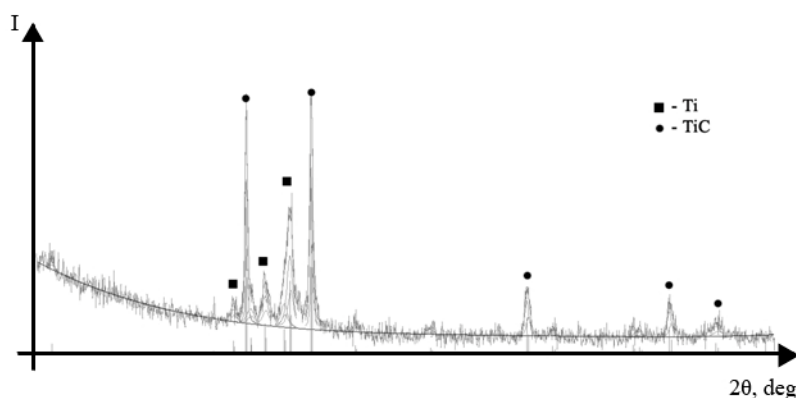


Fig. 3. X-ray picture of sintered Ti+TiC material

Representative microstructures of sintered composites are shown on Fig. 4. On these microsections we can see light grains of carbide against dark background. These are TiC grains on titanium matrix. In composites made of TPP-8 we can see lamellar structure of titanium matrix (Fig. 4 c,d) which is very common for different titanium alloys.

Average grain sizes were measured with random secants method (Tab. 1). It was shown that the grain size increases two times after changing the duration of sintering from 30 to 240 minutes, and does not changes considerably after increasing of carbon containment from 10 to 20 at.%. Analyzing these results we can say that the reason of grain size increasing lies not in the process of coalescence of interconnecting particles, but in the processes of dissolution and precipitation.

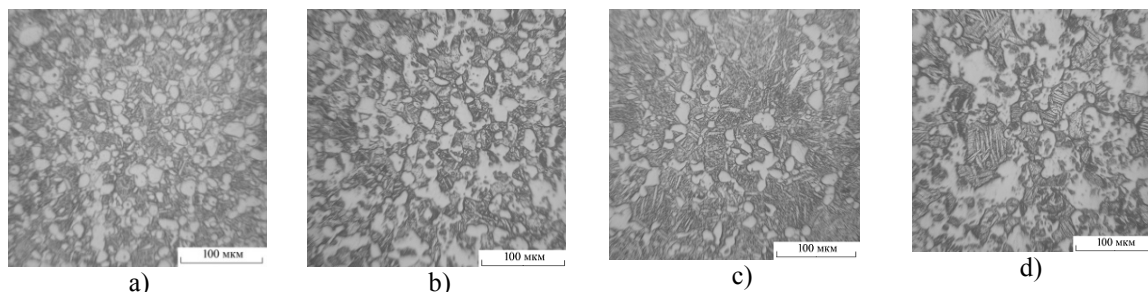


Fig. 4. Microstructure of sintered (1300°C, 240 min) composites Ti + TiC with different carbon concentration and titanium powder dispersity: a) 10% C, TPS; b) 20% C, TPS; c) 10%, TPP-8; d) 20%, TPP-8

Table 1

Average size of titanium carbide size in samples TPS+TiC with different carbon containment and sintering duration

C containment, at.%,	Volume containment TiC, vol.%,	Sintering duration, min	Average grain size, μm
10	12,5	30	7,4 \pm 3,0
10	12,5	240	12,4 \pm 4,5
20	27,7	30	6,2 \pm 2,5
20	27,7	240	11,7 \pm 4,9

References.

1. Korotaev A.D., Borisov D.P., Moshkov V.V., Ovchinnikov S.V., Tyumentsev A.N., Pribytkov G.A. Peculiarities of structural phase and elastic stress states of superhard tin-based nanocomposite coatings. *Physical Mesomechanics*. 2013, Vol. 16, No. 1, pp.73-83.
2. Shtansky D.V., Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Bashkova I.A., Sheveiko A.N., Levashov E.A. Multi-component nanostructured films for various tribological applications. *Int. J. Ref. Met. Hard Mater.* 28 (2010) 32-39.
3. G.A. Pribytkov, M.I. Vagner, V.V. Korjova, E.N. Korosteljova, A.V. Gurskih, I.A. Firsina. Sintering of powder compositions titanium - silicon and titanium - titanium silicide. *Powder metallurgy*, 2013, № 11-12, p. 3-12.
4. Properties, obtaining and usage of refractory compounds. T.Ya. Kosolapova. Moskva: Metallurgy, 1986
5. Iverson V.A. Phenomenology of sintering and some theoretical questions. Moskva: Engineering, 1985
6. Modern instrumental materials based on refractory compounds. VINITS. Moskva: Metallurgy, 1985.
7. Samsonov G.V., Upadhaja G.Sh. Neshpor V.S. Physical methods in material science of carbides. Kiev, Naukiva dumka, 1974

К ВОПРОСУ ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ МАКСИМАЛЬНОГО МОМЕНТА УСТРОЙСТВА БЛОКИРОВКИ ПРЕДОХРАНИТЕЛЬНОЙ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ МУФТЫ

А.В. Коперчук, к.т.н., доц., А.В. Мушин, к.т.н., доц.*

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)60537,

E-mail: avkop@tpi.ru

**Томский политехнический университет*

634050, г. Томск проспект Ленина 30, тел. (3822) 56-46-55

Гидродинамические муфты (гидромуфты) широко применяются в приводах различных машин. Наиболее востребованы эти конструкции в горнодобывающей промышленности. Даже современные опытные разработки, такие как геоход [1], невозможно представить без гидромуфт. При их использовании привод приобретает целый ряд положительных свойств, из которых наиболее важными являются:

- плавный разгон машин до рабочей скорости;
- предохранение приводного двигателя и механической трансмиссии от недопустимых перегрузок при резком торможении и пуске;
- стабильность и автоматичность срабатывания при заданном значении предельного момента и самовосстанавливаемость рабочего режима при устранении перегрузки [2, 3].

Существенным недостатком гидромуфт является потеря энергии на установившемся режиме из-за наличия скольжения S , т.е. отставания частоты вращения турбинного колеса n_2 от частоты насосного n_1 . Эта величина показывает долю потерь мощности, идущих на нагрев рабочей жидкости и деталей гидромуфты. Наличие скольжения обусловлено тем, что циркуляция жидкости, обеспечивающая передачу энергии от насосного колеса к турбинному, прекращается раньше, чем сравниваются угловые скорости насосного и турбинного колеса.

Названный недостаток можно устранить, применив устройство блокировки (УБ), замыкающее ведущий и ведомый валы после достижения определенной угловой скорости [4].

Основными недостатками большинства существующих УБ можно считать:

- сложность конструкции;

- наличие механизма управления;
- отсутствие предохранительных свойств в заблокированном состоянии.

Оригинальное решение предложено А.В. Муриным и В.А. Осиповым (рис.1) [5]. УБ выполнено в виде центробежной муфты с дробью и гофрированным диском. К достоинствам предлагаемой муфты можно отнести компактность, простоту конструкции, наличие предохранительных свойств в заблокированном состоянии.

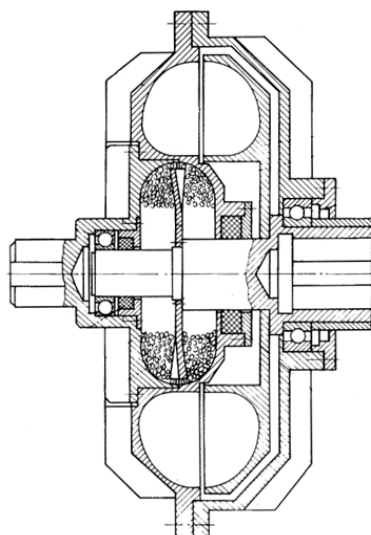


Рис. 1. Блокируемая предохранительная гидромуфта
А.В. Мурина, В.А. Осипова

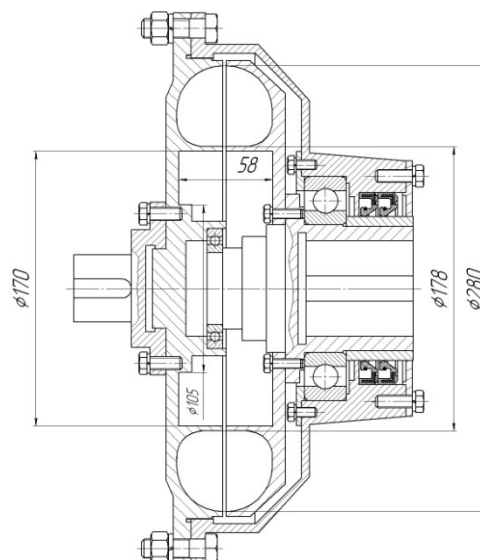


Рис. 2. Конструкция базовой предохранительной гидромуфты

Теоретическая оценка нагрузочной способности УБ выполнялась по зависимости (1) [5]. Максимальный момент $M_{\text{тор}}$ (Нм), передаваемый УБ с торовой полостью равен:

$$M_{\text{тор}} = \pi \cdot f \cdot \gamma \cdot k_{\gamma} \cdot \omega_1 \left\{ \rho \left[\pi \cdot r_1^2 (r_1^2 - r_0^2) + 4 \cdot r_1 \cdot \rho (2r_1^2 - r_0^2) + \frac{\pi}{2} \rho^2 (6r_1^2 - r_0^2) + \frac{16}{3} r_1 \rho^3 + \frac{3\pi}{8} \rho^4 \right] + 2 \left[r_1^3 \left(\frac{r_1^2}{5} - \frac{r_0^2}{3} \right) + \frac{2}{15} r_0^5 \right] \right\}, \quad (1)$$

- где f - коэффициент трения;
 γ - плотность материала сыпучего тела, кг/м³;
 k_{γ} - коэффициент пористости сыпучего материала;
 ω_1 - угловая скорость корпуса муфты, с⁻¹;
 ρ - радиус полутора, м;
 r_0 - радиус свободной поверхности сыпучего тела, м.
 r_1 - наибольший радиус плоской внутренней поверхности корпуса, м.

При условии размещения во вспомогательной полости базовой предохранительной гидромуфты (рис.2) размеры полости УБ с учетом толщины дополнительных деталей могут составлять максимально $H = 2\rho = 0,04$ м; $r_0 = 0,053$ м; $R_0 = 0,08$ м (см. рис.3а). Для $f = 0,15$ (сталь по стали без смазки); $\gamma = 7800$ кг/м³; $k_{\gamma} = 0,65$ [7]; $\omega_1 = 157,1$ с⁻¹; $R = 0,078$ м; $\delta = 0,003$ м максимальный момент УБ будет равен 54 Нм. Номинальный момент базовой гидромуфты, составляет 89...72 Нм при рекомендуемом значении коэффициента перегрузки $k_n = 2...2,5$ [8]. Таким образом, УБ не способно обеспечить блокирование предохранительной гидромуфты в рабочем режиме. В связи с этим возникла необходимость повышения нагрузочной способности механизма.

Анализ возможных вариантов показал, что наиболее простым и технологичным решением этой задачи является изменение формы внутренней полости (рис. 3).

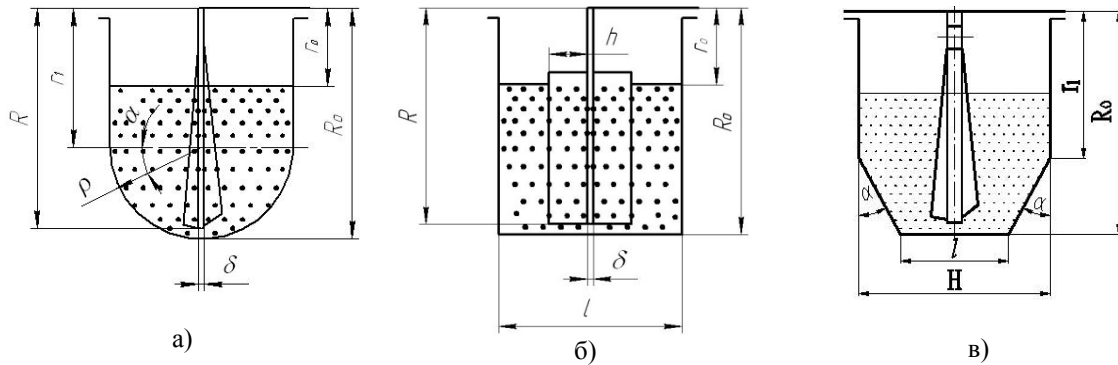


Рис. 3. Варианты формы внутренней полости УБ:
а) торовая, б) цилиндрическая, в) коническая

За счет использования полости цилиндрической формы возможно размещение большего количества дробы без изменения наружного диаметра и осевого размера, а коническая форма рабочей полости увеличит трение между стенками внутренней полости и сыпучим материалом.

В литературе не было найдено данных, позволяющих определить максимальный момент УБ с дробью с ведущим корпусом и отличной от тора формой полости, поэтому были разработаны оригинальные зависимости [9].

Максимальный момент M_k (Нм), передаваемый УБ с конической полостью, можно определить по выражению:

$$M_k = \pi \cdot \epsilon \cdot \gamma \cdot k_\gamma \cdot \omega_1^2 \left(l \cdot R_0^2 (R_0^2 - r_0^2) + \frac{2}{\cos \alpha} \left[R_0^3 \left(\frac{R_0^2}{5} - \frac{r_1^2}{3} \right) + \frac{2}{15} r_1^5 \right] + 2 \left[r_1^3 \left(\frac{r_1^2}{5} - \frac{r_0^2}{3} \right) + \frac{2}{15} r_0^5 \right] \right). \quad (2)$$

Для цилиндрической формы максимальный момент $M_{цил}$ (Нм) равен:

$$M_{цил} = \pi \cdot \gamma \cdot k_\gamma \cdot f \cdot \omega_1^2 \left(l \cdot R_0^2 (R_0^2 - r_0^2) + 2 \left[R_0^3 \left(\frac{R_0^2}{5} - \frac{r_0^2}{3} \right) + \frac{2}{15} r_0^5 \right] \right). \quad (3)$$

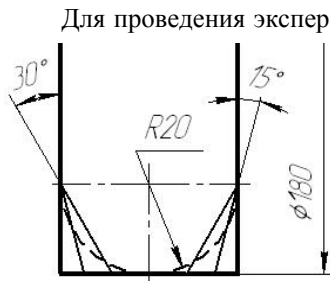


Рис.4. Варианты исполнения внутренней полости механизма блокировки

Для проведения экспериментальных исследований из стали 20 были изготовлены 4 конструкции УБ с одинаковым наибольшим радиусом внутренней полости $R_0=90$ мм и осевым размером 40 мм с торовой, цилиндрической (см. рис.4), конической с углом $\alpha=15^\circ$ и углом $\alpha=30^\circ$ формами внутренней полости. Ведомый диск с выступами высотой 12 мм и формой, повторяющей внутреннюю полость, полностью исключал скольжение сыпучего материала по диску. В качестве наполнителя были использованы закаленные полированные шарики диаметром 4,763 мм из стали ШХ15. Масса сыпучего наполнителя определялась из условия постоянства радиуса свободной поверхности сыпучего тела $r_0 = 57$ мм. В качестве приводного использовался асинхронный короткозамкнутый электродвигатель А72-4 мощностью 28 кВт. Частота вращения входного вала муфты находилась в пределах 1460...1500 мин.⁻¹. Нагружение выходного вала муфты осуществлялось электрическим и механическим тормозами.

Экспериментально было установлено, что без рабочей жидкости в гидромуфте нельзя осуществить разгон ненагруженного ведомого вала при заполненном до рабочих значений сыпучим телом УБ. Пусковой момент УБ с гладкой поверхностью внутренней полости недостаточен для преодоления сопротивления в подшипниках, упругой муфте, ременной передаче и подшипниках электрического тормоза испытательного стенда. Для осуществления разгона ведомого звена в гидродинамическую муфту был залит 1 литр рабочей жидкости, что соответствует степени ее наполнения 28%. При данном наполнении гидромуфта не может осуществить разгон ведомого вала испытательного стенда до частоты вращения, близкой к частоте ведущего. Работа гидромуфты в данных условиях сопровождается интенсивным нагревом, т.к. минимальная величина скольжения в процессе работы $S=0,33$. Максимальный момент гидромуфты в этом случае довольно мал. Данное наблюдение говорит о том,

что УБ обладает малым пусковым моментом и не снижает пусковых свойств гидромффт. Дальней-

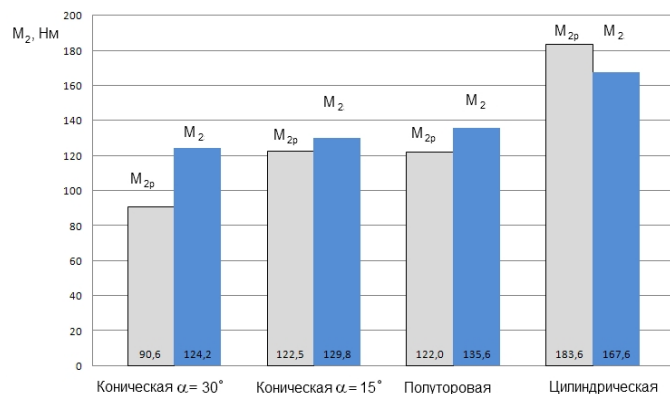


Рис. 5. Диаграмма сопоставления расчетных M_{2p} и экспериментальных M_2 значений максимального момента

вой, цилиндрической, конической с углом $\alpha = 15^\circ$ формы.

По результатам испытаний были построены механические характеристики УБ (рис.6).

Дальнейшие исследования проводились с частично заполненной до названной величины гидромффт.

На рис.5 представлено о сопоставление расчетных значений максимального момента УБ испытанных форм и значений, полученных экспериментально. В расчетах коэффициент трения f принимался равным 0,2 [10], а коэффициент пористости k_p равным 0,6 [11].

По диаграмме можно сказать, что разработанные зависимости (1-3) позволяют с приемлемой точностью определить значение максимального момента УБ торо-

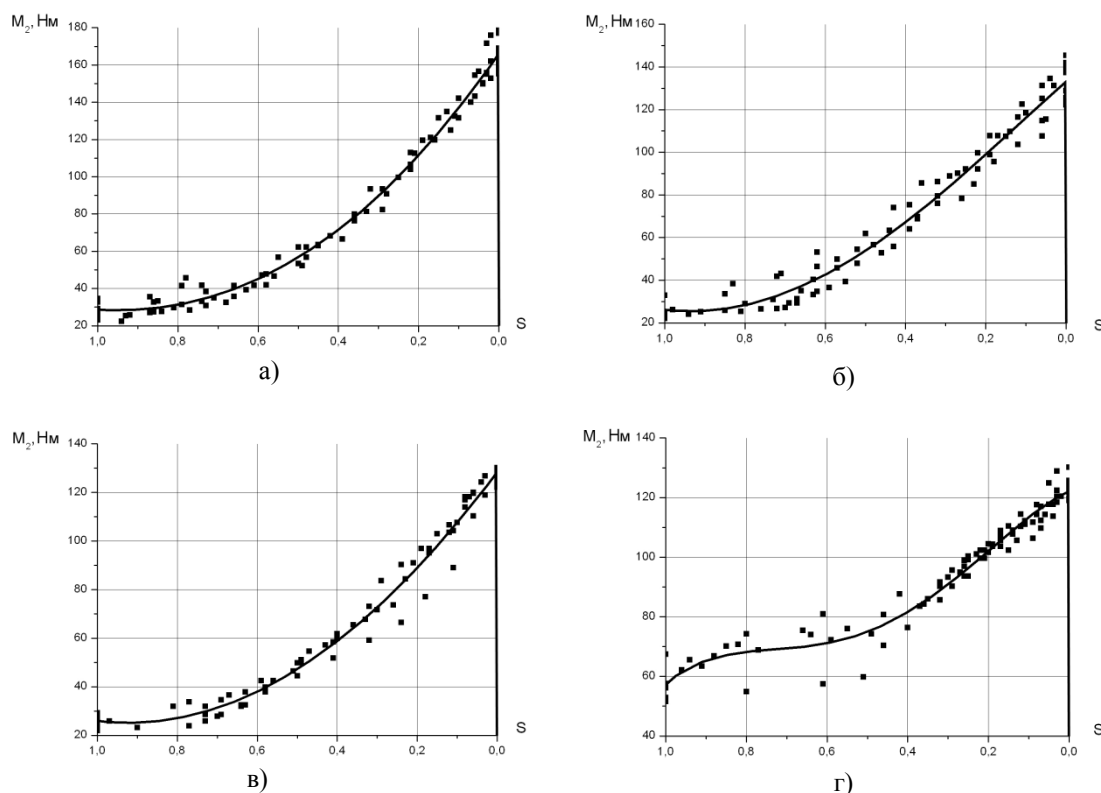


Рис. 6. Механические характеристики механизмов блокировки: а) с цилиндрической рабочей полостью ($R^2 = 0,99$); б) с торовой рабочей полостью ($R^2 = 0,97$); в) с конической с углом $\alpha = 15^\circ$ ($R^2 = 0,98$); г) с конической с углом $\alpha = 30^\circ$ ($R^2 = 0,96$)

Для более наглядного сравнения механические характеристики УБ представлены на рис.7.

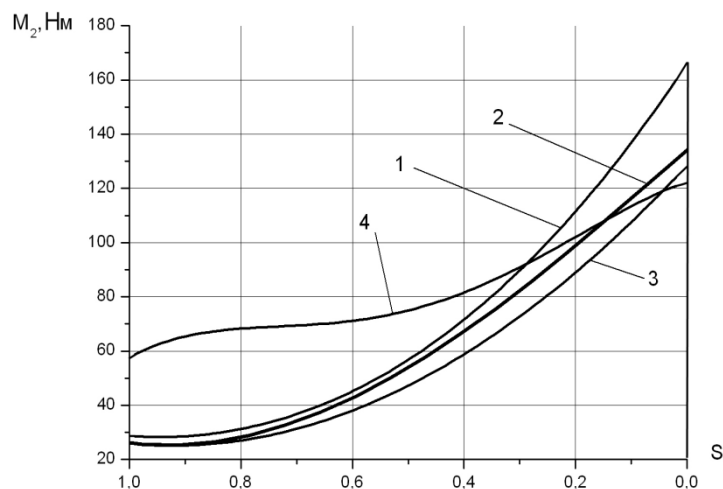


Рис. 7. Механические характеристики механизмов блокировки при наполнении гидромуфты 28%:
1 - с цилиндрической рабочей полостью; 2 - с торовой; 3 - с конической с углом $\alpha = 15^\circ$; 4 - с конической с углом $\alpha = 30^\circ$

Анализ полученных данных показывает, что:

- наибольшей нагрузочной способностью при равных радиальных, осевых размерах и одинаковом радиусе свободной поверхности сыпучего наполнителя обладает УБ с цилиндрической формой внутренней полости;
- при использовании цилиндрической формы полости по сравнению с известной торовой увеличение максимального момента составляет 23,6%;
- УБ с цилиндрической, торовой, конической с углом $\alpha = 15^\circ$ рабочей полостью обладают малым значением момента при отсутствии вращения ведомого вала, что не снижает пусковых свойств гидромуфты;
- увеличение значений угла α для конической формы полости нецелесообразно, т.к. в этом случае снижается максимальный и увеличивается момент УБ при 100% скольжении, что приводит к дополнительной нагрузке на приводной двигатель и более интенсивному износу деталей УБ.

Литература.

1. V.V. Aksenov, A.A. Khoreshok, V.Yu. Beglyakov, Justification of creation of an external propulsor for multipurpose shield-type heading machine – GEO-WALKER Applied Mechanics and Materials, 2013, Vol. 379, p. 16-19.
2. Крутик, А.В. Гидромуфты - средство повышения надежности машин / А.В. Крутик // Машиностроитель. - 2001. - № 6. - С. 12-18.
3. Гидромуфты [Электронный ресурс] // Эско. Электронный журнал энергосервисной компании «Экологические системы».- 2004.- №11.- Режим доступа: http://escosys.narod.ru/2004_11/art28.htm.
4. Мурин, А. В. Снижение потерь энергии в приводах горных машин за счёт применения блокируемой гидродинамической муфты / А. В. Мурин, А. В. Коперчук // Горное машиностроение: Сборник материалов. Отдельный выпуск Горного информационно-аналитического бюллетеня (научно-технического журнала) Mining Informational and analytical Bulletin (scientific and technical journal). – 2011. – № 0В2. – М.: издательство «Горная книга».- С. 337-343.
5. А.с. 1075027А СССР, МКИ⁴ F16D39/00. Гидродинамическая предохранительная блокируемая муфта/ А.В. Мурин, В.А. Осипов (СССР).- №3390034/25-27; заявл. 05.02.82; опубл. 23.02.84, Бюл. №7.- 4 с.: ил.
6. Коперчук, А.В. Совершенствование блокируемой гидродинамической муфты для приводов горных машин / А.В. Коперчук, А.В. Мурин // Горное машиностроение: Отдельный выпуск Горного информационно-аналитического бюллетеня (научно-технического журнала) Mining Informational and analytical Bulletin (scientific and technical journal). – 2012. – № 0В3. – М.: издательство «Горная книга». – с. 300-305.

7. Осипов, В.А. Основы выбора параметров предохранительных блокируемых муфт и предохранительных инерционных муфт для приводов машин (на примере машин химического производства): дисс. ... канд. техн. наук: 05.02.02 / Осипов Вениамин Анатольевич.- Томск, 1987.-118 с.
8. Иванов, Е.А. Муфты для приводов / Е.А. Иванов.- М.: Машиностроение, 1964. - 110 с.
9. Коперчук, А.В. Повышение нагрузочной способности механизма блокировки предохранительной гидродинамической муфты / А.В. Коперчук, А.В. Мурин // Материалы VIII международной научно-практической конференции «Прикладные научные разработки – 2012».– Прага, 2012.-Том 13.- с. 11-14.
10. Дьяченко, С.К. Предохранительные муфты / С.К. Дьяченко, Н.Ф. Киркач.- Киев: Государственное издательство технической литературы УССР, 1962.- 124 с.
11. Коперчук, А.В. Совершенствование механизма блокировки предохранительной гидродинамической муфты : дисс. ... канд. техн. наук: 05.02.02 / Коперчук Александр Викторович.- Томск, 2013.-109 с.

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ЗЕРЕН НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ ШЛИФОВАЛЬНЫХ КРУГОВ

А.Н. Коротков, д.т.н., проф., Л.П.Короткова, к.т.н., доц., Р.Х. Губайдулина**, к.т.н., доц.
Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва
650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, тел. (3822)-39-63-99
E-mail: korotkov.a.n@mail.ru*

**Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва
650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, тел. (3822)-39-63-86
E-mail: techmet@list.ru*

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (354-51)6-22-48
E-mail: victory_28@mail.ru*

Введение

Шлифовальные круги широко используются при изготовлении различных деталей, находя не только традиционное применение на чистовых, отделочных операциях, но и активно распространяясь на черновые, отрезные и обдирочные виды обработки. Этому способствует как эксплуатационные возможности данных инструментов, так и доступность и недефицитность абразивных материалов, из которых они изготавливаются. В то же время анализ показывает, что эффективность применения существующих конструкций шлифовальных кругов невысока и составляет лишь небольшую долю от их максимально достижимых показателей. Одной из главных причин такого положения является отсутствие контроля за формой режущих элементов этих инструментов, которыми служат отдельные абразивные зерна, находящиеся на рабочей поверхности кругов и обеспечивающие процесс множественного микрорезания [1]. Форма зерен формирует их геометрию, предопределяя ту или иную способность зерен срезать обрабатываемый материал, находясь в теле шлифовального круга. Поскольку стандартные шлифовальные круги состоят из зерен, форма которых произвольно изменяется от изометрических до иглообразных и пластинчатых разновидностей, то и геометрия зерен (т.е. углы резания и передние углы) тоже произвольно колеблется. В диапазон произвольных изменений геометрии зерен лишь случайным образом попадают углы, благоприятные для срезания стружки. Большая часть зерен, имеющих неблагоприятную для резания геометрию, или вообще не участвует в процессе микрорезания либо срезает стружки с большими деформациями и сильным нагревом металла [2].

Упорядочение формы зерен и, как следствие, их геометрии позволяет увеличить эффективность работы каждого отдельного зерна и, значит, повысить работоспособность шлифовальных кругов в целом.

В данной работе описываются результаты решения названной научной проблемы, полученные путем изготовления и испытания шлифовальных кругов из зерен с контролируемой формой.

Методика и результаты оценки формы зерен

Для количественной оценки встречающихся разновидностей форм зерен использован коэффициент формы, равный отношению диаметра описанной вокруг проекции зерна на плоскость окружности (или описанной вокруг зерна сферы, в трехмерной системе координат [3]) к диаметру вписанной окружности (или вписанной сферы). Для получения коэффициента формы зерен рассматривае-

мой фракции, марки и зернистости таким измерениям подвергалось не менее 100 отдельных зерен, а результат затем усреднялся.

Форма зерен на первом этапе оценивалась путем их проецирования через диапроектор на экран, обведение теневых проекций и последующих построений вписанных и описанных окружностей [4]. В дальнейшем для этих же целей использовалась телекамера, цифровой аппарат с поворотным устройством для определения объемного коэффициента формы, сканер и специальное программное обеспечение для построения вписанных и описанных окружностей (или сфер) и вычисления коэффициентов формы как для отдельных зерен, так и для рассматриваемой фракции зерен в целом [5].

В табл.1 представлены результаты оценки формы зерен различных марок и зернистостей российского (13А, 92А, 93А, 95А) и немецкого производства (NK, ЕК, RK, SKS), изготовленных типовым способом – путем дробления и отсева слитков абразивных материалов. Оценивался также коэффициент формы зерен, изготовленных по специальной технологии производства абразивов с заданной сферообразной формой, т.е. сферокорундов (ЭС).

Таблица 1

		Распределение зерен по форме					
Коэффициент формы		1,0 – 1,4	1,4 – 1,8	1,8 – 2,2	2,2 – 2,6	2,6 – 3,0	>3,0
Зернистость	Марка зерна*	Количество зерен в %					
		160	ЭС	100	–	–	–
125	ЭС	100	–	–	–	–	–
	93А	14	54	26	4	2	–
	13А	17	52	23	3	3	2
	NK	1	32	38	17	6	6
	SKS	5	17	27	26	9	16
100	ЕК	4	29	30	23	6	8
80	13А	14	49	31	5	1	–
	NK	0	25	31	25	7	12
	ЕК	1	30	37	22	7	3
	SKS	2	20	35	16	10	17
63	RK	8	62	16	6	4	4
	95А	8	22	22	14	18	16
40	13А	8	56	23	5	5	3
	92А	3	44	41	7	3	2
	NK	4	12	21	31	14	18
	ЕК	5	18	19	17	24	17
	SKS	3	17	25	25	17	13

*Марки зерен: 13А, NK – нормальный электрокорунд; ЕК – белый электрокорунд; RK – хромистый электрокорунд; SKS – карбид кремния черный; ЭС – сферокорунд; 92А, 93А, 95А – хромитановые электрокорунды.

Весь диапазон значений коэффициентов формы от $K_{\phi} = 1,0$ до $K_{\phi} > 3,0$ разбит на шесть интервалов, в каждом из которых проставлено в процентах количество зерен данной формы по отношению ко всему числу обследованных зерен. Это позволяет получить подробное представление о распределении по форме зерен разных марок и зернистостей. Для обеспечения достоверности картины распределения по признаку формы выборка обследованных зерен каждой рассматриваемой марки и зернистости составляла не менее 100 штук.

Анализ данных табл.1 показывает, что:

- каждый абразив имеет свою конкретную картину распределения по форме, которая зависит от марки абразивного материала, особенностей технологии изготовления и зернистости абразивных частиц;
- в обобщенном виде все картины распределения по форме подобны кривым нормально распределения, со смещенными левой или правой ветвями (кроме сферокорунда);

- основная часть зерен укладывается в диапазон $K_{\phi} = 1,4 - 2,2$, меньшая часть зерен имеет изометрическую ($K_{\phi} = 1,0 - 1,4$) или игольчато-пластинчатую форму ($K_{\phi} > 2,6$);
- марка абразива существенно влияет на характер распределения зерен по форме: зерна электрокорундов имеют преимущественно симметричные кривые распределения, а у зерен карбида кремния наблюдается сдвиг в область пластинчатых разновидностей с большими значениями коэффициентов формы;
- зерна более крупных зернистостей имеют, как правило, сдвиг в сторону изометрических разновидностей, а мелкие зернистости сдвигаются в сторону пластинчатых конфигураций (видимо, как осколки от крупных зерен).

Для изучения взаимосвязи геометрии режущей части зерен с их формой проведена серия экспериментов, где для одного и того же рассматриваемого зерна определенной марки зернистости сопоставлялись два параметра – коэффициент формы и усредненное значение переднего угла. Полученные результаты представлены в табл.2 в виде математических моделей, наиболее адекватно отражающих массив экспериментальных данных, состоящих из 100 отдельных значений для каждой марки и зернистости [1].

Таблица2

Взаимосвязь переднего угла и коэффициента формы
шлифовальных зерен

Марка зерна и зернистость	Зависимость переднего угла от коэффициента формы
93A125	$\gamma = 70,59 - 1,86 K_{\phi}$
NK125	$\gamma = 80,01 - 4,38 K_{\phi}$
SKS125	$\gamma = 76,05 - 4,18 K_{\phi}$
EK100	$\gamma = 85,21 - 8,0 K_{\phi}$
95A63	$\gamma = 64,84 - 1,05 K_{\phi}$
RK63	$\gamma = 69,30 - 0,68 K_{\phi}$

Данные табл.2 говорят о том, что во всех случаях с увеличением коэффициента формы зерен происходит уменьшение средней величины их переднего угла. Степень влияния формы зерен на их геометрию у разных абразивов выражена по-разному. Наиболее заметно эта взаимосвязь (среди рассматриваемых марок абразивов) наблюдается у белого электрокорунда, в меньшей степени она проявляется на примере зерен хромистого электрокорунда, что является следствием различия их физико-механических свойств и особенностей процесса изготовления.

Методика и результаты оценки работоспособности шлифовальных кругов с контролируемой формой зерен

Для оценки влияния формы зерен на эксплуатационные показатели шлифовальных кругов были изготовлены опытные партии кругов с характеристиками: ПП17х16х6 24A16C1K6, ПП40х8х6 24A16CM16K5, ПП80х17х20 24A16CM16K5. Отличием этих кругов от стандартных является то, что они изготавливались из зерен, предварительно отсортированных по признаку формы. Сортировка велась с помощью вибрационного сепаратора, который позволял разделить исходную массу абразива на ряд фракций, где зерна имели приблизительно одинаковую форму [6]. Из этих зерен в дальнейшем по типовой технологии изготавливались экспериментальные круги. Для обеспечения чистоты эксперимента на том же технологическом оборудовании и в тех же условиях изготавливались обычные шлифовальные круги из зерен с произвольной формой, по отношению к которым в дальнейшем велись сравнительные испытания.

Испытания проводились на подшипниковом заводе на операциях шлифования дорожек качения и посадочных отверстий колец подшипников 204,205 и 310. Режимы шлифования соответствовали типовым режимам обработки колец подшипников на названных операциях. В качестве металло-режущего оборудования использовались станки моделей: BDL50A, BDLZ80, SIW-4E. Результаты испытаний отражены в табл.3.

Таблица 3

Повышение эксплуатационных возможностей шлифовальных кругов
на основе использования зерен, сортированных по форме

Характеристика шлифовального круга	Коэффициент формы исходных ($K_{ф.исх.}$) и сортированных ($K_{ф.}$) зерен	Операция шлифования	Используемый станок	Достижимый эффект
ПП17х16х6 24A16C1K6	$K_{ф.исх.}=2,47$ $K_{ф.}=1,78$	Внутреннее шлифование посадочного отверстия кольца подшипника 204	BDL50A	Повышение стойкости в 3,9 раза, снижение шероховатости в 1,5 раза, уменьшение некруглости в 1,3 раза
ПП40х8х6 24A16CM16K5	$K_{ф.исх.}=1,833$ $K_{ф.}=1,547$	Шлифование дорожек качения наружных колец подшипников 204 и 205	BDLZ80	Повышение стойкости в 1,5-2,7 раза, снижение шероховатости в 2,0-3,2 раза, снижение размерного износа в 2,0-3,0 раза
ПП80х17х20 24A16CM16K5	$K_{ф.исх.}=2,47$ $K_{ф.}=2,13$	Шлифование дорожки качения наружного кольца подшипника 310	SIW-4E	Повышение стойкости в 2,0 раза, снижение шероховатости в 1,3 раза, снижение волнистости в 2,3 раза

Согласно полученным результатам применение шлифовальных кругов с контролируемой формой зерен позволяет повысить стойкость этих инструментов в пределах 1,5–3,9 раза, снизить шероховатость обрабатываемых поверхностей в 1,2–3,2 раза, некруглость – в 1,3 раза, волнистость – в 2,3 раза, размер на износ – в 2,0-3,0 раза.

При шлифовании колец подшипников из-за термического влияния в зоне резания весьма опасными процессами могут явиться: разупрочнение обрабатываемой поверхности, возникновение вторичнозакаленного слоя и наличие прижогов. Косвенные исследования структуры по цветам побежалости показали, что при шлифовании инструментами с контролируемой формой зерен температура в зоне обработки находится в интервале 150 – 350°C. Прямые металлографические исследования в поверхностных слоях с помощью растрового электронного микроскопа не выявили изменений в микроструктуре и в распределении химических элементов. Структура шлифованных поверхностей колец состоит из мартенсита и вторичных карбидов, без наличия микротрещин. На поверхности обнаружен светлый слой, который представляет собой зону холоднодеформированного наклепанного металла. На потребительских свойствах колец этот эффект оказывает положительное влияние [7].

Выводы

В данной работе показана целесообразность использования зерен с контролируемой и упорядоченной формой для изготовления шлифовальных кругов, применяемых на чистовых операциях. Эффект здесь достигается при уменьшении коэффициента формы, т.е. при переходе к зернам с изометрической формой. Но для других инструментов и схем шлифования (например, шлифовальных шкур и лент) может более рациональным применение зерен с большими значениями коэффициентов формы (игольчатыми и пластинчатыми), ориентированными определенным образом на рабочей поверхности этих инструментов. Поэтому, следует дифференцированно подходить к выбору формы зерен для конкретного инструмента и условия его эксплуатации. Причем, наряду с сортировкой исходной массой абразива на ряд фракций с одинаковой формой зерен, можно реализовать также путь изготовления зерен с заданной формой (наподобие технологии изготовления сферо-и формокорундов).

Таким образом, упорядочивая форму зерен шлифовальных инструментов и дифференцированно походя к выбору той или иной формы зерен, можно значительно повысить их эксплуатационные возможности и, как следствие, повысить работоспособность инструментов в целом.

Литература.

1. Коротков, А. Н. Эксплуатационные свойства абразивных материалов: монография. – Красноярск: Изд-во Краснояр. ун-та, 1992. – 122 с.
2. Коротков, А. Н. Повышение эксплуатационных возможностей шлифовальных инструментов: монография / ГУ КузГТУ. – Кемерово, 2005. – 232 с.
3. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ №2006613051. Форма шлифовальных зерен в объеме / Коротков В.А., Рылов Г.М. – №2006612327; заявл. 4.07.06; опубл. 1.09.06.
4. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ №2003611938. Определение геометрических характеристик шлифовальных зерен / Коротков А.Н., Захаров Д.С. – №2003611454; заявл. 2.07.03; опубл. 22.08.03.
5. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2006610153. Форма шлифовальных зерен / Коротков А.Н., Рылов Г.М. – №2005612738; заявл. 25.10.05; опубл. 10.01.06.
6. Пат.224885136303 РФ, МПК⁷. В07В1/40, 13/007/08. Вибрационный сепаратор / Коротков А.Н., Дубов Г.М., Баштанов В.Г. – №2003129945; заявл. 08.10.03; опубл. 27.03.05; Бюл. №9.
7. Коротков А.Н. Состояние поверхностного слоя колец подшипников после шлифования кругами с контролируемой формой зерен / Коротков А.Н., Короткова Л.П., Прокаев Н.В., Шамаков Е.С. // Обработка металлов. – 2010. – №4. – С.32-34.
8. Archipov P.V., Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Petrushin S.I. The effect of diamond tool performance capability on the quality of processed surface // Applied Mechanics and Materials Vol.379 (.2013) pp . 144 – 130.

ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННОЕ РЕАКТИВНОЕ ПОРОШКОВОЕ НАПЫЛЕНИЕ ТИТАНОВЫХ ПОКРЫТИЙ С НИТРИДНЫМИ ФАЗАМИ

Е.К. Кузьмич-Янчук, инж., Ю.С. Борисов, д.т.н., А.В. Бернацкий, инж.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины

Украина, 03680, Киев-150, ГСП, ул. К. Малевича, 11, тел. +380-44-205-25-60

E-mail: i.kuzmych@gmail.com

Введение

Одной из актуальных задач современной инженерии поверхности является повышение износостойкости и коррозионной стойкости конструктивных элементов из титана и титановых сплавов, которые благодаря ряду уникальных характеристик находят все более широкое применение в таких отраслях, как авиакосмическая промышленность, химическое машиностроение, медицина и многих других. Перспективным направлением повышения как трибологических характеристик, так и коррозионной стойкости в агрессивных средах таких материалов является формирование на их поверхности слоев из нитрида титана. Нитрид титана характеризуется высокой твердостью (до 20000 МПа), износостойкостью, химической стойкостью и высокими огнеупорными свойствами [1], что позволяет значительно расширить сферу применения и срок службы изделий из рассматриваемых материалов.

В настоящее время TiN покрытия в основном получают методами физического осаждения в паровой фазе (PVD) и химического осаждения в паровой фазе (CVD) [2, 3]. Однако данные процессы характеризуются низкой продуктивностью, что, как правило, ограничивает толщину получаемых слоев из нитрида титана (до 10 мкм). В то же время, в работах [4, 5] показано, что износостойкость и коррозионная стойкость покрытий из нитрида титана зависит от их толщины, при этом покрытия толщиной менее 12 мкм не могут противостоять осмотическому давлению коррозионных сред.

Для решения поставленных задач некоторые исследователи [6 - 11] предлагают использовать методы реактивного плазменного напыления (РПН) покрытий. Суть этих методов заключается в формировании твердых износостойких фаз непосредственно в процессе напыления благодаря протеканию плазмохимических реакций между напыляемым материалом и газообразным прекурсором. При этом использование РПН позволяет наносить толстые (до 2-3 мм) покрытия с высокой скоростью (до 200 мкм/мин).

В исследовании немецких ученых [6] для нанесения титановых покрытий с упрочняющими нитридными фазами использовали плазменное напыление при повышенном давлении в камере (до 1990 мбар). Получены покрытия твердостью $HV_{0,1}=1480$ с содержанием азота до 12,4 мас.%. В работе [7] было проведено комплексное исследование процесса реактивного плазменного напыления титана в среде различных газообразных прекурсоров при пониженном давлении. При использовании в качестве прекурсора азота и давлении в реакторе 290 мбар были получены покрытия с включениями нитрида титана со средней твердостью $220 DPH_{(1000)}$.

В работе [9] покрытие TiN толщиной 60 мкм получали методом реактивного плазменного напыления в камере с чистым азотом при давлении 500 бар. Однако полученные покрытия характеризовались низким содержанием TiN и Ti₂N и состояли в основном из α-Ti. Кобаяши с сотрудниками [8] получили TiN покрытие толщиной 200 мкм с использованием метода газотуннельного плазменного напыления. Фенг [10] исследовал механические свойства покрытий с включениями из нитрида титана, нанесенных плазменным напылением. Для покрытия толщиной 500 мкм средняя микротвердость составила $HV_{0,1} = 1200$, вязкость разрушения - $4.51 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{0.5}$.

В работе [11] исследовали процесс формирования нитридов титана в условиях реактивного плазменного напыления с помощью рентгеноструктурного анализа и фотоэлектронной спектроскопии (XPS). Показано, что азот в покрытиях находится главным образом в виде нитридов, а не в виде твердого раствора. Авторы также предположили, что формирование и затвердевание TiN происходит до нанесения частицы на подложку, и, таким образом, наличие затвердевшего нитрида сдерживает процесс уплощения титановых сплэтов после нанесения.

Однако, в рассмотренных работах плазменное напыление проводилось в камерах с контролируемой атмосферой, что, так же, как и применение методов PVD и CVD, существенно ограничивает размеры обрабатываемых деталей.

Перспективным способом реализации рассматриваемого процесса реактивного плазменного напыления в условиях открытой атмосферы является лазерно-микроплазменное напыление. Активизация химических процессов образования упрочняющих фаз осуществляется здесь за счет формирования в области взаимодействия лазерного пучка и микроплазменной струи лазерно-дугового разряда (ЛДР) – зоны, характеризующегося повышенной температурой объема плазмы и возникновением ее неравновесности [12].

В качестве плазмообразующего газа в данном методе предлагается использовать аргон, в отличие от большинства существующих технологий реактивного плазменного напыления, где используется либо чистый азот, либо его смеси с Ar, He, N₂. По сравнению с аргоновой плазмой, плазменная струя N₂ обладает большим теплосодержанием, однако температура струи в случае азота существенно ниже при одинаковой удельной энергии. Так при значении удельной энергии $10 \text{ кВт}\cdot\text{ч}/\text{м}^3$ среднemasовая температура плазменной струи N₂ составляет 7250 К, а в случае чистого аргона - 13400 К [13]. Соответственно, температура в зоне ЛДР при использовании аргона в качестве плазмообразующего газа будет выше, чем при использовании азота, что повысит ее плазмохимическую эффективность.

Метод лазерно-микроплазменного напыления позволяет отказаться от использования реакционной камеры с контролируемой атмосферой за счет использования аксиального кольцевого ввода активного газа-прекурсора, который одновременно осуществляет обжатие струи аргоновой плазмы с повышением ее скорости и температуры, поставляет активные атомы и ионы для протекания реакций синтеза твердых фаз и обеспечивает защиту зоны реакции от атмосферного кислорода.

В рамках данной работы был выполнен эксперимент по нанесению порошковых покрытий из титана методом лазерно-микроплазменного напыления с использованием в качестве реагирующего газа азота.

Методики исследований

Для исследования слоев полученных покрытий была применена комплексная методика, включавшая: металлографию – с использованием микроскопа «Неофот–32», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования; дюрометрический анализ – твердомер М–400 фирмы «ЛЕСО» с нагрузками 0,25, 0,50 и 1,0 Н; рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА), который проводили в монохроматическом CuKα - излучении на дифрактометре ДРОН-УМ1. В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на пути дифрагированного пучка. Дифрактограммы снимали методом шагового сканирования в интервале углов $20^\circ < 2\Theta < 90^\circ$. Шаг сканирования составлял 0.050, время экспозиции в точке 3–7 с. Обработку данных дифрактометрического эксперимента осуществляли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4

Материалы, оборудование и принцип работы установок

Для нанесения покрытий использовался порошок титана производства фирмы H.C. Starck грануляции 100-180 мкм. В качестве реагирующего газа был использован азот марки ОСЧ.

Схема процесса АЛПН с использованием порошкового напыления представлена на рис. 1. Генерацию плазменной струи осуществляли с использованием микроплазмотрона МП-04 [14] установки микроплазменного напыления МПН-004. Источником лазерного излучения выступал CO₂-лазер ROFIN-SINAR мощностью до 10 кВт. Формирование зоны лазерно-дугового разряда происходило в зоне пересечения плазменной струи и лазерного пучка, при этом угол между ними составлял 90°. Порошок вводили как непосредственно в плазменную струю, так и в область лазерно-дугового разряда.

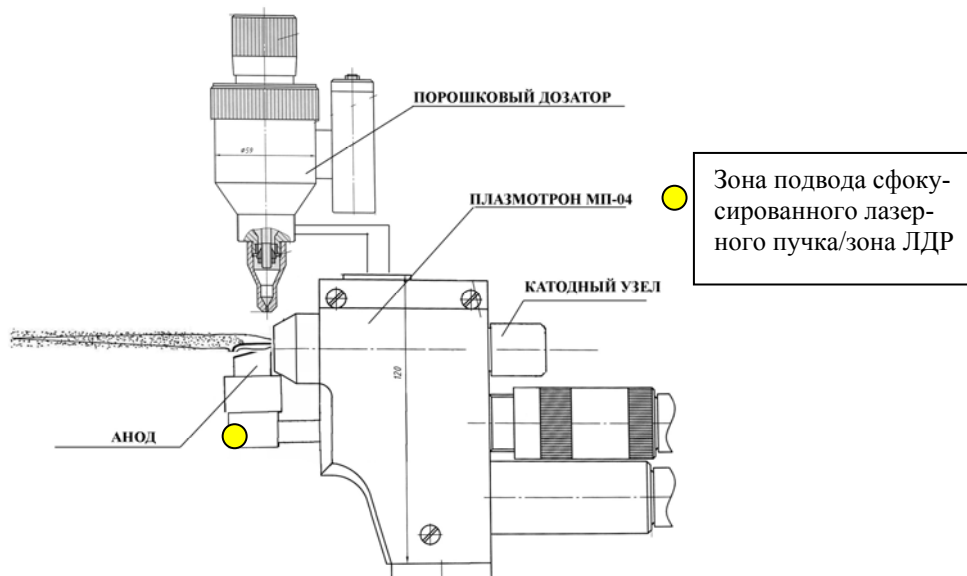


Рис. 1. Схема процесса АЛПН с использованием микроплазмотрона МП-04

Реагирующий газ подавали в канал защитного газа. Отличительной чертой установки МПН-004 является применение кольцевого потока защитного газа, что позволяет в значительной степени устранить влияние подмешивания в плазменную струю окружающей атмосферы (воздуха) и более четко оценить эффект активированного напыления.

Покрытия наносили на образцы из титанового сплава ВТ-6 размером 15x15x3 мм.

Таблица 1

Режимы АЛПН покрытий из порошка титана,
полученных в среде активного газа - азота

Режим	I, А	V _{п.г.} , л/ч	V _{N₂} , л/ч	L, мм
1	40	120	600	120
2	30	80	600	120
3	30	80	600	160
4	40	120	600	160
5	30	80	300	120
6	40	120	300	120
7	40	120	300	160
8	30	80	300	160
9	35	100	450	140

В процессе эксперимента изменялись: сила тока (30...40 А), расход плазмообразующего газа V_{п.г.} (аргон, 80...120 л/ч) и активного (реагирующего) газа V_{N₂} (азот, 300...600 л/ч), а также дистанции напыления L (120...160 мм). Мощность дуги плазмотрона составляла 960...2040 Вт в зависимости от режима напыления. Мощность лазера была постоянной и составляла 1 кВт. Всего было изго-

товлено 9 серий образцов в соответствии с таблицей режимов напыления (табл. 1), составленной на основе определенных ранее пределов варьирования параметров микроплазменного напыления для материалов на основе титана.

Результаты и обсуждение

Исследована структура, фазовый состав и твердость покрытий из титанового порошка, полученных методом активного лазерно-плазменного напыления (АЛПН) в среде азота.

Таблица 2

Характеристика АЛПН покрытий из порошка титана, полученных в среде активного газа - азота

Режим	Толщина, мкм	Н _μ , МПа	Фазовый состав
1	100...250	12180±3400	TiN, α-Ti, Ti ₂ N
2	200...400	12680±3160	α-Ti, TiN, Ti ₂ N
3	150...250	11400±3610	α-Ti, TiN
4	100...300	11930±3330	α-Ti, TiN
5	150...220	9100±2300	α-Ti, TiN
6	100...250	-	α-Ti, TiN
7	350...400	10380±2960	α-Ti, TiN
8	500...900	-	α-Ti, TiN
9	700...800	14360±2530	TiN, Ti ₂ N, α-Ti

Практически все исследованные покрытия имели lamellarную структуру, в некоторых из них наблюдались поры и выкрашивания (рис. 2). По результатам РСФА покрытия состоят из нитрида титана и α – титана с незначительным количеством Ti₂N (табл. 2). Оксидов титана практически не обнаружено. Дисперсные включения нитридной фазы располагаются внутри lamелей и на их границах. Количество нитридной фазы и микротвердость покрытия, которая изменяется в пределах от 9000 до 14500 МПа.

Дистанция напыления и сила тока не оказывали значительного влияния на микротвердость получаемых покрытий.

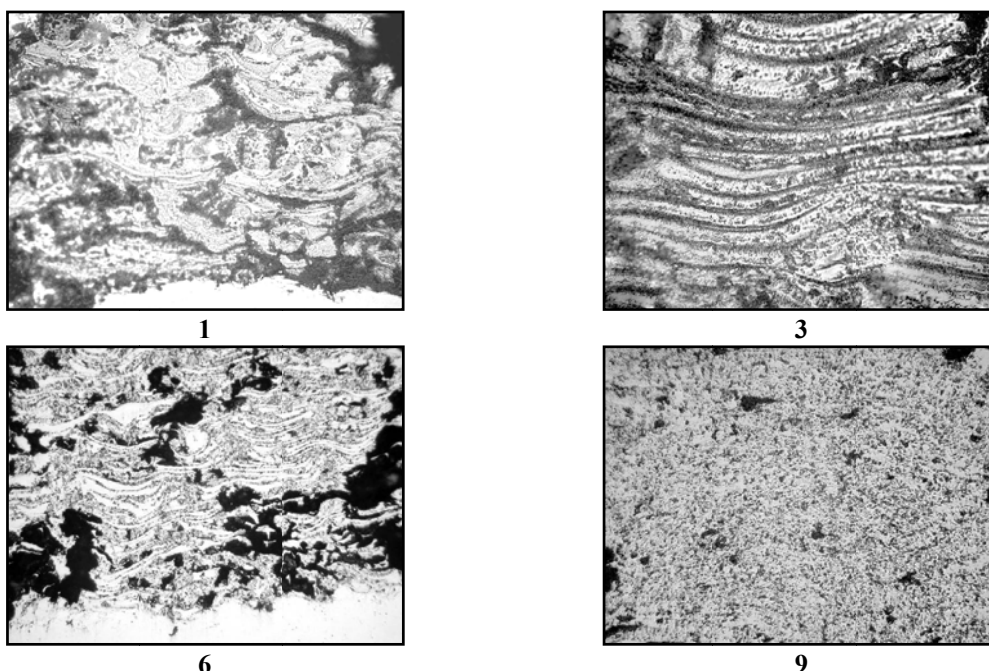


Рис. 2. Микроструктура покрытий, полученных в условиях АЛМПН из титанового порошка: номера соответствуют режимам по таблице режимов напыления (табл.1)

Покрyтия, полученные при расходе реагирующего газа 600 л/ч, характеризуются микротвердостью в пределах ~11 400...12 600 МПа, а при расходе реагирующего газа 300 л/ч величина микротвердости не превышает ~9 100...10 400 МПа, что свидетельствует об определяющей роли расхода реагирующего газа при формировании упрочняющих нитридных фаз.

В то же время, наивысшее значение микротвердости 14360±2530 МПа зафиксировано в покрyтии, полученном на режиме 9. В данном случае в отличие от остальных покрyтий формируется дисперсная структура с равномерным распределением упрочняющей фазы TiN по всей толщине покрyтия. Объяснить этот факт возможно наличием определенной пороговой эффективной концентрации реагирующего газа, т.к. высокая растворимость N₂ в титане ограничивает образование стехиометрических нитридных фаз [1]. При преодолении такого концентрационного порога азот оказывает лишь захлаживающий эффект на плазменную струю, снижая плазмохимическую эффективность зоны ЛДР и, как следствие, снижая эффективность образования упрочняющих фаз.

ВЫВОДЫ

- Разработана схема и экспериментальный стенд для реализации процесса активированного лазерно-микроплазменного порошкового напыления.
- Методом активированного лазерно-микроплазменного порошкового напыления получены титановые покрyтия с упрочняющими нитридными фазами TiN, Ti₂N.
- В полученных покрyтиях не обнаружено присутствие оксидных включений.
- Микротвердость покрyтий составила от 9000 до 14500 МПа, в зависимости от режима напыления.
- Наиболее качественные покрyтия получили при следующих режимах напыления: мощность дуги плазмотрона 1440 Вт, дистанция напыления 120 мм, расход плазмообразующего газа и азота 80 и 300 л/ч соответственно при подаче порошка в плазменную струю. Микротвердость в данном случае составляет 14360±2530 МПа.

Литература.

1. Самсонов Г. В. Нитриды. — Наукова думка, 1969. — С. 133-158. — 380 с.
2. Donald M. Mattox. Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing, Second Edition, Published by Elsevier Inc., 2010.
3. P. Motte, M. Proust, J. Torres, Y. Gobil, Y. Morand, J. Palleau, R. Pantel, TiN-CVD process optimization for integration with Cu-CVD, Microelectronic Eng. 50 (2000), p. 369-374.
4. D.S. Rickerby, P.J. Burnet, The wear and corrosion resistance of hard PVD coatings, Surf. Coat. Technol. 33 (1987) 191–211
5. F. Qunlang, Z.Yu, The corrosion resistance and wear resistance of thick TiN coatings deposited by arc ion plating, Surf.Coat.Technol. 145 (2001) 80–87.
6. D. A. Jager, D. Stover, W. Schlump, High pressure plasma spraying in controlled atmosphere up to two bar, ITSC'92, 1992, Orlando, Florida, USA, p.69-74.
7. Smith, R. W., Lugscheider, E., Jokiel, P., Mueller, U., Merz, J., & Wilbert, M. (1993). Synthesis of composite materials by reactive plasma-spray processing. In Thermal Spray Coat.: Res., Design Appl., Proc. Natl. Spray Conf. pp. 439-444.
8. A. Kobayashi, Formation of TiN coatings by gas tunnel type plasma reactive spraying, Surf. Coat. Technol. 132 (2000) 152–157.
9. T. Bacci, L. Bertamini, F. Ferrari, F.P. Galliano, E. Galvanetto, Reactive plasma spraying of titanium in nitrogen containing plasma gas, Mater. Sci. Eng. A A283 (2000) 189–195.
10. W. Feng, D. Yan, J. He, G. Zhang, Appl. Surf. Sci. 243 (2005) 204–213.
11. E. Galvanetto, F.P. Galliano, F. Borgiolia, U. Bardi, A. Lavacchi. XRD and XPS study on reactive plasma sprayed titanium/titanium nitride coatings, Thin Solid Films 384, 2001, 223-229.
12. P. Seyffarth, I.V. Krivtsun. Laser-Arc Processes and their Applications
13. in Welding and Material Treatment. Welding and Allied Processes. Vol.1, Taylor&Francis, 2002.
14. С.В. Петров, И.Н. Карп. Плазменное газозодушноое напыление. Киев, Наукова думка, 1993, 494 стр.
15. Патент Украины UA B23K10/00 Плазмотрон для напылення покриттів / Борисов Ю.С., Войнарочич С.Г., Фомакін О.О., Ющенко К.А. (Україна(UA)); №2002076032; Заявл. 19.07.2002 р., Опубл. 16.06.2003, Бюл. №.6.

**ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ЭЛЕМЕНТНОГО СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ
ПРИ РЕЗАНИИ ТРУДНООБРАБАТЫВАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ**

А.А. Ласуков, к.т.н., доц., П.А. Чазов, аспирант, А.В. Барсук, студент

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48

E-mail: lasukow@rambler.ru

Типу сходящей стружки при резании металлов уделено достаточно большое внимание исследователей. Однако данный вопрос на сегодняшний момент до конца не изучен. Поэтому вопрос образования того или иного вида стружки находится в центре внимания современных исследователей процесса обработки металлов резанием. Механизм формирования стружки и морфология стружки являются ключевой информацией о процессе обработки, качестве обработанной на станке поверхности, стойкости инструмента и эффективности его использования, затратах энергии при обработке материалов [1]. Изучение данных вопросов позволит также решать вопросы обрабатываемости специальных сталей и сплавов. К примеру в работе [1] указывается, что по виду образующейся стружки (обнаружение момента перехода от сливной к элементной стружке) можно своевременно обнаружить критический износ инструмента и произвести его замену, что может способствовать увеличению скорости резания до 50 % и сокращению производственных затрат на 10÷40 %.

Тип стружки определяется режимами резания, геометрией инструмента, физико-механическими свойствами обрабатываемого материала. В рамках данной работы исследования проводились при наружном продольном точении жаропрочных и титановых сплавов в широком диапазоне изменения режимов резания ($t=3$ мм). Данные материалы широко применяются в современном машиностроении, однако обработка таких материалов связана с определенными трудностями [6]. Изучение процесса стружкообразования проводилось при непосредственном наблюдении за процессом резания, а также анализировалась макроскопическая и микроскопическая структура стружки.

Наблюдения за процессом резания показывают, что в большинстве случаев при точении жаропрочных сплавов получается стружка, по внешнему виду трудно отличимая от сливной. Однако изучение микрофотографий показало, что, начиная с самых малых скоростей резания, стружка имеет трещины, которые разделяют её на элементы, хотя и не распространяются на всю толщину стружки. При этом зона вторичной деформации в контактном слое стружки четко не отделена от зоны основной деформации, линии текстуры искривлены по всему деформированному объему (рис. 1,а). С повышением скорости резания трещины удлиняются в сторону контактного слоя стружки: деление на элементы становится более четким и стружка приобретает вид, показанный на рис. 1,б. Степень деформации металла в основном объеме элемента мала. Механизм образования стружки при высоких скоростях резания, отличается от механизма образования на малых скоростях резания. При высоких скоростях резания адиабатный сдвиг – доминирующий процесс деформации, который имеет место в основной зоне резания (зона первичных деформаций) [7]. Его основная характеристика – тонкая лента явной деформации в зоне сдвига. Появление адиабатной полосы сдвига на высоких скоростях резания увеличивает износ инструмента, таким образом, влияя на качество обработанной поверхности обрабатываемой детали. С другой стороны, это явление полезно, потому что при нем получается элементная стружка, которая легко ломается и облегчает ее удаление из зоны резания, что удобно при автоматизированной обработке. Переходу псевдосливной стружки в элементную при обработке жаропрочных сплавов способствуют увеличение толщины среза, скорости резания и уменьшение переднего угла инструмента. В подтверждение проведенных исследований аналогичные результаты были получены в работе [2] при обработке закаленной стали.

При этом для сливных стружек основными характеристиками стружкообразования являются усадка стружки и угол наклона условной плоскости сдвига - β_1 . Элементное стружкообразование характеризуется большим числом угловых и линейных параметров, к которым относятся: угол наклона плоскости сдвига (скола) элемента - β_1 , толщина стружки (высота элемента) – a_1 , высота сплошного участка стружки - a_2 , толщина элемента - b_1 , шаг элемента – m , пилообразная высота h_{cp} [3, 2]. В зависимости от величины основных параметров находятся и другие характеристики, отражающие особенности элементных стружек. Отношение a_2/a_1 характеризует сплошность стружки. Угол между свободной поверхностью элемента и направлением скорости резания - ψ (рис.2), может харак-

теризовать сдвиговые деформации. Эти характеристики легко фиксируются на стружке и отражают конечную стадию деформации элементов.

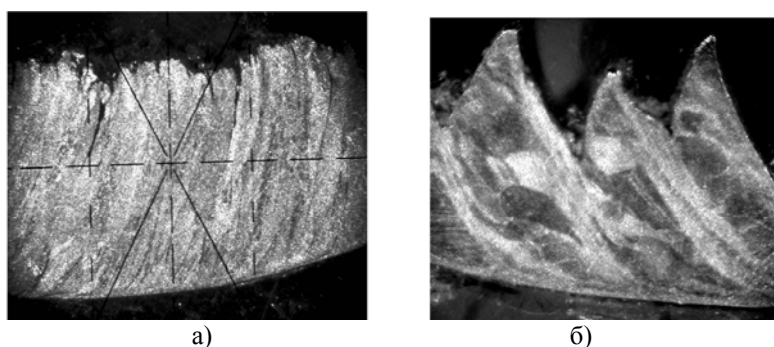


Рис. 1. Стружка, полученная при обработке жаропрочного сплава ЭИ 698 при $\gamma=+7^\circ$:
а) $V=5\text{м/мин}$, б) $V=20\text{м/мин}$

На рис. 2 изображена упрощенная схема образования элементной стружки, которая с достаточной точностью позволяет установить связь между угловыми и линейными параметрами стружки [3].

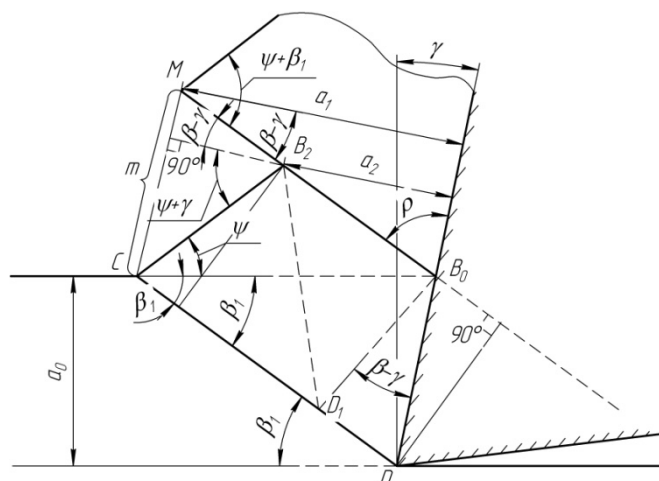


Рис. 2. Упрощенная схема образования элементной стружки

Микроанализ шлифов стружек позволил получить значения показателей деформации и геометрических параметров элементных стружек в зависимости от режимов резания.

Наиболее простым способом оценки деформации стружки считается усадка стружки. Однако при элементном стружкообразовании продольная усадка стружки имеет заниженные значения, особенно при больших подачах инструмента [4].

Для элементной стружки удобно использовать для оценки деформации угол сдвига β_1 в момент конечного скола элемента, который является одной из важных характеристик стружкообразования, поэтому его целесообразно использовать как основной параметр процесса стружкообразования [8].

В данной работе угол скола элементов определяли по микрофотографиям стружек путем измерения стороны DC элемента (рис.2). Деформация этой стороны при образовании элемента незначительна и выражается лишь в небольшом искривлении ее прирезцової части. Если обозначить длину указанной стороны через l , то:

$$\beta_1 = \arcsin \frac{a_0}{l}. \quad (1)$$

Преимущество данного способа состоит в том, что непосредственное измерение угла β_1 заменяется измерением длины l , которое выполняется на шлифе стружки, а не на корне, что снижает трудоемкость обработки результатов. Точность данного метода вычисления угла β_1 удовлетворительна [3].

На рис. 3 видно, что с увеличением подачи и скорости резания угол β_1 для труднообрабатываемых материалов повышается. При увеличении пластичности сплава степень деформации элемента увеличивается, что выражается в уменьшении угла β_1 и соответствующем увеличении плоскости сдвига. Такая же картина наблюдается в опытах со сталью [2].

Из этого следует, что угол сдвига элемента β_1 показывает существующую сложную связь явлений в процессе обработки материалов. Однако он фиксирует лишь окончательную стадию деформации и не отражает ее внутри элемента.

График зависимости сплошности стружки от скорости резания и подачи с фотографиями стружки для жаропрочного сплава представлен на рис. 4. При повышении подачи и скорости резания сливная стружка переходит к стружке скалывания (сплошность стружки уменьшается), но подача влияет на сплошность стружки сильнее, чем изменение скорости резания. Такая ситуация по мнению авторов [1, 2] приводит к повышенному износу инструмента.

Изменение шага элементов m от скорости резания (рис.6) отражает более сложную картину контактных процессов. При образовании элементной (суставчатой) стружки наблюдается нестабильное состояние в зоне сдвига элементов, которое связано с периодическим изменением напряжений сжатия, растяжения и напряжений сдвига, и нестабильность в зоне вторичных деформаций, обусловленная процессом трения и схватывания в контактном слое [12]. На шаг элементов скорость резания оказывает незначительное влияние. Шаг больше зависит от подачи и от свойств обрабатываемого материала. С увеличением подачи шаг элементов растет, но еще больше он растет с увеличением механических свойств обрабатываемого материала. При этом шаг элементов зачастую связывают с появлением вибраций при обработке, связывая частоту появления элементов с частотой возникающих вибраций [1, 2].

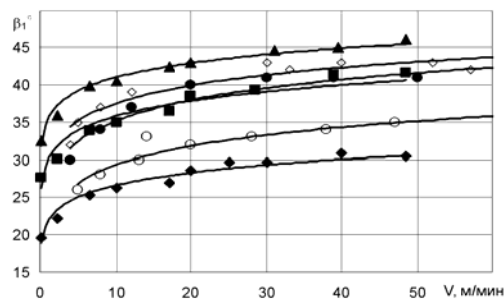


Рис. 3. Изменение угла сдвига элементов:

титановые сплавы $\gamma=+10^\circ$, $\alpha=10^\circ$, $\varphi=45^\circ$ \diamond -BT3-1 $S=0,265$ мм/об; \bullet – BT6 $S=0,265$ мм/об; \circ - BT1 $S=0,265$ мм/об; сплав ЭИ698 $\gamma=+7^\circ$, $\alpha=10^\circ$, $\varphi=75^\circ$ \blacktriangle – $S=0,36$ мм/об; \blacksquare - $S=0,26$ мм/об; \blacklozenge - $S=0,1$ мм/об

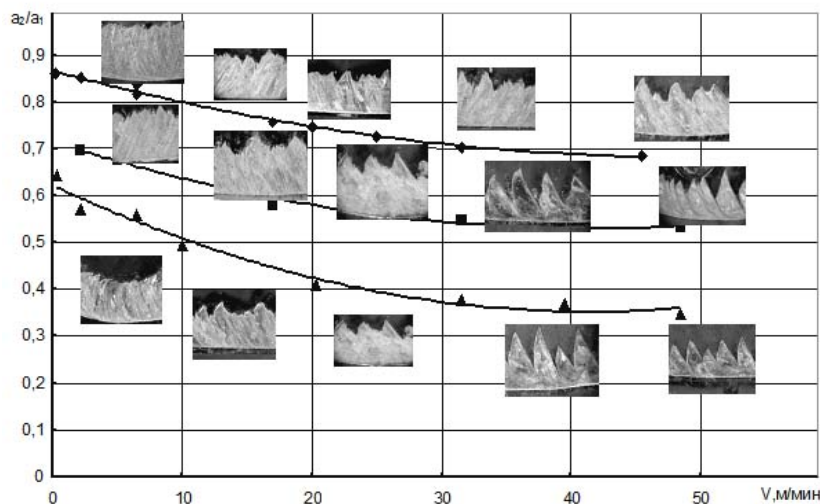


Рис. 5. Зависимость сплошности стружки от скорости резания для сплава ЭИ698 ($\gamma=+7^\circ$, $\alpha=10^\circ$, $t=3$ мм): \blacklozenge – $S=0.1$ мм/об; \blacksquare – $S=0.26$ мм/об; \blacktriangle – $S=0,36$ мм/об

Угол β_1 , шаг элементов – m и сплошность стружки – a_2/a_1 определяются физико-механическими свойствами обрабатываемого материала, геометрией инструмента, режимами резания и контактными явлениями на передней поверхности.

Толщина среза (подача) достаточно сложно влияет на процесс стружкообразования. С увеличением толщины среза увеличивается зона стружкообразования: увеличивается длина условной плоскости сдвига, увеличивается площадь контакта стружки с инструментом по передней грани.

Увеличение толщины среза приводит к росту угла β_1 , растет шаг элементов m за счет увеличения объема деформации. Однако при этом сплошность стружки (отношение a_2/a_1) уменьшается, что приводит к переходу сливных стружек к элементным.

О влиянии толщины среза на стружкообразование существует несколько гипотез, объясняющих это влияние, но единого мнения до сих пор нет.

Н.Н. Зорев объясняет данный переход (сливная стружка в элементную) с увеличением толщины среза как результат снижения пластичности обрабатываемого материала, вызванный изменением напряженного состояния зоны стружкообразования [8]. Аналогичных взглядов придерживаются Филд и Мерчант [14].

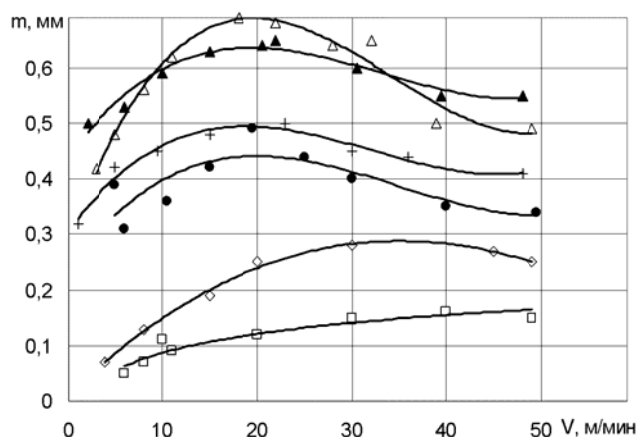


Рис. 6. Зависимость шага элементов стружки от скорости резания (BK8):
сплав ВТ1 $\gamma=+10^\circ$, $\varphi=70^\circ$, $\alpha=10^\circ$ \square - $S=0,265$ мм/об, \diamond - $S=0,37$ мм/об;
сплав ЭИ698 $\gamma=+7^\circ$, $\varphi=45^\circ$, $\alpha=10^\circ$ \bullet - $S=0,26$ мм/об, \blacktriangle - $S=0,36$ мм/об;
сплав ВТ3-1 $\gamma=+10^\circ$, $\varphi=70^\circ$, $\alpha=10^\circ$ $+$ - $S=0,26$ мм/об, Δ - $S=0,37$ мм/об

Ингоро Н.Е. и Оксли П.Л., исследуя напряжения в пластической зоне на основе теории поля линий скольжения, выявили, что гидростатическое напряжение изменяется от напряжения сжатия у свободной поверхности до напряжений растяжения у вершины резца. Эти напряжения увеличиваются с ростом толщины среза. Это обстоятельство указывает на то, что образование стружки скалывания зависит от величины напряжений растяжения вблизи режущей кромки инструмента, что приводит к появлению трещины в обрабатываемом материале. На возникновение опережающей трещины указывают и другие исследователи процесса резания материалов [10, 5].

Толщина среза влияет на стружкообразования через напряженное состояние в контактной зоне стружки с передней поверхностью инструмента. Увеличение толщины среза приводит к росту нормальной силы и силы трения на передней поверхности инструмента. При этом рост нормальной составляющей опережает рост силы трения. Так как с увеличением толщины среза (подачи) площадь контакта на передней поверхности инструмента растет не пропорционально толщине среза, то среднее контактное давление увеличивается, а среднее касательное напряжение остается практически постоянным [9, 11, 3], поэтому средний коэффициент трения уменьшается. Увеличение нормальных напряжений в контактной области ведет к росту напряжений сжатия у свободной поверхности стружки и напряжений растяжения у вершины резца.

В общем случае увеличение толщины среза приводит к снижению напряженности деформационного процесса. Об этом говорит рост угла β_1 , снижение среднего коэффициента трения, уменьшение поперечной усадки стружки.

Процессе стружкообразования довольно чувствителен к скорости резания. Механизм влияния скорости резания достаточно сложен. При обработке жаропрочных сплавов экспериментально выявить непосредственное влияние скорости затруднительно. Это связано с воздействием на процесс резания многих параметров: температура резания, контактные явления на поверхностях инструмента и износ инструмента (особенно, если учитывать взаимовлияние износа и процесса стружкообразования [1, 2]), проявление которых очень сильно связано с ростом скорости резания.

Увеличение скорости резания при обработке жаропрочных сплавов, в общем, способствует образованию элементных стружек, что в значительной мере отличает процесс резания этих сплавов от процесса резания конструкционных сталей и многих цветных металлов и сплавов.

При повышении скорости резания угол скола элементов β_1 увеличивается, сплошность стружки уменьшается. Шаг элементов в зависимости от скорости резания отражает более сложную картину происходящих процессов в зоне стружкообразования и на контактных поверхностях инструмента. Шаг же элемента стружки, изначально увеличиваясь, достигает некоторого максимума, а затем с дальнейшим увеличением скорости начинает уменьшаться. Чем пластичнее сплав, тем выше уровень скоростей, при которых шаг стружки достигает максимума. Одной из причин такого поведения материала в процессе резания является, возможно, повышенная чувствительность исследуемых сплавов к скорости деформации. Скорость же резания – основной параметр, который и определяет скорость деформации материала срезаемого слоя.

Кроме описанного влияния скорости резания стружкообразование также зависит от ряда вторичных явлений: температура резания, физико-химические превращения, контактные явления и др.

Рассмотренные явления при резании труднообрабатываемых сплавов отражают лишь часть тех сложных зависимостей, которые существуют и действуют одновременно. Анализ экспериментальных данных отражает в основном качественную картину процесса пластической деформации при резании труднообрабатываемых материалов на разных режимах.

Литература.

1. Aco Anti, Petar B. Petrovi, Milan Zeljkovi, Borut Kosec, Janko Hodoli The influence of tool wear on the chip-forming mechanism and tool vibrations. *Materials and technology* 46 (2012) 3, 279–285.
2. Aco Antić, Dražan Kozak, Borut Kosec, Goran Šimunović, Tomislav Šarić, Dušan Kovačević, Robert Čep Influence of tool wear on the mechanism of chips segmentation and tool vibrations. *Tehnički vjesnik* 20, 1(2013), 105-112.
3. Афонасов А.И. Контактные явления и износ инструмента при резании титановых сплавов: Дисс. канд. техн. наук. Томск, 1969. – 300с.
4. Афонасов А.И., Ласуков А.А. Процесс элементного стружкообразования. // *Вестник машиностроения*. – 2013. – №12. – С.69-72.
5. Barry J., Gerald B., The Mechanisms of Chip Formation in Machining Hardened Steels, *Transactions of the ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering* 124 (3), pp. 528–535, 2002.
6. Верещака А.С., Аникеев А.И. Повышение эффективности резания труднообрабатываемых материалов с применением инструмента с наноструктурированным износостойким покрытием // *Технология машиностроения*, 2010. №3. – С.17-22.
7. Guohe L.; Minjie W.; Chunzheng D. Adiabatic shear critical condition in the high-speed cutting. // *Journal of Material Processing Technology*, 209, (2009), pp. 1362-1367.
8. Зорев Н.Н. Вопросы механики процесса резания металлов. М.: Машгиз, 1956.- 368с.
9. Зорев Н.Н. О взаимозависимости процессов в зоне стружкообразования и в зоне контакта передней поверхности инструмента// *Вестник машиностроения*, № 12, 1963. – С.42-50.
10. Kopac J., Sokovic M., Dolinsek S., Tribology of Coated Tools in Conventional and HSC Machining, *Journal of Materials Processing Technology* 118 (2001), pp. 377–384.
11. Полетика М.Ф., Афонасов А.И. Оптимизация режимов черного и получистового точения сплава ЭИ 698// *Оптимизация процессов резания жаропрочных и особопроочных материалов. Межвузовский сборник, выпуск II. Уфа, 1977. – с.57-62.*
12. Полетика М.Ф., Афонасов А.И., Ласуков А.А. Некоторые закономерности элементного стружкообразования при резании металлов // *Известия ТПУ*, т. 305, вып.1, Томск 2002. с34-41.
13. Резников Н.И., Зайцев В.М. и др. Производительная обработка нержавеющей жаропрочных материалов. М.: Машгиз, 1960.
14. Field M. and Merchant M.E. Mechanic of Formation of the Discontinuous chip in Metal Cutting. *Trans. ASME*, vol.41, 1949.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОМЫШЛЕННОГО УСКОРИТЕЛЯ ЭЛЕКТРОНОВ ЭЛВ-6

*О.Г. Ленивцева, аспирант, Д.В. Лазуренко, к.т.н., доц., В.В. Самойленко, аспирант
Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20, тел. (383)-346-06-12
E-mail: lenivtseva_olga@mail.ru*

Титановые сплавы используются в различных областях промышленного производства благодаря их высокой удельной прочности и отличной коррозионной стойкости. Однако, низкая износостойкость, высокий коэффициент трения ограничивает их более широкое практическое применение. Одним из перспективных методов повышения триботехнических свойств титана является нанесение упрочняющих покрытий, содержащих высокопрочные частицы карбида титана. В настоящее время наибольшая эффективность упрочнения достигается при использовании технологий лазерной и электронно-лучевой обработки [1-3]. Данные технологии отличаются гибкостью управления параметров, кратковременность термического воздействия на порошковые смеси и основной металл. Основным недостатком лазерных установок является низкий КПД, обусловленный отражением лазерного луча от поверхности обрабатываемой заготовки и небольшая толщина упрочненного слоя. Недостатком технологии обработки электронным лучом является необходимость применения вакуумных камер, что накладывает габаритные ограничения на обрабатываемую деталь.

В данной работе для решения поставленных задач применялась уникальная технология наплавки, основанная на использовании промышленных ускорителей электронов, разработанных специалистами Института ядерной физики СО РАН им. Г.И. Будкера [4,5]. Отличительной особенностью ускорителя электронов ЭЛВ-6 является возможность вывода электронного луча в воздушную атмосферу. Это позволяет существенно сократить длительность технологического процесса и увеличить производительность обработки. Цель работы: изучение структурно-фазовых превращений в поверхностных слоях титана, сопровождающих процесс высокоэнергетического воздействия и определяющих свойства формируемых износостойких слоев.

Для формирования износостойких покрытий использовалась смесь порошка карбида титана с 50 % (вес.) сварочного флюса CaF_2 . Флюс защищал порошок и основной металл от воздействия воздушной атмосферы и обеспечивал равномерный прогрев порошка и поверхностного слоя заготовки. Наплавочная смесь в количестве 10 г равномерно наносилась на поверхность пластины из титанового сплава ВТ1-0 (рис. 1), размером 100x50x10 мм. Затем полученные образцы помещались на подвижный столик и обрабатывались пучком электронов, с использованием ускорителя электронов ЭЛВ-6 в Институте ядерной физики СО РАН им. Будкера (г. Новосибирск).

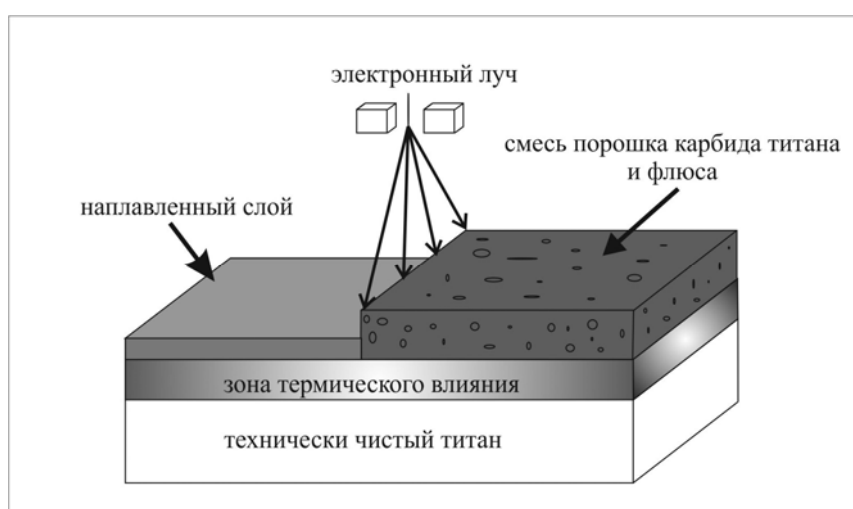


Рис. 1. Схема наплавки износостойких покрытий

В процессе обработки кинетическая энергия высокоэнергетического электронного луча при взаимодействии с материалом преобразуется в тепловую энергию. Зона обработки с высокой скоро-

стью нагревается до температуры, достаточной для плавления порошков и поверхностного слоя титана. В результате ускоренного теплоотвода в нижележащие слои материала, происходит быстрая кристаллизация, при этом свойства основного металла остаются неизменными. Для увеличения в наплавленном слое объемной доли карбидных частиц наплавка осуществлялась за несколько проходов. При наплавке второго слоя (образец 2ТС) с поверхности покрытия удаляли шлаковую корку, вновь наносили наплавочную смесь в количестве 10 г и процесс обработки повторяли (рис. 1).

Вневакуумная электронно-лучевая обработка проводилась по следующим режимам: ток пучка – 32 и 41 мА (для однослойной и двухслойной наплавки, соответственно), энергия пучка электронов – 1,4 МэВ, скорость перемещения образцов относительно электронного луча – 25 мм/с, расстояние от выпускного окна до обрабатываемой поверхности – 90 мм, частота сканирования – 50 Гц.

Полученные образцы разрезали в поперечном направлении, полировали и травили раствором Кролла. Металлографический анализ структуры наплавленного слоя показал, что в покрытии отсутствуют дефекты (поры, расслоения, микротрещины). При этом толщина наплавленного слоя составляет ~1,6 и ~2,3 мм для образцов 1ТС и 2ТС, соответственно.

В полученном материале было выявлено три характерные зоны: наплавленный слой, зона термического влияния и исходная структура металла. Наибольший интерес с точки зрения структурно-фазовых превращений представляет собой наплавленный слой. По данным рентгенофазового анализа основными фазами, присутствующими в нем являются гексагональный титан и кубический карбид титана.

Объемная доля и морфология частиц упрочняющей фазы изменяется по глубине модифицированных материалов. Вблизи поверхности карбидные частицы представляют собой мелкодисперсные округлые выделения (рис. 2 а). В нижележащих слоях частицы приобретают дендритную морфологию (рис. 2 б). Дендриты растут хаотично вследствие сложного характера теплообмена в процессе обработки. В слое, прилегающем к зоне термического влияния, дендриты не зафиксированы. Металлографические исследования показали, что в сплаве 1ТС частицы карбида титана дендритной морфологии равномерно распределены по всему объему покрытия. При наплавке нескольких слоев наблюдается укрупнение карбидных частиц. При этом толщина осей дендритов увеличивается, а их длина уменьшается. Вблизи зоны термического влияния дендритные построения становятся более протяженными (рис. 2 в). Помимо дендритных построений и округлых карбидных частиц в покрытии обнаружены мелкодисперсные частицы TiC (рис. 2 в), выделившиеся по границам зерен матричной фазы и входящие в состав эвтектики "титан - карбид титана". Наибольшее их количество зафиксировано вблизи зоны термического влияния. Металлографические исследования покрытий показали, что при двухслойной наплавке порошка карбида титана, объемная доля упрочняющей фазы TiC в верхней части покрытия повышается на 15-20 % по сравнению с наплавкой одного слоя.

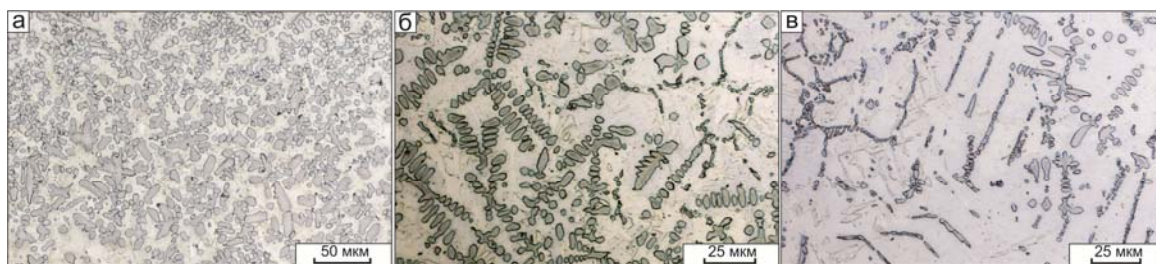


Рис. 2. Структура поверхностного слоя титана, полученного при вневакуумной электронно-лучевой обработке

Оценку микротвердости наплавленного слоя проводили на микротвердомере Wolpert Group 402 MVD при нагрузке на алмазный индентор 0,98 Н. Измерения выполнялись на поперечных шлифах в направлении от поверхности к основному металлу. При этом расстояние между отпечатками составляло 100 мкм.

Двухслойная наплавка приводит к увеличению толщины наплавленного слоя на 0,7 мм. Однако, прироста микротвердости по глубине наплавленного слоя, по сравнению с однослойной наплавкой не наблюдается. Это обусловлено большей степенью разбавления упрочняющей компоненты материалом основы. Среднее значение микротвердости наплавленного слоя составляет ~500 HV. Твердость покрытия снижается в направлении от поверхности к зоне термического влияния (ЗТВ), что обусловлено уменьшением объемной доли карбидных частиц и характером их распре-

ления. Твердость зоны термического влияния плавно снижается до уровня твердости основного металла (180 HV).

Износостойкость наплавленных материалов определяли в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц в соответствии с ГОСТ 17367-71. В качестве эталонного материала использовали титан ВТ1-0. Его износостойкость была принята за единицу. Анализ результатов эксперимента по определению износостойкости показал, что на образцах с поверхностно легированными слоями наблюдалось повышение износостойкости на 60-70 % по сравнению с износостойкостью основного металла. Твердый карбид титана, распределенный в вязкой титановой матрице, играет роль жестких включений, препятствующих изнашиванию материала. При наплавке второго слоя карбида титана наблюдается снижение износостойкости на 9 %. Данный эффект обусловлен высокой объемной долей частиц карбида титана в верхней части покрытия, которые выкрашиваются в процессе изнашивания.

Технология вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков карбида титана позволяет эффективно упрочнять поверхностные слои титановых сплавов. Применение этой технологии обеспечивает получение качественных покрытий толщиной до 2,3 мм, отличающихся высоким уровнем твердости и износостойкости.

Литература.

1. E. Yun , K. Lee , S. Lee, Improvement of high-temperature hardness of (TiC, TiB)/Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron-beam , Surf. Coat. Technol. 184 (2004) 74–83.
2. M.J. Hamed, M.J. Torkamany, J. Sabbaghzadeh, Effect of pulsed laser parameters on in-situ TiC synthesis in laser surface treatment, Optics and Lasers in Engineering. 49 (2011) 557-563.
3. M.M. Savalani, C.C. Ng, Q.H. Li, H.C. Man, In situ formation of titanium carbide using titanium and carbon-nanotube powders by laser cladding, Appl. Surf. Sci. 258 (2012) 3173–3177.
4. I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovski, D.S. Krivizhenko, A.A. Losinskaya, O.G. Lenivtseva. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding, Appl. Surf. Sci. 284 (2013) 472– 481.
5. I.A. Bataev, M.G. Golkovskii, A.A. Bataev, A.A. Losinskaya, R. Dostovalov, A.A. Popelyukh, E.A. Drobyaz, Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing, Surf. Coat. Technol. 242 (2014) 164–169.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СКЛАДОК

В [111]-МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕДИ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

*Д.В. Лычагин*** д.ф.-м.-н., профессор, А.В. Чумаевский**, ст. препод.,*

Е.А. Алфёрова, к.ф.-м.н., доцент*

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского*

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48,

***Томский государственный университет, 634050, г. Томск, пр. Ленина, 36*

***Томский государственный архитектурно-строительный университет*

634003 г. Томск, пл. Соляная, 2,

E-mail: tch7av@rambler.ru, dvl-tomsk@mail.ru, katerina525@mail.ru

Введение

Образование складок на поверхности различных объектов отмечается во многих работах, часть которых касается рассмотрения деформации слоев породы в геологической среде [1-4]. Именно в геологии дана исчерпывающая классификация складок по морфологическому признаку и факторам, приводящим к их образованию, проведен анализ стадийности формирования складок.

Другая часть работ посвящена исследованию гофрирования, образования структуры и текстуры при прокатке материалов [5-8]. Авторы данных работ подробно рассмотрели процессы, происходящие в зоне контакта при прокатке материалов, а приводимые ими данные о разрушении образцов в соответствии с формирующейся текстурой подчеркивают высокую практическую значимость таких исследований.

Складки и гофрирование материалов являются одним из самых распространенных дефектов при штамповке, гибке и вытяжке на производстве. В частности, данное явление препятствует производству деталей сложной формы, с малым радиусом закругления и т.д. Управление складкообразованием позволит существенно увеличить номенклатуру изделий, выпускаемых различными предприятиями.

При образовании складок значительную роль играет поверхностный слой. Исследованию свойств поверхности твердого тела посвящены многие работы [9-15]. Поверхность твердого тела, как

следует из данных исследований, представляет собой самостоятельный мезомасштабный уровень деформации, обладающий наименьшей сдвиговой устойчивостью в нагруженном твердом теле [9]. Наличие свободной поверхности и высокая плотность вакансий и дислокаций поверхностного слоя позволяют выделить его как самостоятельный структурный элемент деформации. Авторы многих работ указывают на тот факт, что микропластические деформации в поверхностном слое начинают происходить при напряжениях, меньших предела текучести. Это позволяет рассматривать деформацию твердого тела как иерархическое взаимодействие «упруго деформированного основного кристалла» и «пластически деформированного поверхностного слоя». Избыточная деформация поверхностного слоя, как показано в [11], обуславливает его гофрирование и появление складчатой структуры.

В работе [13] показано появление особого вида складчатой структуры – обратимых складок, исчезающих после снятия нагрузки. В работе [15] установлено, что начиная с малых степеней деформации на поверхности твердых тел зарождаются дефекты различного структурно-масштабного уровня.

В работах, касающихся изучения развития деформационного рельефа при сжатии монокристаллических образцов [16-17], указывается на то, что складки являются его неотъемлемой частью. Как следует из данных работ, наблюдаются складки микро-, мезо- и макроскопического размера. Наиболее благоприятной ориентировкой оси сжатия монокристаллов для образования складок является ориентация $[\bar{1}11]$ с ориентацией боковых граней $(1\bar{1}2)$. Также отмечается, что складки имеют более тонкую структуру, поэтому исследования образования складок необходимо вести на различных масштабных уровнях. Деформационные складки образуются неравномерно по площади боковых граней, а в нескольких основных частях и группируются в системы складок и изгибные полосы.

Исследование физической природы образования складок на монокристаллах представляется целесообразным в виду определенности геометрии дислокационного скольжения и отсутствия влияния границ зерен. Отметим, что изучение явления складкообразования может способствовать более углубленному пониманию механизмов релаксации и аккомодации поверхностных напряжений при различных методах деформации и обработки поверхности.

Исходя из вышеперечисленного, представляется важным исследование формирования складок на боковых поверхностях монокристалла и анализ условий их образования.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования была выбрана медь. Медь обладает средним значением энергии дефекта упаковки ($40 \dots 60$ мДж/м²). Исследовали монокристаллы меди технической чистоты, выращенные по методу Бриджмена. Для испытаний готовили образцы размером 3x3x6 мм в форме прямоугольного параллелепипеда с ориентацией оси сжатия $[\bar{1}11]$. Данные образцы имеют максимальную склонность к складкообразованию. Кристаллографическая схема ориентации октаэдрических плоскостей сдвига относительно оси деформации и боковых граней показана на рис.1.

Ориентировку монокристаллов проводили на рентгеновском дифрактомере с точностью 0,02°. Поверхность монокристаллов готовили механическим шлифованием с последующей электролитической полировкой в 5% растворе плавиковой кислоты в ортофосфорной кислоте. Деформацию образцов осуществляли сжатием при комнатной температуре с применением графитовой смазки со скоростью $3 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ на установке Instron ElektroPuls E10000. Исследования деформационного рельефа в масштабе всего образца проводили на оптическом микроскопе LeicaDM 2500P. Сдвиговую картину на поверхности складок изучали на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II LMU. Параметры деформационного рельефа определяли на микроинтерферометре NewView 7200. Картина сдвига изучалась на всех боковых гранях образца при деформациях 4, 13, 19 и 25%.

Геометрические закономерности распределения деформационных складок на боковых гранях $[\bar{1}11]$ -монокристалла при сжатии

Деформационные складки на боковых гранях $(1\bar{1}2)$ начинают формироваться при 4% деформации. На данном этапе это небольшие по высоте плавные выступы округлой формы (рис. 1, а, б). Выделяются области со складками, формирующимися преимущественно под углом $\sim 90^\circ$ к следам от сдвига по плоскости $(11\bar{1})$ (I на рис. 1, б). Также складки образуются по контуру формирующегося изгиба на боковой грани (III на рис. 1, б). В области II складки образуются перпендикулярно оси сжатия. Кроме складок составляющими деформационного рельефа на боковых гранях $(1\bar{1}2)$ являются макрополосы деформации $MB_{(11\bar{1})}$, системы прямолинейных следов сдвига $SB_{(11\bar{1})}$ и $SB_{(\bar{1}\bar{1}\bar{1})}$. На боковых гранях (110) деформационный рельеф при данной деформации представлен исключительно следами от сдвига и макрополосами деформации по плоскостям $(11\bar{1})$ и $(\bar{1}1\bar{1})$ (рис.2, с, д).

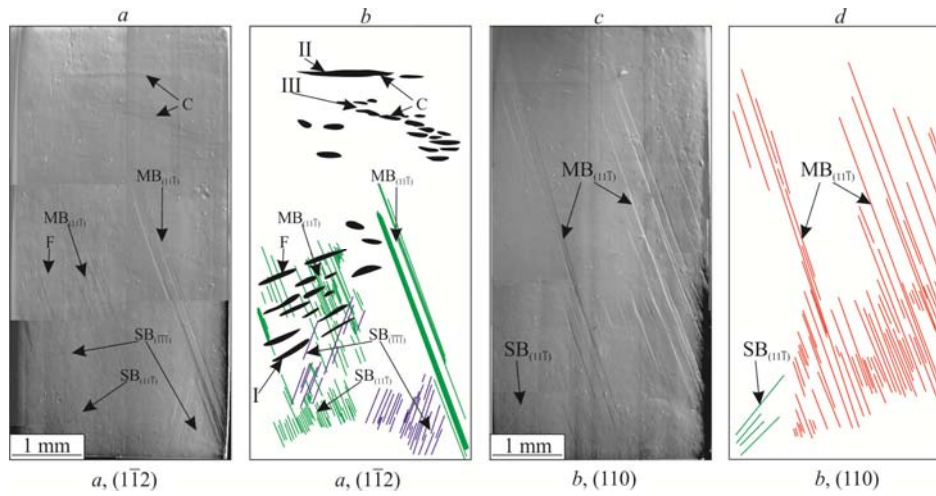


Рис. 1. Снимки (a, c) и схемы (b, d) деформационного рельефа на гранях образца при деформации 4%

При деформации, составляющей 13%, складки на боковых гранях (1-1-2) занимают 65% площади грани. При увеличении степени деформации ранее образованные системы складок продолжают развитие и появляются новые складки. Большинство складок формируется в нижней части грани a, (1-1-2) вследствие изгиба образца (F на рис. 2, a, b) и в нижней части грани. Группирующиеся складки могут формировать изгибные полосы в центральной части грани или в приторцевой области (BB_{III} и BB_b, BB_{II} на рис. 2, a, b). На боковой грани b, (110) формируется три основных системы складок. Одна из которых представлена изогнутыми складками в области, соответствующей максимальному изгибу грани a, (1-1-2) (F на рис. 2, b, c). Две других системы находятся в приторцевых областях и формируют изгибные полосы (BB_I и BB_{II} на рис. 2, b, c). Наряду с изгибной полосой BB_{II} наблюдается образование вторичных изгибных полос BB_{II-1} и BB_{II-2}.

При деформации исследуемых образцов в промежутке $\epsilon = 13...19...25\%$ новых систем складок на боковых гранях (110) практически не образуется. Развитие уже сформированных систем складок в основном идет на гранях (1-1-2), а на гранях (110) они развиваются в меньшей степени. Остальные элементы деформационного рельефа также не демонстрируют существенного развития. В частности, не обнаружено «новых» макрополос деформации по основным системам сдвига и развития ранее образованных макрополос.

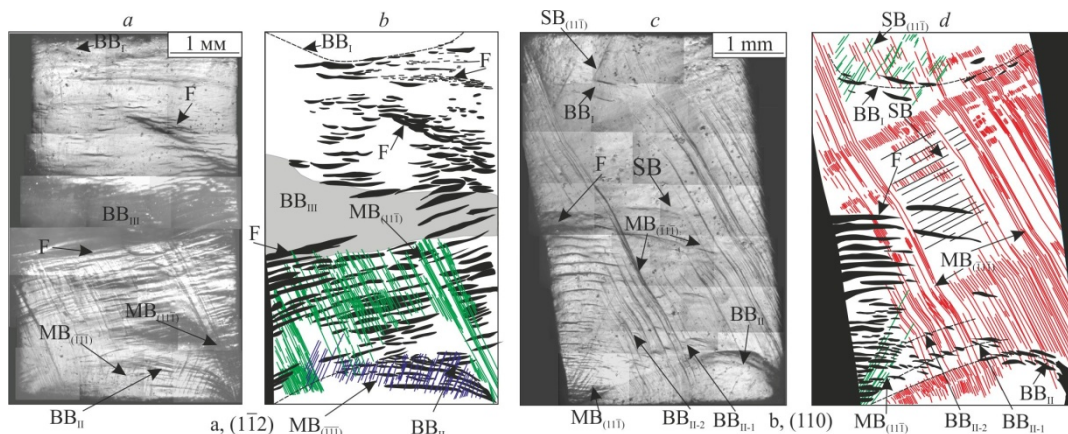


Рис. 2. Снимки (a, c) и схемы (b, d) деформационного рельефа на гранях образца при деформации 13%

Большинство складок при деформации образуются на гранях (1-1-2), где они занимают до 80-85% площади. Складки на гранях (110) наблюдаются только при 13% деформации. Доля площади, занимаемая складками на этой грани, составляет 30-35%. Такую закономерность можно объяснить

следующим образом. Во-первых, плоскости и направления сдвига расположены симметрично относительно плоскости $(1\bar{1}2)$. По отношению к плоскости (110) симметричность такого расположения отсутствует. Развитие сдвига приводит к искривлению, в первую очередь, грани $(1\bar{1}2)$. Это приводит к тому, что на данной грани наблюдается наиболее раннее складкообразование.

Таким образом, складки в монокристаллах меди с ориентацией оси сжатия $[\bar{1}11]$ являются структурным элементом деформационного рельефа. Их формирование отражает особенности деформационных процессов, происходящих как на поверхности, так и в объеме образца. Они могут быть использованы наряду с другими элементами деформационного рельефа для анализа характера деформации при сжатии монокристаллов. Анализ геометрического положения складок будет неполным без установления закономерностей сдвиговых процессов, приводящих к их образованию, и классификации складок.

Картина сдвига на поверхности деформационных складок

Несмотря на сложность формы, складки, как и другие элементы деформационного рельефа, в своем образовании претерпевают схожие превращения. Монокристаллическая медь, как ГЦК-металл со средним значением энергии дефекта упаковки, деформируется при комнатной температуре дислокационным скольжением по плотноупакованным $\{111\}$ плоскостям и $\langle 110 \rangle$ направлениям. Образование складок в поверхностном слое также может быть связано с дислокационным скольжением. Низкая сдвиговая устойчивость поверхностного слоя способствует сдвигу при меньших напряжениях [12]. Следовательно, складки, как элементы, зависимые от таких напряжений и условий образования, могут формироваться различного размера и формы.

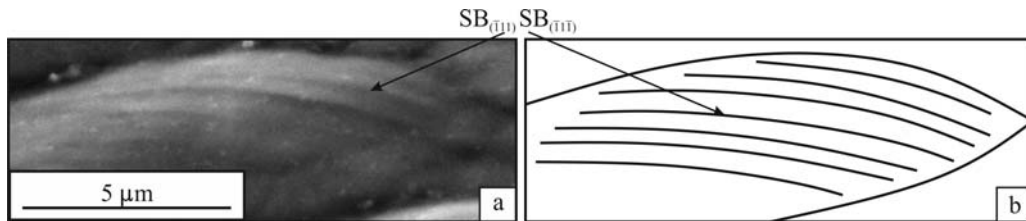


Рис. 3. Мезоскладка на боковой грани c , $(1\bar{1}2)$ при деформации 25% (здесь и далее: a – снимок, b – схема)

На рис. 3 приведен снимок отдельной мезоскладки из системы и её схема. Видно, что складка содержит следы от сдвига по одной плоскости и имеет форму, стремящуюся к линзовидной. При этом хорошо выделяются верхний и нижний края складки. Кристаллографический анализ показывает, что данные следы могут быть образованы скольжением по плоскостям сдвига $(\bar{1}1\bar{1})$ или $(\bar{1}11)$. Если принять во внимание, что складки образуются не по одной, а формируются системы складок, то положение границы складки может определяться также положением соседних складок, а, следовательно, и других мест концентрации напряжений. Распределение складок в группе определяется характером изменения напряжений в области формирования складок.

Складки рассмотренного выше типа образуются в области, где следы сдвига до образования складок не наблюдались. В условиях, когда образованию складок предшествовал сдвиг по одной из возможных систем скольжения, формируются складки другого типа. На рис. 4 представлена начальная стадия формирования таких складок. Следы от сдвига $SB_{(11\bar{1})}$ образовались первично, а следы от сдвига SB образовались при дальнейшей деформации. Одна граница складки является четкой, вторая граница плавная. Следы $SB_{(11\bar{1})}$ в области второй системы изогнуты, но на данном этапе ещё непрерывны.

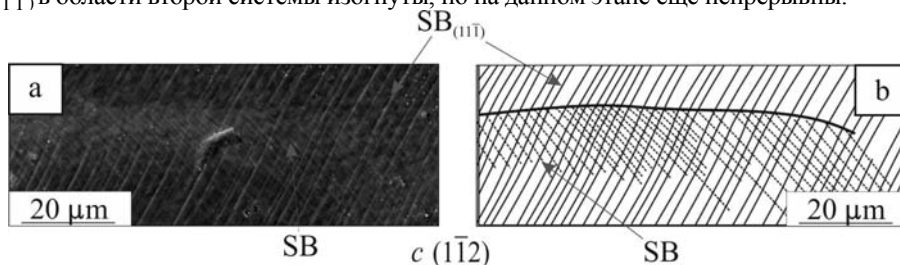


Рис. 4. Складка на начальной стадии формирования на боковой грани c , $[\bar{1}11](1\bar{1}2)$

При рассмотрении систем складок данного вида в развитом состоянии (рис. 5), можно отметить следующие особенности. Нижняя граница одной складки либо неопределенная, либо является верхней для другой. Складки образуются преимущественно квазипараллельно друг другу. Одна из сторон складки является более пологой, а вторая более крутой относительно грани. При этом, более крутая сторона складки образована сдвигом по плоскости, действующей последней. Следы от сдвига по второй плоскости наблюдаются и за пределом края складки, но в меньшем количестве, хотя и с образованием в отдельных частях довольно крупных элементов (рис. 5). На данном этапе развития складок в области действия второй системы уже не наблюдаются следы от сдвига по первой.

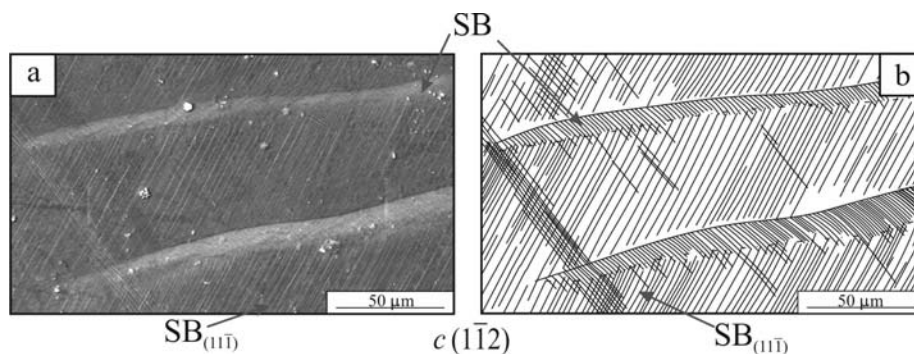


Рис. 5. Складки на боковой грани $c, (1\bar{1}2)$ при деформации 25%

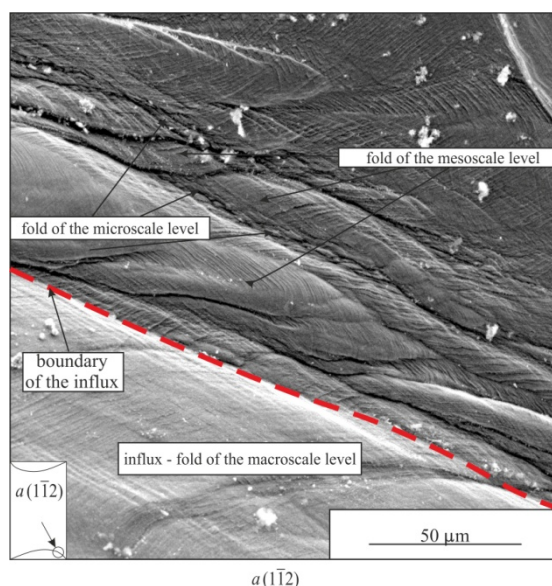


Рис. 6. РЭМ изображение отдельной части изгибающей полосы на грани $a, (1\bar{1}2)$

Особое место в складчатой структуре, образуемой на боковых гранях исследуемых образцов, занимают изгибные полосы (рис. 6). В данном случае наблюдается более сложное течение материала, вследствие наличия большого количества факторов, обуславливающих деформацию поверхностного слоя. Основным из них является наличие торцевого трения, приводящее к реализации схемы неравномерного всестороннего сжатия, что приводит к образованию наплывов в приторцевой зоне образца. В свою очередь наплыв при дальнейшей деформации обуславливает неоднородность процессов на его границе. Условия пластического течения в такой области являются стесненными. Направления расположения отдельных складок обусловлены, прежде всего, формой границ области образования. Поверхность самого наплыва также подвержена складкообразованию.

Прослеживается взаимосвязь масштабных уровней складчатой структуры. Приторцевой наплыв – макроскопическая складка. На границе этой складки создается область со сложными стесненными условиями деформации, в которой образуются складки мезоуровня. Мезоскладки в свою очередь в граничной области также приводят к образованию более мелких – микроскладок. Таким обра-

зом, появления концентратора напряжений на более высоком структурно-масштабном уровне приводит к появлению концентраторов на более низких уровнях.

Заключение

Деформационные складки на боковых гранях монокристаллов с ориентацией оси сжатия $[\bar{1}11]$ являются неотъемлемым элементом рельефа наряду с макрополосами деформации. Первоначально образуются складки в областях изгиба и по контуру наплывов в приторцевой области. Вторичное складкообразование происходит в стесненной области между образованными складками. В основном образование мезоскладок происходит при создании изначального макроизгиба образца, при дальнейшей деформации в областях между мезоскладками формируются микроскладки. Проведенный анализ показывает необходимость в определении физической природы формирования складок и их классификации на различных масштабных уровнях.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы развития ВИУ ТГУ Министерства образования и науки РФ и гранта РФФИ №13-02-98034 р_сибирь_а.

Литература.

1. Huddleston P.J. Fold morphology and some geometrical implications of the theories of fold development // *Tectonophysics*. V. 16. P. 1-46.
2. Ramsay J.G., Huber M.I., The techniques of modern structural geology. V.2. Fold and fractures, London, N.Y.: Academic Press, 1987.
3. Williams C.D., Chapman T.J. The geometrical classification of non-cylindrical fold // *J. Struct. Geol.*, 1979, V.1, No.3, P. 181-186.
4. Huddleston P.J. Fold morphology and some geometrical implications of the theories of fold development // *Tectonophysics*, 1973, V. 16, P. 1-46.
5. V.V. Gubernatorov, B.K. Sokolov, I.V. Gervasyeva, L.R. Vladimirov. Formation of band structures in homogeneous materials under deformation // *Phys. Mesomech.*, 2, No. 1-2 (1999) 147.
6. Gubernatorov V.V., Sokolov B.K., Sbitnev A.K., Vladimirov L.R., Gervasyeva I.V. Band structure formation in metals under deformation // *Textures and Microstructures*. - 1999. - V. 32. - №. 1-4. - P. 41-45.
7. V.V. Gubernatorov, L.R. Vladimirov, T.S. Sycheva, D.V. Dolgikh. The corrugation phenomenon and formation of strained and recrystallized structure and texture in metallic materials. Part I. A geometric model of plastic flow of rolled heterogeneous media // *Phys. Mesomech.*, 4, No. 5 (2001) 89.
8. Sokolov B.K., Sbitnev A.K., Gubernatorov V.V. et al. On the influence of the annealing heating rate on the recrystallization texture of a deformed single crystal (110)[001] of 3 % silicon iron // *Textures and Microstructures*. - 1995. - V. 26-27. - P. 427-443.
9. V.E. Panin. Surface layers of solids as a mesoscopic structural level of deformation // *Phys. Mesomech.*, 4, No. 3 (2001) 5.
10. Panin V.E. *Metal Science and Heat Treatment*, 47, №7, 2005, P 312-318.
11. V.E. Panin, A.V. Panin. Effect of the surface layer in a solid under deformation // *Phys. Mesomech.*, 8, No. 5-6 (2005) 7.
12. V.E. Panin. Physical mesomechanics of solid surface layers // *Phys. Mesomech.*, 2, No. 6 (1999) 5.
13. S.V. Panin, P. Neumann, Sh.A. Baibulatov. Investigation on mesoscale deformation of intermetallic Ni63Al37 alloy under compression // *Phys. Mesomech.*, 3, No. 1 (2000) 75.
14. A.V. Panin, V.A. Klimenov, Yu.I. Pochivalov, A.A. Sonin. Effect of surface layer state on plastic flow and strength of low-carbon steel // *Phys. Mesomech.*, 4, No. 4 (2001) 81.
15. P.V. Kuznetsov, V.E. Panin. Direct observation of flows of defects and of nm-range localization of deformation on duralumin surface with the aid of scanning tunnel and atom force microscopes // *Phys. Mesomech.*, 3, No. 2 (2000) 85.
16. Lychagin D.V. Fragmentation of plastically deformed fcc metallic materials, *Phys. Mesomech.*, 9, No. 3-4 (2006) 95-105.
17. Lychagin D.V., Alfeyorova E.A., Starenchenko V.A. Effect of crystallographic states on the development of macrobands and deformation inhomogeneity in [111] nickel single crystals // *Physical mesomechanics*. - 2011. - V. 14. - No.1-2. - P. 66-78.

ОЦЕНКА ФОРМЫ ШЛИФОВАЛЬНЫХ ЗЕРЕН

В.С. Люшкин, к.т.н., доц.

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: lwsfoa@rambler.ru

Форма шлифовальных зерен – это важный параметр, который, как показывают исследования, оказывает большое влияние на эффективность применения шлифовальных инструментов [5, 6, 8-10].

По сравнению с лезвийными инструментами, форма режущей части которых известна (или выбрана), форма шлифовальных зерен более сложна и неопределенна из-за произвольной формы абразивных частиц, получаемых типовыми методами дробления и отсева шлифовальных материалов.

Из-за непредсказуемой формы шлифовальных зерен часто прибегают к допущениям относительно этих параметров. В частности, известны следующие допущения:

1. Шлифовальные зерна приводят к форме сферы одного размера [2].
2. Шлифовальные зерна заменяют эллипсоидом вращения с постоянным соотношением полуосей [1, 15].
3. Выступающие режущие вершины зерен заменяют эквивалентным конусом или пирамидой (с закруглением или без закругления его вершины), имеющими угол при вершине, равный некоторой постоянной величине 2α [12].

Поперечное сечение шлифовальных зерен рассматривают как неправильный многоугольник, получаемый из правильной фигуры (ромба или параллелограмма) путем скола у них одной или нескольких вершин [2].

Различные методики замены реальных зерен их моделями порождают достаточно большое количество расчетных подходов, не равноценных по своей значимости с точки зрения описания и анализа работы процесса резания – царапания такими зернами.




Обобщенно методы, используемые для оценки формы шлифовальных зерен можно разделить на две группы – качественную и количественную.

Принцип оценки формы зерна по качественным методам основан на отнесении зерна по некоторым признакам в соответствующую группу форм.

В качестве примера рассмотрим два способа качественной оценки формы шлифовального зерна.

В источниках [3] и [14] приводится классификация, принцип которой заключается в том, что по форме проекции абразивного зерна, исследуемое зерно относится в одну из групп форм согласно табл. 1.

Таблица 1

Формы проекций зерен			
Название группы форм	Изометрические	Промежуточные	Пластинчатые, мечевидные
Вид проекции зерна			

По другой методике [18], для определения формы зерна необходимо измерить его габариты по длине (l), ширине (b) и высоте (h). Затем по их соотношению зерно относится в одну из групп (табл. 2).

Таблица 2

Группы зерен			
Соотношение $l:b:h$	1:1:1	1:1:0,33	1:0,33:0,33
Название групп форм	изометрические	пластинчатые	игольчатые

Недостатки методов качественной оценки очевидны – субъективность классифицирования, а также оценка формы зерна по одной проекции, тогда как само зерно является объемным телом, нестрогое определение габаритных размеров зерна и малое число групп, не затрагивающих весь спектр форм зерен. Однако нельзя не отметить и достоинство методов качественной оценки – быстрота.

Таким образом, методы качественной оценки могут применяться при первоначальном анализе форм абразивных зерен.

Для исследования влияния формы шлифовальных зерен на эксплуатационные характеристики шлифовальных инструментов более предпочтительны методики количественной оценки.

Все существующие способы количественной оценки формы зерна основаны на проекции зерна, то есть:

- тем или иным способом получается проекция зерна на горизонтальной плоскости;
- измеряются некоторые геометрические характеристики этой проекции;
- по ним рассчитывается числовой параметр, называемый коэффициентом формы K_ϕ .

Данный параметр может определяться различными методами.

Так согласно источникам [1, 3] для расчета коэффициента формы алмазного зерна необходимо получить его проекцию на горизонтальной поверхности. Затем измеряются габаритные размеры проекции зерна. Коэффициент формы рассчитывается как отношение максимальной длины проекции (l) к ее ширине (b):

$$K_\phi = \frac{l}{b}. \quad (1)$$

В источниках [11, 14, 19] коэффициент формы определяется как отношение описанной вокруг проекции зерна окружности (D) к вписанной в нее окружности (d):

$$K_\phi = \frac{D}{d}. \quad (2)$$

В тоже время, в другом источнике [7] коэффициент формы рассчитывается как отношение вписанной в проекцию зерна окружности (d) к описанной вокруг проекции зерна окружности (D):

$$K_\phi = \frac{d}{D}. \quad (3)$$

Ряд авторов [13] использует аналог формулы (3). По ней коэффициент формы рассчитывается как отношение радиуса вписанной в проекцию зерна окружности (r) к радиусу описанной вокруг проекции зерна окружности (R):

$$K_\phi = \frac{r}{R}. \quad (5)$$

Проф. Резниковым А.Н. предлагается метод оценки формы шлифовальных зерен [15, 16], который основан на том, что коэффициент формы оценивается как отношение площади описанной вокруг проекции зерна окружности ($S_{o.o.}$) к площади проекции зерна ($S_{н.з.}$):

$$K_\phi = \frac{S_{o.o.}}{S_{н.з.}}. \quad (6)$$

Методов определения коэффициентов формы много и все они основаны на обработке горизонтальной проекции зерна. Однако применение именно горизонтальной проекции приводит к неточности при анализе формы абразивного зерна. Для подтверждения этого можно привести следующие соображения (рис.). Возьмем зерна в форме сферы и диска. Формы этих зерен, безусловно, весьма отличаются, однако коэффициенты формы горизонтальных проекций будут одинаковы. В конечном итоге это приведет к завышению данных по изометрическим зернам и уменьшению по пластинчатым.

Для доказательства данного утверждения была проведена оценка абразивного зерна марки 13A100 (объем выборки 100 зерен). Методика исследования состояла из следующих этапов:

- визуально определялась форма абразивного зерна (изометрическая, промежуточная или пластинчатая)
- при помощи компьютера и сканера получались проекции зерна на горизонтальную и боковую плоскости;
- полученные проекции обрабатывались специальной программой [17];
- обработка результатов.

Полученные результаты отражены в табл. 3.

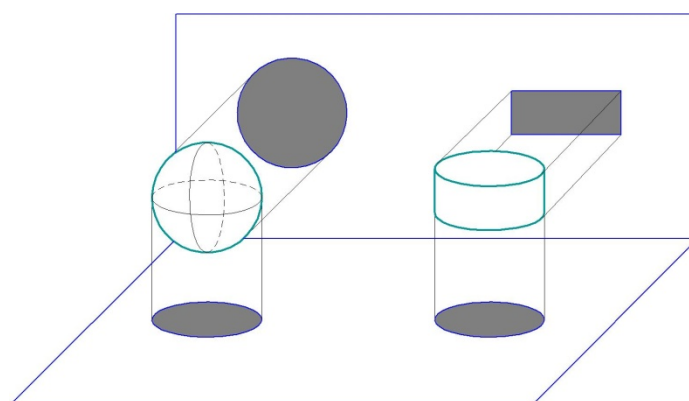
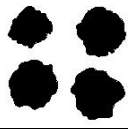
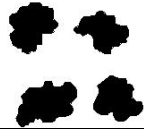



Рис. Оценка формы зерен по горизонтальной и боковой проекции

Таблица 3

Результаты оценки форм проекций абразивных зерен 13A100

	Содержание группы форм, %		
	Изометрическая $K_{\phi} \in [1;0,8)$	Промежуточная $K_{\phi} \in [0,8;0,5)$	Пластинчатая $K_{\phi} \in [0,5;0)$
Визуальное определение формы зерна (качественная оценка)			
	20	64	16
Оценка формы зерна по горизонтальной проекции	32	62	6
Оценка формы зерна по боковой проекции	23	59	18

Как следует из табл. 3 применение боковой проекции для исследования позволяет снизить ошибку в определении формы абразивного зерна, что косвенно подтверждается визуальной оценкой.

Однако, несмотря на преимущество методики основанной на исследовании боковой проекции зерна, очевиден и ее недостаток – поскольку абразивное зерно является объемным телом, оценка его формы по одной проекции получается недостаточно точной.

Логично предположить, что методика расчета коэффициента формы, наиболее точно отражающего форму абразивного зерна, должно основываться на геометрических характеристиках самого зерна. В источнике [4] авторы предлагают коэффициент формы частицы определять как отношение объема зерна к объему описанной вокруг него сферы. Однако малый размер частицы (поперечный размер зерна крупной зернистости не превышает 3 мм) не позволяет с достаточной точностью определить объем абразивного зерна.

Все это вынуждает воспользоваться методикой оценки формы основывающейся на проекции зерна. Однако с целью учета формы зерна как объемного тела необходимо исследовать не одну, а две проекции - горизонтальную и боковую. Для каждой проекции определить свой коэффициент формы. Естественно, что методика оценки формы абразивного зерна несколько усложняется. Количественную характеристику формы зерна можно записать в виде:

$$K_{\phi}^o = \frac{K_{\phi}^z}{K_{\phi}^b}, \quad (7)$$

где K_{ϕ}^o - объемный коэффициент формы;

K_{ϕ}^z - коэффициент формы горизонтальной проекции;

K_{ϕ}^b - коэффициент формы боковой проекции.

Для данной методики трех групп зерен (изометрическая, промежуточная и пластинчатая) явно недостаточно. Таким образом, если по аналогии с табл.2 разделить диапазон каждого отношения на 3 части, то получим 9 групп форм.

В табл. 4 приводятся диапазоны величин K_{ϕ}^z и $K_{\phi}^{\bar{o}}$, а так же названия групп форм.

Таблица 4

Названия групп форм и диапазоны величин K_{ϕ}^z и $K_{\phi}^{\bar{o}}$

Изометрические $K_{\phi}^z \in [1;0,8)$ $K_{\phi}^{\bar{o}} \in [1;0,8)$	Уплощенные $K_{\phi}^z \in [1;0,8)$ $K_{\phi}^{\bar{o}} \in [0,8;0,5)$	Дисковидные $K_{\phi}^z \in [1;0,8)$ $K_{\phi}^{\bar{o}} \in [0,5;0)$
Удлиненные $K_{\phi}^z \in [0,8;0,5)$ $K_{\phi}^{\bar{o}} \in [1;0,8)$	Промежуточные $K_{\phi}^z \in [0,8;0,5)$ $K_{\phi}^{\bar{o}} \in [0,8;0,5)$	Широкопластинчатые $K_{\phi}^z \in [0,8;0,5)$ $K_{\phi}^{\bar{o}} \in [0,5;0)$
Мечевидные $K_{\phi}^z \in [0,5;0)$ $K_{\phi}^{\bar{o}} \in [1;0,8)$	Узкопластинчатые $K_{\phi}^z \in [0,5;0)$ $K_{\phi}^{\bar{o}} \in [0,8;0,5)$	Игольчатые $K_{\phi}^z \in [0,5;0)$ $K_{\phi}^{\bar{o}} \in [0,5;0)$

Для апробации данной методики классифицировались фракции нормального электрокорунда 13А различных зернистостей – 125, 100 и 80. Полученные результаты сведены в табл. 5.

Таблица 5

Результаты классификации

Группа форм	Марка абразива		
	13А125	13А100	13А80
	Содержание группы форм, %		
Изометрические	9	3	3
Уплощенные	27	22	14
Дисковидные	3	7	10
Удлиненные	14	16	17
Промежуточные	40	36	36
Широкопластинчатые	4	10	14
Мечевидные	3	3	2
Узкопластинчатые	0	2	3
Игольчатые	0	1	1

Из табл. 5 видно, что зернистость абразива оказывает влияние на распределение форм зерен, причем прослеживается зависимость процентного содержания тех или иных форм зерен от номера зернистости. С увеличением размера зерна уменьшается содержание дисковидных, удлиненных, широкопластинчатых, узкопластинчатых и игольчатых форм, а содержание изометрических, уплощенных, промежуточных и мечевидных увеличивается.

Таким образом, можно рекомендовать для исследования формы абразивных зерен:

- методы качественной классификации при первоначальном анализе спектра форм зерен;
- метод оценки формы зерна по боковой проекции для обработки значительных объемов абразивных зерен;
- метод количественной оценки формы зерна по объемному коэффициенту формы для исследований, связанных с высокими требованиями по точности.

Литература.

1. Абразивная и алмазная обработка материалов. Справочник. Под ред. д-ра техн. наук проф. А.Н. Резникова. – М.: «Машиностроение», 1977. – 391 с.
2. Байкалов А.К. Введение в теорию шлифования материалов. – Киев: «Наукова думка», 1978. – 204 с.

3. Ваксер Д.Б. Пути повышения производительности абразивного инструмента при шлифовании. – М.: «Машиностроение», 1964. – 124 с.
4. Гельперин Н.И., Айнштейн В.Г., Кваша В.Б. Основы техники псевдооживления. – М.: Химия, 1967. – 664 с.
5. Дубов Г.М. Повышение работоспособности отрезных шлифовальных кругов на основе использования шлифовальных зерен с контролируемой формой: Дис. канд. техн. наук. – Кемерово, 2004. – 163 л.
6. Зайцев А.Г. Влияние формы алмазного зерна на износостойкость круга при шлифовании твердых сплавов// Вестник машиностроения. – 1975. – № 2. – С. 76–77.
7. Коротков А.Н., Баштанов В.Г. Анализ формы абразивных зерен// Вестник КузГТУ. – 2000. – №5. – С. 54–60.
8. Коротков А.Н., Люкшин В.С. Эксплуатационные свойства шлифовальных шкурки из зерен с разной формой// Труды XIV научной конференции, посвященной 300-летию инженерного образования России. – Филиал ТПУ, Юрга: Изд. ТПУ, 2001. – С 74–76.
9. Коротков А.Н., Цехин А.А. Влияние формы шлифовальных зерен на износ и режущую способность шлифовальных инструментов// Вестник КузГТУ. – 1999. – № 2. – С. 61–62.
10. Коротков А.Н., Шатыко Д.Б. Влияние формы абразивного зерна на эксплуатационные характеристики лепестковых кругов// Обработка металлов. – 2005. – №2(27). С. 37–39.
11. Коротков А.Н. Эксплуатационные свойства абразивных материалов. – Монограф. Изд-во Краснояр. ун-та, 1992. – 122 с.
12. Мацуи. Механизм резания абразивными зёрнами. Пер. с яп. – Какэй-мокэнкю, 1971, 23, №12. – С. 1611–1616.
13. Мурдасов А.В., Хшиво Л.Н. Свойства абразивных зерен в зависимости от их формы// Тр. Уральского фил. Всес. н.-и. ин-та абразивов и шлифования, 1968. – сб. 1. – С. 22–27.
14. Нетребко В.П., Коротков А.Н. Прочность шлифовальных кругов. – М.: Агентство Российской печати, 1992. – 104 с.
15. Резников А.Н. Краткий справочник по алмазной обработке изделий и инструментов. – Куйбышев, Куйбышев. кн. изд-во, 1967. – 201 с.
16. Резников А.Н. Теплофизика процессов механической обработки материалов. – М.: «Машиностроение», 1981. – 279 с.
17. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ №2004610227. Программа для расчета коэффициента формы шлифовальных зерен (Programm) / В.С. Люкшин, Н.А. Алехин. – №2003612419; Заявлено 21.11.03; Опубл. 20.01.04.
18. Opitz H., Peklenik I., Brückner K. Untersuchung der Eigenschaften von Schleifkörpern und ihr Verhalten im Schleifvorgang. – „West. Verlag“, Köln und Opladen, 1964.
19. Thormahlen K.H. Einfluß der Kornform auf das Schleifverhalten von Kunststoff Schleifscheiben// Ind. Anz., 1973. – №108. – S. 267-271.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКА НА ПРОЦЕСС СПЕКАНИЯ SLS-МЕТОДОМ

*А.А. Сапрыкин, к.т.н., зав. кафедрой, Е.А. Ибрагимов, ст. преподаватель,
В.И. Яковлев*, к.т.н, доцент*

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

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

E-mail: egor83rus@tpu.ru

Введение

На сегодняшний день понятие «спекание порошка» выходит далеко за рамки порошковой металлургии. Развитие методов послойного и построчного синтеза готовых прототипов и функциональных изделий из порошковых материалов позволяет внедрять данные технологии в различные сферы деятельности, начиная от легкой и заканчивая военной промышленностью и медициной.

Во всем многообразии методов послойного синтеза особое место занимает метод послойного лазерного спекания (Selective laser sintering – SLS) [1]. Суть данной технологии заключается в том, что мелкодисперсный порошковый материал, либо смесь материалов подвергают тепловой лазерной

обработке, в результате которой происходит синтез материалов со сложной структурой. Данная технология позволяет быстро создавать либо прототип детали, либо деталь с заданными функциональными свойствами практически из любых материалов, любой геометрической сложности.

Так как строительным материалом в данной технологии является порошок, то можно предположить, что его первоначальные физико-химические свойства непосредственно определяют технологические режимы и условия при которых будет проходить синтез изделия. К таким свойствам относятся: гранулометрический состав, форма частиц, температура плавления, теплопроводность материала и др. Одним из способов изменения начальных свойств порошка является его предварительная активация методом механоактивации [2, 3].

Процессы, происходящие при механоактивации, достаточно полно описаны в работах [4, 5]. С определенными допущениями можно сказать, что метод механоактивации сводится к внедрению точечных дефектов в структуру материала, накоплению дислокаций, увеличению площади поверхности контакта под действием внешних механических сил.

Методы и оборудование экспериментального исследования

Было предложено проанализировать влияние предварительной механоактивации металлического порошка на изменение его структуры, насыпной плотности и характера спекания SLS-методом. Обработке подвергались порошки двух марок: ПМС-1(ГОСТ 4960-75) и ПНК-УТ1(ГОСТ 9722-97).

Механоактивацию проводили в планетарной шаровой мельнице. В водоохлаждаемый размольный стакан засыпали порцию порошка вместе со стальными шариками. Время активации порошка ПМС-1 составило 1,5 и 3 минуты; ПНК-УТ1 составило 1, 2 и 3 минуты.

Изменение структуры порошка наблюдали при помощи металлографического микроскопа ЛабоМет-1.

Изменение насыпной плотности порошков проведено методом «Воронки» [6].

Спекание SLS-методом проводили на экспериментальной установке послойного лазерного спекания оригинальной конструкции «ВАРИСКАФ-100», позволяющей регулировать все технологические параметры процесса спекания. Установка представляет собой технологический лазерный комплекс формирования поверхностей деталей сложной пространственной формы.

Изготавливались образцы квадратной формой со сторонами 10 мм и толщиной 5 мм. Технологический режим спекания образцов задавался следующими параметрами: мощность излучения лазера для порошка ПМС-1 составляла 15 и 30 Вт; для порошка ПМК-УТ1 – 15; 30; 45; 60 Вт; скорость сканирования менялась в диапазоне 2000–3000 мм/мин.; шаг сканирования (x, y, z) 0,2 мм; начальная температура порошка 27°C. Все образцы порошков спекались в защитной среде аргона. В качестве подложки использовалась стальная пластина.

Результаты и обсуждение

В результате предварительной механоактивации порошка наблюдается значительное изменение насыпной плотности порошка, как никеля, так и меди (рис. 1). Структура порошков представлена на рисунках 2 и 3.

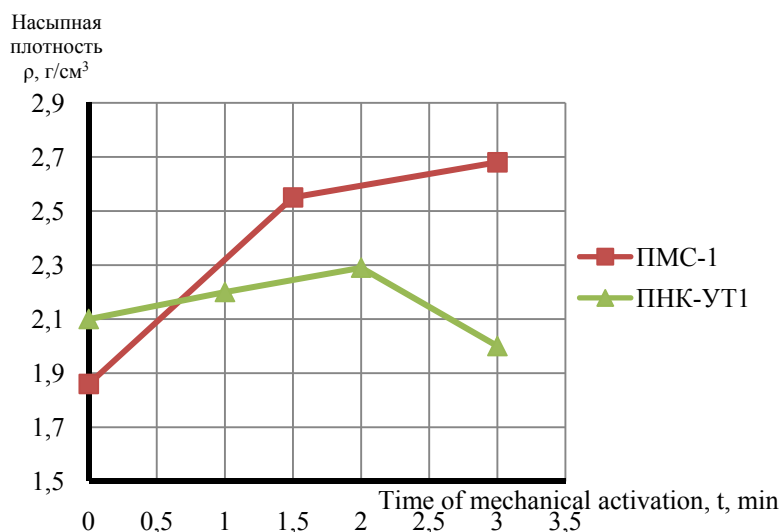


Рис. 1. Изменение насыпной плотности порошков

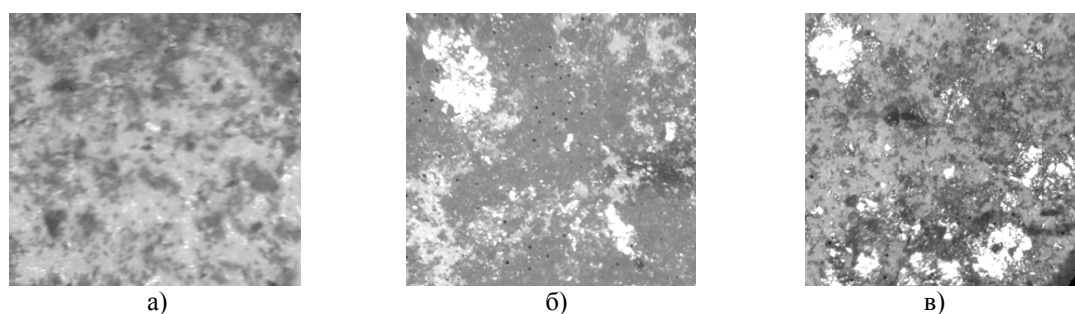


Рис. 2. Структура порошка ПМС-1 ($\times 40$)
а) неактивирован, б) активация 1,5 мин, в) активация 3 мин

Из рис. 3. видно, что с увеличением времени активации порошка ПМС-1 увеличивается и количество крупных металлических уплотнений пластинчатой формы. Этим можно объяснить и соответствующее увеличение насыпной плотности порошка.

При активации порошка ПНК-УТ1 в начальный момент времени наблюдается увеличение насыпной плотности, а после 2 минут обработки некоторое уменьшение (рис.1). При анализе снимков (рис.3), видно что в начальный период обработки формируются металлические укрупнения пластинчатого типа, а после 2 минут обработки, они исчезают.

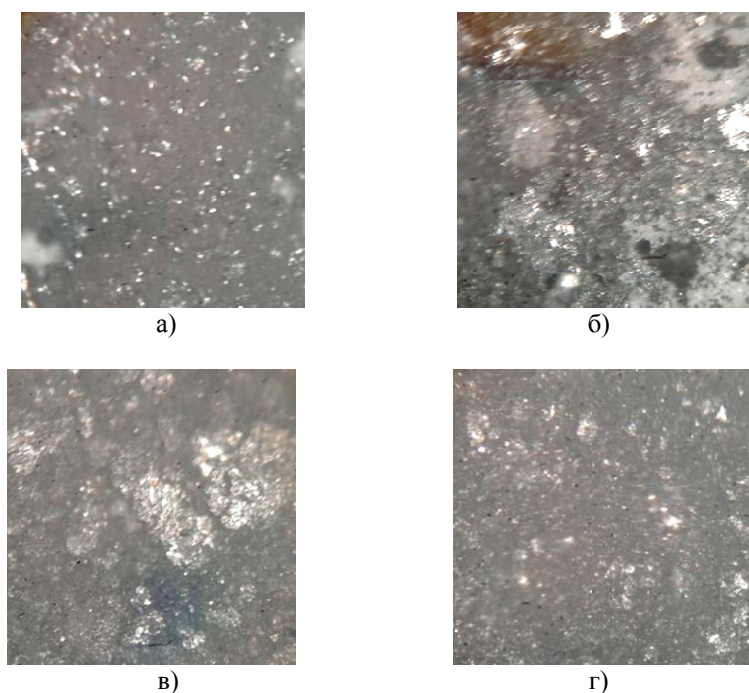


Рис. 3. Структура порошка ПНК-УТ1 ($\times 40$)
а) неактивирован, б) активация 1 мин, в) активация 2 мин, г) активация 3 мин

Подобные наблюдения можно встретить в работах [7, 5]. В начале активации преобладает процесс образования дефектов, концентрация которых в объеме материала частиц возрастает, активность частиц возрастает (происходит пластическая деформация частиц, образуются укрупнение частиц). При достижении некоторого предельного значения дефекты и поля напряжений начинают релаксировать, и при дальнейшей обработке частицы начинают вновь измельчаться за счет разрушения.

При спекании образцов из предварительно активированных порошков особенно значительные изменения наблюдались у порошка марки ПМС-1 при мощности лазера 30Вт. Спеченные образцы представлены на рисунке 4.

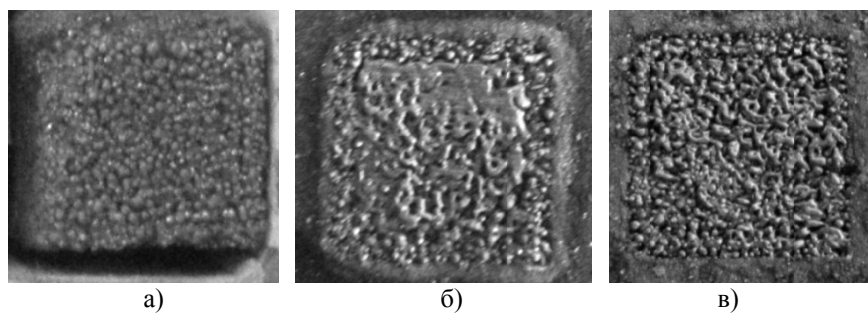


Рис. 4. Спеченные образцы при мощности лазера 30 Вт
а) неактивирован, б) активация 1,5 мин, в) активация 3 мин

Образцы без предварительной активации (рис 4, а) получились очень хрупкими и разрушались при незначительном воздействии на них, осыпались, крошились. Образцы после предварительной активации (рис. 4, б, в), напротив, оказались достаточно крепкими, осыпания краев не наблюдалось, разрушались при значительном внешнем воздействии на них. Так же необходимо отметить, что в момент формирования образца (рис. 4, б) визуально наблюдались процессы, как спекания, так и сплавления частиц порошка, причем зона сплавления преимущественно наблюдается во второй половине периода формирования слоя. Можно предположить что данный эффект связан как с увеличением насыпной плотности материала, так и увеличением его теплопроводности, что приводит к более быстрому нагреву области сканирования до температуры плавления материала. Однако данное предположение требует ряда дополнительных исследований.

При спекании порошка марки ПНК-УТ1 характерных отличий визуально обнаружено не было, лишь незначительно увеличилась пористость спеченных образцов.

Выводы

Проведенные эксперименты показали, что механоактивация порошков приводит к укрупнению их частиц, и, как следствие, к увеличению насыпной плотности материала. Так же исследования показали, что существует некоторое оптимальное время механоактивации порошков, превышение которого ведет к снижению эффектов активации. Например, для порошка марки ПМК-УТ1 это время составило порядка 2 минут.

Механоактивация порошка марки ПМС-1 в течении 1,5 минут значительно изменила физико-химические свойства порошка, что подтверждается возникновением процессов спекания и сплавления частиц при формировании спеченного слоя образца.

Таким образом, можно сделать вывод, что механоактивация порошковых материалов для SLS может оказывать существенное влияние на свойства и структуру спеченного материала, а также на технологические условия и режимы при синтезе изделий методом селективного лазерного спекания.

Литература

1. Galenko P.K., Danilov D.A. Local nonequilibrium effect on rapid dendritic growth in a binary alloy melt // *Phys. Lett. A.* – 1997. – V. 235. – P. 271-280.
2. Сапрыкин А.А., Сапрыкина Н.А., Яковлев В.И., Попова А.А. Влияние механической активации металлических порошков на качество поверхностного слоя, полученного технологией послойного синтеза // *Обработка металлов.* – 2012. – №4. – С. 108-111.
3. Saprikin A.A., Saprikina N.A. Increasing of the efficiency of layer laser sintering of powder materials // *Beam Technologies and Laser Application: Proceedings of the seven international scientific and technical conference.* – SPb.: Publishing house SPbSPU, 2012. – 150 с.
4. Авакумов Е.Г. Механические методы активации в переработке природного и техногенного сырья / Е.Г.Авакумов, А.А.Гусев; Рос. акад. наук, Сибирское отд-ние, Ин-т хим. тв. тела и механохимии. – Новосибирск : Академическое изд-во «Гео», 2009. – 155 с.
5. Болдырев В.В. Механохимия и механическая активация твердых веществ // *Успехи химии.* – 2006. – №75. – С. 203-216.
6. ИСО 4490-78 Порошки металлические. Определение текучести с помощью калиброванной воронки (прибора Холла). – М.: Издательство стандартов, 2001. – 10 с.
7. Малкин А.И., Киселев М.Р., Клюев В.А., Лознецова Н.Н., Топоров Ю.П. Влияние механоактивации на теплоемкость порошкообразного вольфрама // *Письма в ЖТФ.* 2012. – том 38. – №11. – С. 26-30.

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА НА ОСНОВЕ СНЯТИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СМЕННЫХ МНОГОГРАННЫХ ПЛАСТИНАХ

Р.С. Чуйков, к.т.н., доц., А.А. Моховиков*, к.т.н., доц., С.С. Чуйков

Тюменский нефтегазовый университет, 625048, г. Тюмень, e-mail: 795348@mail.ru

* Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, e-mail: maa28@rambler.ru

В настоящее время в связи с широким применением в различных областях промышленности металлокерамических сплавов проблематика их ресурсоэффективности при экстремальных условиях эксплуатации имеет высокую актуальность. Повышение эксплуатационных свойств металлокерамических сплавов в современной мировой практике достигается за счет совершенствования структуры как в общем объеме сплава, так и в поверхностных слоях путем легирования металлического связующего, подбора карбидной фазы и режимов спекания порошковых смесей [1].

Новым решением, направленным на изыскания дополнительных возможностей повышения ресурсоэффективности металлокерамических (твердых) сплавов, работающих в условиях резания металла, является релаксация внутренних напряжений, возникающих на стадии спекания твердого сплава. Исследования, проведенные на кафедре "Станки и инструменты" Тюменского государственного нефтегазового университета, показали, что поломка, выкрашивание и скалывание СМП вызваны наличием внутренних напряжений. Кроме того, на основании теории Шпета [2] научным руководителем [3] была сформулирована гипотеза о том, что внутренние напряжения, которые должны возникать в ИТС при изготовлении СМП, могут быть сняты путем предварительного нагрева режущих пластин до начала процесса резания, что должно обеспечить повышение их работоспособности. Однако до настоящего времени не было изучено влияние и механизм воздействия внутренних напряжений в ИТС группы титановольфрамокобальтовой (ТК) на работоспособность СМП сборных инструментов.

Для повышения работоспособности сборных инструментов с СМП разработано новое техническое решение по реализации метода предварительного нагрева СМП для снятия внутренних напряжений в ИТС. В соответствии с эффектом Пельтье, известно что, если через пограничную область между двумя соприкасающимися различными металлами (рис. 1), например, пластинами из твердого сплава группы ТК (TiC-CO) и титана (Ti), пропустить электрический ток, то электроны, проходя через эту область, будут, в зависимости от направления тока либо ускоряться контактным полем, либо тормозиться. В первом случае (рис. 1а) в пограничном слое наблюдается выделение тепла, а во втором (рис. 1б) – поглощение тепла.

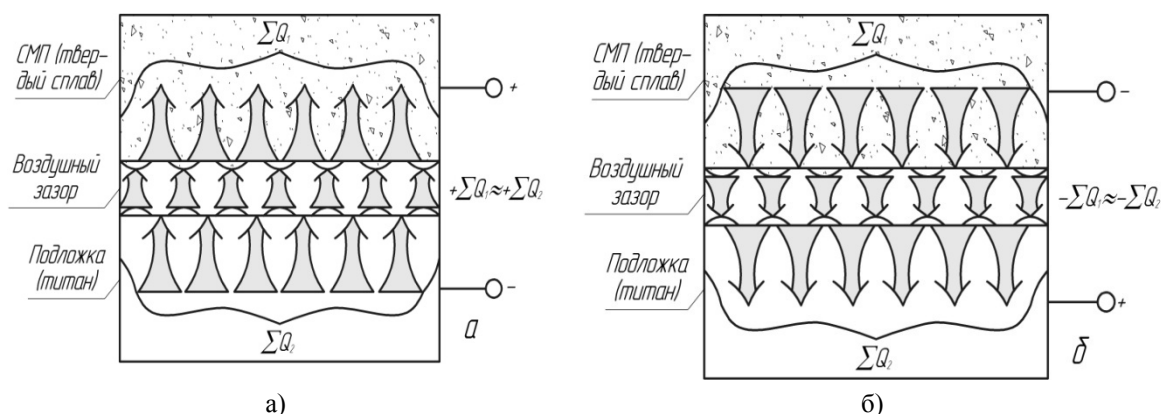


Рис. 1. Схемы тепловых потоков при нагреве (а) и охлаждении (б) твердосплавной пластины согласно эффекта Пельтье

Известен способ [4], в котором для интенсификации теплообмена между пластинами вводили связующий слой, который состоит из дисульфида молибдена и жидкого стекла, что позволило поднять температуру нагрева твердосплавной пластины до 600°C. В данном случае, опираясь на экспериментальные данные влияния температуры на внутренние напряжения второго рода в ИТС группы ТК, было установлено, что при увеличении температуры путем нагрева пластин до 700°C внутренние напряжения второго рода в ИТС можно уменьшить практически до нуля. Поэтому данная модель

была доработана за счет изменения процентного содержания компонентов состава связующего слоя, что позволило интенсифицировать процесс теплообмена между пластинами (рис. 2).

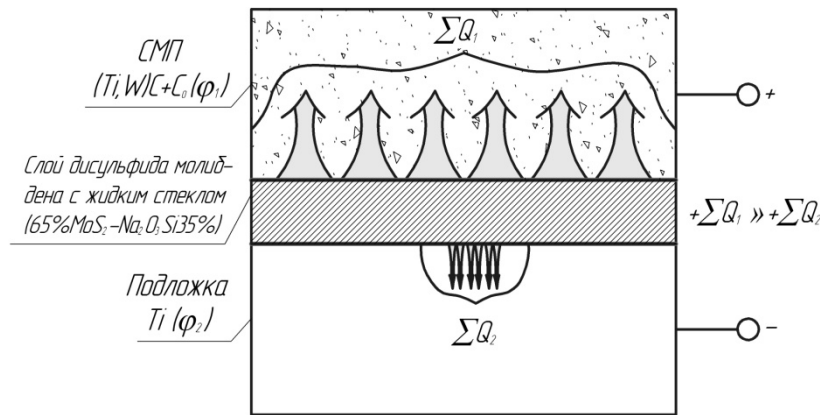


Рис. 2. Схема тепловых потоков при предварительном нагреве СМП из ИТС группы ТК

Согласно предложенной физической модели процесса нагрева СМП из ИТС группы ТК на основе эффекта Пельтье количество теплоты, выделяющееся в СМП из ИТС группы ТК, можно определить из выражения:

$$\sum Q_1' = \Delta\varphi \cdot I \cdot \Delta t \quad (1)$$

где $\sum Q_1'$ – количество теплоты в СМП; I – сила тока; $\Delta\varphi$ – разность потенциалов между пластинами, которая определяется из выражения $\Delta\varphi = (\varphi_1 - \varphi_2)$; Δt – промежуток времени.

Количество теплоты, которое необходимо для того, чтобы нагреть пластину на величину ΔT можно найти из формулы

$$\sum Q_1'' = \Delta T \cdot C, \quad (2)$$

где ΔT – температура; C – теплоемкость сменной многогранной пластины, которая равна $C = m \cdot c$, где m – масса СМП; c – удельная теплоемкость.

Если учесть, что теплоотвод от СМП группы ТК в воздух незначителен, то можно считать:

$$\sum Q_1' = \sum Q_1'' \quad (3)$$

Преобразуя формулы (1), (2), (3), получаем выражение для физической модели, которое позволяет определить изменение температуры ΔT СМП при установленном значении силы тока I :

$$\Delta T = \frac{\Delta\varphi \cdot I \cdot \Delta t}{C} \quad (4)$$

Для определения силы тока в окончательном варианте может быть использована формула:

$$I = \frac{\Delta T}{\Delta t} \cdot \frac{C}{\Delta\varphi} \quad (5)$$

Установлена возможность снижения внутренних напряжений путем предварительного нагрева СМП для повышения работоспособности сборных инструментов с СМП за счет устранения хрупкого состояния в начальный период резания.

Для того, чтобы повысить работоспособность режущего инструмента (РИ) из ИТС группы ТК необходимо снять внутренние напряжения в ИТС. Для этого до начала процесса обработки детали резанием нужно предварительно нагреть режущую пластину до температуры, при которой происходит переход сплава из зоны хрупкого в зону хрупкопластического состояния. Данная установка (рис. 3) с предварительным регулируемым подогревом СМП из ИТС группы ТК разработана для того, чтобы обеспечить такое сочетание прочности и трещиностойкости материала режущей части РИ, которая повысит его работоспособность.

Кроме того, данная установка позволяет решить задачу по повышению износостойкости СМП из ИТС группы ТК за счет снижения напряжений второго рода при предварительном нагреве их до температуры 700°C до начала процесса обработки, что значительно уменьшает вероятность возникновения микросколов и микровыкрашивания режущей кромки СМП путем перевода их в зону хруп-

копластического разрушения. Тем самым сокращается или практически полностью устраняется период холодной приработки РИ. Регулирование рабочей температуры при предварительном подогреве СМП из ИТС группы ТК позволяет настраивать установку на режимы обработки (подогрева) твердосплавных пластин различных марок. Конструкция инструмента является полностью авторской работой, что подтверждено подачей заявки на получение патента на полезную модель.

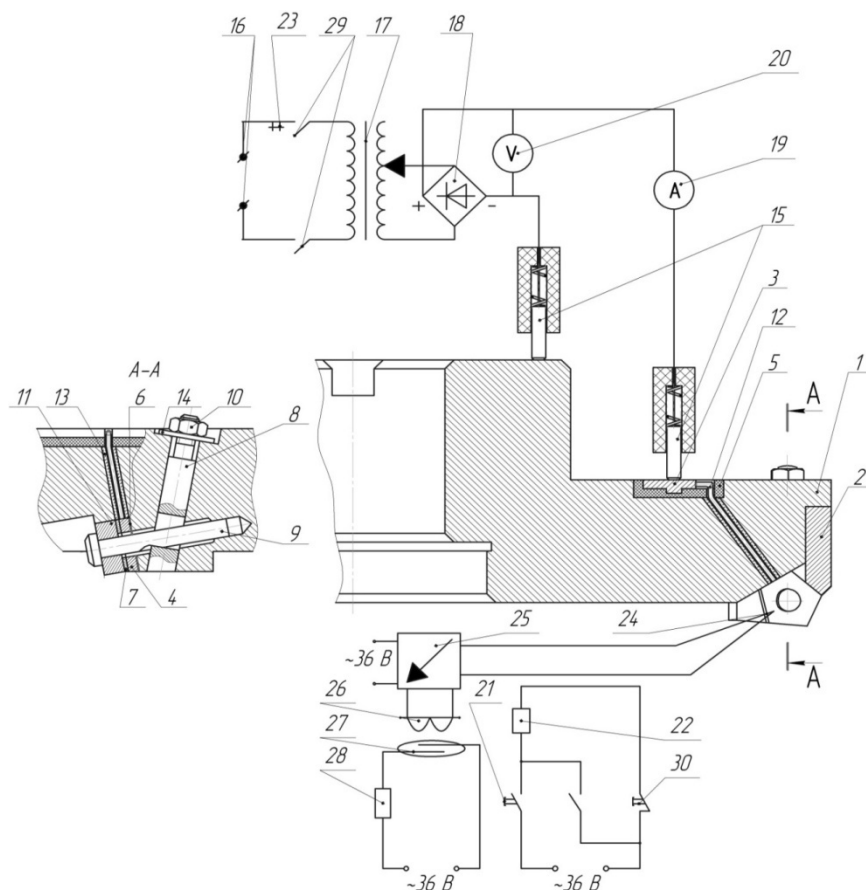


Рис. 3. Металлорежущий инструмент с принципиальной электрической схемой предварительного подогрева:

1 – корпус, 2 – кольцо, 3 – токоподводящее кольцо, 4 – токоподводящая пластина, 5 – текстолитовая прокладка, 6 – изолирующая прокладка, 7 – связующий слой, 8 – тяга, 9 – крепежный штифт, 10 – гайка, 11 – режущая пластина, 12 – проволока, 13 – трубка из кварцевого стекла, 14 – шайба, 15 – графитовые щетки, 16 – источник питания, 17 – автотрансформатор, 18 – выпрямитель, 19 – вольтметр, 20 – амперметр, 21 – кнопка «пуск», 22 – пускатель, 23 – контакты пускателя, 24 – термопара, 25 – регулируемый блок усиления, 26 - электромагнит с сердечником, 27 – геркон, 28 – реле, 29 – контакт, 30 – кнопка «стоп»

Устройство работает следующим образом.

До начала процесса фрезерования включают кнопку «пуск» 21, запускается пускатель 22. Как только контакты 23 пускателя 22 начинают замыкать нагревательную электрическую цепь, происходит нагрев режущей пластины 11 из инструментального твердого сплава. Чтобы обеспечить требуемые параметры нагрева режущей пластины 11 из инструментального твердого сплава, в выходную цепь выпрямителя 18 включены амперметр 19 и вольтметр 20 постоянного тока. К корпусу 1 подключен один из полюсов выпрямителя 18, а второй полюс подключается к токоподводящей пластине 4. Когда электрический ток проходит через режущую пластину 11 из инструментального твердого сплава и связующий слой 7, между ними выделяется значительное количество теплоты на основе эффекта Пельтье и непосредственно в самой режущей пластине 11 на основании закона Джоуля-Ленца. Температурный диапазон в процессе резания сохраняется при обработке детали за счет теп-

ловыделения при резании, а также регулируемого нагрева, который осуществляется посредством включения через геркон 27 и реле 28 нагревательной электрической цепи.

При включении установки перед процессом фрезерования на границе контакта СМП из ИТС группы ТК и титановой пластины пропускается постоянный электрический ток, который проходит через связующий слой, состоящий из дисульфида молибдена и жидкого стекла. На основе эффекта Пельтье идет нагрев СМП до температуры 700°C , что обеспечивает снятие в них внутренних напряжений и, соответственно, увеличивает стойкость сборного инструмента. При дальнейшем процессе механической обработки требуемый температурный диапазон поддерживается за счет тепловыделения при фрезеровании. Силы тока достаточно не более 150 А для нагрева режущей пластины до 700°C .

Производственные испытания (рис. 4) опытного образца разработанной сборной фрезы с СМП из ИТС сплава Т15К6, где исследовались зависимости влияния скорости резания V на путь резания L , температуру резания Θ и поверхностный относительный износ $h_{\text{оп}}$, показали, что предварительный нагрев СМП до температуры 700°C перед непосредственным процессом обработки заготовки значительно повышает работоспособность инструмента, а именно, путь резания увеличивается на 30-35% за счёт снятия внутренних напряжений сплава пластины и обеспечивает в интервале скоростей $85\div 110$ м/мин зону стабильного минимального износа.

При стойкостных испытаниях сборной фрезы использовались стандартные методики [5-6] и поверенное измерительное оборудование.

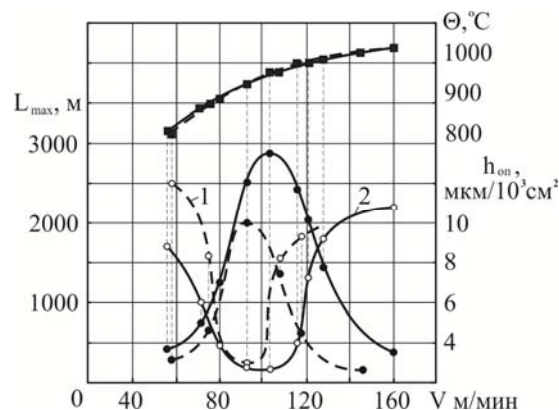


Рис. 4. Зависимость влияния скорости резания на путь резания, температуру резания и поверхностный относительный износ при фрезеровании детали из сплава 5ХГМ; фреза с СМП из Т15К6 ($S_z=0,1$ мм/зуб, $t=1$ мм, $V=0\div 160$ м/мин) 1 – без нагрева, 2 – с предварительным нагревом СМП (● - путь резания; ○ - поверхностный относительный износ; ■ – температура резания)

Таким образом установлено, что снятие внутренних напряжений второго рода в СМП из ИТС группы ТК путем их предварительного нагрева повышает работоспособность режущего инструмента на 30-40%, а также разработано и запатентовано устройство для регулируемого нагрева твердосплавных режущих пластин [7], обеспечивающее повышение работоспособности СМП из ИТС группы ТК.

Литература.

1. Ovcharenko V.E., Mokhovikov A.A., Ignatiev A.S. Improving durability of cermets for metal cutting by generation of subsurface multilevel structures// Applied Mechanics and Materials.- 2013.-Vol. 379.- P. 131-138.
2. Späht W. Einige Betrachtungen zum Festigkeitsverhalten von Hartmetallen. – Metall, 1958, Bd 12, №10, S. 925–929.
3. Артамонов Е.В. Прочность и работоспособность сменных твердосплавных пластин сборных режущих инструментов / Монография. – Тюмень: Нефтегазовый университет, 2003. – 192 с.
4. Чуйков Р.С. Повышение работоспособности сменных твердосплавных пластин путем снятия внутренних напряжений : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.07 / Чуйков Роман Сергеевич. – Т., 2004. – 108 с.
5. Makarov A.D. Optimization of cutting processes. – М.: Mechanical Engineering, 1976. – 278 p.
6. Vereschaka A.S. Workability of cutting tool with antiwear covers. – М.: Mechanical Engineering, 1993 – 336 p.
7. Пат. 135557 Российская Федерация, МПК В23 В 27/16 (2006.01). Установка для регулируемого подогрева твердосплавной режущей пластины / Е.В. Артамонов, С.С. Чуйков, Р.С. Чуйков, А.С. Ставышенко ; заявитель и патентообладатель Тюменский государственный нефтегазовый университет. – № 2013113465/02; заявл. 26.03.2013 ; опубл. 20.12.2013, Бюл. № 35. – 2 с.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ СМП С ТРЕБУЕМЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

О.Ю. Ретюнский, к.т.н., доцент, зав. каф. АИ, Д.С. Глушков, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-05-37
E-mail: retol@mail.ru

При изготовлении заготовок композиционных СМП способом, предложенным в [1], образуемая в прессформе поверхность раздела слоев в виде параболоида вращения не совпадает с характером оптимальных поверхностей раздела [2]. При этом полученный при засыпке профиль поверхности раздела искажается в процессе прессования заготовок СМП.

С целью определения условий получения СМП с требуемым распределением материалов были проведены эксперименты по исследованию влияния скорости вращения прессформы на характер границы раздела материалов при изготовлении заготовок композиционных СМП.

Эксперименты проводились с использованием описанной выше установки. Предложенным способом изготавливались заготовки двухслойных СМП. В качестве материала нижнего слоя использовался порошок быстрорежущей стали марки Р6М5К5П. В качестве материала верхнего слоя - ВК8. Верхний слой получен при частоте вращения прессформы $n_2=500$ об/мин, обеспечивающей плоскую поверхность, а нижний при различных частотах n_1 : 1000, 1250, 1500, 1750, 2000, 2250, 2500, 2750 об/мин. Для выявления границы раздела материалов использовался тонкий слой порошковой меди. После прессования квадратные брикеты разрезались по диагонали и на микроскопе ИМЦ 50-100А проводилось измерение положения границы раздела. Далее проводилась графоаналитическая обработка результатов измерения. Строилась усредненная линия положения границы раздела материалов при данной частоте вращения, аппроксимированная кривая и определялось уравнение этой линии. Затем анализировались коэффициенты в уравнениях линий границ разделов. Были построены графики, проведена их графоаналитическая обработка и определены уравнения зависимости величин коэффициентов от скорости вращения прессформы.

Напряжения, возникающие в процессе формирования инструмента и его эксплуатации, могут привести к следующим последствиям:

- ✓ снижение прочности сцепления припоя и инструментального материала;
- ✓ ухудшение физико-механических свойств припоя и композиции инструментальный материал – припой – корпус инструмента в целом;
- ✓ формирование опасных внутренних микротрещин, способных при эксплуатационных нагрузках привести к разрушению инструмента.

Для оценки остаточных и эксплуатационных напряжений используют упрощенные и экспериментальные методики, а так же метод «конечного элемента».

В качестве методов исследования авторами предложен следующий математический аппарат:

Для определения напряжений, возникающих при пайке инструмента, примем следующие допущения:

- припой «идеально» совмещен с инструментальным материалом, смещений между ними не возникает;
- материалы припоя и инструмента анизотропны и подчиняются закону Гука;
- напряжения по длине контакта одинаковы.

Тогда полную деформацию можно записать в следующем виде:

$$\varepsilon_{\Pi} = (\varepsilon_{\text{ТС}} + \varepsilon_{\Pi}) = \frac{h_{\text{ТС}}E_{\Pi}}{h_{\text{ТС}}E_{\text{ТС}} + h_{\Pi}E_{\Pi}} \quad (1)$$

где $\varepsilon_{\text{ТС}} + \varepsilon_{\Pi}$ - полная деформация после процесса пайки;

$h_{\text{ТС}}$ и h_{Π} - толщина пластинки твердого сплава и припоя соответственно;

$E_{\text{ТС}}$ и E_{Π} – модули продольной упругости пластинки твердого сплава и припоя соответственно.

Среднее значение остаточного напряжения в пластинке может быть определено следующим выражением

$$\sigma_{0\text{ТС}} = (\varepsilon_{\text{ТС}} + \varepsilon_{\Pi}) \frac{h_{\text{ТС}}E_{\Pi}}{h_{\text{ТС}}E_{\text{ТС}} + h_{\Pi}E_{\Pi}} E_{\text{ТС}} \quad (2)$$

Тогда

$$\varepsilon_{\text{ТС}} + \varepsilon_{\Pi} = \frac{P_{\text{ТС}}}{bh_{\text{ТС}}E_{\text{ТС}}} + \frac{P_{\Pi}}{bh_{\Pi}E_{\Pi}} \left(1 + \frac{h_{\text{ТС}} + h_{\Pi}}{2\rho_{\text{ТС}}}\right) + \frac{h_{\text{ТС}}}{2\rho_{\text{ТС}}} + \frac{h_{\Pi}}{2\rho_{\Pi}} \left(1 + \frac{h_{\text{ТС}} + h_{\Pi}}{2\rho_{\text{ТС}}}\right) \quad (3)$$

где $P_{ТС}$ и $P_{П}$ – растягивающие силы в осевом направлении;

b - ширина опорной площадки под пластинкой;

$\rho_{ТС}$ и $\rho_{П}$ - радиусы кривизны пластины твердого сплава и припоя соответственно.

Так как $P_{ТС} = P_{П}$, то можно записать следующее

$$M_{ТС} + M_{П} = \frac{P_{ТС}}{2} (h_{ТС} + h_{П}) \quad (4)$$

где $M_{ТС}$ и $M_{П}$ - изгибающие моменты пластинки твердого сплава и припоя соответственно.

$$M_{ТС} = \frac{E_{ТС} J_{ТС}}{\rho_{ТС}}; \quad M_{П} = \frac{E_{П} J_{П}}{\rho_{П}} \quad (5)$$

где $J_{ТС}$ и $J_{П}$ - осевые моменты инерции пластинки твердого сплава и припоя соответственно;

$E_{ТС} J_{ТС}$ и $E_{П} J_{П}$ - жесткость при изгибе пластинки твердого сплава и припоя соответственно.

При $\rho_{ТС} = \rho_{П}$ уравнение (3) можно привести к виду

$$\varepsilon_{ТС} + \varepsilon_{П} = \frac{h_{ТС}^3 E_{ТС} + h_{П}^3 E_{П}}{6\rho h_{ТС}(h_{ТС} + h_{П})} + \frac{h_{ТС}^3 E_{ТС} + h_{П}^3 E_{П}}{6\rho h_{П} E_{П}(h_{ТС} + h_{П})} + \frac{h_{ТС}^3 E_{ТС} + h_{П}^3 E_{П}}{12\rho^2 h_{П} E_{П}} + \frac{h_{П} + h_{ТС}}{2\rho} \quad (6)$$

Подставив уравнения (4) и (5) в (6) получим

$$\sigma_{0_{ТС}} = \left[\frac{h_{ТС}^3 E_{ТС} + h_{П} E_{П}}{6\rho h_{ТС}(h_{ТС} + h_{П})} + \frac{E_{ТС}(h_{ТС}^3 E_{ТС} + h_{П}^3 E_{П})}{12\rho^2 (h_{П} E_{ТС} + h_{П} E_{П})} + \frac{E_{ТС} E_{П} h_{П}(h_{ТС} + h_{П})}{2\rho (h_{ТС} E_{ТС} + h_{П} E_{П})} \right] \frac{1}{1 - \mu^2} \quad (7)$$

где μ - коэффициент Пуансона в композиции твердый сплав – припой.

Следовательно, напряжение в пластинке плоской формы будет иметь вид

$$\sigma_{0_{ТС}} = \frac{(\alpha_{ТС} + \alpha_{П}) \Delta T}{\frac{1 - \mu_{ТС}}{E_{ТС}} + \frac{1 - \mu_{П}}{E_{П}} + \frac{h_{ТС}}{h_{П}}} \quad (8)$$

где $\alpha_{ТС}$ и $\alpha_{П}$ - коэффициенты линейного расширения материала твердого сплава и материала припоя соответственно;

ΔT - разница температуры окружающего воздуха и температуры пайки;

$\mu_{ТС}$ и $\mu_{П}$ - Коэффициенты Пуансона для твердого сплава и припоя соответственно.

На основании анализа уравнений (7) и (8) можно сделать вывод о том, что согласование свойств припоя и твердого сплава прежде всего сводится к максимальному снижению разности коэффициентов линейного расширения $\alpha_{ТС}$ и $\alpha_{П}$. Однако, обеспечить равенство этих коэффициентов практически невозможно, поэтому необходимо хотя бы соблюдать условие $\alpha_{ТС} < \alpha_{П}$. В этом случае в пластинке твердого сплава возникают напряжения сжатия, которые менее опасны с точки зрения возникновения хрупких трещин как на границе раздела твердый сплав- припой, так и по объему твердого сплава.

К уменьшению напряжений в твердом сплаве и на границе твердый сплав – припой приводит и снижение величин параметров $E_{ТС}$, $E_{П}$ и $\mu_{ТС}$, $\mu_{П}$ (7), так как при этом увеличивается жесткость инструмента и его способность сопротивляться упругим и пластическим деформациям.

Особенно опасны напряжения, возникающие в твердом сплаве при резкой смене температур на контактных площадках инструмента, что характерно для прерывистых процессов резания, обработке с заметными колебаниями припуска (в частности по наплавленной поверхности). Развивающиеся в твердом сплаве напряжения в этом случае можно оценить критерием Био [2].

$$Bi = \frac{h_{ТС} \alpha}{2\lambda_{ТС}} \quad (9)$$

где $h_{ТС}$ - толщина пластинки твердого сплава;

α - коэффициент теплообмена между окружающей средой и инструментом;

$\lambda_{ТС}$ - теплопроводность твердого сплава.

Согласно критерию Био снижение термических напряжений в твердом сплаве может быть достигнуто при росте теплопроводности твердого сплава $\lambda_{ТС}$ и инструмента в целом или уменьшением толщины пластинки.

На рис. 1 представлены результаты графоаналитической обработки результатов экспериментов. Линия границы раздела материалов в композиционной СМП аппроксимировалась параболой, имеющей уравнение вида:

$$y = a \cdot x^2 + c, \quad (10)$$

где y и x - координаты, соответственно высоты и ширины по диагонали СМП, a и c - коэффициенты, зависящие от скорости вращения прессформы.

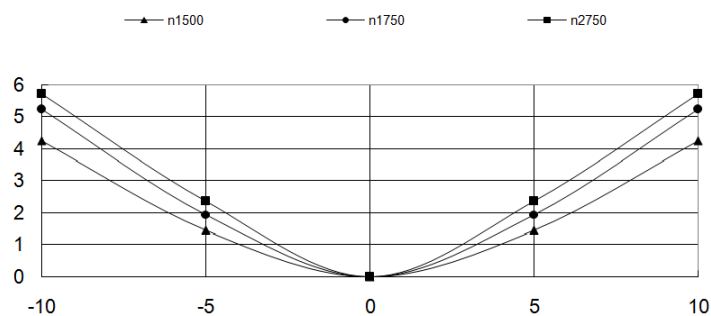


Рис. 1. Влияние скорости вращения прессформы на форму границы раздела фаз

Для определения общей закономерности рассеивания материалов в прессформе были построены графики изменения коэффициентов уравнения парабол от скорости вращения. Проведена их аппроксимация полиномом третьей степени и выведены уравнения зависимости величины коэффициентов. Результаты представлены на рис. 2. Получены следующие зависимости:

$$a = -2,3095 \cdot 10^{-11}n^3 + 1,3041 \cdot 10^{-7}n^2 - 2,2659 \cdot 10^{-4}n + 0,1684, \quad (11)$$

$$c = 5,8962 \cdot 10^{-10}n^3 - 3,5518 \cdot 10^{-6}n^2 + 7,1158 \cdot 10^{-4}n - 4,3544, \quad (12)$$

где n - частота вращения прессформы. Подставив (2) и (3) в (1) получим уравнение зависимости границы раздела материалов композиционной СМП от скорости вращения прессформы во время засыпки порошков:

$$y = (-2,3095 \cdot 10^{-11}n^3 + 1,3041 \cdot 10^{-7}n^2 - 2,2659 \cdot 10^{-4}n + 0,1684)x^2 + (5,8962 \cdot 10^{-10}n^3 - 3,5518 \cdot 10^{-6}n^2 + 7,1158 \cdot 10^{-4}n - 4,3544). \quad (13)$$

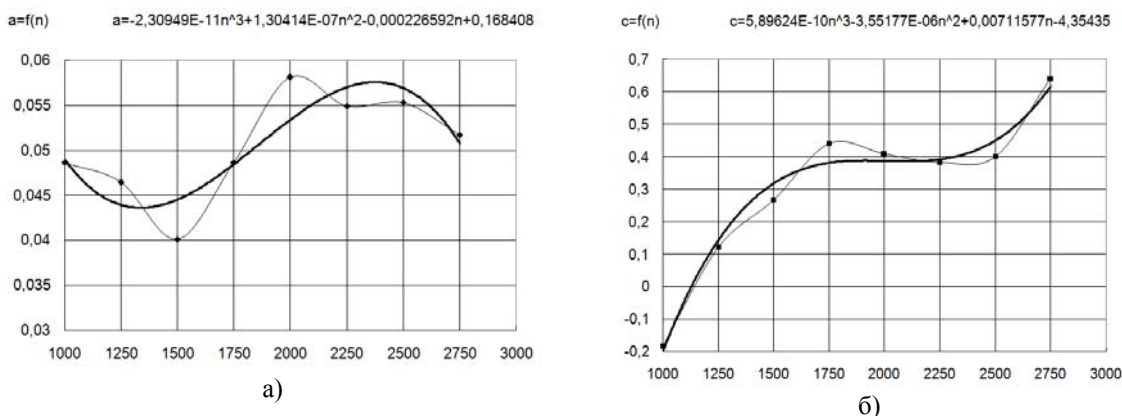


Рис. 2. Зависимость коэффициентов уравнения парабол от скорости вращения прессформы: а) коэффициент a ; б) коэффициент c

Для практической реализации способа необходимо решить обратную задачу, т.е. зная координаты точек границы раздела определить с какой скоростью вращать прессформу.

Литература.

1. Петрушин С.И. Теоретические основы оптимизации режущей части лезвийных инструментов. Дисс...докт.техн.наук: 05.03.01. - Защищена 1.07.98; Утв.20.11.98 - Юрга.: 1998. - 362 с.
2. Петрушин С.И. Проектирование режущей части инструментов из композиционных материалов.// СТИН. - 1997, - № 2. - С. 26-29.
3. Retyunsky O. Y. Method of making composit reversidle cutting plates // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - p. 24-27
4. Valentov A. V. , Konovodov V. V. , Agafonova E. V. Forecasting residual and operating stress in soldering cutting tools with tungsten-free alloy inserts // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - p. 28-31

Триботехнические свойства покрытий, полученных при электродуговой наплавке механоактивированных СВС-материалов

В.И. Яковлев, к.т.н., с.н.с., А.В. Собачкин, к.т.н., А.А. Ситников, д.т.н., профессор

Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова

656038, г. Барнаул, пр. Ленина, 46

E-mail: anicpt@rambler.ru

Электродуговая наплавка занимает прочные позиции в производстве и реновации деталей, узлов и агрегатов машин и механизмов различных отраслей промышленности. В результате наплавки можно получить рабочую поверхность, обладающую необходимым комплексом свойств: износостойкостью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью и т.п. [1]. Например, одним из эффективных способов достижения высокой износостойкости является введение в поверхностный слой изделия твердых сплавов, таких как тугоплавкие карбиды металлов. К примеру, путем больших усилий и энергозатрат металлургически удается ввести в изделие упрочняющую фазу в виде определенного содержания карбидов: Fe₃C; Mn₃C; Cr₇C₃; W₂C; WC; VC; TiC; V₄C, Mo₂C, и др., а также карборидов, нитридов железа и легирующих элементов.

Однако, существующие методы получения высокотвердых карбидов, боридов, нитридов металлов характеризуются значительными энергетическими затратами, сложностью и многостадийностью технологических циклов и не всегда обеспечивают требуемое количество и качество материалов по чистоте.

По мнению многих ученых [2, 3] одним из перспективных методов получения порошковых материалов является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Благодаря таким особенностям СВС, как высокая температура, превышающая в большинстве случаев температуру плавления хотя бы одного из реагентов, высокая скорость внутреннего саморазогрева, протекание реакций в условиях резкого градиента температур, метод позволяет получать материалы с повышенными свойствами, а в ряде случаев удается синтезировать композиции, получение которых другими известными способами требует больших затрат и/или сложного дорогостоящего оборудования либо вообще невозможно [2].

Эффективным средством, позволяющим целенаправленно влиять на структурное состояние реакционной шихты и параметры СВС, обеспечивая тем самым возможность регулирования механизмов фазо- и структурообразования материалов в процессе синтеза, а также воспроизводимость результатов, является предварительная механоактивационная обработка [4].

Относительно новым является метод механически активируемого самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, основанный на сочетании механоактивации и СВС и представляющий собой двустадийный процесс. На первом этапе реакционная шихта обрабатывается в течение сравнительно короткого времени в энергонапряженном аппарате – активаторе, на втором – используется в качестве реакционной смеси для СВС [5]. В общем случае продукт механически активируемого СВС характеризуется более тонкой и однородной структурой при повышенной глубине превращения по сравнению с СВС-продуктами без использования механоактивации. При этом, механоактивация позволяет получать методом СВС легированные материалы с повышенной концентрацией легирующих элементов (выше значения предельной растворимости).

Новым научным направлением является применение СВС-механоконкомпозитов для электродуговой наплавки [6-9].

Целью работы является определение износостойкости покрытий, полученных при электродуговой наплавке порошков технологии механически активируемого самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для создания порошковых наплавочных материалов нового класса.

Наплавка проводилась специально изготовленными трубчатыми электродами, содержащими наплавочные смеси следующего состава:

- состав № 1: 10 % TiC + ПР-Н70Х17С4Р4-3;
- состав № 2: 20 % TiC + ПР-Н70Х17С4Р4-3;
- состав № 3: 30 % TiC + ПР-Н70Х17С4Р4-3.
- состав № 4: 15 % TiC + 5 % SiC + ПР-Н70Х17С4Р4-3;
- состав № 5: 15 % TiC + 5 % WC + ПР-Н70Х17С4Р4-3;
- состав № 6: 15 % TiC + 5 % SiC + 5 % WC + ПР-Н70Х17С4Р4-3.

Исследования наплавленных образцов на износостойкость при трении о закрепленные абразивные частицы были проведены в соответствии с ГОСТ 17367-71. Результаты оценки износостойкости материалов по усредненным значениям весового износа представлены на диаграмме (рисунок 1).

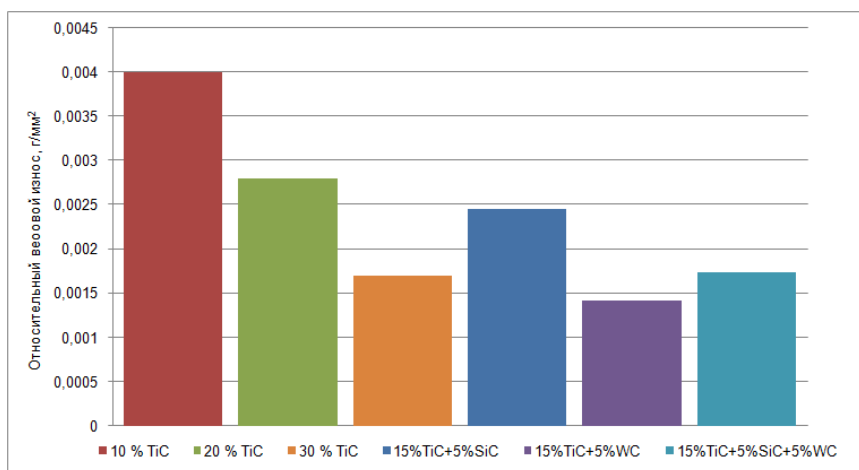


Рис. 1. Относительный износ наплавленных покрытий из порошков СВС-механокомпозиатов

Установлено, что скорость изнашивания покрытий зависит от объемной доли карбидной фазы в наплавленном слое. Покрытия, полученные при электродуговой наплавке композиционной смеси (15 % TiC + 5 % WC + ПР-Н70Х17С4Р4-3) характеризуются наибольшим уровнем износостойкости. В то же время покрытия, содержащие в качестве упрочняющей фазы только карбид титана в количестве 10 и 20%, показали наименьшую износостойкость.

Для сравнительного анализа износостойкости разработанных материалов была выбрана традиционная технология поверхностного упрочнения конструкционных материалов. Она заключается в индукционной наплавке сормайт с последующей термической обработкой. Данная технология является традиционной и широко используемой для поверхностного упрочнения различных деталей машин, работающих в условиях абразивного изнашивания.

Для проведения сравнительных испытаний было изготовлено три серии образцов. Первая серия образцов получена индукционной наплавкой порошковой смеси «сормайт – модификаторы», вторая партия – индукционной наплавкой порошковой смеси «сормайт» с последующей закалкой образцов, третья партия – электродуговой наплавкой смеси состава «15 % TiC + 5 % WC + ПР-Н70Х17С4Р4-3». Сравнение результатов триботехнических испытаний наплавленных материалов показало явные преимущества покрытий, наплавленных порошковой смесью разработанного состава (рисунок 2).

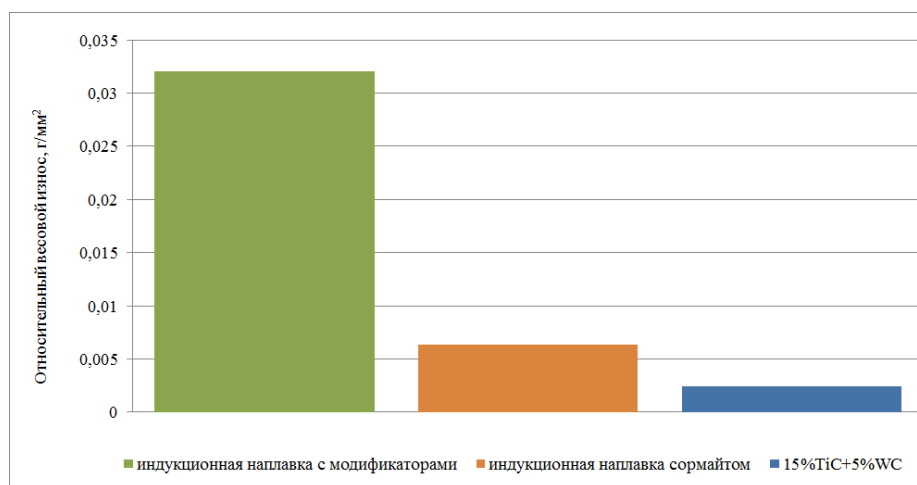


Рис. 2. Результаты триботехнических испытаний

По результатам проведенных исследований можно сделать вывод, что скорость изнашивания покрытий зависит от объемной доли частиц карбидной фазы в наплавленном слое. Покрытия, полученные при электродуговой наплавке композиционной смеси (15 % TiC + 5 % WC + ПР-Н70Х17С4Р4-3) отличаются наибольшим уровнем износостойкости. Покрытия, содержащие в качестве упрочняющей фазы только карбид титана в количестве до 20 %, показали наименьшую износостойкость.

Литература.

1. Перспективные способы наплавки и механической обработки восстанавливаемых деталей / А.В. Иванов, О.Л. Пирозерская // Техничко-технологические проблемы сервиса. 2010. № 3 (13). С. 7–9.
2. Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе / Н.З. Ляхов, Т.Л. Талако, Т.Ф. Григорьева. Новосибирск : Параллель, 2008. 168 с.
3. Интегральные технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / В.В. Евстигнеев, Б.М. Вольпе, И.В. Милюкова, Г.В. Сайгутин. М. : Высшая школа, 1996. 284 с.
4. Влияние механической активации исходных компонентов на СВС силицидов ниобия / О.А. Шкода, О.Г. Терехова, Л.Д. Чалых // Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: материалы и технологии. Новосибирск : Наука, 2001. С. 216–221.
5. Dynamic Diffractometry of Phase Transformations during High-Temperature Synthesis in Mechanically Activated Powder Systems in the Thermal Explosion Mode / A. A. Popova, A. V. Sobachkin, I. V. Nazarov, V. I. Yakovlev, M. V. Loginova, A. A. Sitnikov, M. R. Sharafutdinov, N. Z. Lyakhov // Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics. – 2013. – Vol. 77. – No. 2. – P. 120–122.
6. Структура и свойства наплавленных электродуговых покрытий из порошков механоактивированных СВС-композитов / А.А. Ситников, В.И. Яковлев, М.Н. Сейдуров, М.Е. Татаркин, А.В. Собачкин, Н.В. Степанова, И.Ю. Резанов // Обработка металлов. 2011. № 3 (52). С. 51–54.
7. Покрытия из механоактивированных СВС-материалов для рабочих органов сельскохозяйственных машин, наплавленные ручным дуговым способом / А.А. Ситников, В.И. Яковлев, А.В. Собачкин, М.Н. Сейдуров, М.Е. Татаркин // Ползуновский вестник. 2012. № 1/1. С. 273–277.
8. Морфология покрытий из многокомпонентных, предварительно механоактивированных порошков СВС-композитов / А.В. Собачкин, И.В. Назаров, В.И. Яковлев, А.А. Ситников, П.С. Ярцев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2012. № 3 (56). С. 141–144.
9. Yakovlev, V. I. Application of Self-Propagating High-Temperature Synthesis and Mechanoactivating Treatment for Producing Multi-Component Composite Alloying Materials / V. I. Yakovlev, A. V. Sobachkin, A. A. Sitnikov // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 173–177.

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Н.М. Русин, к.т.н., с.н.с., А.Л. Скоренцев, технолог

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМ СО РАН)

634021, г. Томск, просп. Академический, 2/4; тел. (3822)-28-69-62

E-mails: rusinnm@mail.ru; skoralexan@mail.ru

Введение. Алюминиевые сплавы широко применяются в качестве конструкционных материалов, поскольку отличаются высокой удельной прочностью, пластичностью, хорошей коррозионной стойкостью и низкой стоимостью [1]. Помимо этого алюминиевые сплавы обладают высокой теплопроводностью и инертностью к маслам, т.е. свойствами, необходимыми используемым в узлах трения материалам. Однако примеры такого их применения практически отсутствуют из-за склонности алюминия к схватыванию с контртелом на контактных площадках, где вследствие разрушения оксидной пленки обнажаются чистые участки поверхности.

Избежать деформации поверхностного слоя алюминия и разрушения слоя оксидов при прямом контакте с более твердым телом нельзя [2], но можно поменять тип контакта, сделав его опосредованным за счёт размещения между сопряженными деталями антифрикционного слоя из износостойкого и химически инертного материала. Например, в верхнем слое алюминия можно разместить твердые частицы из тугоплавкого материала, которые будут выступать над ним, воспринимать фрикционную нагрузку от контртела и передавать её матрице, не допуская при этом их непосредственного контакта. От алюминиевой матрицы при этом требуется, чтобы она надежно удерживала такие частицы от смещения и не давала им глубоко погружаться, а также эффективно отводила тепло с

поверхности трения. Другим способом защиты поверхности алюминия от непосредственного фрикционного контакта с контртелом является формирование на ней сплошной инертной пленки определенной толщины, которая бы прочно сидела на поверхности алюминия, а её наружный слой мог легко деформироваться под действием неровностей контртела и был способен к многократным передоформациям без разрушения.

В обоих случаях защитные слои будут постепенно истираться, и важно, чтобы они были способны к восстановлению до тех пор, пока толщина изношенного слоя подшипников не превысит установленных пределов. То есть, антизадирный слой на алюминиевых сплавах должен быть определенной толщины. На практике это достигается различными способами. Например, алюминиевый материал изготавливают в виде композиционного материала (КМ), в матрице которого равномерно распределено заданное количество частиц второй фазы. В первом случае такие частицы твердые, а во втором случае это КМ, в матрице которого содержатся мягкие частицы, способные выдавливаться на поверхность трения и формировать на ней защитную пленку, т.е. КМ способные к самосмазыванию. И тот, и другой тип антифрикционных алюминиевых материалов применяется на практике. В первом случае это сплавы систем Al-Sb и Al-Ni, а во втором – Al-Pb и Al-Sn. К сожалению, при литевом способе получения таких КМ объемное содержание в них частиц второй фазы ограничивается 10-15% из-за проблем с однородностью их распределения в материале и обусловленного этим фактором резкого снижения механических свойств композитов. Однако в ряде случаев при получении таких КМ методами порошковой металлургии указанных трудностей со структурой удается избежать [3-5].

Задачей настоящей работы является сравнительное исследование механических и трибологических свойств спеченных композитов на основе алюминия с повышенным содержанием частиц второй фазы различной природы.

Материалы и методика эксперимента. Композиционные материалы на основе алюминия были получены путем спекания смесей порошков чистых металлов Al, Sn, Ti, Fe. Смесей готовились в смесителях типа «пьяная бочка» в течение четырех часов. Далее из них прессовались образцы и подвергались спеканию в вакуумной печи типа СНВЭ. Объемное содержание частиц второй фазы в спеченных КМ системы «Al – переходный металл» достигало 80 об.%, а в КМ Al-Sn – 25%.

Испытания на трение проводились при различных скоростях скольжения и давлениях в отсутствие жидкой смазки. КМ первой группы испытывались по схеме «образец – пластина», а КМ Al-Sn по схеме «палец-диск». Величину коэффициента трения определяли после выхода пары трения на стационарный режим. Величину износа определяли по укорочению образцов, после прохождения ими пути трения заданной длины. Контртелом служила твердая закаленная сталь.

Результаты и их обсуждение.

Система Al-Me.

Диаграмма Al-Fe(Ti) относится к перитектическому типу с униполярной растворимостью Al в тугоплавком металле. Ближайшим соединением к алюминию является интерметаллид Al_3Me , в котором при равновесном состоянии каждый атом тугоплавкого металла окружен тремя атомами алюминия. При спекании чистых порошков он образуется в первую очередь, и результате объемная доля исходных порошков Me увеличивается примерно в 4 раза. Таким образом, содержание твердой фазы в КМ Al- Al_3Me можно легко регулировать, не используя при этом плохо уплотняющиеся смеси с твердыми интерметаллидными порошками.

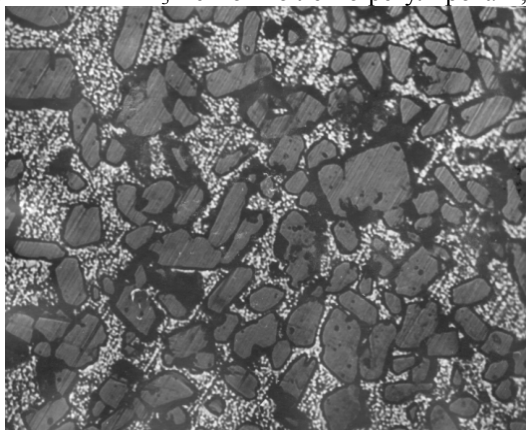


Рис. 1. Структура спеченного сплава Al-15Ti

Структура спеченных КМ представляет собой алюминиевую матрицу с распределенными в ней частицами Al_3Me (рис.1).

Твердость и прочность таких КМ растет с увеличением объемной доли частиц второй фазы, а пластичность снижается, поскольку интерметаллиды не деформируются. К тому же, при концентрации случайно распределенных частиц второй фазы более 10-15 об.% они способны образовывать непрерывные цепочки, касаясь друг друга. Число и разветвленность таких цепочек растет с увеличением объемной доли частиц, так что в конечном итоге, они могут образовывать твердый скелет. Поскольку интерметаллиды хрупкие,

то деформация каркаса вызывает их растрескивание и разрушение КМ [6].

Поверхность трения КМ с интерметаллидами содержит определенное количество частиц, которые выступают из нее и воспринимают внешнюю нагрузку от контртела. Фрикционный контакт контртел реализуется не по всей видимой площади, а лишь в пятнах касания, т.е. носит дискретный характер. Поэтому нагрузка на частицы интерметаллидов больше номинального давления, и некоторые из них начинают погружаться в алюминиевую матрицу и деформируют её. Циклический характер такого погружения приводит к росту плотности деформационных дефектов в матрице, и, в конечном итоге, к зарождению микротрещин вблизи поверхности фаз, следствием чего является выкрашивание интерметаллидных частиц.

В случае, когда твердых частиц много и они образуют развитый каркас, поверхностная частица передает нагрузку нижележащим, и она равномерно перераспределяется по всему образцу. Пластическая деформация поверхностного слоя мала, и износ КМ определяется скоростью разрушения интерметаллидных частиц, находящихся в контакте с контртелом. В зависимости от их природы и механических свойств интенсивность изнашивания КМ с твёрдым каркасом может быть очень низкой, особенно при умеренных нагрузках.

Данные предположения были проверены путём трения по стальной пластине плоских образцов из спеченных Al-Me КМ, совершающих возвратно-поступательное движение. Результаты испытаний приведены на рис.2. Из них видно, что износ образцов с неразвитым интерметаллидным каркасом действительно выше, чем износ КМ с большим (70 и 80%) содержанием частиц второй фазы. Износостойкость таких сильнолегированных сплавов значительно превосходила, в том числе, и износостойкость оловянистой бронзы.

Сравнительные испытания в этих же условиях традиционных литых алюминиевых сплавов показали явное превосходство спеченных сплавов с интерметаллидами в случае граничного трения (рис. 3).

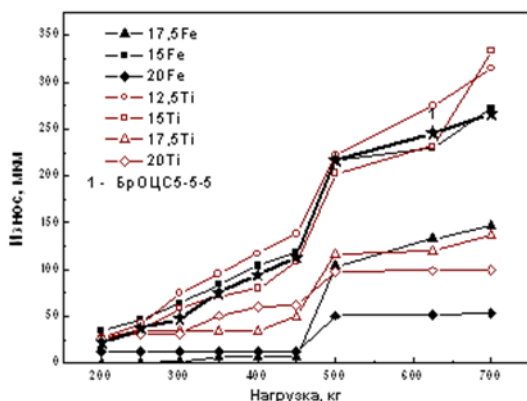


Рис. 2. Влияние нагрузки на износ спеченных КМ Al-Me

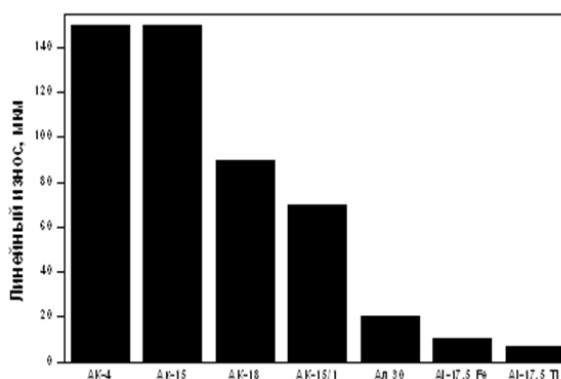


Рис. 3. Сравнительный износ литых и спеченных алюминиевых сплавов при граничном трении

Коэффициент трения (μ) по сухой стали спеченных КМ Al-Me был измерен при скоростях скольжения 0,52 и 1,83 м/с при ступенчатом повышении нагрузки (рис. 4). Из графиков видно, что величина μ сильно зависит от температуры поверхности трения. В свою очередь, нагрев образцов определяется количеством подводимой механической энергии, характеризуемой интенсивным параметром (PV). При малой скорости скольжения тепло успевает рассеяться, поэтому нагрев образца с ростом давления происходит медленно, и коэффициент трения поддерживается на постоянном невысоком уровне. При высокой скорости скольжения тепло не успевает отводиться, и КМ быстро разогревается. Начиная с температуры выше 100 °С коэффициент трения быстро растет. Мы полагаем, что рост μ обусловлен температурным размягчением алюминия, из-за чего частицы Al_3Me под действием нагрузки начинают смещаться и вдавливаются в мягкую матрицу. Стальное контртело все чаще начинает взаимодействовать непосредственно с алюминием, и возрастает частота образования площадок схватывания. Чем больше интерметаллидов в матрице, тем ниже ее теплопроводность, тем раньше наблюдается разогрев КМ и рост величины μ .

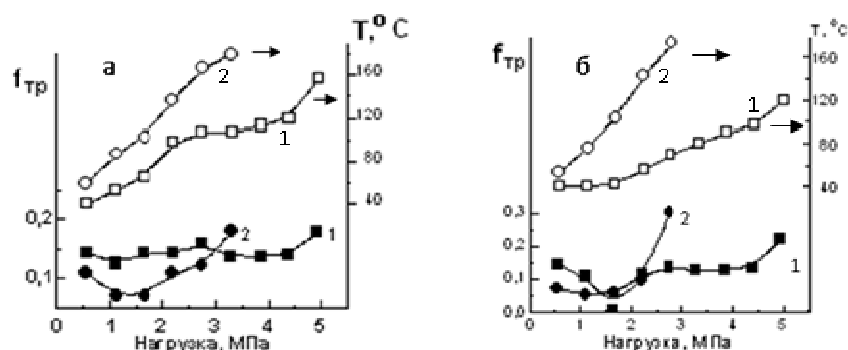


Рис. 4. Зависимость коэффициента сухого трения и температуры образцов от нагрузки: (а) Al – 60 об.% Al₃Ti; (б) Al – 60 об.% Al₃Fe. Скорости скольжения: 1 – 0.52 м/сек; 2 – 1.83 м/сек

Система Al-Sn.

В отличие от предыдущего случая, здесь во время спекания жидкой остается вторая фаза. Ее количество и угол смачивания твердой фазы определяют формирующуюся структуру КМ. После спекания КМ состоит из алюминиевой матрицы с внедренной в нее оловянной фазой, частицы которой имеют вытянутую форму и распределены вдоль границ алюминиевых порошинок. По мере роста содержания олова в КМ частицы сливаются в непрерывную сетку, которая разрушает связанность алюминиевой матрицы (рис.5).

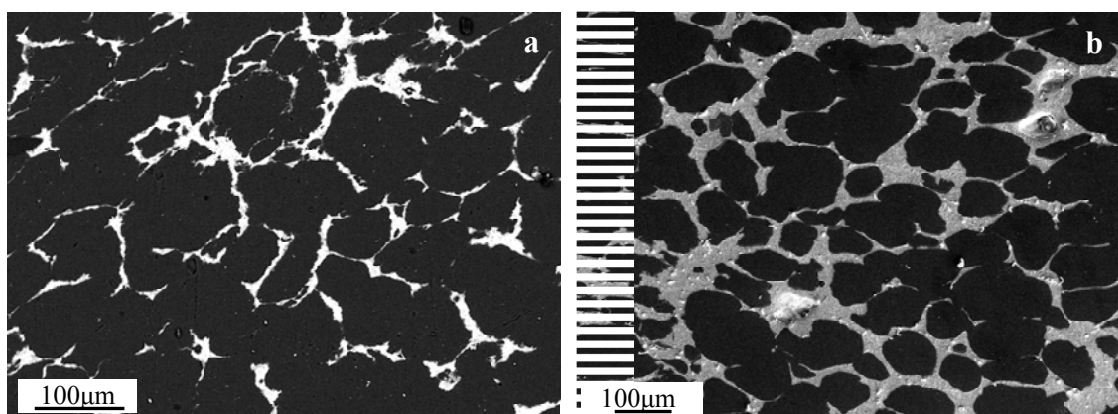


Рис. 5. Структура спеченных сплавов Al-20Sn (а) и Al-40Sn (б)

Поскольку защитный слой на поверхности трения самосмазывающихся КМ образуется за счёт выдавливания частиц мягкой фазы, то алюминиевая матрица должна быть пластичной и деформироваться под действием контртела, в отличие от случая КМ с твердыми частицами, где её деформация нежелательна. Каркас из мягких частиц второй фазы этому не препятствует. Более того, чтобы олова выдавливалось на поверхность трения больше, желательно соединение оловянных включений в сеть, залегающую на всю глубину деформируемого слоя.

Наиболее полно эти условия выполняются при большом содержании олова (рис. 5б). Это подтверждается и данными по износу образцов на рис.6, из которых следует, что максимальное сопротивление изнашиванию оказывают КМ Al-Sn с содержанием олова 40±5%. При более высоком содержании олова алюминиевый каркас резко ослабляется, и отдельные его фрагменты отрываются при деформации поверхностного слоя КМ. При меньшем содержании олова выдавленный слой тонкий и недостаточно полно защищает поверхность Al матрицы от контакта с неровностями контртела.

Теплопроводность олова, как и интерметаллидов, гораздо меньше, чем у Al. Поэтому повышение его концентрации приводит к ухудшению теплоотвода с поверхности трения КМ и её нагреву. В отличие от случая КМ с твердыми частицами, данное обстоятельство не является отрицательным фактором и даже способствует повышению износостойкости КМ Al-Sn, т.к. снижает интенсивность накопления деформационных дефектов в алюминиевой матрице и уменьшает ее наклёп и повреж-

даемость. На это указывает тот факт, что интенсивность изнашивания КМ Al-Sn с малым содержанием олова снижается с увеличением скорости скольжения из-за более сильного их разогрева.

На основании наблюдений (рис. 5) можно сделать вывод, что при концентрации $C_{Sn} \leq 30\%$ выдавливается достаточно олова, чтобы образовать плёнку и защитить поверхность матрицы от схватывания. Но толщина плёнки не достаточна, чтобы защитить ее от деформации неровностями контр-

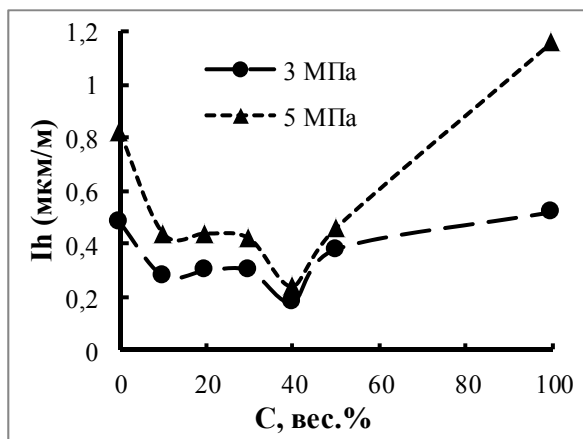


Рис. 5. Влияние концентрации олова на интенсивность изнашивания I_h спеченных сплавов Al-Sn при различных давлениях

титного слоя выравнивается. Число высывающихся из слоя и карябающих поверхность контртела твёрдых частиц износа снижается, а с ним и величина μ .

В случае КМ Al-Me величина μ также понижалась с ростом давления по причине выравнивания рельефа поверхности трения. Однако начиная с некоторой величины P частицы интерметаллидов полностью вдавливаются в матрицу и уже не могут предотвратить её контакта и схватывания с контртелом. Поскольку в приповерхностном слое таких КМ не содержится металла-смазки, то его нагрев и возрастание деформации этом случае не только способствуют росту μ , но и ускоряют процесс изнашивания схватыванием, который принимает катастрофический характер.

Выводы.

1. Методы порошковой металлургии позволяют получать композиты на основе алюминия с повышенным содержанием частиц второй фазы.

2. Композиты на основе Al с повышенной объемной долей твердых интерметаллидов или олова при умеренных давлениях могут ограниченное время использоваться в качестве антифрикционных износостойких материалов при отсутствии или дефиците жидкой смазки на поверхности трения.

Литература.

1. Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справ. изд. Пер. с англ. // Под ред. Хэтча Дж. Е., М.: Металлургия, 1989, 442 с.
2. I.V. Kragel'skii, A.A. Silin. The design of low-friction materials // Mekhaika polimerov, 1969, Vol. 5, No. 2, pp. 298-302.
3. Русин Н.М., Савицкий А.П. Спечённые сплавы алюминия с переходными металлами // Сб. "Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов", т. 2, Новосибирск: Наука, 1995, С. 264-274.
4. Русин Н. М. Закономерности спекания и свойства алюминиевых сплавов с добавками переходных металлов: автореферат диссертации на соискание ученой степени канд. техн. наук: 01.04.07 // Томск, 1996, 22 с.
5. N.M. Rusin, A.L. Skorentsev. Improving the Tribological Properties of Self-Lubricating Al-Sn Alloys by their Severe Plastic Processing // Applied Mechanics and Materials, 2013, Vol. 379, pp. 110-114.
6. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение// Учебное пособие, М.: Университетская книга; Логос, 400с.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕХАНОАКТИВИРОВАННОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ $3\text{Ti}+\text{Al}$ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СИНТЕЗЕ МЕТОДОМ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

*В.Ю. Филимонов, д.ф.-м.н., проф., М.В. Логинова, к.т.н., с.н.с., Н.А. Яковлева, магистрант
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
656038, Алтайский край, г. Барнаул, пр. Ленина, 46
E-mail: anicpt@rambler.ru*

Введение

Сплавы на основе алюминидов титана (Ti_3Al , TiAl) на сегодняшний день являются одними из важнейших конструкционных материалов. Их применение наиболее перспективно в авиационной, космической промышленности, ракетной техники, судостроении, машиностроении, где необходимы сочетания таких свойств, как высокая прочность, малая плотность, жаростойкость, стойкость к воздействию агрессивных сред, сопротивление усталостному разрушению и ползучести. Все это делает их востребованными для использования в качестве материалов облегченных конструкций с повышенной надежностью при работе в области высоких температур [1-2]. Используемые в настоящее время методы получения интерметаллидных сплавов на основе алюминидов титана (литейные и электродуговые технологии, вакуумно-дуговая и электрошлаковая плавка, методы порошковой металлургии и т.д.) многоступенчатые, энергозатратные, не дающие конечного продукта в однофазном состоянии [3]. Использование метода высокотемпературного синтеза в сочетании с предварительной механоактивацией исходной шихты позволяют получать интерметаллические соединения, которые невозможно получить традиционными способами [4-6].

В настоящей работе проведено экспериментальное исследование особенностей структурно-фазовых превращений в системе $3\text{Ti}+\text{Al}$ при проведении высокотемпературного синтеза методом индукционного нагрева в предварительно механоактивированной смеси.

1. Экспериментальная методика

Предварительную механоактивацию исходной порошковой смеси $3\text{Ti}+\text{Al}$, проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2С с водяным охлаждением, при отношении массы мелющих тел к массе исходного сырья 1:20 в течение 7 мин. Для предотвращения окисления во время МА барабаны с образцами вакуумировались и затем заполнялись аргоном до давления 0,3 МПа. После чего механоактивированную смесь засыпали в графитовый тигель, с помощью лабораторного пресса смесь уплотняли вместе с термопарой под давлением. После чего тигель с прессованным порошком и термопарой помещался в индуктор [15], находящийся в вакуумной камере (рисунок 1).

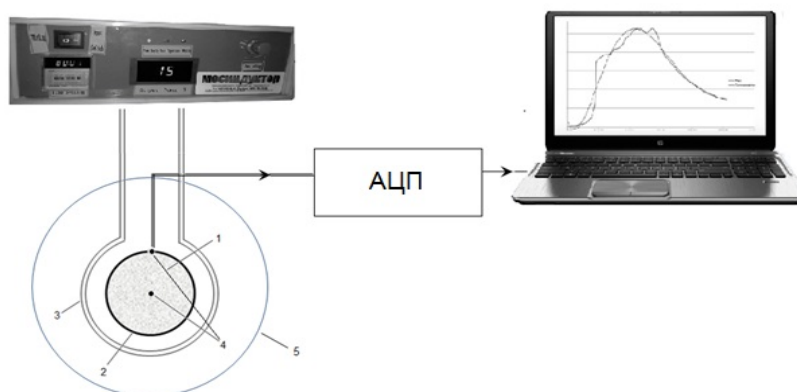


Рис. 1. Экспериментальная установка для проведения синтеза с использованием СВЧ-нагрева.
1- порошковая смесь; 2 – графитовый тигель; 3 – индукционная спираль; 4 – вольфрам-рениевые термопары; 5 – вакуумный колпак

Далее увеличивая мощность индуктора инициировали процесс высокотемпературного синтеза путем нагрева смеси высокочастотными электромагнитными полями. Сигнал с термопары подавался на аналого-цифровой преобразователь, затем на компьютер.

2. Результаты и обсуждение исследований фазообразования и структурных параметров синтезированных образцов

На рисунке 2 представлена характерная термограмма, полученная в процессе высокотемпературного синтеза в условиях объемного воспламенения предварительно механоактивированной смеси состава $3\text{Ti}+\text{Al}$ при подводимой мощности индуктора 20 Вт.

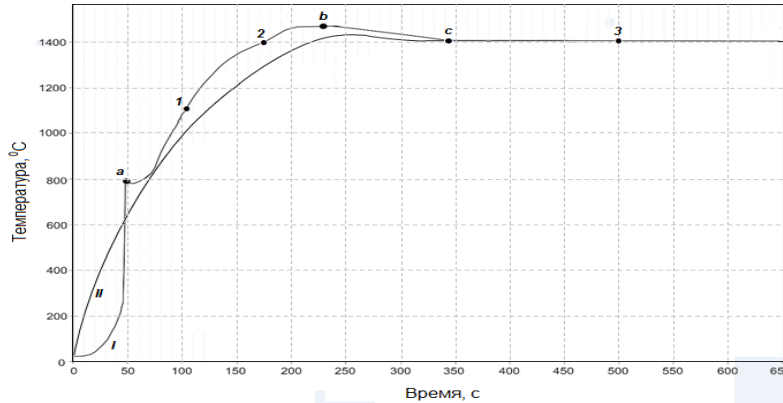


Рис. 2. Термограммы синтеза активированной смеси в режиме объемного теплового взрыва при мощности нагрева 20 Вт: I – температура порошковой смеси; II – температура тигля. *a, 1,2,b,3* – моменты отключения источника нагрева

Из общего анализа термограмм следует, что процесс синтеза является стадийным: 0a – стадия химической реакции образования интерметаллидного соединения Ti_3Al . Предварительная механоактивация повышает реакционную способность порошковой смеси [], что позволяет ускорить время протекания химических реакций, синтез проходит в режиме твердофазного горения. ab – выдержка системы с разными временными интервалами (структурная релаксация системы, стабилизация кристаллической решетки); b3 – охлаждение системы, тепловая релаксация (переход системы в термодинамически равновесное состояние).

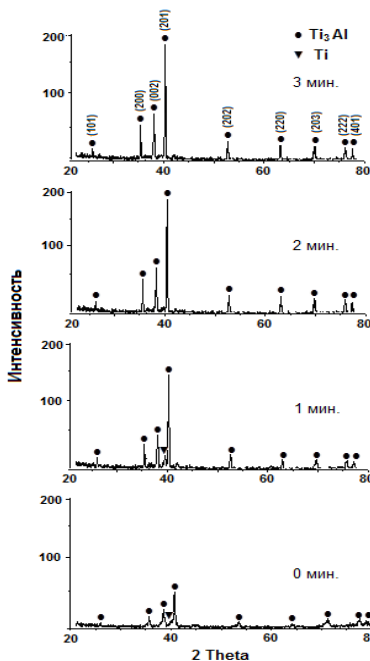


Рис. 3. Дифрактограммы продуктов синтеза с разными временами выдержки при подводимой мощности индуктора 20 Вт

Исследования структурных и фазовых переходов на всех стадиях синтеза проводились на дифрактометре рентгеновском общего назначения ДРОН-6. Обработку и анализ экспериментальных данных осуществляли с помощью пакета программ PDWin, предназначенного для автоматизации процесса обработки рентгенограмм.

На рисунке 3 представлены дифрактограммы продуктов синтеза с разными временами выдержки системы после завершения химической реакции при подводимой мощности индуктора 20 Вт.

Из анализа дифрактограмм следует, что без выдержки системы ($T_{\text{max}}=790^{\circ}\text{C}$) идентифицируются дифракционные отражения интерметаллида Ti_3Al и сохраняется остаточный $\beta\text{-Ti}$. Пики уширены, смещены в сторону меньших углов – больших межплоскостных расстояний, что указывает на наличие в кристаллической решетке микронапряжений.

После 1 минутной выдержки системы ($T_{\text{max}}=1130^{\circ}\text{C}$) кристаллическая решетка стабилизируется, интенсивность повышается, уменьшается диффузный фон, сохраняется остаточный $\beta\text{-Ti}$.

После 2 и 3 минутной ($T_{\text{max}}=1410^{\circ}\text{C}$ и $T_{\text{max}}=1500^{\circ}\text{C}$ соответственно) выдержки системы идентифицируются узкие и симметричные дифракционные максимумы интерметаллида Ti_3Al , повышает-

ся интенсивность, уменьшаются средние значения параметров решетки, решетка стабилизируется, имеет место процесс релаксации неравновесных дефектов.

Таким образом, с увеличением времени отжига системы происходит нормализация структуры синтезированного продукта, идет рост фазы и стабилизация решетки. Конечным продуктом синтеза является монофазный интерметаллид Ti_3Al .

В таблице 1 приведены структурные параметры решетки интерметаллида Ti_3Al при подводимой мощности индуктора 20 Вт с изменением времени отжига.

Таблица 1
Структурные параметры и объем кристаллической решетки интерметаллида Ti_3Al при изменении времени отжига

Параметры ячейки	Времена отжига при подведенной мощности 20 Вт, мин.			
	0	1	2	3
a(Å)	5,801	5,793	5,787	5,780
c(Å)	4,666	4,666	4,663	4,653
V(Å ³)	136,085	135,642	135,249	134,655

Исходя из изложенного, можно предположить, что процесс высокотемпературного отжига сопровождается выделением энергии, запасенной в виде структурных напряжений решетки после механической активации. Отжиг приводит к релаксации неравновесных дефектов структуры и нормализации параметров ячейки. Таким образом, энергия, переданная системе в процессе измельчения и формирования дефектов, уходит на рост зерен, релаксация дефектов и упорядочение структуры при отжиге. Результатом трехминутного отжига в динамическом режиме является формирование упорядоченной фазы состава Ti_3Al .

Выводы

Варьирование временами отжига после завершения химической реакции дает возможность управления структуро- и фазообразованием системы. За счет быстрого снижения температуры система находится в термодинамически неравновесном состоянии. Изменение временных и температурных параметров отжига позволяет регулировать концентрацию неравновесных дефектов и структурные параметры, что является важным для получения СВС-материалов с заданными свойствами. Увеличение времени отжига исследуемой системы до 3 мин. после завершения химической реакции при $T_{max}=1500^{\circ}C$ приводит к стабилизации структурных параметров решетки и образованию монофазного соединения Ti_3Al .

Литература.

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. М.: ВИЛС–МАТИ. 2009. 520 с.
2. Хорев А.И., Хорев М.А. Титановые сплавы, их применение и перспективы развития //Материаловедение. 2005. №7. С. 25–34.
3. Солонина О.П., Глазунов С.Г. Титановые сплавы: Жаропрочные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1976. 448 с.
4. Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Колесниченко К.В. Закономерности влияния предварительно механического активирования на реакционную способность СВС-смесей на основе титана // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия.- 2000.-№6.- С.61-67.
5. Mukasyan A.S. Combustion synthesis of nitrides: Mechanistic studies // Proc. Of the Combustion Institute.- 2005.- Vol.30.-P.2529-2535.
6. V.Y.Filimonov, V.V.Evstigneev, A.V.Afnas'ev, M.V.Loginova. Thermal Explosion Ti + 3Al Mixture. Mechanism of Phase Formation // International Journal of Self-Propagating High – Temperature Synthesis.-2008.- vol 17.- №2. pp 101-105.
7. A.A. Popova, A.V. Sobachkin, I.V. Nazarov, V.I. Yakovlev, M.V. Loginova, A.A. Sitnikov, M.R. Sharafutdinov, N.Z. Lyakhov. Dynamic Diffractometry of Phase Transformations during High_Temperature Synthesis in Mechanically Activated Powder Systems in the Thermal Explosion Mode //Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, 2013, Vol. 77, No. 2, pp. 120–122.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

*М.К. Скаков, д.ф.-м.н., проф., Л.А. Ерыгина, докторант PhD спец. 6D072300 – «Техническая физика»
Филиал «Институт атомной энергии» НЯЦ РК, г. Курчатова, Казахстан
071100, Республика Казахстан, г. Курчатова, ул. Красноармейская, 10
раб. тел. (722-51)2-35-49 (вн.2-97), моб. тел. +7-705-530-78-53
E-mail: skakov@nnc.kz, lyuda.mila@mail.ru*

Предварительный анализ литературных данных [1-4] показывает, что полное описание электролитно-плазменных процессов, выявленных сравнительно недавно, не может базироваться на чисто физических или чисто химических представлениях. Это - взаимосвязанные физико-химические процессы, поэтому деление их на физические и химические условно.

Одновременно с бурными экспериментальными исследованиями совершенствование технологии электролитно-плазменной обработки сопряжено с построением математических моделей, которые достаточно точно соответствовали бы технологическому процессу. В связи с широким применением вычислительной техники во всех отраслях науки появилась возможность моделировать физические процессы, определяющие структуру материалов и ее изменение при внутренних и внешних воздействиях [5].

Таким образом, целью работы является исследование процессов, происходящих при электролитно-плазменной обработке конструкционной стали.

В предлагаемой технологии электролитно-плазменной обработки использовалась установка, описанная в [6]. В ванну с водным раствором электролита погружаются электроды, один из которых – обрабатываемое изделие. К изделию прикладывается отрицательное электрическое напряжение. Устойчивое получение плазмы достигается при разной площади положительного и отрицательного электродов.

В качестве обрабатываемого изделия использовались образцы конструкционной стали 34ХН1М размером 30×30×7 мм. Химический состав стали 34ХН1М (0,34% С; 1,34% Cr; 0,67% Mn; 0,36% Si; 1,62% Ni; 0,24% Mo; 0,028% P; 0,033% S; остальное Fe) соответствовал ТУ 24-1-12-179-75. Сталь 34ХН1М предназначена для изготовления валов, шестерней, фланец, вал-шестерней, валов экскаваторов, муфт, лопаток турбинных двигателей и других особо ответственных высоконагруженных деталей машиностроения.

Электролитно-плазменную обработку производили двух видов: азотирование и нитроцементация. Предварительный нагрев проводили при напряжении 320 В. После обработки, согласно технологии, проводили закалку в потоке электролита.

Азотирование проводили в 30 %-ом водном растворе карбамида ((NH₂)₂CO) с добавлением карбоната натрия (Na₂CO₃). Обработку электролитной плазмой проводили в течение 3-7 мин при напряжении 170-160 В, плотности тока 2,2 А/см² и температуре 650 – 750 °С.

Нитроцементацию проводили в 25 %-ом водном растворе карбамида ((NH₂)₂CO) с добавлением в равных частях глицерина (C₃H₈O₃) и карбоната натрия (Na₂CO₃). Обработку проводили в течение 3-7 мин при напряжении 190-180 В, плотности тока 2,2 А/см², при температуре 750 – 850 °С.

Резкое увеличение напряжения при нагреве приводит к разогреву электролита, а у поверхности изделия образовывается парогазовая оболочка. В состав парогазовой оболочки входит смесь жидкого и парообразного электролита, ионов и электронов растворенных веществ в электролите и пузырьков с газом. Газ, содержащийся внутри пузырьков, состоит из смеси кислорода, водорода и азота. Прохождение тока приобретает импульсный характер за счет периодического образования слоя пара у катода и его конденсации.

В эти процессы включается электрический пробой парогазовой оболочки. Появившиеся искровые разряды создают свечение. При определенном режиме процесс стабилизируется, вызывая сильный нагрев катода.

На рисунке 1 приведен фрагмент микроструктуры поверхностного слоя конструкционной стали после электролитно-плазменной обработки. Изображение получено на растровом электронном микроскопе JSM-6390LV фирмы JEOL (Япония), с приставкой энергодисперсионного микроанализа INCAEnergy фирмы OXFORD Instruments. Исследование проводилось в Региональной лаборатории инженерного профиля «ИРГЕТАС» ВКГТУ им. Д. Серикбаева. Темные области на поверхности стали (рис.1) соответствуют местам схлопывания пузырьков, которое происходит из-за ударной волны, возникающей при расширении пузырьков газа при высокой температуре. В образовавшейся при разрушении пузырьков полости присутствуют ионы, находившиеся в парогазовой оболочке [7]. Проис-

ходит процесс взаимодействия атомов изделия с ионами и другими атомами газа с высокой температурой. Поверхностный слой обрабатываемой детали модифицируется.

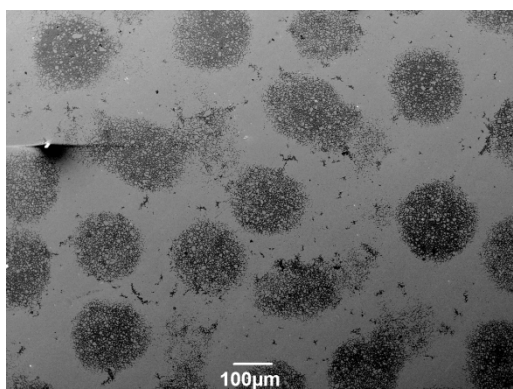


Рис. 1. Фрагмент микроструктуры поверхностного слоя стали 34XN1M после электролитно-плазменной обработки

Сложность подбора оптимальных параметров обработки, выявленная в ходе экспериментов со сталью 34XN1M, показала необходимость проведения предварительных расчетов температурного поля и скоростного нагрева стали 34XN1M. Для проведения компьютерного моделирования была выбрана универсальная программная система конечно-элементного анализа ANSYS 13.0, работающая на основе геометрического ядра Parasolid.

В рассматриваемом случае нестационарного температурного поля следует учесть толщину парогазовой оболочки [8]. Решение задачи для деталей произвольной геометрии находится численными методами с использованием встроенных модулей Transient Thermal и Steady-State Thermal. Размеры конечно-элементной модели и физическо-технические данные вводились в приложении Mechanical:

Размеры образца:	30×30×7 мм;
Плотность стали:	7800 кг/м ³ ;
Теплопроводность:	45 Вт/м °С;
Удельная теплоемкость:	448 Дж/кг °С;
Масса стального образца:	49,5·10 ⁻³ кг;
Температура обработки:	750 °С;
Начальная температура:	22 °С;
Плотность теплового потока:	7,1·10 ⁸ Вт/м ² .

Каждый шаг модели соответствовал 1 с времени нагрева, на решение и построение распределения температур при нагреве потребовалось 1000 итераций.

На рисунке 2 показан график изменения температуры образца при скоростном нагреве в плазме электролита. Видно, что время предварительного нагрева детали предлагаемой геометрии составляет не более 10 с.



Рис. 2. Зависимость температуры образца стали 34XN1M от времени нагрева

На рисунке 3 показано распределение температур, полученное в результате расчетов, в образце стали 34ХН1М при электролитно-плазменном азотировании.



Рис. 3. Распределение температур в образце стали 34ХН1М при электролитно-плазменном азотировании

На рисунке 4 приведен результат растрового элементного анализа поверхности конструкционной стали 34ХН1М до и после электролитно-плазменной обработки. Сравнение полученных спектров показывает, что одновременно с термическим воздействием на деталь происходит химическая модификация поверхностного слоя. После электролитно-плазменной обработки в поверхностном слое стали 34ХН1М присутствуют азот и кислород (см. табл.1, 2, 3).

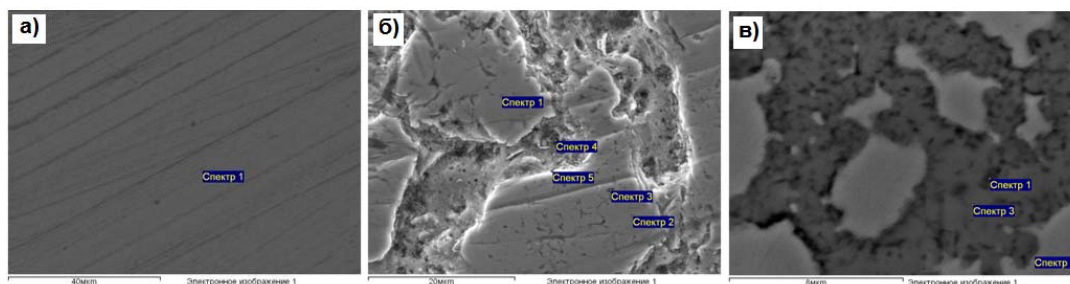


Рис. 4. Растровый элементный анализ стали а) исходное состояние; б) после электролитно-плазменного азотирования; в) после электролитно-плазменной нитроцементации

Таблица 1

Качественный и количественный анализ стали 34ХН1М в исходном состоянии, вес. %

№ спектра	Химический элемент							Итого
	N	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	
Спектр 1	0,00	0,67	1,94	1,12	94,55	1,49	0,22	100

Таблица 2

Качественный и количественный анализ стали 34ХН1М после электролитно-плазменного азотирования, вес. %

№ спектра	Химический элемент							
	N	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Итого
Спектр 1	2,44	-	-	-	0,65	94,10	2,43	100
Спектр 2	0,00	-	-	-	0,65	96,68	2,67	100
Спектр 3	0,00	12,01	-	-	-	85,93	2,05	100
Спектр 4	1,08	2,85	4,38	1,73	-	88,67	1,28	100
Спектр 5	8,35	11,12	1,65	0,49	-	76,20	2,18	100

Качественный и количественный анализ стали 34ХН1М
после электролитно-плазменной нитроцементации, вес. %

№ спектра	Химический элемент							Итого
	N	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	
Спектр 1	0,88	27,20	0,36	2,25	0,25	68,73	-	100
Спектр 2	0,00	-	0,31	1,58	0,74	95,54	1,82	100
Спектр 3	2,25	28,06	-	1,10	0,52	68,08	-	100

Механические испытания на микротвердость проводились на установке ПМТ-3М по ГОСТ 9450-76. Значения микротвердости поверхности 34ХН1М до и после электролитно-плазменной обработки приведены на рисунке 5. Исходная микротвердость имеет значение 262 HV (2330-2622 МПа). После электролитно-плазменного азотирования микротвердость возрастает до 6103 МПа, после нитроцементации в электролитной плазме – до 6899 МПа. Увеличение микротвердости вызвано появлением в модифицированном слое нитридов железа.

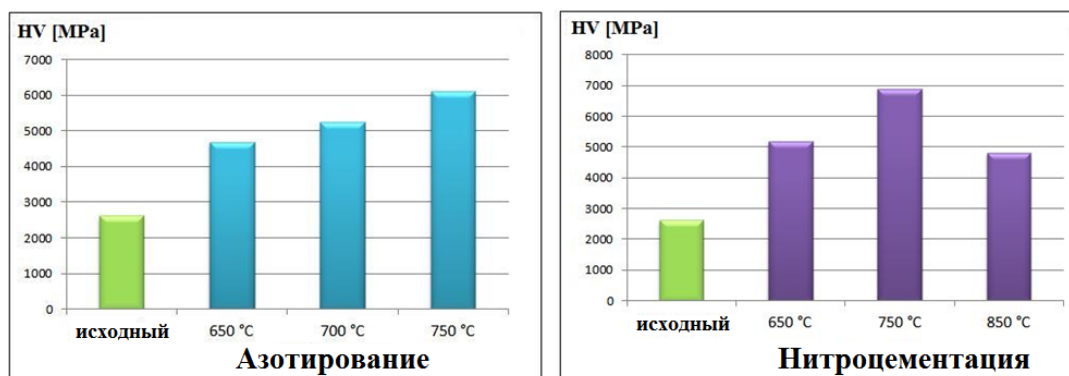


Рис. 5. Микротвердость образцов конструкционной стали 34ХН1М в состоянии поставки и после электролитно-плазменной обработки

Таким образом, в результате проведенных экспериментов со сталью 34ХН1М:

Установлено, что электролитно-плазменная обработка является эффективным методом получения модифицированного поверхностного слоя с повышенной прочностью.

Обоснован процесс образования парогазовой оболочки и модель взаимодействия атомов газа с атомами обрабатываемой поверхности.

Проведен расчет параметров предварительного нагрева детали, таких как время нагрева и плотность теплового потока.

Получено температурное поле при электролитно-плазменном азотировании.

Выявлено изменение состава поверхностного слоя детали после электролитно-плазменной обработки.

Литература.

1. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Крит Б.Л., Борисов А.М. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов.– Москва: Техносфера, 2011.– 464 с.
2. Григорьев А.И. О переносе энергии и формировании электрического тока в окрестности опущенного в электролит, сильно нагретого протекающим током электрода // Журнал технической физики.– 2004.– Т.74.–вып.5.– С.38-43.
3. Алексеев Ю.Г., Королев А.Ю., Нисс В.С. «Влияние электролитно-плазменной обработки на структуру и свойства поверхности» // Сборник докладов международного симпозиума «Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка».– Минск, 2009.– С.158-165.
4. Нечаев В.П., Рязанцев А.А. Особенности тепловых процессов при обработке заготовок с плазменным нагревом // Вісник Криворізького технічного університету. Збірник наукових праць.– Вип.26. Кривий Ріг, 2010.– С.157-160.

5. Парфенов Е.В., Невьянцева Р.Р., Быбин А.А. Обобщенная математическая модель технологического процесса электролитно-плазменного удаления покрытий // Вестник УГАТУ.– Уфа: УГАТУ, 2007.– Т.9, №7(25).– С.33-40.
6. Патент №878 на полезную модель «Установка электролитно-плазменной обработки» / Скаков М.К., Парунин С.В., Веригин А.А., Фурсов А.В., Сапатаев Е.Е., Курбанбеков Ш.Р. заявл. 31.01.2012, опубл. 15.11.2012, бюл. №11
7. Плотников Н. В., Смыслов А. М., Таминдаров Д. Р. К вопросу о модели электролитно-плазменного полирования поверхности // Вестник УГАТУ.– Т.17, № 4 (57).– Уфа: УГАТУ, 2013.– С. 90–95.
8. Скаков М.К., Журерова Л.Г., Ерыгина Л.А. Моделирование формирования парогазовой оболочки в процессах катодного нагрева конструкционных сталей // Вестник ВКГТУ им.Д.Серикбаева.– Вычислительные технологии, часть 3.– Усть-Каменогорск, сентябрь 2013.– С.169-176.

СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ W-C-CU, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

*Д.А. Романов, к.т.н., О.В. Олесюк, Е.А. Будовских, д.т.н., доц.
Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк ул. Кирова, 42, тел. (3843)-78-43-91
E-mail: olga.oliesiuk@mail.ru*

Композиционные материалы системы W-C-Cu обладают стойкостью к электрической эрозии на порядок более высокой по сравнению с электротехнической медью [1]. В последние годы разрабатывается метод электровзрывного напыления (ЭВН) покрытий. Он позволяет получать высококачественные беспористые покрытия, обладающие адгезией с основой на уровне когезии и высокими функциональными свойствами. Одной из областей применения этого метода является модификация поверхностных слоев материалов электротехнического назначения. Путем изменения параметров воздействия метод позволяет как наносить покрытия из продуктов взрыва проводников, так и осуществлять формирование композиционных покрытий [2]. Перспективным направлением развития способов ЭВН композиционных материалов является модифицирование этих покрытий высокоинтенсивными электронными пучками [3].

С целью снижения степени шероховатости поверхности покрытий, гомогенизации и наноструктурирования, повышения электроэрозионной стойкости, твердости и износостойкости используется импульсно-периодическое электронно-пучковое переплавление поверхностного слоя покрытия и последующее его высокоскоростное охлаждение путем отвода тепла в объем интегрально холодного образца. Высокая энергетическая эффективность, более высокая однородность плотности энергии по сечению потока, хорошая воспроизводимость импульсов и высокая частота их следования выгодно отличают импульсные электронные пучки, и от импульсных потоков низкотемпературной плазмы при потенциальном использовании тех и других в технологических целях. Технология электронно-пучковой обработки (ЭПО) металлических, металлокерамических и керамических материалов используется для кратного повышения их служебных характеристик. Цель настоящей работы заключалась в модифицировании высокоинтенсивным электронным пучком поверхности электровзрывных композиционных покрытий системы W-C-Cu и изучении их структуры.

Электровзрывное напыление покрытий проводили на модернизированной электровзрывной установке ЭВУ 60/10М, которая описана в работе [4]. Она включает емкостный накопитель энергии и импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализирующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник тока большой плотности при разряде накопителя.

Покрытия наносили на медные электрические контакты командоконтроллера ККТ 61 площадью 1,5 см². Режим термосилового воздействия на облучаемую поверхность задавали выбором зарядного напряжения накопителя энергии, по которому рассчитывали поглощаемую плотность мощности [4]. Электровзрывное напыление проводили с использованием композиционного электрически взрываемого проводника [5] для нанесения покрытий, который в данной работе представлял собой

двуслойную медную фольгу с заключенной в ней навесками порошков вольфрама и графита. Поглощаемая плотность мощности при напылении составляла $4,1 \text{ ГВт/м}^2$, диаметр медного сопла – 20 мм, расстояние образца от среза сопла – 20 мм. Масса вольфрама, графита и меди составляла 272, 27 и 238 мг соответственно.

Для ЭПО поверхности покрытий использовали установку «СОЛО» института сильноточной электроники Сибирского отделения РАН [3]. Режимы ЭПО представлены в таблице 1.

Таблица 1

Режим	Режимы ЭПО		
	Параметры ЭПО		
	$E_s, \text{ Дж/см}^2$	$t, \text{ мкс}$	$N, \text{ имп.}$
1	45	100	10
2	50	100	10
3	55	100	10
4	60	100	10
5	60	200	20

Примечание. E_s – плотность энергии пучка электронов, t – длительность импульса, N – количество импульсов.

Исследования структуры модифицированного материала осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) (растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO50, оснащенный приставкой для рентгеноспектрального анализа). Перед микроскопическими исследованиями шлифы подвергали химическому травлению раствором следующего состава: FeCl_3 – 3 г, HCl – 2,5 мл, $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ – 100 мл. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ДРОН–2.0 в железном излучении.

Исследования поверхности облучения, осуществленные методами СЭМ, показали, что обработка образца электронным пучком во всех режимах приводит к кардинальным преобразованиям поверхности образца. В ней выделяются две области – центральная и периферийная. В центральной области воздействия пучка электронов (область, размеры которой увеличиваются от 10 до 18 мм с ростом плотности энергии от 45 до 60 Дж/см^2 соответственно), исчезают микрокапли, микрократеры и микротрещины, описанные ранее в [2], рельеф поверхности выглаживается (рис. 1). Формируется структура включающая сравнительно гладкие области А неправильной формы, располагающиеся на поверхности покрытия хаотическим образом, и шероховатые области (рис. 1).

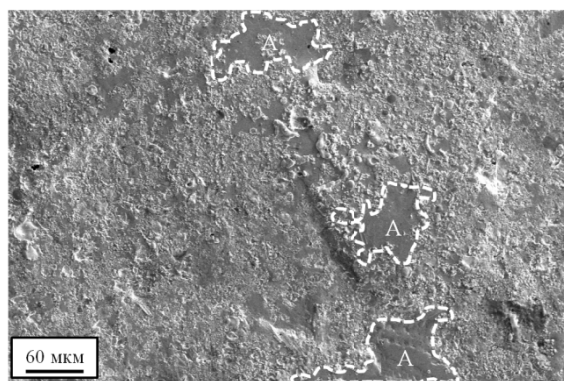


Рис. 1. СЭМ-изображение центральной области ЭПО поверхности электровзрывного композиционного покрытия системы W-Cu.

Граница наиболее крупных областей с гладким рельефом А обозначена пунктирной линией. Изображение получено во вторичных электронах

Микрорентгеноспектральный анализ участка 1 на рис. 2 дает основание заключить, что области структуры с гладким рельефом образованы медью и вольфрамом в количестве 95 и 5 ат. % соответственно. Гладкие области имеют поликристаллическую структуру, средний размер зерен которой увеличивается от 5 до 15 мкм с ростом плотности энергии от 45 до 50 Дж/см^2 соответственно. Увеличение плотности энергии пучка электронов до 60 Дж/см^2 (длительность импульса воздействия 100

мкс) сопровождается формированием поликристаллической структуры размер зерен которой изменяется в пределах от 5 до 30 мкм. Мелкие зерна группируются в области. Можно предположить, что при ЭПО в данном режиме в поверхностном слое композиционного покрытия системы W-Cu реализуются условия, способствующие протеканию процесса динамической рекристаллизации [6, 7], при которой и формируются мелкие зерна. В пользу этого предположения говорит то, что в режиме 5, при котором плотность мощности пучка была самой низкой, формировалась более равносторонняя структура, размер зерен которой изменяется в пределах от 5 до 10 мкм. В объеме зерен, независимо от плотности энергии пучка электронов, выявляется ячеистая структура, характерная для скоростной кристаллизации [7]. Поперечный размер ячеек в ней изменяется в пределах 0,5...1,0 мкм.

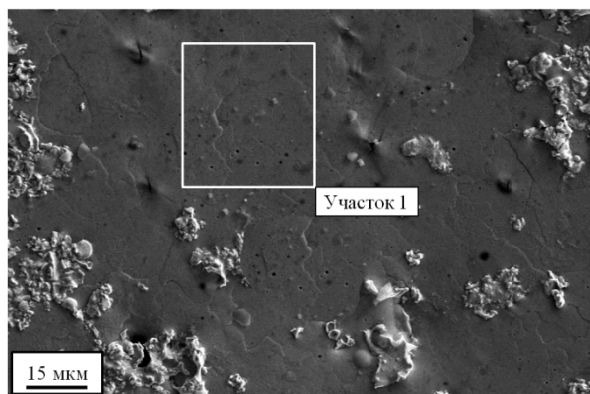


Рис. 2. СЭМ-изображение участка модифицированной поверхности, подвергнутой микрорентгеноспектральному анализу (выделена область анализа с гладким рельефом)

Шероховатые области образованы частицами с размерами от 0,5 до 5,0 мкм. Микрорентгеноспектральный анализ участка 1 на рис. 3, содержащего такую частицу, дает основание заключить, что она образована вольфрамом и медью в количестве 95 и 5 ат. % соответственно.

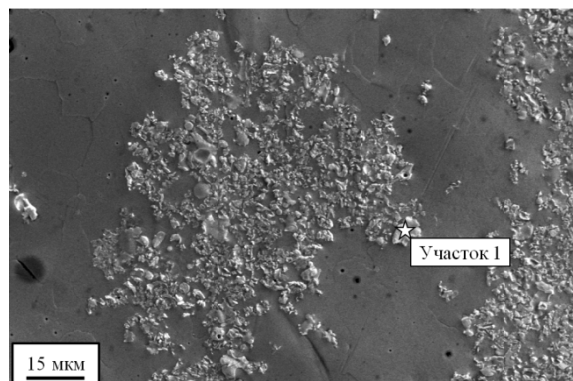


Рис. 3. Поверхность для рентгеноспектрального анализа области с шероховатым рельефом

За пределами центральной зоны образца наблюдается структура, в которой поверхность сглаживается по сравнению с образцом после ЭВН, однако в ней по-прежнему присутствуют микротрещины и микрократеры.

Соответственно эволюции морфологии поверхности облучения изменяется и элементный состав поверхностного слоя. На границе центральной зоны и за ее пределами области, обогащенные вольфрамом или медью, сохраняются.

Методом рентгенофазового анализа центральной зоны (рис. 4) установлено, что основными фазами в нем являются медь и вольфрам в соотношении приблизительно 3:1. Выявлены дифракционные линии, принадлежащие карбиду вольфрама состава W_2C , объемная доля которого 5..10 %.

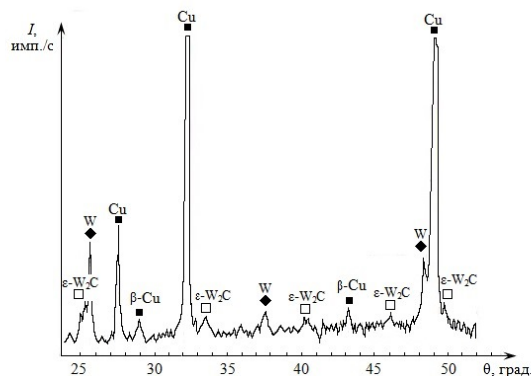


Рис. 4. Участок дифрактограмм электровзрывного покрытия системы W-C-Cu после ЭПО

Выглаживание поверхности ЭПО приводит к выравниванию толщины модифицированного слоя (рис. 5). Как следует из анализа изображения структуры поперечного шлифа, толщина модифицированного слоя после ЭПО в различных режимах изменяется в пределах от 30 до 50 мкм и незначительно уменьшается с ростом плотности энергии пучка электронов. При этом общая толщина покрытия составляет 80–100 мкм. Граница между покрытием и основой имеет волнообразный рельеф, что говорит о высокой адгезии покрытия с основой.

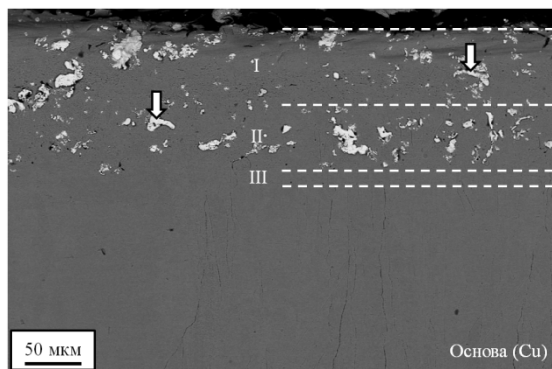


Рис. 5. Структура поперечного сечения медного электрического контакта с электровзрывным покрытием системы W-C-Cu после ЭПО:
I – слой покрытия, переплавленный при ЭПО; II – зона термического влияния в покрытии после ЭПО; III – зона термического влияния в основе после ЭПО.
Стрелками показаны выкошенные включения вольфрама
Сканирующая электронная микроскопия во вторичных электронах

ЭПО приводит к устранению дефектов, обусловленных попаданием в расплав частиц порошков вольфрама и углерода: в модифицированном электровзрывном покрытии микропоры и микротрещины практически не выявляются (рис. 5 и 6, а). По толщине покрытия выделяются три слоя (рис. 5): I – слой покрытия после ЭПО; II – слой покрытия не затронутый ЭПО; III – слой термического влияния, в котором химическим травлением границы зерен выявляются хуже, чем в основе.

Выглаживание поверхности покрытия при ЭПО приводит к выравниванию толщины слоя I, в котором формируется композиционная наполненная (дисперсно-упрочненная) структура [8] слоя (рис. 6, а). Размеры включений вольфрама и карбида W_2C в медной матрице изменяются в пределах от 0,2 до 1,0 мкм. В слое II размеры включений вольфрама и карбида W_2C изменяются в пределах от 0,5 до 3,5 мкм (рис. 6, б).

Таким образом, выполненные исследования показывают, что ЭПО поверхностного слоя электровзрывного покрытия медных электрических контактов, осуществляемая в режиме плавления, приводит к формированию структурно и концентрационнооднородного поверхностного слоя.

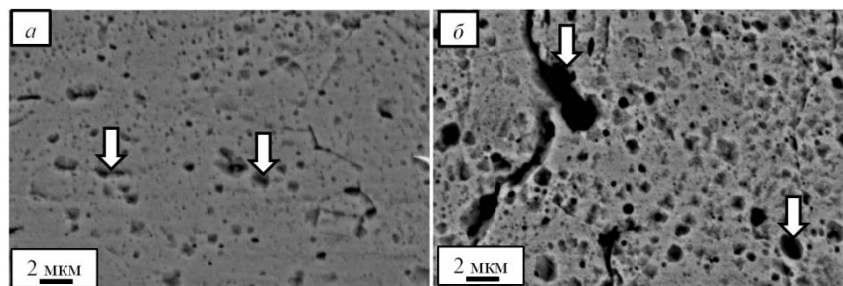


Рис. 6. СЭМ-изображение структуры поперечного сечения композиционного покрытия системы W-C-Cu после ЭПО. *а* – структура слоя I; *б* – структура слоя II (слои обозначены соответственно рис. 5). Стрелками показаны выкрошенные включения вольфрама. Изображения получены во вторичных электронах

Импульсно-периодическая электронно-пучковая обработка поверхности электровзрывных покрытий системы W-C-Cu с поверхностной плотностью энергии 40–60 Дж/см², длительностью импульсов 150–200 мкс, количеством импульсов 10–30 имп. приводит к переплавлению поверхностного слоя покрытий толщиной 30–50 мкм и выглаживанию его рельефа. При этом общая толщина покрытий составляет 80–100 мкм. Граница покрытий с основой характеризуется волнообразным рельефом, свидетельствующем о высокой адгезии покрытий с основой. На поверхности электронно-пучковой обработки формируется структура, включающая сравнительно гладкие области неправильной формы, располагающиеся на поверхности покрытия хаотическим образом и шероховатые области. В гладких областях выявляется зеренная структура с размером зерен от 5 до 30 мкм. Внутри зерен выявляется ячеистая структура с размером ячеек 0,5–1,0 мкм. Гладкие области образованы медью. Шероховатые области образованы частицами вольфрама с размерами от 0,5 до 5,0 мкм. При этом покрытия содержат вольфрам и медь в соотношении приблизительно равном 3:1 и упрочнено 5–10 % W₂C. Электронно-пучковая обработка покрытий приводит к формированию композиционной наполненной структуры по всему сечению переплавляемого слоя, формированию в нем более дисперсной и однородной структуры по сравнению с нижележащим слоем. Размеры включений вольфрама и карбида W₂C в медной матрице уменьшаются в 2–5 раз по сравнению с их размерами сразу после электровзрывного напыления и изменяются в пределах от 0,2 до 1,0 мкм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

Литература.

1. Анисимов А.Г., Мали В.И. Исследование возможности электроимпульсного спекания порошковых наноструктурных композитов // Физика горения и взрыва. – 2010. – № 2. – С. 135–139.
2. Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Формирование структуры, фазового состава и свойств электроэрозионностойких покрытий, полученных методом электровзрывного напыления // Заготовительные производства в машиностроении – 2013. – № 1. – С. 36–43.
3. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения – Гл.13 в книге «Структура и свойства перспективных металлических материалов». – С. 345–382 / Под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – 580 с.
4. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2007. – 301 с.
5. Патент РФ № 2478732 на изобретение «Композиционный электрически взрываемый проводник для электровзрывного напыления покрытий или электровзрывного легирования поверхности металлов и сплавов» / Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. ; заявл. 13.09.2011; опубл. 10.04.2013, Бюл. № 10. 8 с.
6. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
7. Рекристаллизация металлических материалов / Ред. Ф. Хесснер. – М.: Металлургия, 1982. – 352 с.
8. Мэттьюс М., Ролингс Р. Композиционные материалы. Механика и технология. – М.: Техносфера, 2004. – 408 с.

**ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ПОРОШКА Al_2O_3 ПРИ
ИСПОЛЬЗОВАНИИ БИСЕРНОЙ И ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦ**

*Н.С. Белоусова, к.т.н., доц., О.А. Горяйнова, Е.В. Мельникова
Новосибирский государственный технический университет,
630073, Россия, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20, тел. (383)-346-11-71
E-mail: ola.ola91@mail.ru*

В последнее время значительно возросло количество разработок, направленных как на улучшение уже имеющихся типов материалов, так и на создание принципиально новых функциональных материалов с повышенными эксплуатационными требованиями [1]. Так, в ряде современных исследований показано, что использование наноразмерных порошковых материалов позволяет значительно повысить механические и функциональные свойства керамики [2]. Существующие технологии в области синтеза и измельчения порошковых материалов позволяют получать порошки в субмикронном или наноразмерном диапазоне с достаточно узким распределением гранулометрического состава. Однако в процессе хранения и транспортировки частицы наноразмерного порошка слипаются, образуя прочные конгломераты. Применение такого сырья негативно скажется на равномерности усадки материала при спекании, приведет к формированию дефектной, неплотной структуры керамики и снижению механических характеристик. Поэтому обязательным этапом в производстве керамического материала является дезагломерация. Эффективность процесса диспергирования зависит от метода диспергирования, времени, используемых мелющих тел и др. Эффективное измельчение не возможно без присутствия диспергаторов и эмульгаторов — поверхностно-активных веществ, которые снижают поверхностную энергию твёрдых тел или жидкостей в процессе диспергирования и препятствуют агрегации [3]. В связи с этим работы в области исследования процессов диспергирования являются актуальными [4].

В настоящей работе проведён анализ эффективности процесса диспергирования алюмооксидной суспензии при использовании бисерной и шаровой мельниц. Целью работы являлось определение режимов дезагломерирования для получения суспензии с гранулометрическим составом частиц в интервале, заданном производителем.

Исследования проводились на порошке Al_2O_3 марки СТ 3000 SG производства компании Almatic (Германия). Согласно данным производителя, размер 90 % частиц этого порошка не более 3 мкм. При этом 50 % частиц имеют размер 0,3 – 0,6 мкм [5]. Однако проведённый гранулометрический анализ сырья показал образование конгломератов частиц. Согласно анализу, 50 % частиц порошка имеют размер 0,78 мкм, 90 % частиц – 36,5 мкм.

Для проведения исследований была приготовлена 30% (по объёму) водная суспензия порошка Al_2O_3 . Для предотвращения слипания частиц в процессе диспергирования в суспензию был добавлен дифлокулянт Dolapix производства компании Zschimmer & Schwartz в количестве 2 % от веса порошка. В качестве мелющих тел в бисерной мельнице (Netzsch MiniCer) применялись шары диаметром 1 мм, изготовленные из диоксида циркония, стабилизированного иттрием. Мельницу заполняли бисером на 70 - 80 % объёма. Бисерная мельница работала в циркуляционном (непрерывном) режиме, то есть перемалывала прокачиваемую суспензию. Анализ проб производили через каждые 10 минут работы мельницы. Максимальное время диспергирования составило 60 мин. Во время диспергирования температура суспензии составляла 28 °С. Диспергирование производили при скорости вращения вала 3000 об/мин и давлении 6,2 бар. Диспергирование на шаровой мельнице производилось шарами диаметром 2,8 мм, изготовленными из диоксида циркония, стабилизированного иттрием. Барабан заполняли шарами и суспензией в соотношении 5:1. Скорость вращения барабана составляла 90 об/мин. Анализ состояния суспензии производили после 3, 6, 18, 21, 24, 27, 42, 45, 48 часов диспергирования. Полученные пробы анализировались с использованием лазерного анализатора частиц «Микросайзер» 201А. Гранулометрические исследования проводили в режиме фиксации размеров частиц с 0,2 до 50 мкм.

На рисунке 1 представлено изменение размеров 50 % частиц суспензий (d_{50}), полученных при разном времени диспергирования на бисерной мельнице. По гистограмме видно, что размер частиц постепенно уменьшается. После часа помола d_{50} частиц составляет 0,46 мкм.

Анализ 90 % частиц суспензии (d_{90}) так же показывает значительное уменьшение фракций частиц порошка (рисунок 2). Согласно гранулометрическому анализу размер 90 % частиц суспензии уже через 10 минут помола уменьшился с 36,5 мкм до 1,41 мкм и в последующие 50 минут практически не изменялся. В итоге, d_{90} частиц суспензии после часа помола на бисерной мельнице составил 1,04 мкм.

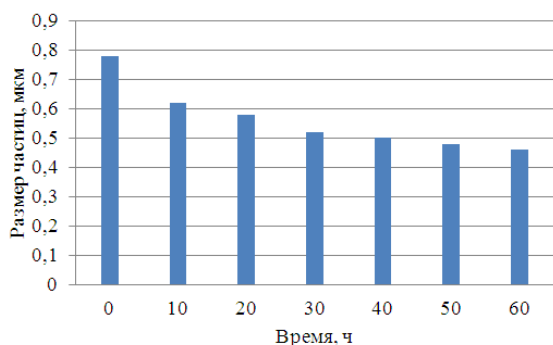


Рис. 1. Анализ количества 50% частиц суспензии в зависимости от времени диспергирования на бисерной мельнице

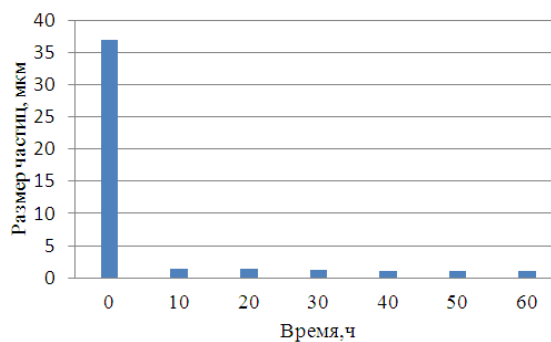


Рис. 2. Изменение размеров 90 % частиц суспензии в зависимости от времени диспергирования на бисерной мельнице

Результаты гранулометрического анализа в зависимости от времени диспергирования суспензии на шаровой мельнице приведены в таблице 1.

Таблица 1

Изменение гранулометрического состава суспензии в зависимости от времени диспергирования на шаровой мельнице

Время, ч	Размер 50 % частиц суспензии, мкм	Размер 90 % частиц суспензии, мкм
0	0,78	36,5
3	0,77	7
6	0,75	7
18	0,69	6
21	0,63	6
24	0,53	5,8
27	0,52	5,7
42	0,49	5,3
45	0,48	5,1
48	0,46	5

Сравнение результатов диспергирования на бисерной и шаровой мельницах показало, что гранулометрический состав суспензии, полученной при диспергировании в течении часа на бисерной мельнице ($d_{50} = 0,46$ мкм) достигается при помоле на шаровой мельнице по истечении только 48 часов. При этом надо отметить, что размер 90 % частиц суспензии при диспергировании в шаровой мельнице в течении 48 часов составил 5 мкм, тогда как при помоле на бисерной мельнице в течении часа размер частиц d_{90} составлял 1,04 мкм. Таким образом, использование бисерной мельницы по сравнению с шаровой позволяет значительно сократить время помола от нескольких суток до нескольких десятков минут.

Исследования показали, что при работе с исходным порошком Al_2O_3 марки СТ3000 SG производства компании Almatix, для достижения характеристик порошкового материала, заявленного производителем, диспергирование на бисерной мельнице с мелющими телами из диоксида циркония диаметром 1 мм необходимо производить в течении 50 - 60 минут. Использование шаровой мельницы с мелющими телами диаметром 2,8 мм позволяет достичь требуемых значений показателя d_{50} после 24 часов диспергирования, однако размер частиц d_{90} даже при диспергировании в течении 48 часов не достигает требуемых значений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства (договор № 02.G25.31.0060 от 12.02.2013 г.)

Литература.

1. Математическое моделирование механического поведения межтелового эндофиксатора для шейного отдела позвоночника / Е. Д. Головин, А. Н. Пель, Е. А. Дробяз, С. В. Веселов, Р. С. Тимаревский, О. А. Горайнова, Н. Ю. Черкасова // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. - 2013. - № 4. - С. 92-97 - (Технология).
2. J. Park, *Bioceramics. Properties, characterizations and applications*, Springer Science+Business Media, 2008, 362 p.
3. С. В. Carter, М. G. Norton *Ceramic Materials. Science and engineering*. 2nd edition, Springer Science+Business Media, 2013, 766 p.
4. D. J. Shanefield, *Organic additives and ceramic processing. With application in powder metallurgy, ink and paint*, Springer Science+Business Media, 1995, 311 p.
5. <http://www.almatis.com/>

**ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЯ И ВЛАЖНОСТИ ПРЕСС-ПОРОШКА
НА СТРУКТУРУ КОМПАКТОВ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА**

Н.С. Белоусова, к.т.н., доц.; С.В. Веселов, к.т.н., доц., Д.А. Ануфриенко, магистрант

Новосибирский государственный технический университет

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

E-mail: belousova_ns@mail.ru

В настоящее время отмечается бурный рост промышленного и научного интереса к материалам, изготавливаемым из керамики [1,2]. Применение мелкодисперсного сырьевого материала позволяет формировать мелкозернистую структуру с повышенными прочностными характеристиками. Обязательным этапом керамического производства, особенно при использовании порошковых материалов наноразмерного и субмикронного диапазона является гранулирование [3]. По сравнению с мелкодисперсными порошковыми материалами гранулы обладают лучшей подвижностью, не налипают на поверхность пресс-формы, не слеживаются, не пылят при транспортировке и использовании [4]. От свойств пресс-порошка, а именно его влажности, гранулометрического состава, дисперсности, формы, структуры, сыпучести и др. зависит процесс формования, качество прессовок и, следовательно, эксплуатационные свойства керамического материала. Одним из технологических параметров, контролируемых на этапе формования является давление прессования.

Целью представленной работы является оценка влияния влажности пресс-порошка, а так же давление прессования на структуру и свойства компактов керамического материала.

Для изготовления керамических образцов использовали порошок α -Al₂O₃ марки Almatis СТ3000SG (Германия). Диспергирование 40 % водной суспензии производили с использованием ультразвуковой обработки в течении 30 минут. При приготовлении суспензии использовали диспергатор марки Dolapix CE64, связующее вещество Optapix AC 95 и пластифицирующий компонент Zuzoplast 9002 (Zschimmer & Schwarz, Германия) в пропорциях к массе порошка, рекомендованных производителем добавок. Гранулирование суспензии осуществляли в распылительном сушиле Mobil Minog. Используемый при изготовлении образцов пресс-порошок имел правильную шарообразную форму гранул с плотной структурой. Формование образцов производили методом одноосного прессования с одним подвижным пуансоном и подвижной матрицей [5].

Для оценки влияния влажности пресс-порошка на структуру и конечную прочность материала пресс-порошок перед формованием выдерживали в течении 2 суток при температуре 25 °С в герметичной камере в воздушной атмосфере с относительной влажностью 55, 80, 99 %. При этом влажность пресс-порошка составила около 1, 2,5 и 5.5 % соответственно. Для оценки влияния давления прессования пресс-порошка на процесс формования и качество прессовок полученный на сушиле пресс-порошок выдерживали в течении 2 суток в герметичной камере при влажности воздуха 55 % и температуре 25 °С, затем прессовали при давлениях: 10 МПа, 15 МПа, 30 МПа, 100 МПа, 150 МПа, 200 МПа, 250 МПа, 300 МПа, 400 МПа 500 МПа. Влияние параметров прессования и физических свойств пресс-порошка на формирование структуры компактов оценивали по анализу поверхности разрушения неспеченных образцов. Структурные исследования проводились с использованием растривного электронного микроскопа.

По результатам проведённых экспериментов можно отметить заметное влияние давление прессования пресс-порошка на структуру полученного компакта (рис. 1). О различном характере

взаимодействия между гранулами пресс-порошка в прессовках, полученных при разных давлениях прессования, можно судить по фрактограммам образцов. На рисунке 1, а представлена фрактограмма прессовки, характерная для низких давлений прессования (10 – 30 МПа). Видно, что гранулы пресс-порошка деформированы, однако между ними наблюдаются четкие стыки. Разрушение прессовки происходит преимущественно по граням гранул. Вероятно, что это связано с низким уровнем сцепления между гранулами пресс-порошка. Последующее спекание такого компакта не позволит устранить эти дефекты, вследствие чего плотность и прочность керамического материала будет низкая. С увеличением давления прессования доля разрушенных по телу зерна гранул в изломе увеличивается. При давлении прессования 100 МПа доля разрушенных гранул составляет около 50 % (рис. 1, б), при 150 - 250 МПа – не менее 80% (рис. 1, в), при 300 - 500 МПа – около 5 % (рис. 1, г). Можно отметить, что при давлении прессования более 300 МПа на фрактографических картинах не наблюдаются стыки гранул, т.е. между гранулами обеспечено прочное взаимодействие. Однако, у образцов, полученных при давлении прессования 300 МПа и более, обнаружены острые сколы по диагональным плоскостям прессовок (рис. 2). Такой дефект является недопустимым, поскольку не устраняется после спекания.

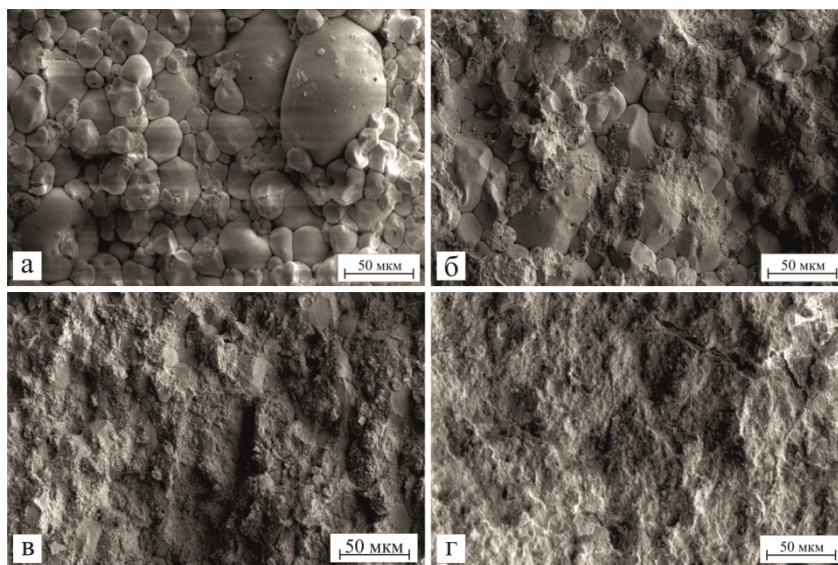


Рис. 1. Поверхность разрушения образцов, спрессованных при давлениях: а) 10 МПа; б) 100 МПа; в) 250 МПа; г) 500 МПа

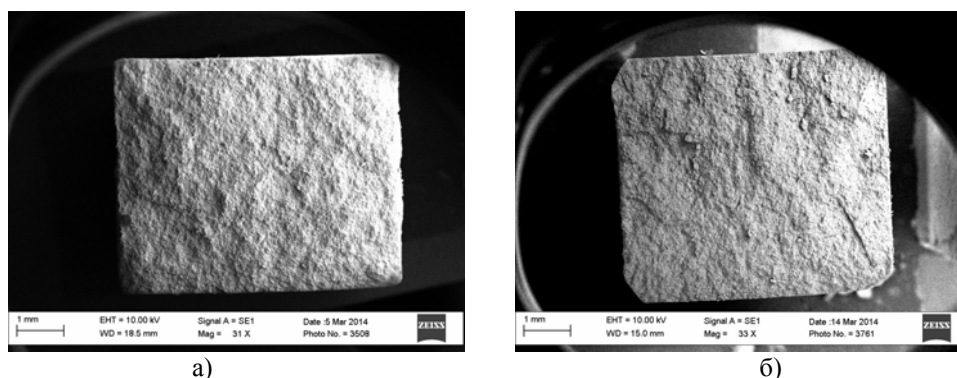


Рис. 2. Поверхность разрушения образцов без дефекта (давление прессования 100 МПа) (а), и с дефектом в виде перепрессовки (давление прессования 300 МПа) (б)

Эксперименты по влиянию влажности пресс-порошка на процессы формования показали, что при одинаковых давлениях прессования разрушение образцов с большей влажностью по всей фрактографической поверхности произошло по телу гранул. Вероятно, это связано с увеличением когезивной прочности сцепления между гранулами. При этом следует отметить, что эффект перепрессов-

ки с увеличением влажности наблюдался при меньших давлениях прессования. Так, для пресс-порошка с влажностью 5,5 % дефекты в виде острых трещин зафиксированы уже при давлении прессования 130 МПа.

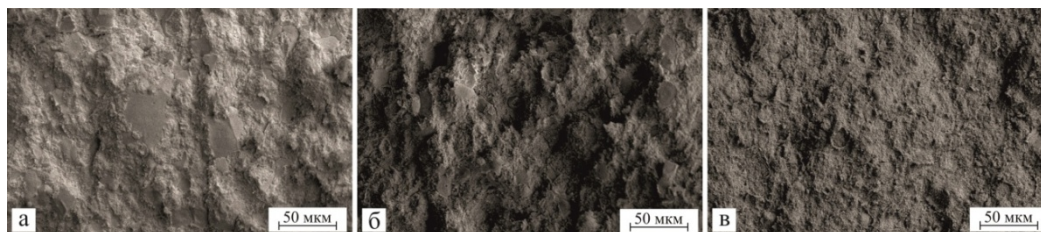


Рис. 3. Фрактограммы неспеченных образцов, полученных при давлении прессования 150 МПа из пресс-порошка с влажностью: а) 1 %; б) 2,5 %; в) 5,5 %.

Таким образом, определено влияние влажности пресс-порошка на процесс формования. Влажность влияет на динамические характеристики пресс-порошка, обеспечивая перераспределение и уплотнение гранул на начальных этапах формования и создание равномерной плотной структуры прессовки. Кроме этого при недостаточной влажности на этапе формования между гранулами не происходит достаточного сцепления. В результате в структуре материала после спекания наблюдаются дефекты в виде границ гранул. Увеличение влажности снижает необходимое давление прессования, но снижает порог возникновения перепрессовки.

Бездефектная структура прессованной керамики определяется достаточным содержанием влаги и определённым давлением прессования. Эксперименты показали, что уменьшению количества структурных дефектов способствуют правильно выбранные режимы прессования и влажности пресс-порошка. Использование пресс порошка с влажностью 5,5 % при давлении прессования 120 МПа позволяет получить бездефектную плотную прессовку керамического материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства (договор № 02.G25.31.0060 от 12.02.2013 г.)

Литература.

1. Математическое моделирование механического поведения межтелового эндофиксатора для шейного отдела позвоночника / Е. Д. Головин, А. Н. Пель, Е. А. Дробяз, С. В. Веселов, Р. С. Тимаревский, О. А. Горяйнова, Н. Ю. Черкасова // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. - 2013. - № 4. - С. 92-97 - (Технология).
2. Власов А. С, Карабанова Т. А. Керамика и медицина (обзор) // Стекло и керамика. - 1993. - №9 - 10. - С. 23-25.
3. Вилесов Н. Г. Процессы гранулирования в промышленности / Н.Г. Вилесов, В. Я. Скрипко, В. Л. Ломазов, И.М. Танченко. – Техника, 1976. – 192 с.
4. Классен П. В. Гранулирование / П.В. Классен, И.Г. Гришаев, И.П. Шомин. – М.: Химия, 1991. – 240 с.
5. Шевченко В. Я., Баринов С. М, Техническая керамика — М.,: Наука, 1993. -187 с.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ «НИКЕЛЬ – АЛЮМИНИД НИКЕЛЯ»

Т.С. Самейцева, аспирант, Л.И. Шевцова, аспирант, С.И. Бысыгина, студент

Новосибирский государственный технический университет

630073, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса 20, тел. (383) 315-29-01

E-mail: pandorra.06@mail.ru

В настоящее время все большее внимание уделяется исследованию передовой технологии искрового плазменного спекания. Можно отметить следующие преимущества отмеченной технологии: низкая длительность термической обработки, равномерное распределение тепла по сечению образца, испарение органических загрязнений и окислов. Таким образом, технология позволяет сформировать композиционные материалы с мелкозернистой структурой, характеризующиеся высоким комплексом механических свойств. [1-6]

Цель работы заключалась в формировании слоистых композиционных материалов системы «металл – интерметаллид» на основе никеля и алюминия и оценке влияния режимов искрового плазменного спекания на структуру полученных композитов.

В качестве исходных материалов для спекания использовалась никелевая фольга марки НП2 толщиной 200 мкм и алюминиевая фольга марки А5 толщиной 100 мкм. Для спекания было сформировано 3 типа многослойных материалов. При получении всех композитов толщина исходных фольг была одинакова - 200 мкм для никеля и 100 мкм для алюминия. Суммарная толщина многослойных пакетов перед спеканием составляла 10,1 мм. Режимы спекания образцов отличались температурой выдержки и составляла 900, 1000 и 1100 °С. Сила тока, давление и длительность выдержки была одинакова для всех образцов и составляла 4А, 21МПа и 8 минут соответственно.

При анализе рентгенограмм, полученных при изучении поперечных сечений всех спеченных образцов, рефлексов, соответствующих алюминию, обнаружено не было. Это позволяет сделать вывод о том, что весь алюминий в процессе спекания перешел в состав алюминида никеля. Таким образом, структура спеченных образцов представляет собой чередующиеся слои никеля и интерметаллида.

В работе была проведена оценка микротвердости полученных композитов (рис. 2). Установлено, что наибольшей микротвердостью обладает фаза Ni_2Al_3 , формирующаяся в центральной области образца №1, спеченного при 900 °С. Уровень ее микротвердости составляет 7000 – 8000 МПа. Микротвердость прослоек с соединением $Ni_{0,9}Al_{1,1}$ (образец №2) больше, чем прослоек с химическим составом, близким к стехиометрическому NiAl (образец №3), и составляет 5500 – 6000 МПа для образца № 2 и около 4000 МПа для образца № 3. Подобные результаты объясняются деформацией кристаллической решетки, возникающей из-за нарушения стехиометрического состава NiAl. Таким образом, при стехиометрическом соотношении Ni и Al сплав достигает минимальных значений твердости, однако по мере изменения стехиометрического соотношения и увеличения количества дефектов в кристаллической решетке, твердость NiAl возрастает [7].

Для оценки прочностных свойств анализируемых материалов были проведены испытания образцов на одноосное растяжение. Фрактографический анализ изломов всех типов деформированных материалов свидетельствует о хрупком характере разрушения интерметаллидных прослоек, в то время как в пластичных слоях никеля наблюдаются признаки вязкого разрушения (рис. 1). При проведении механических испытаний на растяжение установлено, что предел прочности образцов, спеченных при 900 °С, ниже по сравнению с образцами, полученными при более высоких температурах спекания. Значение предела прочности на растяжение образца № 1 составляет около 160 МПа, № 2 и № 3 – около 210 МПа. Низкие прочностные свойства объясняются повышенной хрупкостью интерметаллида Ni_2Al_3 , входящего в состав интерметаллидных прослоек образцов №1.

По результатам работы можно сделать вывод, что искровое плазменное спекание многослойных пакетов, состоящих из тонколистовых заготовок никеля и алюминия, приводит к формированию структуры типа «алюминид никеля – никель». Максимальный уровень предела прочности многослойных композитов достигнут на образцах, спеченных при 1000 °С и 1100 °С. Присутствие в композите фазы Ni_2Al_3 , характеризующейся высокой твердостью и хрупкостью, оказывает негативное влияние на прочностные свойства композитов.

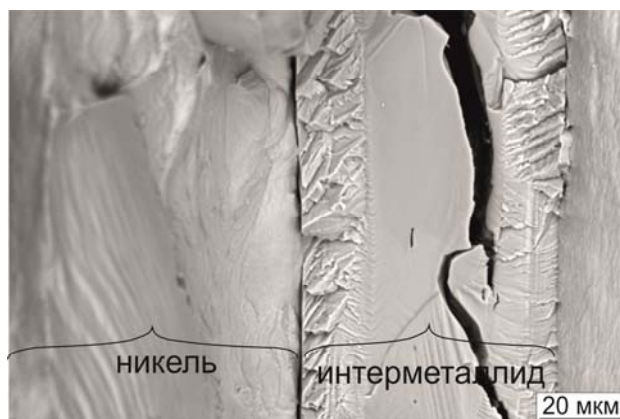


Рис. 1. Поверхность разрушения многослойного композита «никель – алюминид никеля» после испытаний на статическое растяжение (образец №2)

Литература.

1. H. Y. Kim, D. S. Chung, S. H. Hong, Reaction synthesis and microstructures of NiAl/Ni micro-laminated composites // *Materials Science and Engineering.*, - 2005. - A 396. С. 376–384
2. H. Y. Kim, D. S. Chung, S. H. Hong, Intermixing criteria for reaction synthesis of Ni/Al multilayered microfoils // *Scripta Materialia.*, - 2006. - 54. С. 1715–1719.
3. P.Zhu , J.C.M. Li, C.T. Liu, Combustion reaction in multilayered nickel and aluminum foils // *Materials Science and Engineering.*, - 1997. - A239. С. –539.
4. Y.-B Sun., Y.-Q. Zhao, D. Zhang, C.-Y. Liu, H.-Y. Diao, C.-L. Ma Multilayered Ti-Al intermetallic sheets fabricated by cold rolling and annealing of titanium and aluminum foils // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.*, 2001. - 21. С.1722 – 1727.
5. C.-C. Hsi, M.-S. Shi, and W. Wu, Growth of Intermetallic Phases in Al/Cu Composites at Various Annealing Temperatures During the ARB Process // *Met. Mater. Int.*, - 2012. - Vol. 18, No. 1. С. 1-6.
6. J. S. Kim, H. S. Choi, D. Dudina, J. K. Lee, Young Soon Kwon, Spark Plasma Sintering of Nanoscale (Ni+Al) Powder Mixture // *Solid State Phenomena.*, - 2—7. - Vol. 119. С. 35-38.
7. В.С. Синельникова, В.А. Подергин, В.Н. Речкин Алюминиды // *Наукова думка.*, - Киев. - 2005., 225 с.

**КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
СТЕКЛОТЕКСТОЛИТ ПОСЛЕ ФРЕЗЕРОВАНИЯ**

А.С. Янышкин, д.т.н., проф., Д.А. Рычков, к.т.н., Д.В. Лобанов, к.т.н., доц.

Братский государственный университет

665709, г. Братск, ул. Макаренко, 40, тел. (3953) 325360

E-mail: yanyushkin@brstu.ru

При обработке композиционных материалов главной трудностью является обеспечение качества поверхности. Это связано с анизотропией свойств композитов, наличием у них слоистой структуры, высоких прочностных характеристик, низкой теплопроводности и высокой твердости наполнителя [1]. Данные особенности не позволяют применять технологии, действующие при традиционном резании. Одним из наиболее распространенных способов формообразования поверхности изделий из композиционных материалов является фрезерование, позволяющее получать как прямой, так и фасонный профиль детали. При этом рационально использовать сборные конструкции фрез, поскольку они позволяют варьировать материал режущей части и производить замену режущих элементов при изнашивании или поломке [2, 3, 4]. Одними из важнейших требований при обработке композиционных материалов является назначение геометрических параметров и режимов резания. Они должны обеспечивать заданное качество обработанной поверхности, удовлетворять критериям производительности обработки и износостойкости режущего инструмента.

Согласно рекомендациям [2, 3, 5, 6, 7, 8] по обработке некоторых видов высокопрочных полимерных композиционных материалов необходимо устанавливать максимально допустимую скорость резания с минимальной подачей и глубиной резания, применять инструмент, режущая часть которого имеет геометрические параметры в следующих пределах: передний угол: $\gamma = 20 \dots 30^\circ$, задний угол $\alpha = 10 \dots 15^\circ$, угол заострения $\beta = 50 \dots 60^\circ$. Кроме того, высокая скорость обработки приводит к быстрому износу режущей кромки инструмента, что вызывает необходимость применения высокопрочных инструментальных материалов, например, твердых сплавов.

При получении поверхности удовлетворительного качества особую трудность представляет обработка полимерных композитов, армированных высокопрочными волокнами или тканями. При неправильном выборе параметров резания обработанная поверхность имеет высокую ворсистость и шероховатость, а также прижоги, трещины и отслоения по краям изделия вплоть до его разрушения [6, 9].

В связи с этим, целью исследования является разработка технологии фрезерования, позволяющей обеспечить гарантированное качество обработанной поверхности композитов.

Для достижения поставленной цели необходимо проведение исследований при обработке композиционных материалов на различных режимах резания и определение их рациональных значений.

Исследования выполнены при фрезеровании композиционного материала стеклотекстолита марки СТЭФ-1, поскольку он обладает высокими прочностными свойствами и имеет мелкодисперсную структуру, что позволяет применять данный композит как конструкционный материал при изготовлении деталей различного назначения [10].

Оборудование, на котором проводились эксперименты, выбрано с учетом рекомендаций по режимам резания полимерных композиционных материалов. Для обеспечения высокой скорости резания выбран заточной станок 3Д642Е, модернизированный под фрезерование композитов. Варьирование режимов резания осуществлялось в следующих пределах: подача на зуб $S_z = 0,16 \dots 0,33$ мм/зуб, глубина резания $t = 0,5 \dots 1,5$ мм, скорость резания $V = 45 \dots 48$ м/с. В качестве режущего инструмента использовалась сборная фреза с режущими вставками из твердого сплава ВКЗМ. Для сравнения результатов также проведены исследования с режущими вставками из твердых сплавов марок ВК15, ВК8 и ТН20.

За исследуемый параметр качества обработанной поверхности выбрана шероховатость R_a , которая измерялась с помощью комплекса для изучения топографии поверхности (оптического интерферометра) *Zygo NewView™ 7300*, предназначенного для определения параметров микрорельефа и структуры обработанной поверхности. Микрорельефы полученных поверхностей представлены на рис. 1.

При этом максимальная высота полученного профиля варьируется от 32 мкм при подаче на зуб фрезы $S_z = 0,25$ мм/зуб и глубине резания $t = 0,5$ мм до 66 мкм при $S_z = 0,25$ мм/зуб и $t = 1,5$ мм, что говорит о весьма значительном влиянии режимов резания на качество обработанной поверхности композиционных материалов.

Графики зависимости шероховатости R_a от подачи и глубины резания (рис. 2) показывают, что R_a растет с увеличением режимов резания и в условиях полустической обработки может составлять менее 3 мкм.

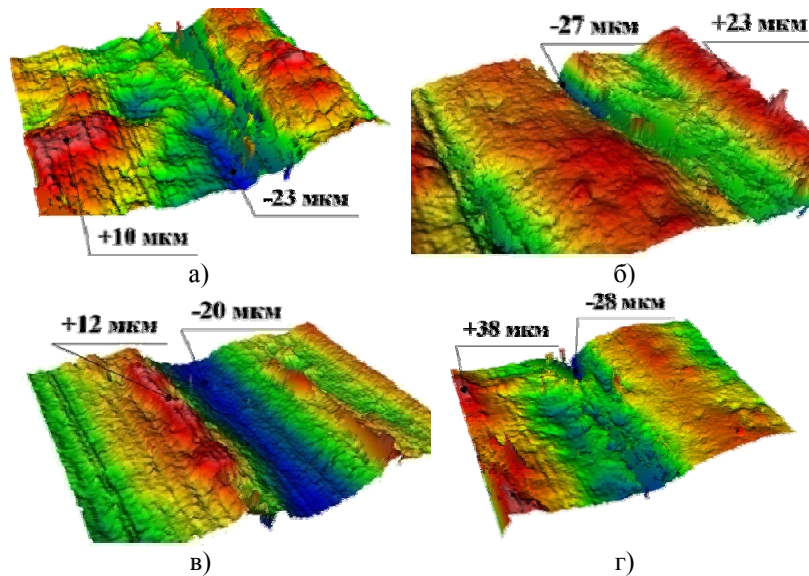


Рис. 1. Топография поверхности стеклотекстолита после фрезерования при:
 а) $S_z = 0,25$ мм/зуб, $t = 1,0$ мм; б) $S_z = 0,33$ мм/зуб, $t = 1,0$ мм;
 в) $S_z = 0,25$ мм/зуб, $t = 0,5$ мм; г) $S_z = 0,25$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм

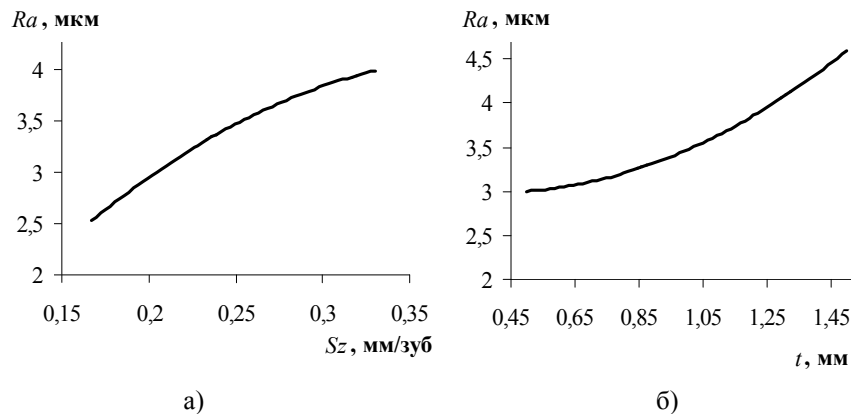


Рис. 2. Зависимость шероховатости поверхности стеклотекстолита при обработке твердым сплавом ВКЗМ: а) от подачи на зуб при $t = 1$ мм; б) от глубины резания при $S_z = 0,25$ мм/зуб

Для более глубокого изучения обработанных поверхностей с целью выявления наличия дефектов проведены исследования с использованием растрового электронного микроскопа *Carl Zeiss EVO50*. Растровая микроскопия показывает (рис. 3), что при подаче $S_z = 0,33$ мм/зуб, глубине резания $t = 1,5$ мм и скорости $V = 45...48$ м/с начинается интенсивное расслоение материала, разрушается связка, и волокна упрочнителя вырываются с поверхности под действием высоких нагрузок, возникающих при встречном фрезеровании. Положение так же ухудшается тем, что к моменту времени, равному 2 мин при данных режимах обработки режущая кромка оказывается сильно изношенной, а фаска износа по задней поверхности (h_3) превышает 0,35 мм. Уменьшение подачи на зуб до $S_z = 0,25$ мм/зуб и глубины резания до $t = 1,0$ мм незначительно улучшает качество поверхности и дефекты на ней существенны. При $S_z = 0,16$ мм/зуб и $t = 0,5$ мм обработанная поверхность не имеет видимых дефектов, а граница раздела между упрочнителем и матрицей имеет четкие контуры (рис. 4).

Кроме этого, на образование дефектов и износ режущего инструмента оказывает значительное влияние инструментальный материал, например, при фрезеровании стеклотекстолита твердым сплавом ТН20 при $S_z = 0,16$ мм/зуб и $t = 0,5$ мм происходит интенсивный износ инструмента (через 1 минуту фрезерования $h_3 = 0,7$ мм), который приводит к значительному ухудшению качества (рис. 3, е). За критерий износа при обработке полимерных композиционных материалов, как правило, принимают величину фаски износа по задней поверхности инструмента h_3 , значение которой зависит от требований к качеству обработанной поверхности [1]. Зависимость шероховатости от изменения величины фаски износа по задней поверхности представлена на рис. 5.

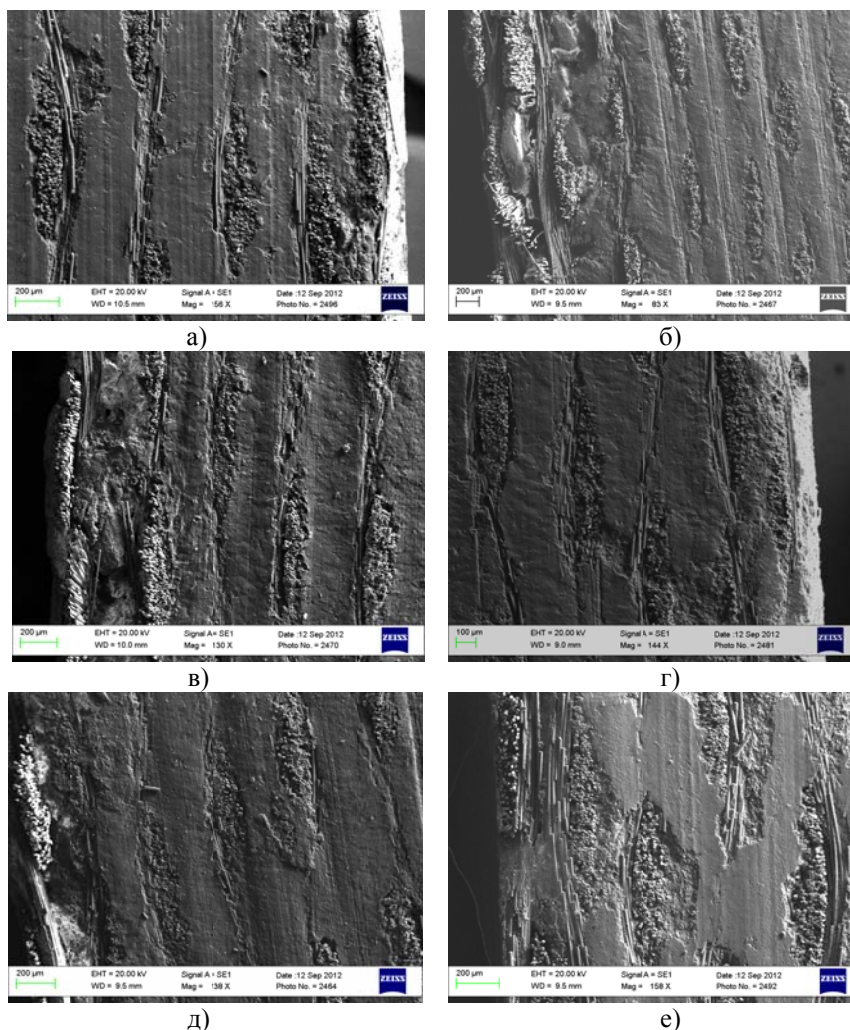


Рис. 3. Поверхность стеклотекстолита после 2 минут фрезерования при $V = 45...48$ м/с и при:
а) $S_z = 0,25$ мм/зуб; $t = 0,5$ мм (BK15); б) $S_z = 0,33$ мм/зуб; $t = 1,5$ мм (BK8);
в) $S_z = 0,25$ мм/зуб; $t = 1,5$ мм (BK8); г) $S_z = 0,16$ мм/зуб; $t = 1,5$ мм (BK3M);
д) $S_z = 0,33$ мм/зуб; $t = 1,0$ мм (BK8); е) $S_z = 0,16$ мм/зуб; $t = 0,5$ мм (ТН20)

После первого прохода при $S_z = 0,16$ мм/зуб, $t = 0,5$ мм и $V = 45 \dots 48$ м/с шероховатость поверхности стеклотекстолита СТЭФ-1 составила $2 \dots 2,5$ мкм при величине фаски износа h_3 по задней поверхности режущего инструмента, не превышающей $0,05$ мм. С увеличением h_3 , шероховатость обработанной поверхности растет и, при достижении $h_3 = 0,35$ мм, составляет $5 \dots 10$ мкм.

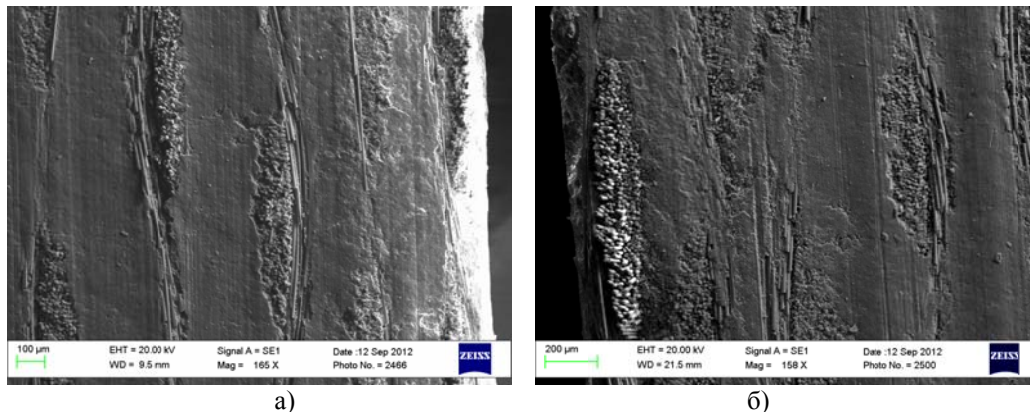


Рис. 4. Поверхность стеклотекстолита после фрезерования при $S_z = 0,16$ мм/зуб; $t = 0,5$ мм; $V = 45 \dots 48$ м/с: а) твердым сплавом ВКЗМ; б) твердым сплавом ВК8

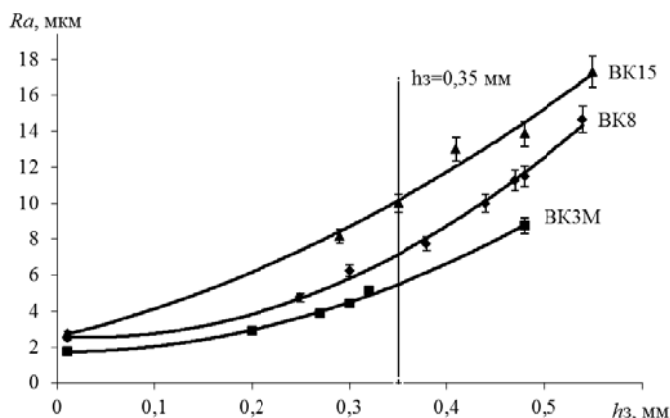


Рис. 5. Зависимость шероховатости поверхности R_a от изменения величины фаски износа по задней поверхности

Большой разброс экспериментальных данных шероховатости R_a в зависимости от применяемого инструментального материала можно объяснить различным характером износа режущей кромки при фрезеровании. С одной стороны, исследуемые твердые сплавы в своем составе имеют различную концентрацию твердой фазы и размеры карбидных зерен, с другой – обрабатываемый материал имеет неоднородную структуру в микромасштабе (рис. 3, 4). Согласно технологии изготовления применяемого стеклотекстолита, упрочнитель укладывается послойно с пропиткой связующим, в результате чего материал приобретает слоистую структуру. Упрочнителем в данном случае является стеклоткань, прочностные свойства которой во многом превосходят свойства связки – эпоксифенольной смолы по таким параметрам, как твердость и предел прочности на сжатие. Таким образом, при обработке композита СТЭФ-1 режущая кромка взаимодействует с двумя материалами, оказывающими различное влияние на стойкость режущего инструмента, что приводит к неравномерному износу.

Так, при обработке композита СТЭФ-1 твердым сплавом ВК15, содержащим 85% карбида вольфрама с размером зерен $3 \dots 5$ мкм, шероховатость поверхности, при достижении критерия стойкости, практически в 2 раза превышает шероховатость, полученную при обработке того же материала твердым сплавом ВКЗМ, содержащим 97% карбида вольфрама с размером зерен $1 \dots 1,5$ мкм, поскольку в данном случае сплав ВК15 имеет меньшую сопротивляемость износу по сравнению с другими твердыми сплавами.

Таким образом, на основе результатов проведенных исследований можно сделать следующие выводы и рекомендации для получения обработанной поверхности стеклотекстолитовых композиционных материалов гарантированного качества при фрезеровании:

- величина фаски износа режущего инструмента не должна быть выше 0,35 мм ($h_3 < 0,35$ мм). При достижении этого значения режущий инструмент необходимо затачивать.
- в качестве инструментального материала рекомендуется применять твердые сплавы с низким содержанием связки и мелкозернистой структурой, например ВКЗМ.
- режимы резания рекомендуется устанавливать в соответствии с требуемым качеством и производительностью в следующих пределах: подача на зуб $S_z = 0,15 \dots 0,17$ мм/зуб, глубина резания $t = 0,3 \dots 0,6$ мм и скорость резания $V = 45 \dots 48$ м/с.

Литература.

1. Баранчиков В.И., Тарапанов А.С., Харламов Г.А. Обработка специальных материалов в машиностроении: Справочник. Библиотека технолога. М.: Машиностроение, 2002. 264 с.
2. Лобанов Д.В., Янюшкин А.С. Подготовка режущего инструмента для обработки композиционных материалов: монография. Братск: Изд-во БрГУ, 2011. 191 с.
3. Лобанов Д.В., Янюшкин А.С. Технология инструментального обеспечения производства изделий из композиционных неметаллических материалов: монография. Старый Оскол: Изд-во ТНТ, 2012. 296 с.
4. Кожевников, Д.В. Режущий инструмент: Учебник для вузов / Д.В. Кожевников В.А. Гречишников, С.В. Кирсанов, В.И. Кокарев, А.Г. Схиртладзе. – М.: Машиностроение, 2005. – 528 с.
5. Янюшкин, А.С. Особенности фрезерования полимерных композиционных материалов / А.С. Янюшкин, Д.А. Рычков, Д.В. Лобанов, Е.В. Ткаченко, Н.А. Ткаченко // Системы. Методы. Технологии. – 2013. - № 2. – С. 88 – 90.
6. Рычков, Д.А. Совершенствование технологии формообразования высокопрочных стекловолоконистых композиционных материалов на полимерной основе / Д.А. Рычков, А.С. Янюшкин, Д.В. Лобанов, В.В. Базаркина // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2012. - № 3. – С. 150 – 153.
7. Lobanov, D.V. Optimal organization of tools for machining composites / D.V. Lobanov, A.S. Yanyushkin, D.A. Rychkov, N.P. Petrov // Russian Engineering Research. – 2011. – Т. 31. - № 2. – С. 156-157.
8. Лобанов Д.В., Янюшкин А.С. Анализ конструктивных решений фрезерного сборного инструмента для обработки композиционных материалов // Технология машиностроения. – 2011. - № 5. – С. 20 – 25.
9. Рычков Д.А. Совершенствование процесса подготовки режущего инструмента при фрезеровании стеклотекстолита: Автореф. дис. канд. техн. наук. - Иркутск, 2011. - 24 с.
10. Меттюз Ф., Ролингс Р. Композитные материалы. Механика и технология: учебник для вузов: пер с англ. М.: Техносфера, 2004. 408 с.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

В.В. Самойленко, А.А. Руктуев, И.А. Поляков

Новосибирский государственный технический университет

г. Новосибирск, пр. К.Маркса, 20, тел. (383)-315-29-01

E-mail: samoylenko.vitaliy@mail.ru

В последнее время титан и его сплавы получают все большее распространение в авиа- и ракетостроении, ядерной и химической промышленности. Благоприятное соотношение показателей коррозионной стойкости и удельной прочности титановых сплавов позволяет создавать элементы конструкции ответственного назначения, работающие в агрессивных средах. Однако стойкость титана в таких средах как кипящие растворы концентрированных кислот является недостаточной. В литературе отмечается, что добавление в титановый сплав коррозионностойких элементов, таких как тантал и ниобий существенно снижает скорость коррозии сплава [1, 2]. Это обусловлено образованием плотных, хорошо сцепленных с основным металлом оксидов состава Ta_2O_5 и Nb_2O_5 [3], которые в отличие от диоксида титана (TiO_2) не растворяются в большинстве концентрированных кислот вплоть до температуры кипения. С другой стороны получение крупногабаритных заготовок из сплавов системы Ti-Ta-Nb является технологически трудной задачей заключающейся в многократном электродуговом переплаве, а введение тантала в большом количестве приведет к увеличению стоимости материала. Наиболее рациональным решением данной проблемы является создание коррози-

онностойких титан-тантал-ниобиевых покрытий. Такое решение позволяет обеспечить экономию дорогостоящих элементов, а также повысить коррозионную стойкость поверхности непосредственно контактирующей с агрессивной средой. Формирования покрытий содержащих тантал и ниобий традиционными способами наплавки затруднено в виду высокой температуры плавления легирующих компонентов и, как правило, нанесение покрытий осуществляется высокоэнергетическими источниками нагрева, такими как лазерный луч и электронный пучок. Следует отметить, что основными недостатками лазерной наплавки является низкий коэффициент полезного действия, а при создании покрытий электронным лучом необходимость наличия вакуумной камеры.

В работе рассмотрен способ получения покрытий с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Данная технология реализуется на промышленных ускорителях электронов типа ЭЛВ-6, разработанных сотрудниками Института ядерной физики им. Г. И. Будкера СО РАН. Использование системы дифференциальной откачки на ускорителях серии ЭЛВ позволяет выводить электронный пучок непосредственно в воздушную атмосферу. В проведенных ранее исследованиях указывалось на возможность формирования однослойных Ti-Ta покрытий на поверхности титана ВТ1-0 [4, 5] толщиной до 2 мм и многослойных до 4 мм [6].

Сущность технологического процесса создания покрытий заключается в оплавлении электронным лучом легирующей порошковой смеси. Перед обработкой на поверхность заготовки из титана ВТ1-0 размером 100x50x10 мм наносилась смесь порошков титана, тантала и ниобия. Поверхностная плотность насыпаемой порошковой смеси составляла 0,45 г/см². Для защиты ванны расплава от насыщения кислородом и азотом воздуха в наплавочную смесь добавлялись порошки флюса (CaF₂ и LiF). Затем сформированная заготовка устанавливается на подвижный стол и поступательно перемещается относительно сканирующего электронного пучка со скоростью 10 мм/с. Размах сканирования электронного луча составляет 50 мм, что соответствует ширине заготовки. В результате обработки на поверхности титана ВТ1-0 формируется покрытие толщиной 2 мм. Завершающей стадией является механическое удаление шлаковой корки.

В ходе эксперимента были получены образцы, содержащие 16 % (вес.) Ta и 5 - 16 % Nb (вес.). Наплавленные покрытия характеризуются хорошим качеством, отсутствием пор, частиц легирующих компонентов и микротрещин. В поперечном сечении образцов можно выделить 4 зоны: наплавленный слой, переходная зона, зона термического влияния и основного металла. Методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии было выявлено, что наплавленный слой имеет дендритное строение (рис. 1 а,б). Структура литого типа формируется в результате неравновесных условий кристаллизации. Присутствие явного контраста на микрофотографиях, полученных с РЭМ в обратнорассеянных электронах указывает на различное содержание тантала и ниобия в ветвях дендритов и междендритном пространстве. Микроструктура покрытия при больших увеличениях имеет пластинчатое строение (рис. 1 в).

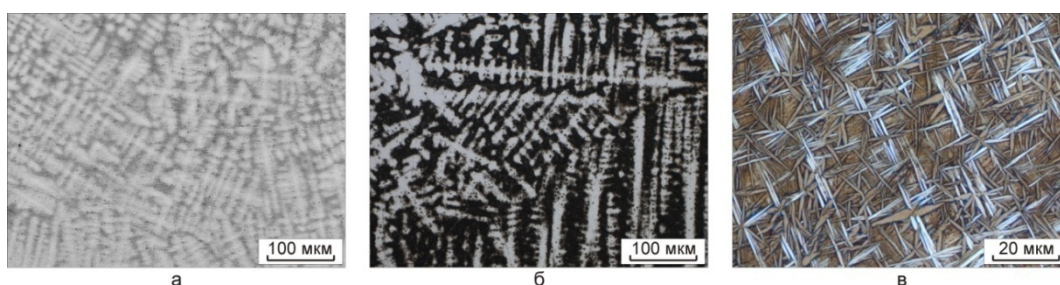


Рис. 1. Дендритное строение: а) оптическая металлография; б) растровая электронная микроскопия; в) пластинчатое строение

Структура данного типа формируется в результате ускоренного охлаждения, в результате которого происходит подавление диффузионного превращения $\beta \rightarrow \alpha$.

Для оценки уровня механических характеристик проводились дюрOMETрические испытания, испытания на прочность и ударный изгиб. Значение микротвердости полученных покрытий не изменяется по глубине наплавленного слоя и составляет ~3500 МПа (рис. 2). При переходе в титановую основу микротвердость снижается до 1700 МПа. Максимальное значение микротвердости достигается в приповерхностной зоне и составляет 4000 МПа, что обусловлено насыщением поверхности газами атмосферы. Испытания на статическое растяжение показали незначительно увеличение предела прочности в сравнении с технически чистым титаном ВТ1-0. Предел прочности всех наплавленных

образцов составляет 400–450 МПа, в то время как предел прочности для титана ВТ1-0 составляет 387 МПа. Поверхность разрушения наплавленных слоев имеет смешанное строение и представлена двумя типами изломов: межкристаллитный и транскристаллитный. Межкристаллитный излом осуществляется по границам бывших зерен β -фазы и имеет камневидное строение рельефа поверхности. В случае транскристаллитного разрушения наблюдается квазихрупкий излом с незначительной пластической деформацией в теле зерна.



Рис. 2. График распределения микротвердости по сечению образца

Коррозионная стойкость наплавленных покрытий системы Ti-Ta-Nb производилась по потере массы в течение 240 часов. В качестве агрессивной среды выступал 68 % раствор кипящей азотной кислоты. Измерение массы образцов и замена среды, осуществлялась каждые 48 часов. В качестве контрольных образцов выступали пластинки технического чистого тантала, ниобия и титана ВТ1-0. По результатам проведенных испытаний самой высокой скоростью коррозии (0,192 мм/год) обладает титан ВТ1-0 (табл. 1). Легирование поверхности 16 % (вес.) Та и 5 % (вес.) Nb приводит к снижению скорости коррозии в 24 раза. При содержании ниобия 16 % (вес.) и неизменном содержании тантала коррозионная стойкость увеличивается в 96 раз.

Таблица 1

Скорость коррозии образцов в кипящем 68 %-ном растворе азотной кислоты

Материал	Скорость коррозии, мм/год
Титан ВТ1-0	0,192
Тантал	0,001
Ниобий	0,023
Наплавленный слой 16 % Та – 5 % Nb	0,008
Наплавленный слой 16 % Та – 16 % Nb	0,002

Литература.

1. Kapoor K., Vivekanand K., Gopalkrishna T., Saneal T., De P.K. High corrosion resistant Ti – 5% Ta – 1.8 % Nb alloy for fuel reprocessing application // Journal of Nuclear Materials. – 2003. – Vol. 322. – P. 36-44.
2. Ningshen S., Kamachi Mudali U., Mukherjee P., Sarkar A., Barat P., Padhy N., Raj B., Ningshen S. Influence of oxygen ion irradiation on the corrosion aspects of Ti – 5% Ta – 2% Nb alloy and oxide coated titanium // Corrosion Science. – 2008. – Vol. 50 – P. 2124-2134
3. Zhou Y.L., Niinomi M., Akahori T., Fukui H., Toda H. Corrosion resistance and biocompatibility of Ti-Ta alloys for biomedical applications // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 398. – P. 28 -36.
4. Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A., Ruktuev A.A., Zhuravina T.V., Kuksanov N.K., Salimov R.A., Bataev V.A. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum // Materials Science and Engineering A. – 2013. – Vol. 578. – P. 310-317.
5. Журавина Т.В., Батаев И.А., Руктуев А.А., Алхимов А.П., Ленивцева О.Г., Бутыленкова О.А. Структурные исследования покрытий системы «титан-тантал», полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки // Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты. – 2012 - № 1(54). – С. 90-95.
6. Голковский М.Г., Самойленко В.В., Попелюх А.И., Руктуев А.А., Плотникова Н.В. Белоусова Н.С. Многослойная электронно-лучевая наплавка танталсодержащих порошковых смесей на заготовки из титана ВТ1-0 // Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты. – 2013 - № 4(61). – С. 43-48.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА КИНЕТИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ И ЕГО РОЛИ
В РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В НАПЛАВЛЕННЫХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ
ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ**

Н.Н. Малушин, к.т.н., доц., В.Л. Осетковский, инж., Д.В. Валуев**, к.т.н., доц.
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»
654007, г. Новокузнецк ул. Кирова, 42 т.46-32-91, факс: (8-3843) 46-57-92
E-mail : n malushin@mail.ru*

**ОАОЕвразЗСМК, г. Новокузнецк, E-mail : Vasiliy .osetkovskiy@evraz.com*

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-22-48.

E-mail: valuevden@rambler.ru

Одним из технологических приемов регулирования величины и характера распределения напряжений, а, следовательно, величины и направления деформации, возникающей при закалке инструментальных сталей, является использование эффекта кинетической пластичности при $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситном превращении. В процессе такого превращения сталь приобретает повышенную пластичность, в результате чего появляется возможность предупреждать деформацию не в зоне высоких температуры когда сталь находится еще в аустенитном состоянии, а в мартенситном интервале. На использовании такой сверхпластичности основана правка изделий в процессе закалки («закалка в штампе») [1]. Эффект увеличения пластичности в быстрорежущих сталях при температурах на $50-80^\circ\text{C}$ ниже A_1 впервые обнаружен и исследован Гуляевым А.П. [2]. Однако практические пути использования этого явления не разработаны, возможность горячей деформации в области резко повышенной пластичности затруднена из-за узкого температурного интервала. Данные об эффекте сверхпластичности при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении в хромовольфрамовом наплавленном металле отсутствуют.

Нами было проведено исследование эффекта кинетической пластичности (сверхпластичности) быстрорежущих сталей с целью доказательства возможности использования данного явления для уменьшения уровня остаточных напряжений в наплавленном металле и уменьшения вероятности образования холодных трещин.

Исследование влияния эффекта кинетической пластичности на характер формирования временных и остаточных напряжений при охлаждении образцов из наплавленного металла типа стали Р18 и стали 12Х17 в кованом состоянии производили на установке тепловой микроскопии ИМАШ-5С-69. Образцы, имеющие форму двусторонней «лопаточки» с рабочим сечением 9 мм^2 и длиной рабочей части 46 мм , изготавливали из указанных сталей в отожженном состоянии. Общий вид и схема вырезки образца из наплавленного металла представлены на рисунке 1.

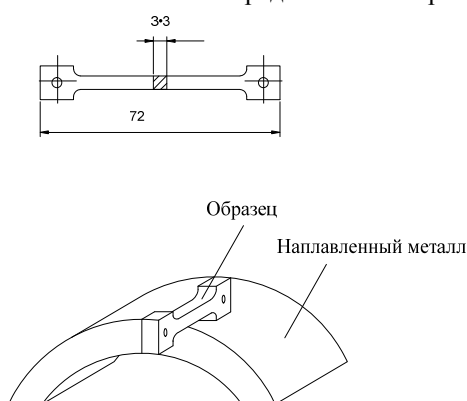


Рис. 1. Общий вид образца для высокотемпературных исследований и схема его вырезки из наплавленного металла

Проявление эффекта кинетической пластичности оценивали по снижению временных напряжений в процессе охлаждения жестко закрепленных образцов в интервале мартенситного превращения. Закрепление осуществляли с помощью электромеханического привода системы нагружения установки. Образцы нагревали в вакууме $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт.ст. за счет тепла, выделенного при протекании

электрического тока. Нагрев производили до температура 800 °С, что ниже точки A_{c1} и до температуры 1200 °С, обеспечивающей высокую степень растворения карбидной фазы в аустените. После нагрева и выдержки образцы жестко закрепляли для сохранения постоянства его длины при последующем охлаждении. Условия нагрева и охлаждения имитировали сварочный термический цикл. Неизменность длины обуславливала соответствующий рост упругопластической деформации образца при охлаждении. Напряжения в образцах в процессе охлаждения непрерывно измеряли с помощью тензометрических датчиков с точностью $\pm 1,5\%$. Температуру определяли платина – платинородиевой термопарой, приваренной к средней части образца. Кинетика формирования временных напряжений в жестко закрепленных образцах в зависимости от температуры непосредственно фиксировалась на двухкоординатном потенциометре типа ПДП-4.

В качестве материала для исследования выбрана быстрорежущая сталь P18, закаливающаяся на мартенсит, и хромистая коррозионно-стойкая сталь 12X17, относящаяся к ферритному классу. Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 1.

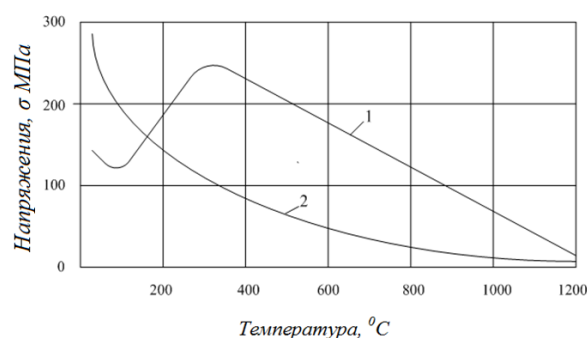
Сталь 12X17 не испытывает $\gamma \leftrightarrow \alpha$ – превращения, в отличие от быстрорежущей стали, закаливающейся даже на воздухе. Из данных рисунка 2 видно, что при охлаждении образцов из стали P18 с температуры 1200 °С наблюдается эффект кинетической пластичности при фазовом превращении, который проявляется в снижении временных напряжений в интервале мартенситных температур. Максимум напряжений на кривой формирования временных напряжений в стали составляет ~ 240 °С, что довольно близко температуре начала мартенситного превращения стали P18 при её закалке с температуры $T_n = 1200$ °С, а минимум 100 °С соответствует таким температурам, лежащим выше температуре конца мартенситного превращения ($M_k^{ysl} > M_k$), когда степень превращения уже достаточно велика, и за счет образования прочного «каркаса» из многочисленных мартенситных кристаллов возрастает предел текучести, а пластичность сплава начинает уменьшаться.

Таблица 1

Химический состав сталей P18 и 12X17

Класс стали	Марка стали	Химический состав, в %					
		C	Si	Mn	Cr	W	V
М	P18	0,74	0,39	0,27	4,09	18,5	1,25
Ф	12X17	0,1	0,65	0,7	17,5		

Из данных рисунка 2 видно, что в интервале мартенситного превращения временные напряжения снижаются в полтора–два раза по сравнению с величиной напряжений, накопившихся в аустенитной области.



Сталь: 1.P18; 2.12X17;

Рис. 2. Формирование временных напряжений в образцах из сталей P18 и 12X17

При дальнейшем охлаждении ниже температуры M_k^{ysl} напряжения возрастают до 120–180 Мпа за счет некоторого увеличения количества мартенсита. При охлаждении образцов из стали 12X17 ввиду отсутствия фазового превращения эффект кинетической пластичности не проявляется. С повышением температуры напряжения непрерывно увеличиваются и достигают значений, значительно превышающих остаточные напряжения в стали P18, претерпевшей мартенситное превращение. При нагреве образцов до 800 °С, что ниже температуры A_{c1} ввиду отсутствия фазового превра-

щения как в ферритном, так и в закалываемом металле типа стали P18, при охлаждении эффект кинетической пластичности не наблюдается, и напряжения непрерывно возрастают. Результаты исследования показали, что в хромовольфрамовом быстрорежущем металле наблюдается эффект повышенной пластичности в момент протекания мартенситного превращения.

Нами была предпринята попытка определения роли эффекта сверхпластичности в релаксации временных напряжений непосредственно в образцах из хромовольфрамового закалываемого металла. С этой целью производилось определение относительного удлинения δ , характеризующего пластичность металла. Исследования производились на образцах из наплавленного металла типа 3X2B8 и P18. Как известно [1], для этих инструментальных сталей определение характеристик пластичности, и в частности δ , не производится.

Образцы из инструментальных сталей разрушаются при нагружении хрупко, без видимых следов пластической деформации. Определение характеристик пластичности инструментального наплавленного металла в интервале мартенситного превращения ранее не производилось, и такие данные в литературе отсутствуют.

Если гипотеза об определяющей роли сверхпластичного состояния в релаксации временных напряжений достоверна, то при дополнительном растяжении образца в момент мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения можно достичь значительной величины относительного удлинения. Большие значения относительного удлинения характеризуют, как известно, состояние сверхпластичности.

Методика эксперимента заключалась в следующем. Образцы из наплавленного металла готовились для металлографических исследований на установках тепловой микроскопии. После полировки и травления производилась разметка центральной зоны образца на базе 10 мм, в которой распределение температуры достаточно равномерно. Реперные точки наносились на микротвердомере ПМТ–3 через 0,25 мм. Исследования производились на установке тепловой микроскопии «АЛА–ТОО». Образцы нагревались в вакуумной камере установки до температуры 1150 °С. В процессе испытаний замеряли расстояние между реперными точками холодного образца до и после нагрева и перед началом мартенситного превращения. Погрешность измерения удлинения в рабочей зоне не более $\pm 0,01$ мм. Замер осуществлялся с помощью высокотемпературного микроскопа МВТ–71. При охлаждении производилось нагружение образцов растягивающими напряжениями по различным схемам. В первом случае напряжения, возникающие при температурном укорочении образца при охлаждении, компенсировались с помощью электромеханического привода нагружения, так, что величина растягивавших напряжений перед началом мартенситного превращения составляла примерно 10–20 МПа. Получаемая при этом величина относительного удлинения характеризует лишь увеличение объема, которым сопровождается мартенситное превращение. Во втором случае в интервале мартенситного превращения производилось периодическое растяжение образца вплоть до его разрушения. Повышенные характеристики пластичности свидетельствуют о сверхпластичном состоянии. Результаты исследования представлены в таблице 2. Видно, что относительное удлинение, получаемое в первом случае за счет увеличения объема, составляет в инструментальных сталях 3–4 %, что довольно точно согласуется с данными об объемном эффекте мартенситного превращения для соединений железа. Растяжение образцов в интервале мартенситного превращения позволяет получить значительно, в 5–10 раз, большее значение относительного удлинения. Влияние условий нагружения на величину относительного удлинения хромовольфрамовых сталей показано в таблице 2.

Такие значения пластичности свидетельствуют об определяющей роли кинетической пластичности (сверхпластичности) в релаксации временных напряжений в хромовольфрамовом наплавленном металле.

Релаксацию напряжений можно использовать для регулирования напряженного состояния в процессе наплавки и предотвращения образования холодных трещин в наплавленном хромовольфрамовом металле [3].

Таблица 2

Влияние условий нагружения на величину относительного удлинения хромовольфрамовом наплавленном металле

Тип металла	Относительное удлинение δ , %	
	При условии компенсации температурного укорочения	Перед разрушением образца под действием максимальных растягивающих напряжений
3X2B8	3 – 4	30 – 35
P18	3 – 4	15 – 20

Выводы

1. Показано, что в наплавленном хромовольфрамовом металле наблюдается эффект повышенной пластичности в момент мартенситного превращения и его можно использовать для релаксации напряжений в процессе наплавки и предотвращения холодных трещин.

2. Показана определяющая роль сверхпластичности в релаксации временных напряжений в хромовольфрамовом металле.

Литература.

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали /Ю.А. Геллер – М.: Металлургия, 1975. – 584с.
2. Гуляев А.П., Сармянова Л.М. Технологическая пластичность быстрорежущих сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1969. – №7. – С. 2–9.
3. Малушин Н.Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 358 с.

ПРЯМЫЕ И КОСВЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ

Н.Н. Малушин, к.т.н., доц., В.Л. Осетковский, инж., Д.В. Валуев**, к.т.н., доц.
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
654007, г. Новокузнецк ул. Кирова, 42 т.46-32-91, факс: (8-3843) 46-57-92,
E-mail : n malushin@mail.ru*

**ОАОЕвразЗСМК, г. Новокузнецк, E-mail :Vasiliy .osetkovskiy@evraz.com*

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-22-48.

E-mail: valuevden@rambler.ru

Для анализа сварочных термомодеформационных циклов и исследований свойств наплавленного быстрорежущего металла широко применяется метод температурной (тепловой) микроскопии, который совмещает достоинства микроскопических и фрактографических методов, а также методов испытания механических свойств металлических материалов [174, 175].

Преимущества метода температурной микроскопии наглядно проявляются при изучении термосилового воздействия на сталь. Обычный метод – закалка не позволяет устанавливать, например, особенности кинетики формирования и роста зерен аустенита, определять продукты его распада при различных режимах термомодеформационного воздействия и др., в то время как метод температурной микроскопии имеет широкие возможности.

Этот метод полезен при проведении исследований, связанных с выбором химического состава и конструирования заданной структуры металлических материалов, в том числе сварных соединений и наплавленного металла, а также при прогнозировании поведения сварных соединений в условиях изменения сварочных термомодеформационных циклов, в определенной степени моделирующих реальные технологические процессы и условия эксплуатации.

При исследовании современных материалов, в том числе сварных соединений и наплавленного металла, имеющих сложную гетерогенную структуру, и для решения различных научных и технологических задач с помощью этого метода тепловой микроскопии нами были использованы специализированные установки типа ИМАШ–5С–69 и ИМАШ–20–75 [1].

В установках предусмотрена возможность проведения испытаний в вакууме или газовых средах. В установках температурной микроскопии есть нагревательное и нагружающее устройства, что позволяет моделировать различные реальные схемы технологических процессов. Практически все технологические процессы можно представить как ряд последовательных нагревов и охлаждений и параллельно – температурно-силовых воздействий. С помощью высокотемпературного микроскопа можно одновременно осуществлять непосредственное наблюдение за структурными изменениями, происходящими при моделировании, и фиксировать количественные параметры термомодеформационного воздействия на изменение структуры и зарождение разрушения. Особенности теплового режима сварки, а именно: высокая температура нагрева и высокие скорости нагрева и охлаждения определяют своеобразие перечисленных процессов в сварных соединениях и наплавленном металле.

Нами были проведены исследования свойств наплавленного теплостойкого металла высокой твердости на образцах, вырезанных электроэрозионным способом. Схема вырезки образцов из наплавленного металла и их общий вид показан на рисунке 1.

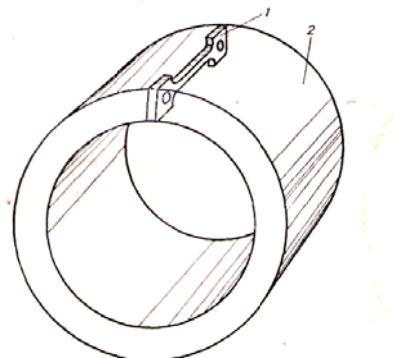


Рис. 1. Схема вырезки образцов из наплавленного металла:
1 – общий вид образца; 2 – слой наплавленного металла

На установках тепловой микроскопии ИМАШ–5С–69 и ИМАШ–20–75 исследовано влияние основных стадий термического цикла способов многослойной наплавки на упрочнение хромовольфрамового металла и стойкость против образования холодных трещин. Установлено, что максимальное упрочнение наплавленного металла (твёрдость \geq HRC64) можно достичь путём комплексного легирования углеродом, хромом, вольфрамом, азотом и алюминием (наплавленный металл типа стали Р18) и применения скоростей охлаждения, превышающих критические закалочные. Легирование азотом и алюминием (0,68 и 1 % соответственно) способствует измельчению аустенитного зерна, что благоприятно сказывается на увеличении стойкости против образования холодных трещин.

Показано, что применение предварительного подогрева с температурой $Mn + (50-100)^\circ C$ обеспечивает нахождение металла в аустенитном состоянии в процессе наплавки и приводит к стабилизации аустенита, увеличивающей количество остаточного аустенита в наплавленном металле, что повышает стойкость против образования холодных трещин.

Доказана возможность использования явления релаксации временных напряжений в интервале температур мартенситного превращения для уменьшения склонности наплавленного металла к образованию холодных трещин. Показано, что в релаксации временных напряжений определяющая роль принадлежит эффекту сверхпластичности в момент мартенситного превращения. Для уменьшения уровня оставшихся в металле напряжений необходимым соответствующим легированием сплава (углеродом, хромом, вольфрамом, азотом, алюминием, никелем и др.) сместить интервал релаксации временных напряжений в область комнатных температур. Наиболее благоприятно на увеличение стойкости против образования трещин сказывается легирование наплавленного металла никелем.

Доказано, что кратковременное снижение температуры подогрева на $(20-100)^\circ C$ ниже Mn приводит к частичной релаксации временных напряжений за счёт эффекта сверхпластичности, что предотвращает образование трещин в процессе многослойной наплавки.

Исследования на установках тепловой микроскопии позволили проследить кинетику изменения фазового состава и формирования временных напряжений в процессе нагрева и охлаждения по заданному термическому циклу наплавки.

Изменение фазового состава наплавленного металла можно оценить как при непосредственном наблюдении, так и по косвенным данным (микротвёрдости, размеру аустенитного зерна, величины карбидной фазы).

Оценка склонности наплавленного металла к образованию холодных трещин, проводимая на основе анализа кинетики формирования временных напряжений в жестко закрепленных образцах, может служить только для сравнения между собой различных сварочных материалов, способов и режимов наплавки. Данный метод оценки свариваемости относится к косвенным, при котором сварочный процесс заменен другим, имитирующим его процессом. Косвенные методы испытания следует рассматривать только как предварительные. Результаты их должны быть проверены путем прямых испытаний.

Данные, полученные при исследованиях на установках тепловой микроскопии, проверялись нами путем наплавки по разработанным способам заготовок диаметром 100 мм порошковыми прово-

локами разного химического состава. Оптимальное сочетание свойств наплавленного металла и низкого уровня остаточных напряжений обеспечивает наплавка порошковой проволокой ПП–P18ЮН, легированной углеродом, хромом, вольфрамом, алюминием, азотом и никелем. Температура подогрева снижается по сравнению с другими исследуемыми составами порошковых проволок до 230 °С.

При плазменной наплавке с сопутствующим охлаждением и температурой подогрева, равной 230 °С, трещины образуются в металле, наплавленном порошковой проволокой ПП–3Х2В8, ПП–4Х4В10Ю и ПП–P18Ю, дополнительно легированной кобальтом. Наплавка порошковой проволокой типа ПП–P18ЮН обеспечивает получение плотного металла. Холодные трещины в нем не обнаружены. Свойства наплавленного металла приближаются к свойствам закаленных сталей. Количество карбидного осадка, состав карбидов наплавленного металла типа P18 в зависимости от условий наплавки показан на рисунке 2.

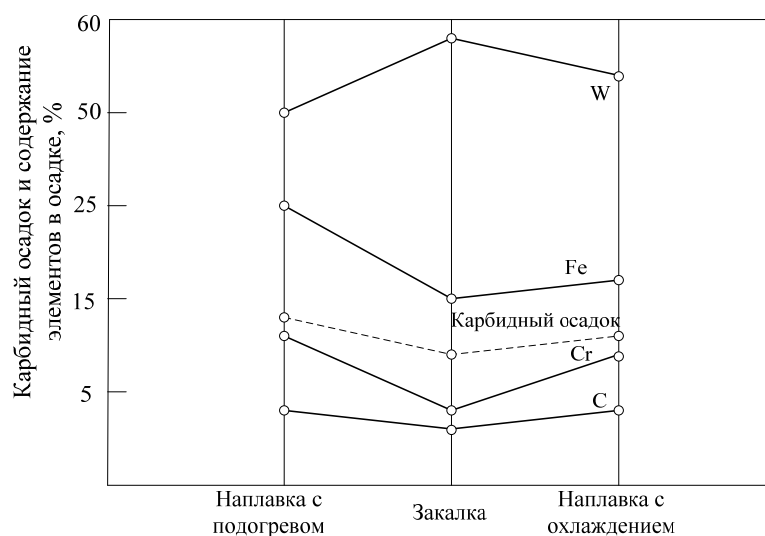


Рис. 2. Количество карбидного осадка, состав карбидов наплавленного металла типа P18 в зависимости от условий наплавки

Из данных рисунка 2 видно, что при медленном охлаждении, рекомендуемом для предотвращения образования холодных трещин в наплавленном металле [2], происходит увеличение количества выделившихся карбидов и обеднение аустенита. В закаленном наплавленном металле количество карбидов уменьшается, а, следовательно, увеличивается степень легированности твердого раствора. Это позволяет значительно увеличить твердость при последующем отпуске закаленного металла. Плазменная наплавка с низкотемпературным подогревом и сопутствующим охлаждением позволяет получать металл в состоянии, приближающемся к закаленному непосредственно по окончании процесса, что позволяет исключить процесс последующей закалки и упростить технологию получения наплавленного металла с высокой твердостью. Последующий отпуск увеличивает вторичную твердость. Некоторое увеличение карбидного осадка и содержание углерода и хрома в нем объясняется, по-видимому, выделением дополнительных карбидов, происходящим при повторном нагреве отдельных участков при наплавке [3].

Промышленные испытания в реальных заводских условиях подтвердили результаты прямых и косвенных исследований свойств наплавленного теплостойкого металла. Установлено, что изготовленные с применением плазменной наплавки активного слоя теплостойкими сталями высокой твердости рабочие валки стана холодной прокатки 6/100X315 полностью пригодны для условий прокатки и равнения труднодеформируемых сплавов и сталей приповышении в 1,5...2,0 раза стойкости по сравнению с серийными валками.

Повышение износостойкости наплавленных валков можно объяснить наличием в структуре мелкодисперсных карбидов M_6C и MC . Наличие в поверхностном слое наплавленных валков сжимающих напряжений и отсутствие резкого перехода сжимающих напряжений в растягивающие является, вероятно, одним из факторов, способствующих повышению износостойкости.

Выводы

Прямые испытания показали, что данные косвенных испытаний могут применяться при разработке новых способов наплавки и наплавочных материалов. Косвенные испытания на образцах позволяют разработать наплавочные материалы с желаемым комплексом свойств, выбрать термический цикл, обеспечивающий получение необходимых свойств наплавленного металла. Насколько достоверно имитируется процесс наплавки, можно судить при прямых испытаниях, оценивая свойства наплавленного металла (его твердость, наличие или отсутствие трещин, величину аустенитного зерна, состав и количество структурных составляющих).

Промышленные испытания в реальных заводских условиях подтвердили результаты прямых и косвенных исследований свойств наплавленного теплостойкого металла.

Литература.

1. Герасимова Л.П. Контроль качества сварных и паяных соединений: справочное издание /Л.П. Герасимова – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 376 с.
2. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин – Харьков: Metallurgizdat, 1961, – 421с.
3. Малушин Н.Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 358 с.

КРИТЕРИИ ВЫБОРА ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА ПРИ НАПЛАВКЕ ТЕПЛОСТОЙКИМИ СТАЛЯМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Н.Н. Малушин, к.т.н., доц., В.Л. Осетковский, инж., Д.В. Валуев**, к.т.н., доц. ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», 654007, г. Новокузнецк ул. Кирова, 42 т.46-32-91, факс: (8-3843) 46-57-92, E-mail : n malushin@mail.ru*

**ОАОЕвразЗСМК, г. Новокузнецк, E-mail : Vasiliy .osetkovskiy@evraz.com*

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета 652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-22-48. E-mail: valuevden@rambler.ru*

Анализ существующей технологии наплавки быстрорежущими хромовольфрамовыми сталями показал:

1. Применение высокотемпературного подогрева приводит к получению продуктов диффузионного распада, аустенита, обладающих низкой твердостью и износостойкостью.
2. Для увеличения твердости и износостойкости требуется последующая закалка наплавленных деталей, что не всегда возможно реализовать на практике.

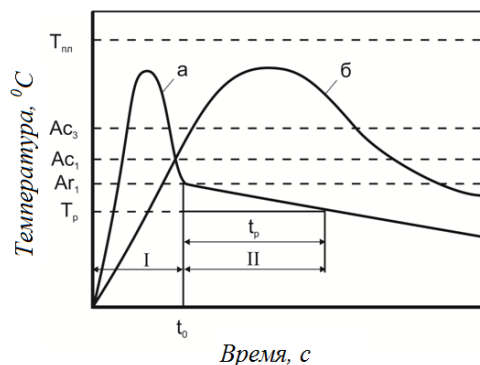


Рис. 1. Схема «идеального» «а» и обычного «б») термических циклов сварки: Ar_1 и T_p – начальная и конечная температура распада аустенита в заданной области; t_p – время распада аустенита

3. Актуальной является разработка новых способов наплавки теплостойких сталей высокой твердости, которые исключали бы недостатки существующей технологии.

4. В то же время, как показывает проведенный анализ термических циклов некоторых способов сварки и наплавки, имеются предпосылки для получения наплавленного металла в состоянии, приближающемся к закаленному с высокой стойкостью против образования холодных трещин. Предпосылки для разработки способов многослойной наплавки закаливающимися быстрорежущими сталями изложены в работах [1,4,5].

Целью работы является обоснование выбора параметров термического цикла при наплавке теплостойкими сталями высокой твердости

деталей металлургического оборудования.

Нельзя не согласиться с авторами в том, что наиболее простым и эффективным способом борьбы с холодными трещинами является регулирование термического цикла наплавки путем выбора соответствующих методов и режимов [1,3]. Практическое осуществление термических циклов, близких к рекомендуемому авторами [1,3] «идеальному», сопряжено с применением весьма мало-производительных режимов наплавки, высокотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева.

Осуществление идеального цикла требует больших затрат труда и средств. Рекомендуемое замедленное охлаждение наплавленного металла ниже точки A_1 с целью смещения превращения переохлажденного аустенита в область высоких температур влечет за собой получение низкопрочных, но более пластичных продуктов распада аустенита. Это в свою очередь приводит к необходимости проведения закалки наплавленной детали для повышения эксплуатационных характеристик наплавленного слоя. Операция закалки биметаллического изделия, вследствие различия теплофизических свойств наплавленного слоя и сердцевины, представляет сложную задачу, так как при этом также образуются закалочные трещины. Схема «идеального» и обычного термических циклов сварки и наплавки показана на рисунке 1.

Для получения высоких служебных характеристик наплавленного слоя и снижения затрат необходимо разработать способы, позволяющие совмещать наплавку с закалкой. Термический цикл при наплавке закаливающихся сталями должен сочетать в себе все то лучшее, что уже накоплено в теории и практике наплавочных работ. Для повышения стойкости наплавленных деталей против образования холодных трещин на первой стадии термического цикла необходимо предупредить развитие перегрева в околшовной зоне и возникновение грубой столбчатой структуры в металле наплавки. Это положение используется при сварке термически упрочненных сталей за счет регулирования параметров термического цикла сварки путем сокращения времени нагрева и повышения скорости охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита. Принято считать [1-3] и с этим нужно согласиться, что наличие большого количества аустенита, а также некоторое количество δ -феррита обуславливает высокую сопротивляемость наплавленного металла образованию холодных трещин. Этим объясняется высокая стойкость высокомарганцевого наплавленного металла типа стали Г13 против образования холодных трещин. Поэтому на второй стадии термического цикла необходимо сохранение аустенитной структуры наплавленного металла до окончания процесса наплавки. Аустенитный наплавленный металл не склонен к образованию трещин, следовательно, в процессе наплавки их можно будет не опасаться. Сохранению аустенитной структуры наплавленного металла в процессе наплавки должно быть уделено особое внимание при разработке новых способов многослойной наплавки закаливающихся быстрорежущими сталями. После завершения наплавки необходимо провести охлаждение наплавленного металла, которое обеспечит протекание мартенситного превращения, но при этом возможно образование холодных трещин. До настоящего времени борьба с ними основывалась на предотвращении мартенситного превращения путем медленного охлаждения наплавленной детали в теплом коробе или в печи. Для нас этот путь не приемлем. Произвести закалку и избежать при этом трещин, на наш взгляд, можно, используя эффект кинетической пластичности (сверхпластичности) при мартенситном или бейнитном превращении. Эффект кинетической пластичности успешно используется при многопроходной сварке для обеспечения заданной геометрии свариваемых деталей и снижения остаточных напряжений при сварке конструкций, которые не подвергаются последующей термической обработке [4,5]. Данный эффект может быть с успехом применен, на наш взгляд, в предлагаемых способах наплавки быстрорежущими сталями для снижения трещинообразования наплавленного металла. Сварочные термические циклы при многослойной наплавке закаливающихся сталей, при сварке термоупрочненных сталей и при электронно-лучевой сварке показаны на рисунке 2.

Эффект сверхпластичности может привести к релаксации временных напряжений в интервале мартенситного превращения, но, если точки начала и конца превращения будут расположены высоко, то в интервале M_r – комнатная температура также возможно образование холодных трещин вследствие роста термических напряжений при охлаждении металла в δ -области. Для уменьшения уровня остаточных напряжений необходимо предотвратить рост временных напряжений путем уменьшения величины интервала температура окончания релаксации напряжений – комнатная температура. С этой целью необходимо разработать наплавочные материалы для предлагаемых способов наплавки с низко расположенными точками мартенситного превращения.

При разработке способов многослойной наплавки быстрорежущими сталями необходимо также учесть возможное влияние водорода на образование холодных трещин в наплавленном металле. Для этого следует уменьшить количество водорода в наплавленном металле [1-3]. С этой целью необходимо предусмотреть очистку наплавляемых заготовок от ржавчины, прокатку электродных материалов, применение защитных газов повышенной чистоты, введение в состав электродных материалов соединений, способных связывать водород в трудно диссоциирующие соединения, например в HF и т. п. При соблюдении этих мер образования холодных трещин в наплавленном хромовольфрамовом металле можно не опасаться.

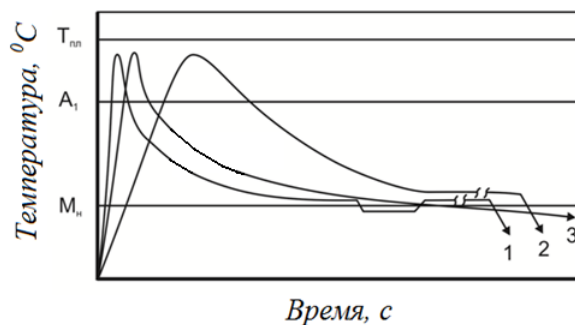


Рис. 2. Сварочные термические циклы:

- 1 – при многослойной наплавке закаливающих сталей;
2 – при сварке термоупрочненных сталей; 3 – при электронно-лучевой сварке

Для проверки данного положения мы определили содержание водорода в наплавленном хромовольфрамовом металле различного состава в широком диапазоне режимов наплавки. Состав наплавленного металла изменялся от теплостойкой стали 3X2B8 до быстрорежущей стали P18. Наплавленный металл получали при помощи плазменной наплавки на обратной полярности с нетоковедущей присадочной проволокой. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Были предприняты меры для уменьшения количества водорода в наплавленном металле. С этой целью производилась тщательная зачистка наплавляемых заготовок от ржавчины, прокатка порошковой проволоки, применялись защитные газы повышенной чистоты. Порошковая проволока содержала в своем составе кремнефтористый натрий (Na_2SiF_6).

Производилась многослойная наплавка колец шириной 100 мм. Толщина наплавленного слоя составляла 10–12 мм. Наплавка осуществлялась по двум схемам: в первом случае без предварительного подогрева, во втором с подогревом до температуры 600 °С и замедленным охлаждением после наплавки. В первом случае наблюдались поперечные холодные трещины, а в некоторых случаях даже отслоения наплавленного кольца. При наплавке с подогревом холодные трещины не обнаружены. В обоих случаях определяли содержание водорода в наплавленном металле методом вакуум – нагрева на установке Баталина и на экскалографе ЕАН–220 фирмы «Бальцерс». Установлено, что содержание водорода колеблется в пределах 0,3–0,6 см³/100 г наплавленного металла при допустимом содержании водорода в высоколегированном наплавленном металле 2 см³/100 г металла [6]. По исследованиям Фрумина И.И., содержание водорода при наплавке порошковой проволокой ПП–3X2B8 также не превышает 2 см³/100 г [1].

Такое низкое содержание водорода в хромовольфрамовом наплавленном металле, а также тот факт, что в случае наличия трещин и при их отсутствии содержание водорода примерно одинаково, говорит о том, что водород в данном случае не является ответственным за образование холодных трещин. Проведенные исследования позволяют предположить, что в образовании холодных трещин в хромовольфрамовом металле главную роль играют закалочные явления, связанные с протеканием мартенситного превращения. Этот вывод подтверждают также данные Геллера Ю.А. о низком содержании водорода в инструментальных сталях [9]. Поэтому при разработке способа наплавки теплостойких сталей высокой твердости необходимо особое внимание уделить выбору термического цикла наплавки и изучению протекания мартенситного превращения в них.

Изложенные выше соображения о желаемом термическом цикле послужили основой при разработке новых способов наплавки теплостойкими сталями высокой твердости.

В разработанных на кафедре металлургии и технологии сварочного производства Сибирского государственного университета способах наплавки теплостойких сталей высокой твердости для предотвращения образования холодных трещин предложено использовать эффект кинетической пластичности («сверхпластичности»). Проявление эффекта кинетической пластичности в процессе мартенситного или бейнитного превращения было отмечено при исследованиях свойств наплавленного теплостойкими сталями высокой твердости металла на установках тепловой микроскопии типа ИМАШ. Результаты исследования показали, что в инструментальных закалывающихся сталях наблюдается эффект повышенной пластичности в момент протекания мартенситного превращения [7,8].

Особенностью предложенных способов наплавки является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{\text{под}} = 230 - 280 \text{ }^{\circ}\text{C}$). Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта кинетической пластичности в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Особенность предлагаемого термического цикла наплавки заключается в трех его стадиях. Первая обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур. Она может быть реализована применением высококонцентрированных источников нагрева (например, сжатой дугой) и сопутствующего охлаждения. Вторая стадия термического цикла обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки. Это достигается применением подогрева с $T_{\text{под}} = M_n + (50 - 100 \text{ }^{\circ}\text{C})$. Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки на третьей стадии термического цикла путем временного снижения $T_{\text{под}}$ ниже температуры M_n . При этом временные напряжения снижаются за счет частичной релаксации в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Это позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низким уровнем остаточных напряжений [3].

Основой способа многослойной плазменной наплавки является соблюдение определенного термического цикла [7]. Применительно к случаю плазменной наплавки прокатных валков быстрорежущими теплостойкими сталями термический цикл наплавки должен иметь следующие характеристики:

- а) скорость нагрева должна быть максимально возможной в интервале температур $750^{\circ}\text{C} - T_{\text{пл}}$;
- б) время пребывания при температурах выше точки A_1 должно быть как можно меньше и для быстрорежущей стали типа P18 не должно превышать 60 с;
- в) скорость охлаждения в интервале $T_{\text{пл}} - M_n + (50 - 100)^{\circ}\text{C}$ должна быть выше критической, равной $3^{\circ}\text{C}/\text{с}$, что позволяет предотвратить процесс распада высоколегированного аустенита;
- г) температура подогрева в процессе наплавки не должна опускаться ниже $M_n + (50 - 100)^{\circ}\text{C}$, что для стали P18 составляет $230 - 280^{\circ}\text{C}$.

Предотвращение образования холодных трещин в наплавленном металле достигается кратковременным снижением температуры подогрева на $20 - 100^{\circ}\text{C}$ ниже M_n перед нанесением слоя, в котором в процессе наплавки возникают трещины. Снижение уровня временных напряжений происходит за счет их частичной релаксации в момент протекания мартенситного превращения, сопровождающегося возникновением аномальной пластичности наплавленного металла. После выполнения наплавки всех слоев деталь необходимо охладить до комнатной температуры. Быстрорежущие стали являются самозакалывающимися, поэтому охлаждение наплавленной детали на воздухе обеспечивает получение закаленной структуры. Для получения высокой твердости и износостойкости проводится последующая термическая обработка в виде 4-х кратного отпуска при 580°C [8].

Правильность выдвинутых предпосылок проверялась путем записи реальных термических циклов наплавки. Измерение и контроль теплового состояния изделия при плазменной наплавке тел вращения осуществляли при помощи специально разработанного устройства платина-платинородиевыми термодарами. Были записаны термические циклы при плазменной наплавке рабочих валков стана 6/100x315 порошковой проволокой ПП-Р18ЮН. Режим наплавки рабочих валков стана холодной прокатки диаметром 100 мм и длиной бочки 315 мм: $I_{\text{св}} = 280 \dots 280 \text{ А}$, $U_{\text{д}} = 50 \dots 55 \text{ В}$, скорость наплавки $v_n = 18 \text{ м/ч}$, скорость подачи порошковой проволоки $v_{\text{п.пр.}} = 60 \text{ м/ч}$, смещение с зенита $10 \dots 12 \text{ мм}$, длина дуги $l_{\text{д}} = 20 \text{ мм}$, расход защитного газа азота $Q_{\text{защ. N}} = 20 \dots 22 \text{ л/мин}$, расход плазмообразующего газа аргона $Q_{\text{плазм. Ar}} = 6 \dots 8 \text{ л/мин}$. Наплавка производилась на заготовки из стали марки 30ХГСА с присадкой порошковой проволоки ПП-Р18Ю диаметром 3,7 мм.

В качестве основного металла выбрана сталь 30ХГСА, обладающая высоким комплексом механических свойств. Стали типа 30ХГС широко применяются в качестве основного материала при изготовлении деталей с помощью наплавки. Эти стали являются закаливающимися, и для предупреждения образования холодных трещин в них необходимо применение предварительного подогрева. Температура подогрева, обеспечивающая отсутствие холодных трещин, составляет $\sim 200^\circ\text{C}$. Такая же примерно температура подогрева рекомендуется при наплавке по разработанному способу. Кроме того, при наплавке по рекомендуемому термическому циклу скорости охлаждения в области минимальной устойчивости аустенита стали 30ХГСА меньше допустимых, равных $2,5 - 6,0^\circ\text{C}/\text{с}$. Поэтому образования холодных трещин в основном металле при наплавке по разработанному способу можно не опасаться.

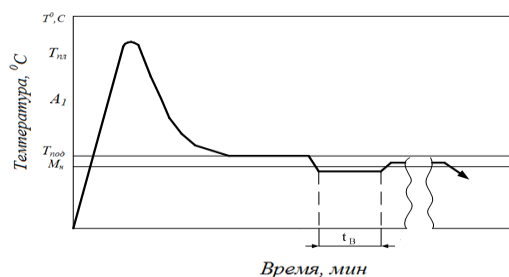


Рис. 3. Схема термического цикла при плазменной наплавке

Рекомендуемый термический цикл для плазменной наплавки прокатных валков изображен на рисунке 3. Такой термический цикл предотвращает образование трещин и обеспечивает высокую твердость наплавленного металла при относительно несложной технологии наплавки.

Наплавка заготовки осуществлялась на установке для плазменной наплавки тел вращения [8]. Установка для плазменной наплавки деталей металлургического оборудования (прокатных валков и роликов), скомпонована из серийно выпускаемого оборудования. Для плазменной наплавки нетоковедущей порошковой проволокой была использована установка, состоящая из манипулятора, задней бабки, модернизированного аппарата А-384 и пульта управления. Источником питания служит выпрямитель аппарата АПР-401У4. В качестве плазмотрона использован плазмотрон, разработанный сотрудниками кафедры и успешно зарекомендовавший себя в эксплуатации [8].

Валки наплавляли плазменной дугой с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18ЮН и ПП-Р18Ю. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот.

Опытно-промышленные партии наплавленных валков при испытаниях показали повышенную (в 1,5 - 2,0 раза) износостойкость. Повышение износостойкости наплавленных валков можно объяснить наличием в структуре мелкодисперсных карбидов M_6C , MC , созданием благоприятного напряженного состояния и сжимающих напряжений поверхностном слое, что обеспечивается предложенным термическим циклом наплавки с помощью разработанных устройств.

Выводы

1. Для изготовления деталей металлургического оборудования (валков, роликов, деталей коксохимического производства и др.) с применением наплавки активного слоя теплостойкими сталями высокой твердости предложен и реализован термический цикл с низкотемпературным подогревом и охлаждением в процессе наплавки.

2. Особенность предлагаемого термического цикла наплавки заключается в трех его стадиях. Первая обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращает рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур. Вторая стадия термического цикла обеспечивает нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии при выполнении всех слоев в процессе наплавки. Это достигается применением подогрева с $T_{\text{под}} = M_n + (50 - 100^\circ\text{C})$. Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки на третьей стадии термического цикла путем временного снижения $T_{\text{под}}$ ниже температуры M_n . При этом временные напряжения снижаются за счет частичной релаксации в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Это позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии с низким уровнем остаточных напряжений

Литература

1. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин – Харьков: Metallurgizdat, 1961, – 421с.
2. Боровушкин И.В. Влияние водорода на образование околошовных трещин при сварке закаливающих сталей / И.В. Боровушкин, Г.Л. Петров – Сварочное производство. – 1966. – №11. – С.13-15.
3. Фролов В.В. Поведение водорода при сварке плавлением / В.В. Фролов – М.: Машиностроение, 1966. – 153с.
4. Кузьмак Е.М. и др. Оптимизация параметров термического цикла сварки термически упрочненной стали 10Г2ФР по ударной вязкости // Сварочное производство – 1976 – №4 – С.18-20.
5. Пат. РФ №339364 Способ многопроходной сварки / Петровичев Н.П. и др. Опубл. 24.05.1972. Бюл. №17.
6. Малушин Н.Н. Причины образования и способы предотвращения холодных трещин в хромовольфрамовом наплавленном металле/Н.Н. Малушин, О.Е. Козырева//Современные проблемы повышения эффективности сварочного производства. Сборник материалов Всероссийской заочной научно- практической конференции. – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2011. –С.153–155.
7. Малушин Н.Н., Валуев Д.В. Термический цикл и устройства для его реализации при плазменной наплавке деталей металлургического оборудования быстрорежущими теплостойкими сталями//Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов IV Международной научно - практической конференции с элементами научной школы для молодых ученых: /Юргинский технологический институт.- Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013.- С.258-262
8. Малушин Н.Н. Технология изготовления прокатных валков плазменной наплавкой теплостойкими сталями высокой твердости// Серия «Фундаментальные проблемы современного материаловедения» Влияние высокоэнергетических воздействий на структуру и свойства конструкционных материалов. В 2-х т. Т.2/Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк, изд-во «СибГИУ». 2013.290-297

**О СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЯХ ПОРЫ ПРИ РАДИАЦИОННОЙ
ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛА**

А.В. Маркидонов, к.ф.-м.н.

Филиал КузГТУ в г. Новокузнецке

654000, г. Новокузнецк, ул. Орджоникидзе, 7, тел. (3843) 46-64-47

E-mail: markidonov_artem@mail.ru

Известно, что воздействие концентрированных потоков энергии при корпускулярном или лазерном излучении на кристаллические структуры приводит к образованию точечных дефектов, при этом их концентрация может значительно превосходить равновесную концентрацию. Основным механизмом релаксации метастабильных ансамблей таких дефектов является нуклеация и кластеризация, и, в частности, образование пор из пересыщенного раствора вакансий [1]. Образование пор может приводить к изменению механических свойств материала, а также его объема.

Так, например, известно, что при радиационном облучении материала наблюдается его распухание (свеллинг), что является одной из основных причин выхода из строя конструкций, эксплуатирующихся в условиях ионизирующих излучений. Распухание обусловлено развитием радиационной пористости вследствие распада пересыщенного раствора вакансий в металле. Считается, что стационарный рост пор возможен благодаря тому, что дислокации и дислокационные петли сильнее взаимодействуют с межузельными атомами из-за их большей подвижности в кристаллической решетке (явление преференса). Движущей силой дальнейшей диффузионной эволюции вакансионных пор является стремление к уменьшению свободной поверхности. При этом различают две тенденции: коалесценция пор с уменьшением их общей поверхности при неизменном объеме, когда пикнометрическая плотность остается постоянной («внутреннее» спекание), и залечивание отдельных пор с увеличением пикнометрической плотности («внешнее» спекание) [2]. Очевидно, что при отсутствии внешних сжимающих напряжений, продуктов ядерных реакций, а также на значительном расстоянии от границ кристалла, схлопывание поры осуществляется после достижения ей некоторого критического размера, когда сферическая полость становится энергетически невыгодной.

Воздействие концентрированных потоков энергии также может приводить к формированию ударных волн, получивших название послекаскадных [3]. Их возникновение обусловлено различием

между временем термализации атомных колебаний в некоторой конечной области и временем отвода из нее тепла. В результате резкого расширения сильно разогретой области формируется почти сферическая ударная волна. Распространение ударных послекаскадных волн может приводить к ряду интересных эффектов: течение бездефектного материала с перемешиванием атомов среды, аномальный массоперенос, бездиффузионные процессы, фазовые превращения, резкое увеличение числа смещений на атом в объеме материала, даже в отсутствие температуры, необходимой для начала процессов диффузии [3] и т.д.

Целью настоящей работы является исследование влияния послекаскадных ударных волн на процессы диффузионной эволюции пор.

Рассматриваемые в работе явления отличает малый размер исследуемых областей, что затрудняет прямые наблюдения. Поэтому наиболее рациональным видится использование методов компьютерного моделирования. В качестве метода компьютерного моделирования был выбран метод молекулярной динамики, в связи с тем, что он позволяет проводить эксперименты с заданными скоростями атомов и сравнивать динамику исследуемых процессов с реальным временем. Исследование проводилось с помощью пакета МД-моделирования XMD (Molecular Dynamics for Metals and Ceramics) [4], очевидным преимуществом которого является широкий набор поддерживаемых потенциалов, сравнительная простота использования и открытость исходных кодов. В качестве потенциальной функции межатомного взаимодействия использовался потенциал Джонсона, рассчитанный в рамках метода погруженного атома (EAM) [5]. Шаг интегрирования равнялся 5 фс.

Температура расчетной ячейки задавалась путем присвоения атомам случайных скоростей в соответствии с распределением Максвелла-Больцмана для указанной температуры. Моделирование проводилось при постоянной температуре (канонический ансамбль). Для сохранения температуры расчетной ячейки использовался термостат Андерсена [6], при этом атомы системы испытывают столкновения с некими виртуальными частицами, в результате чего скорость реальных частиц понижается.

Моделируемый кристаллит золота имел форму параллелепипеда. Ориентация кристаллита задавалась следующим образом: ось X была направлена вдоль кристаллографического направления $\langle 1\bar{1}0 \rangle$, ось Y – вдоль $\langle 11\bar{2} \rangle$, а Z – $\langle 111 \rangle$. В зависимости от проводимого эксперимента вдоль одного из направлений задавались свободные граничные условия, а вдоль остальных – периодические.

Для создания поры в кристаллической структуре задавалась сфера с некоторым радиусом. Затем центр сферы совмещался с одним из узлов решетки, и удалялись все атомы, попадающие в эту сферу. После удаления атомов осуществлялась структурная релаксация расчетной ячейки до прихода системы в состояние с минимальной энергией.

Волны создавались путем присвоения атомам, расположенным на границе расчетной ячейки, скорости вдоль направления X . Плотнупакованное направление было выбрано потому, что из-за наличия механизмов фокусировки энергии, сферическая волна трансформируется во фрагменты плоских волн, распространяющихся именно вдоль плотнупакованных направлений [7].

После выполнения заданного количества шагов компьютерного эксперимента следовала структурная релаксация системы при 0 К. Для визуализации получившейся структуры использовался визуализатор атомных смещений, который представляет собой линии, соединяющие начальное и конечное положение атомов, а также визуализатор наложения плотнупакованных рядов, состоящий из линий, соединяющих атомы в трех плотнупакованных направлениях.

Для начала рассмотрим процесс диффузионной эволюции двух пор равного размера. Среди всех возможных вариантов взаимного расположения пор достаточно рассмотреть лишь два: расположение вдоль плотнупакованного и неплотнупакованного направления. Будем рассматривать наиболее простой вариант, когда поры имеют общее ребро. Необходимо оговорить, что речь идет не о сферах, а о тетрадекаэдрах, так как в ГЦК решетке именно данная форма пор имеет наименьшую поверхностную энергию [8]. Так, на рис. 1 представлены конфигурации пор, состоящих из 38 вакансий, в расчетной ячейке.

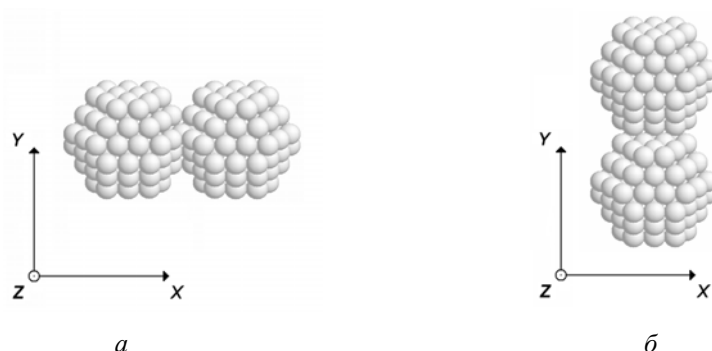


Рис. 1. Сдвоенные вакансионные поры, ориентированные вдоль плотноупакованного (а) и неплотнупакованного (б) направлений кристаллита

При построении изображения на рисунке 1, удалялись все атомы расчетной ячейки, энергия связи которых лежит в пределах $-4.375 \dots -3.875$ эВ (энергия связи в идеальном кристалле равна -3.925 эВ). В дальнейшем, при построении аналогичных изображений, будем использовать те же пределы энергии связи.

Данные конфигурации вакансий остаются стабильными, вплоть до температуры $0.45 \cdot T_{пл}$. При более высоких температурах наблюдается перестройка пор в единый комплекс, представляющий собой недостроенный тетраэдр дефектов упаковки. В идеальном тетраэдре дефектов упаковки четыре грани представляют собой дефекты упаковки вычитания в плоскостях $\{111\}$, а шесть ребер – это вершинные дислокации с вектором Бюргерса $a/6 \langle 110 \rangle$. Как правило, в нашем случае нарушение симметрии тетраэдра заключалось в неполном построении одного из ребер или в отсутствии идеальности одной из вершин (см. рис. 2).

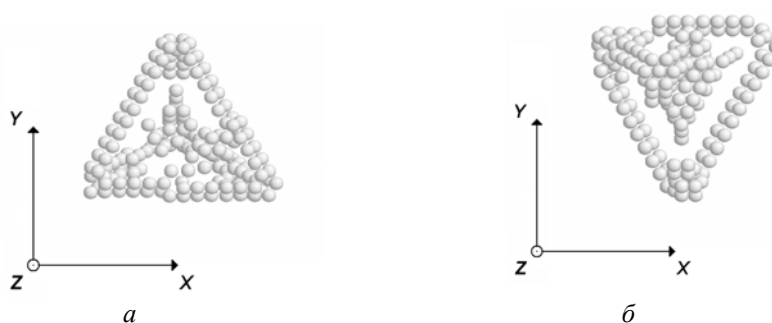


Рис. 2. Вакансионный комплекс, образуемый после структурной релаксации кристалла, содержащего поры, представленные на рис. 1.а, при 900 К (а), и поры, расположенные как показано на рис. 1.б, при температуре 600 К (б). Длительность структурной релаксации составляла 5000 шагов компьютерного эксперимента

Для изучения влияния волн, распространяющихся в кристалле, на процесс слияния вакансионных пор интерес представляют температуры, при которых не происходит самопроизвольная перестройка пор. Поэтому будем задавать начальную температуру расчетной ячейки 300 К. Для создания ударной волны атомам, расположенным на границе расчетной ячейки, сообщалась скорость, в два раза большая скорости звука для золота ($c = 3240$ м/с).

Проведенное исследование показало следующее. Ударные волны могут вызывать различные трансформации вакансионных пор, даже при температуре, недостаточной для начала термоактивации данных процессов. При этом протекающие структурные трансформации зависят от временных интервалов, через которые генерируются ударные волны в расчетной ячейке. Для упрощения задачи в каждом отдельном эксперименте будем генерировать волны через равные временные интервалы. Не последнюю роль играет и ориентация пор в расчетной ячейке. Так, на рис. 3 представлены конфигурации вакансий после генерации в расчетной ячейке, содержащей поры, представленные на рис. 1.б, десяти ударных волн через 500 (рис. 3.а) и 1000 (рис. 3.б) шагов компьютерного эксперимента.

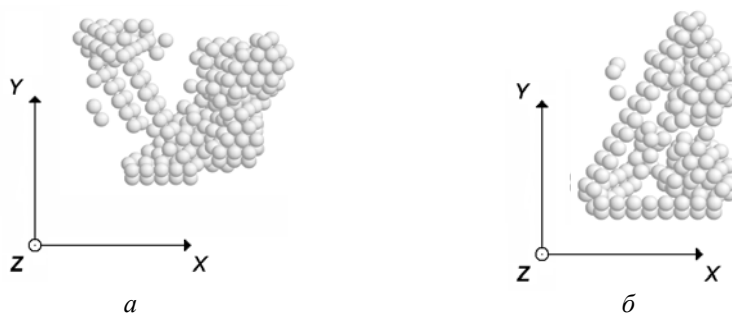


Рис. 3. Вакансионные комплексы, представленные на рис. 1.б, после прохождения десяти волн, генерируемых через 500 (а) и 1000 (б) шагов компьютерного эксперимента

Из рис. 3.а видно, что часть вакансий сместилась в направлении источника волн, тем самым говорить о едином вакансионном комплексе уже не приходится, а на рис. 3.б сформировался комплекс вакансий, представляющий собой неправильный тетраэдр дефектов упаковки. При этом образовавшийся тетраэдр имеет более правильные очертания со стороны источника волн.

Рассмотрим теперь поры, ориентированные в расчетной ячейке вдоль плотноупакованного направления (см. рис. 1.а). В данном случае не удалось получить единый комплекс, так как волна воздействует на поры не равномерно. Основные структурные перестройки происходят в поре, ближе расположенной к источнику волн, а на вторую пору волна практически не оказывает воздействия (см. рис. 4).

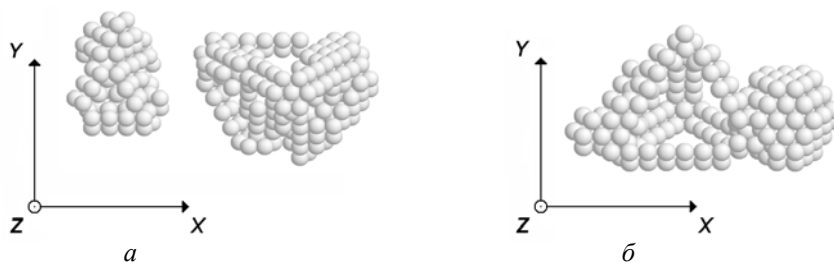


Рис. 4. Вакансионные комплексы, представленные на рис. 1.а, после прохождения десяти волн, генерируемых через 500 (а) и 1000 (б) шагов компьютерного эксперимента

Как видно из рис. 4.а, ударными волнами была отщеплена часть вакансий от первоначального вакансионного комплекса и смещена к источнику волн.

Таким образом, в обоих экспериментах наблюдалось отщепление и последующее смещение части вакансий от «родительских» пор. Рассмотрим данное явление более подробно. Будем генерировать ударные волны в расчетной ячейке, содержащей одиночную пору.

Проведенное исследование показало, что при начальной температуре расчетной ячейки 300 К ударная волна инициирует перестройку одиночной поры, состоящей из 38 вакансий, в двоянный тетраэдр дефектов упаковки. Причем часть вакансий отщепляется от поры, образуя малый тетраэдр, а на месте поры образуется тетраэдр большего размера. Данное отщепление вакансий инициирует ударная волна, поэтому малый тетраэдр располагается перед большим тетраэдром по ходу распространения волны. При 600 К ударная волна вызывает смещение поры, против хода своего распространения. Из рис. 5 видно, что с каждой последующей ударной волной пора, которая постепенно трансформируется в тетраэдр, смещается по направлению к источнику волн.

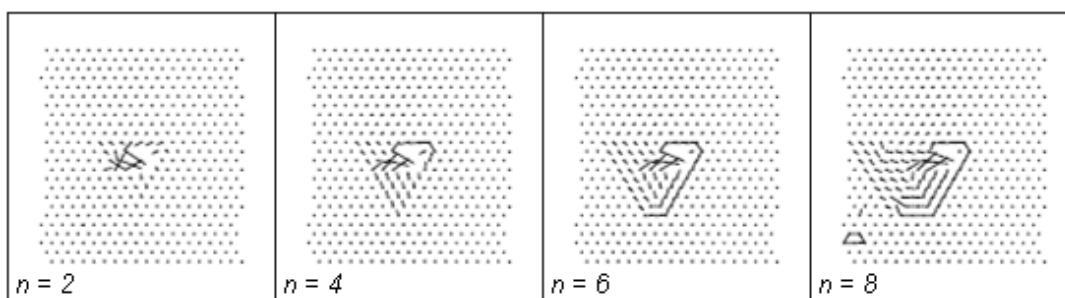


Рис. 5. Атомные смещения вблизи поры, состоящей из 38 вакансий, в зависимости от числа ударных волн (n), прошедших через расчетную ячейку. Температура расчетной ячейки 600 К. Волны распространяются слева направо относительно рисунка

При прохождении ударной волны через пору, состоящую из 337 вакансий, крайние атомы, образующие поверхность поры, выбиваются на расстояния, превышающую ее радиус. В результате чего от поры отщепляется около третьей части вакансий, которые начинают смещаться в направлении, противоположном направлению распространения волны. Перемещение осуществляется за счет того, что волна перекидывает атомы от одного края поры до другого. При этом если температура расчетной ячейки составляет 300 К, то «родительская» пора остается на месте (см. рис. 6), а в случае температуры равной 600 К она начинает разрушаться (см. рис. 7). Разрушение поры, по-видимому, происходит в результате того, что последующие волны отщепляют все новые вакансии, тем самым дробя пору. Также надо отметить, что при 600 К от «родительской» поры отщепляется большее количество вакансий после прохождения волн, чем при температуре 300 К. Часть отщепленных вакансий может образовывать фрагменты тетраэдров дефектов упаковки.

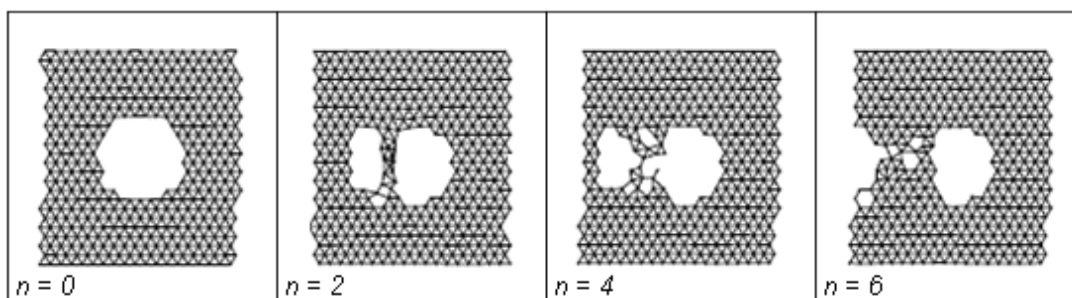


Рис. 6. Структурные изменения поры, состоящей из 337 вакансий, в зависимости от числа ударных волн (n), прошедших через расчетную ячейку. Температура расчетной ячейки 300 К. Волны распространяются слева направо относительно рисунка

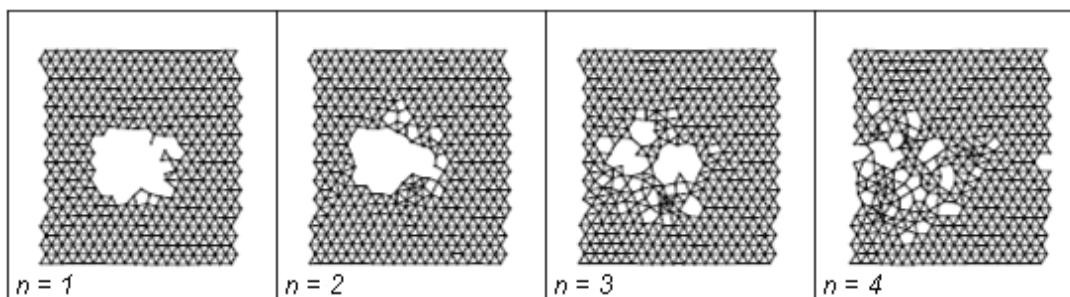


Рис. 7. Структурные изменения поры, состоящей из 337 вакансий, в зависимости от числа ударных волн (n), прошедших через расчетную ячейку. Температура расчетной ячейки 600 К. Волны распространяются слева направо относительно рисунка

В заключение рассмотрим эксперименты с порами разных размеров. Ранее было показано, что при ориентировании вакансионных пор вдоль плотноупакованного направления расчетной ячейки, волна воздействует на ту пору, которая ближе расположена к источнику волн. Очевидно, что при уменьшении размеров данной поры воздействие волны на дальнюю пору будет увеличиваться. При некотором критическом размере ближней поры, волны вызовут структурные перестройки дальней поры, в частности отщепление вакансий, в результате чего возможно объединение пор.

В работе [9] было показано, что малые вакансионные скопления, представляющие собой сдвоенный тетраэдр дефектов упаковки, является наиболее устойчивой конфигурацией вакансий при прохождении через кристаллическую структуру ударных волн, при этом волны преодолевают их с минимальными потерями энергии. Именно такой комплекс будем рассматривать в нашем эксперименте.

Вблизи от поры, состоящей из 236 вакансий, расположим комплекс из 4 вакансий (см. рис. 8). Вакансии расположим с фронтальной стороны поры. Под фронтальной стороной будем понимать ту сторону поры, которая обращена к предполагаемому источнику волн.

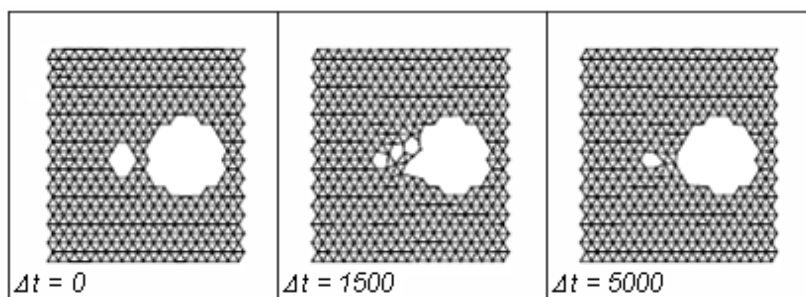


Рис. 8. Фрагмент расчетной ячейки, содержащей пору и малое вакансионное скопление, через определенное количество выполненных шагов компьютерного эксперимента Δt . Представлена плоскость $\{111\}$. Ударные волны распространяются слева направо относительно рисунка

Из рисунка видно, что в результате прохождения ударных волн действительно наблюдается захват порой малого вакансионного скопления. Так, в момент $\Delta t = 1500$ представлена ситуация после прохождения трех ударных волн (волны генерировались через 500 шагов компьютерного эксперимента). Увеличение данного временного интервала в два раза не приводит к желаемому результату, так как не удастся отщепить вакансии от поры. В процессе структурной релаксации пора окончательно поглощает вакансии. К моменту $\Delta t = 5000$ поглощены три вакансии из четырех. Таким образом, можно предположить, что если источники волн располагаются в кристалле произвольно, то с течением времени все малые вакансионные скопления должны быть поглощены порой.

Описанные в настоящей работе эксперименты свидетельствуют о том, что ударные послекаскадные волны могут вызывать различные структурные перестройки вакансионных пор. Так, в зависимости от расположения пор относительно источника волн, интервалов генерации волн, а также размера пор, может наблюдаться либо объединение пор в единый комплекс, либо их дробление на отдельные составляющие.

Развиваемые положения могут найти свое применение, как в радиационном материаловедении, так и при прогнозировании поведения материалов, эксплуатируемых в экстремальных условиях. В частности, известно, что основные пути снижения радиационного распухания конструкционных материалов заключаются в изменении структурного состояния материалов легированием, механической и термической обработками. Возможно, что данная работа может поспособствовать разработке новой методики борьбы с распуханием.

Литература.

1. Мирзоев Ф.Х. Кинетика нуклеации кластеров и формирование наноструктур в конденсированных средах // Сборник трудов ИПЛИТ РАН «Современные лазерно-информационные и лазерные технологии». 2005. С. 62 – 78.
2. Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. Поры в твердом теле. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 376 с.

3. Овчинников В.В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т.178. №9. С.991-1001.
4. XMD – Molecular Dynamics for Metals and Ceramics // [Electronic resource]. Mode of access : <http://xmd.sourceforge.net/about.html>.
5. Johnson R.A. Analytic nearest-neighbor model for fcc metals // Physical Review B. 1988. V.37. №8. P.3924-3931.
6. Andersen H.C. Molecular dynamics simulations at constant pressure and/or temperature // Journal of Chemical Physics. 1980. V.72. №4. P.2384-2394.
7. Гарбер Р.И., Федоренко А.И. Фокусировка атомных столкновений в кристаллах // Успехи физических наук. 1964. Т.83. Вып.3. С.385-432.
8. Палатник Л.С., Черемской П.Г., Фукс М.Я. Поры в пленках. – М.: Энергоатомиздат, 1982. – 216 с.
9. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Обидина О.В. Агрегатизация вакансий, инициированная послекаскадными ударными волнами // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. Т.9. №4. С.548-555.

ТЕХНОЛОГИЯ СОЗДАНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО СВЕРХПЛАСТИЧНОГО СОСТОЯНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

М.М. Мышляев, д.т.н., профессор

*Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Ленинский проспект, 49,
11999,1 Москва, Россия*

1. ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время внимание исследователей и технологов все в большей степени привлекает вопрос о повышении сверхпластичности (СП) материалов. Ее промышленное использование требует совершенствования методов создания мелкозернистого и/или наноструктурного (НС) состояния в материалах, с одной стороны, и понимания механизмов, обеспечивающих максимальное проявление СП с другой. Это требует всестороннего изучения структуры материалов и ее поведения в ходе СП деформации. Данная работа посвящена созданию НС состояния в алюминиевых сплавах и выяснению механизмов пластической деформации, отвечающих сверхпластичному течению в материале.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИЧЕСКИЕ ВОПРОСЫ

Опыты выполнены на СП алюминиевом сплаве Al-5,5%Mg-2,2%Li-0,12%Zr. СП в его обычном состоянии (размер зерен около 10 мкм) отвечают деформация до разрушения $\epsilon = 350\%$ и коэффициент скоростной чувствительности напряжения $m = 0,45$ при деформации растяжением со скоростью $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при 480°C [1, 2].

НС состояние в сплаве формировали последовательным десятикратным равно-канальным прессованием (РКУП) при 370°C по методике, изложенной в [3]. Структуру изучали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ). Образцы для ПЭМ приготавливали по методике, описанной в [4]. Подробное описание ДОРЭ анализа изложено в [5]. Из прессованных прутков изготавливали плоские образцы для механических испытаний на растяжение. Методики изготовления образцов и проведения испытаний описаны в [3].

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Структурное состояние РКУ прессованных прутков

Данному состоянию отвечала зеренная структура. Как правило, зерна были равноосные. В них наблюдались субзерна, дислокации, их сплетения. Часто встречались разорванные и оборванные границы субзерен. При просмотре структуры наблюдались движение дислокаций и миграция границ субзерен.

Были получены статистические данные о размерах зерен (D), разориентации зерен (Θ_z) и субзерен ($\Theta_{сз}$), отвечающих поперечному и продольному сечениям прутка. Первому отвечают средние значения $D = 1,49$ мкм, $\Theta_z = 37,77^\circ$ и $\Theta_{сз} = 3,44^\circ$; второму — $D = 1,37$ мкм, $\Theta_z = 40,21^\circ$ и $\Theta_{сз} = 3,29^\circ$.

В таблице 1 приведены данные по соотношению между малоугловыми (МУ) и высокоугловыми (ВУ) границами разориентации элементов структуры в указанных сечениях прутка.

Таблица 1

Соотношение между малоугловыми и высокоугловыми границами.

Сечения	Доля МУ-границ	Доля ВУ-границ
Поперечное	0,20	0,80
Продольное	0,13	0,87
	Доля МУ-границ	
	$\Theta < 5^\circ$	$\Theta \leq 5^\circ$
Поперечное	0,80	0,20
Продольное	0,79	0,21

Из приведенных данных видно, что для обоих сечений значения характеристик структурных элементов близки, что свидетельствует об однородности структурного состояния в объеме материала.

3.2. Механическое поведение образцов из РКУ прессованных прутков

Растяжение образцов проводили при оптимальной для СП-течения температуре 370°C и скорости деформации 10^{-2} с^{-1} . Наибольшее значение деформации до разрушения составило $\sim 1900\%$.

На рисунке 1 приведена диаграмма, «истинное напряжение σ — истинная деформация ε ». Видно, СП течению отвечают две стадии: за стадией упрочнения следует стадия разупрочнения.

Проведенный анализ показал, что стадии упрочнения отвечает скорость деформации 10^{-2} с^{-1} и энергия активации, равная энергии самодиффузии в зернах, а стадии разупрочнения отвечает скорость деформации 10^{-3} — 10^{-4} с^{-1} и энергия активации, соответствующая энергии самодиффузии по границам зерен и зернограничному проскальзыванию.

Тогда, согласно приведенным и литературным данным, СП течение на стадии упрочнения реализуется за счет дислокационного скольжения внутри зерен [6, 7], а на стадии разупрочнения оно осуществляется по механизму скольжения по границам зерен [8, 9].

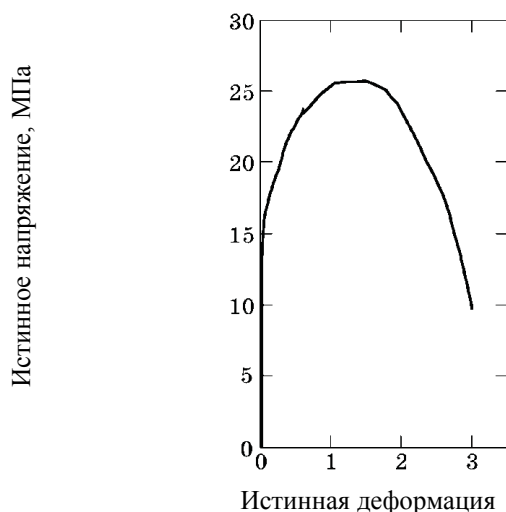


Рис. 1. Зависимость истинного напряжения от истинной деформации

3.3. Поведение структуры при СП течении образцов из РКУ прессованных прутков

Исследование показало, что на стадии упрочнения происходит непрерывная реорганизация структуры в каждом локальном объеме образца при преобладании процессов деформационного упрочнения над процессами динамического возврата и при активном дислокационном скольжении в зернах. В результате зерна становятся вытянутыми.

В ходе дальнейшего СП течения постепенно зерна становились практически глобулярными. Такая структура характерна для стадии разупрочнения и отвечает СП-течению посредством зерно-границного скольжения. Эволюцию структуры иллюстрирует рис. 2.

Были получены статистические данные о характеристиках структуры, отвечающие разным степеням деформации на стадиях упрочнения и разупрочнения. Их средние значения приведены в Табл. 2. Видно, что деформация при СП течении практически не влияет на характеристики структурных элементов.

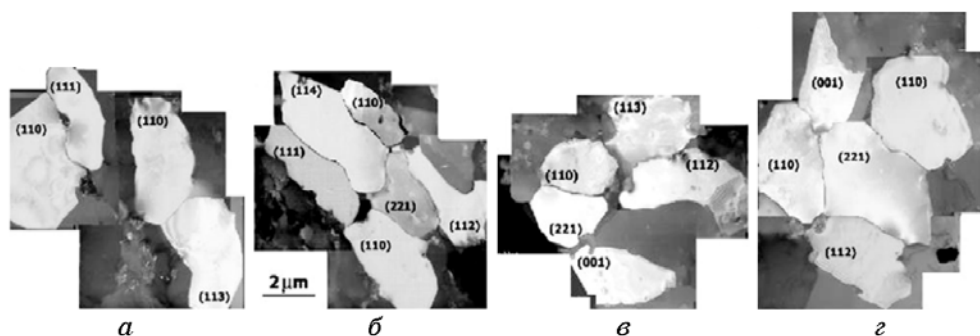


Рис. 2. Темнопольные изображения зеренной структуры. Для некоторых зерен указаны индексы осей зон. Деформация: 110% (а), 300% (б), 900% (в), 1200 % (г)

Таблица 2

Влияние деформации на характеристики структуры

Характеристики структуры	Деформация, %			
	0	100	500	1200
D , мкм	1,49	2,03	2,06	2,07
Θ , градусы	37,77	38,06	38,49	40,04
$\Theta_{сз}$, градусы	3,44	2,99	2,93	2,65

Из приведенных данных следует, что стационарность деформации СП-течения в материале реализуется при структурном состоянии в объеме материала, которому отвечает динамическая стационарность характеристик элементов структуры.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что растяжение при температуре 370°C и скорости деформации 10^{-2} c^{-1} образцов алюминиевого сплава Al-5,5%Mg-2,2%Li-0,12%Zr, находящегося в наноструктурном состоянии после РКУП, приводит к сверхпластичности. Установлено, что СП течению отвечают две стадии: стадия упрочнения и стадия разупрочнения. На стадии упрочнения происходит непрерывная реорганизация структуры в каждом локальном объеме образца при преобладании процессов деформационного упрочнения над процессами динамического возврата и при активном дислокационном скольжении в зернах. Стадия разупрочнения отвечает механизму скольжения зерен по границам.

Литература.

1. I. N. Fridlyander, N. I. Kolobnev, L. V. Khokhlatova, and E. Yu. Semyonova, Aluminium, 5, No. 11: 21 (1990).
2. И. Я. Новиков, В. К. Портной, И. Л. Константинов, Н. И. Колобнев, Металловедение алюминиевых сплавов (Москва: Наука: 1985).
3. М. М. Мышляев, В. В. Шпейзман, М. М. Камалов, ФТТ, 43, № 11: 2015 (2001).
4. С. П. Беляев, В. А. Лихачев, М. М. Мышляев, О. Н. Сеньков, ФММ, 52, № 3:617 (1981).
5. B. L. Adams, S. I. Wright, and K. Kunze, Met. Trans.A, 24A: 819 (1993).
6. В. А. Лихачев, М. М. Мышляев, О. Н. Сеньков, Проблемы механики деформируемого твердого тела: Межвузовский сборник (Ленинград: ЛГУ: 1982), № 14, с. 179.
7. V. A. Likhachev, M. M. Myshlyayev, O. N. Sen'kov, and C. A. Liverore, Lawrence Livermore National Laboratory (1987), p. 1.
8. М. Х. Рабинович, О. А. Кайбышев, В. Г. Трифионов, МиТОМ, № 9: 58 (1981).
9. О. А. Кайбышев, Сверхпластичность промышленных сплавов (Москва: Металлургия: 1984).

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПОГИБИ РЕБРА ДВУХПОЛЬНЫХ ГИБКИХ ПЛАСТИН НА НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ЗА ПРЕДЕЛОМ УПРУГОСТИ

М.О. Моисеенко, к.т.н., доц., О.Н. Попов, к.т.н., доц., Т.А. Трепутнева, инж., ст. преп.

Томский государственный архитектурно-строительный университет

634003, г. Томск, пл. Соляная, 2, тел. (3822) 65-39-37

E-mail: ММО77@mail.ru

В инженерной практике за основу расчета принимают «идеальную модель», не учитывающую начальные погибы системы, а соответственно реальную геометрическую форму и докритическое напряженное состояние. В данном направлении авторами проведен ряд исследований [1].

Многопролетные пластины находят широкое применение в инженерной практике, так как они экономичнее разрезных систем по расходу материала и меньше деформируются.

В представленной работе авторами исследуется вопрос изменения напряженно-деформированного состояния (НДС) при изменении погиби ребра двухпольных гибких пластин постоянной жесткости (Рис.1). Пластина выполнена из материала сталь Ст3. Нагрузка поперечная, равномерно распределенная.

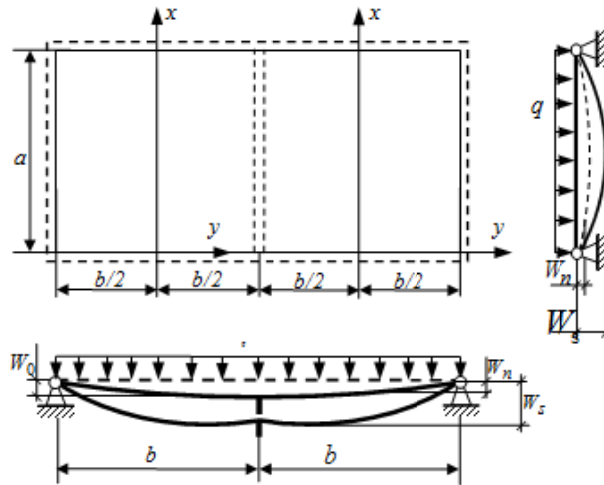


Рис. 1. Расчетная схема

Для полного анализа НДС при расчете учитывалась физическая и геометрическая нелинейности (ФГН).

Решение поставленной нелинейной задачи проводилось через перемещения вдоль координатных осей вариационным методом Ритца, по расчетной схеме метода перемещений, изложенного в работах [2, 3], но с учетом начальной погиби ребер.

В работе [4] освещается вопрос о регулировании усилий в неразрезных жестких пластинах путем смещения уровня опор и изменения жесткости центральных ребер. Отмечается, что за счет соот-

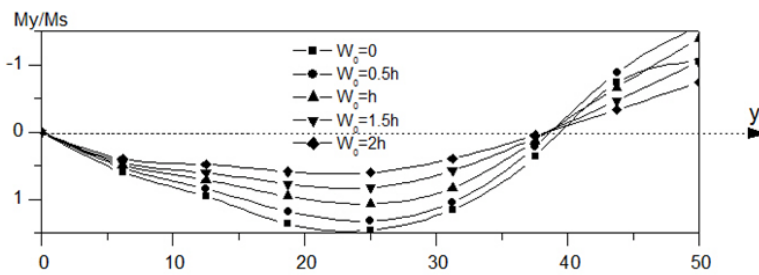


Рис. 2. Эпюры изгибающих моментов при $p=29,76$

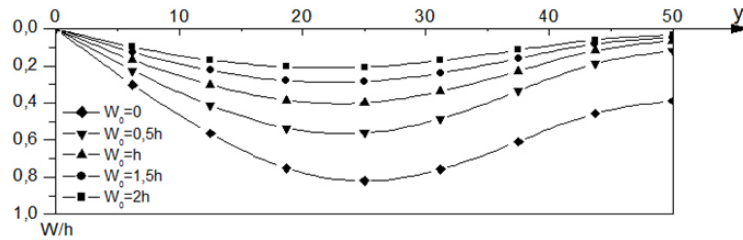


Рис. 3. Эпюры прогибов по оси симметрии пластины, при $p=29,76$

ответствующего смещения уровня опор можно снизить значение расчетного момента более чем на 40%. Рассматривалась только линейная постановка задачи.

А в представленной работе приведены результаты нелинейного расчета с учетом ФГН.

Определялись перемещения, напряжения, изгибающие моменты, приведенная интенсивность деформаций ϵ/ϵ_s при разной начальной погиби ребра W_0 (0; 0,5h; h; 1,5h; 2h).

Изменение изгибающего момента в продольном направлении при разной начальной погиби, за пределом упругости, показано на рис. 2. Как видно из приведенных эпюр: с увеличением начальной погиби изгибающие моменты уменьшаются.

Эпюры прогибов по оси симметрии в зависимости от начальной погиби приведены на рис. 3, при приведенной нагрузке $p=29,76$ ($p=qb^4/Eh^4$). С увеличением начальной погиби прогибы пластины под нагрузкой уменьшаются.

Жесткость рассматриваемых двухпольных пластин можно проанализировать по графикам зависимости нагрузка – начальная погибь в центре панели и на ребре. С увеличением начальной погиби прогибы в центре панели (рис. 4) и на ребре (рис. 5) под нагрузкой уменьшаются.

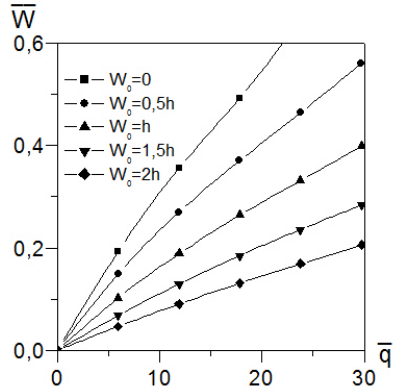


Рис. 4. График зависимости нагрузка - погибь в центре панели ($p=29,76$)

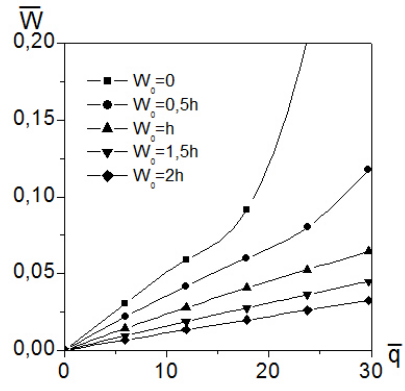


Рис. 5. График зависимости нагрузка - погибь на ребре ($p=29,76$)

Напряженное состояние нижних волокон пластин характеризуется эпюрой приведенной интенсивности деформаций $-e/e_s$ по оси симметрии двухпольной пластины при нагрузке $p=29,76$ (рис. 6).

Из анализа результатов расчета, представленных графиками зависимости приведенная интенсивность деформаций – нагрузка для нижних волокон в центре панели (рис. 7) и

для верхних волокон в центре пластины (рис. 8), следует: с увеличением начальной погиби напряженное состояние в указанных выше точках уменьшаются.

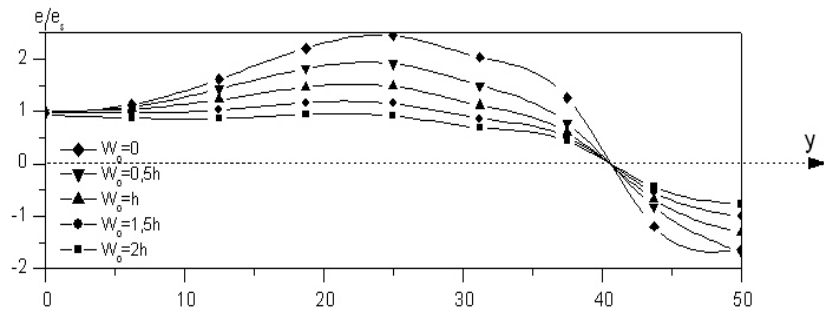


Рис. 6. Эпюры интенсивностей деформаций ($p=29,76$) по оси симметрии панели

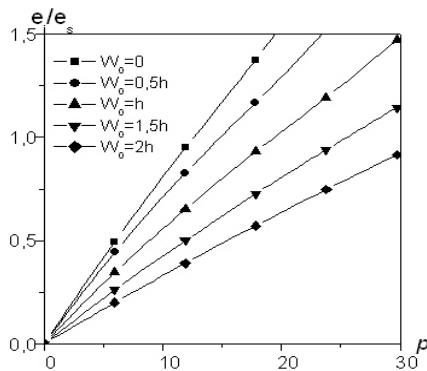


Рис. 7. Графики зависимости интенсивности деформаций от нагрузки в центре панели

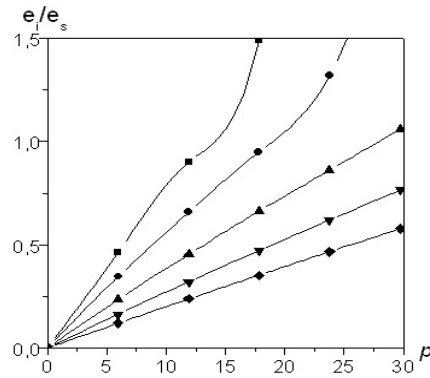


Рис. 8. График зависимости нагрузка – интенсивность деформаций в центре пластины

Развитие зон пластичности по полю и толщине рассматриваемой подкрепленной двухполюной пластины приведены на рис. 9.

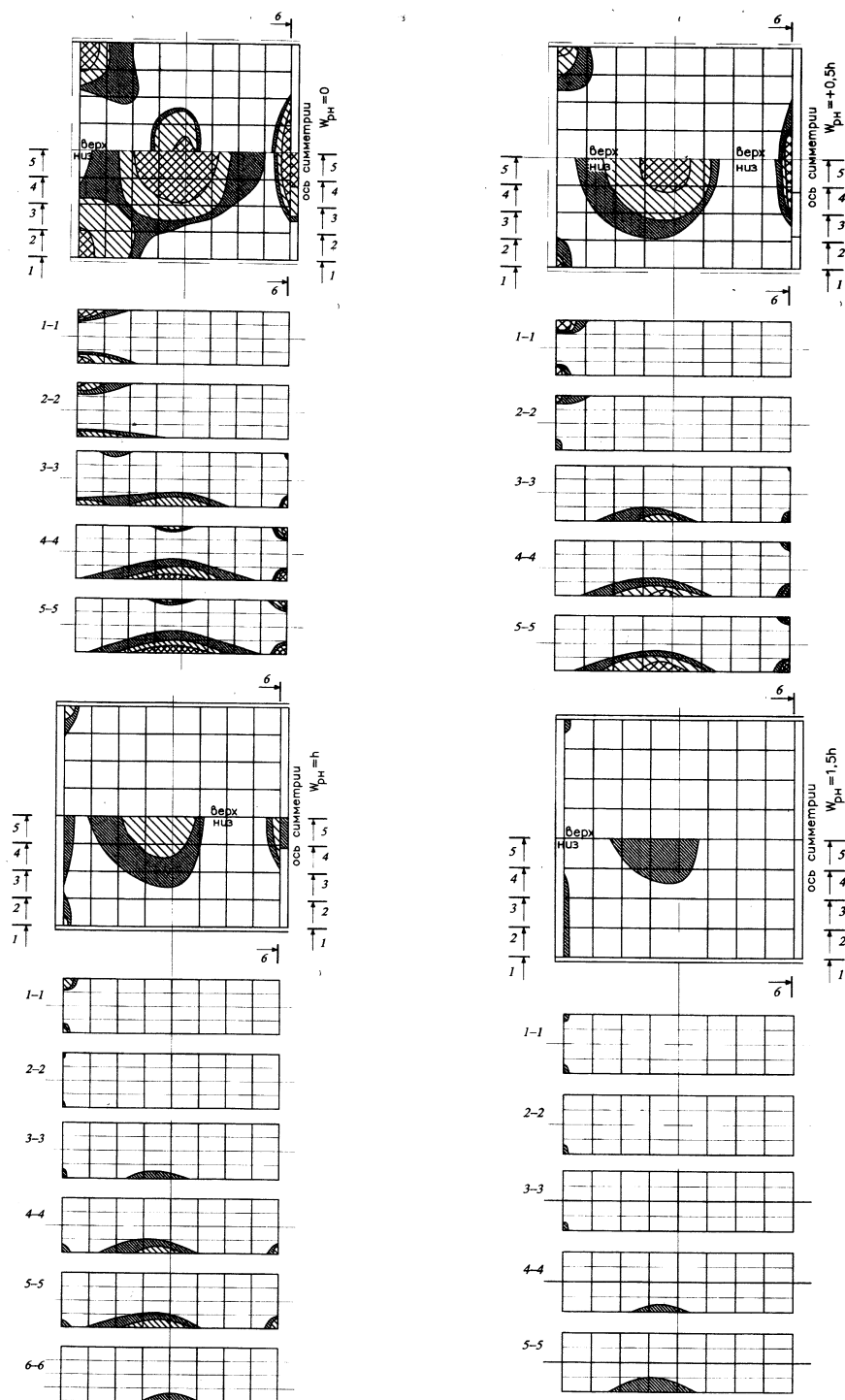


Рис. 9. Эпюры развития зон пластичности по полю и толщине симметрично подкрепленной двухполюной пластины по оси симметрии, с разной начальной погибью на центральном ребре при $p=17,856; 23,81; 29,76$

Для более ясной картины изменения НДС двухполюной пластины построены эпюры прогибов (рис. 10) и эпюры интенсивности деформаций ϵ/σ_s (рис. 11) от возрастающей нагрузки ($p=5,94; 11,88; 17,856; 23,81; 29,76$) при разной начальной погиби W_0 .

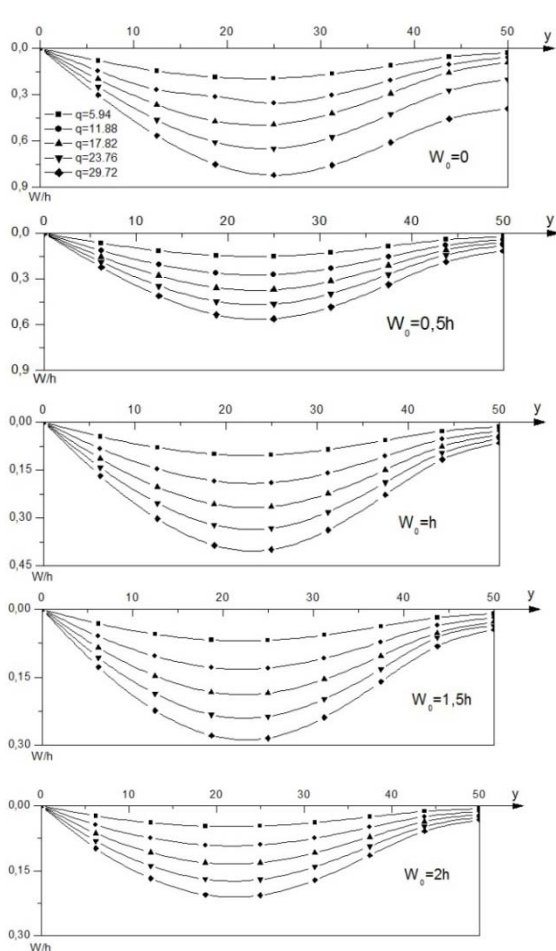


Рис 10. Эпюры прогибов от нагрузки ($p=5,94; 11,88; 17,856; 23,81; 29,76$) в левой панели по оси симметрии при разном значении начальной погиби ребра W_0

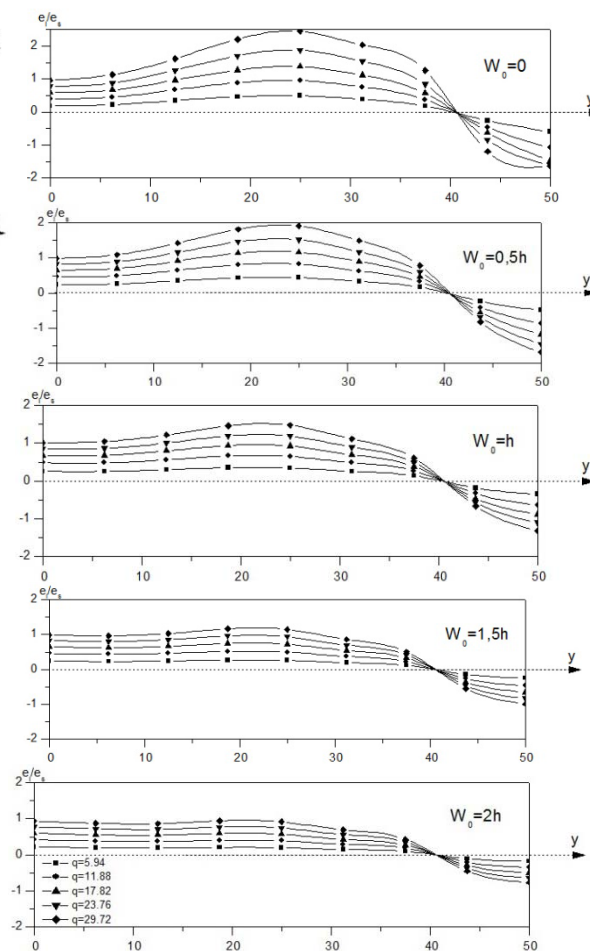


Рис 11. Эпюры интенсивностей деформаций от нагрузки ($p=5,94; 11,88; 17,856; 23,81; 29,76$) в левой панели по оси симметрии при разном значении начальной погиби ребра W_0

Заключение

1. Определенное изменение начальной погиби центрального ребра жесткости позволяет снизить значение НДС пластины.
2. В двухпролетных пластинах можно исключить появление зон пластичности за счет изменения начальной погиби центрального ребра жесткости, при определенном уровне загрузки.
3. Расчет двухпролетных гибких пластин необходимо вести по геометрически нелинейной теории, так как начальная погибь и прогибы сравнимы с толщиной пластины.

Литература

1. Моисеенко, М.О. Определение напряженно-деформированного состояния в предварительно напряженных двухпролетных гибких пластинах от смещения опор при действии поперечной нагрузки / М.О. Моисеенко, О.О. Морозова, О.Н. Попов, Т.А. Трепутнева // Известия вузов. Физика. – Томск, 2013. - № 7/3. – С. 182-184.
2. Моисеенко, М.О. Метод расчета разномодульных прямоугольных тонкостенных элементов конструкций с разрывными параметрами с учетом нелинейностей. Диссертация на соиск. уч. степ. к.т.н. (05.23.17). ТГАСУ. Томск, 2004. – 180 с.
3. Попов, О.Н. Нелинейные задачи ребристых оболочек / О.Н. Попов, А.П. Малиновский, М.О. Моисеенко – Томск: Изд-во Томск. гос. архит.-строит. ун-та, 2004. – 172 с.
4. Илизаров, А.Г. Определение изгибающих моментов в предварительно-напряженных двухпролетных пластинах / А.Г. Илизаров // Известия вузов. Строительство и архитектура. – Новосибирск, 1976. - № 6. – С. 60-67.

ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ЕГО СИЛОВОМ И ТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ

*Р.Ю. Некрасов**, к.т.н., доц., *А.А. Стариков**, ассистент, *М.А. Корчуганов***, аспирант

**Тюменский государственный нефтегазовый университет*

625000, г. Тюмень, ул. Володарского 38, тел. (3452)-41-24-65

E-mail: syncler@mail.ru

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)62248

E-mail: maksim_korchuganov@mail.ru

Работоспособность сборного режущего инструмента определяется его напряженно-деформированным состоянием под действием системы сил резания и сил закрепления сменных режущих пластин (СРП), а также условиями термомеханического нагружения пластин под действием температурных нагрузок, определяемых условиями взаимодействия с обрабатываемым материалом в процессе механообработки [1].

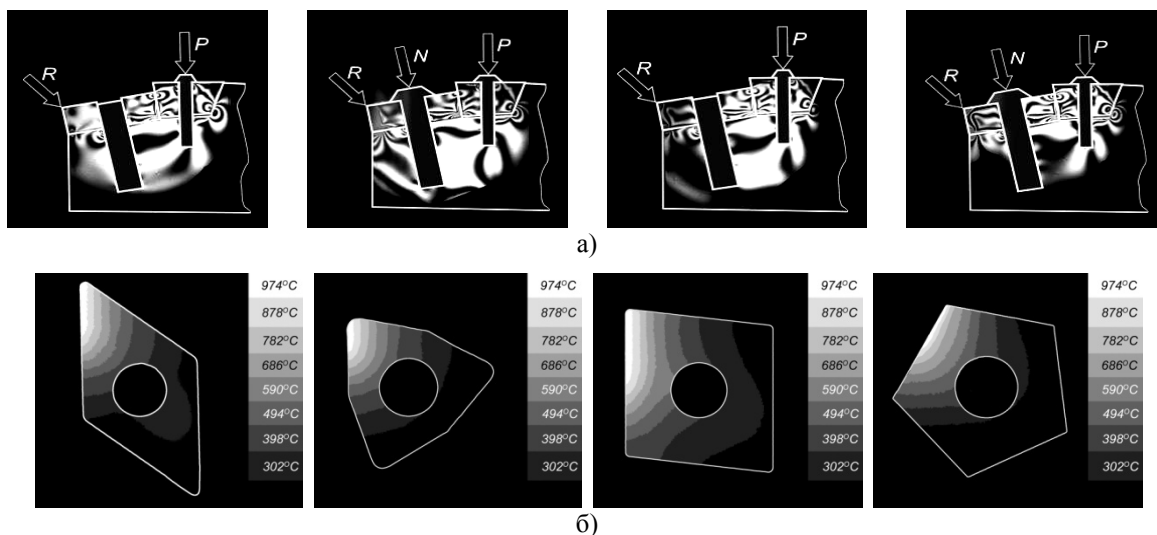


Рис. 1. Интерференционные картины полос в конструкциях (а) и термограммы в СРП (б) при различных режимах нагружения сборного режущего инструмента

Контактное взаимодействие рабочих поверхностей СРП и обрабатываемого материала, приводит к нагреву пластин, и возникновению в них температурных полей (см. рис. 1, б), которые в ходе экспериментальных исследований фиксировались с использованием специальной системы регистрации их ИК-излучения. Соответствующие температурные изменения физико-механических и теплофизических свойств материалов СРП предопределяют необходимость перерасчета распределения деформаций и напряжений в СРП с учетом нелинейности изменений модуля упругости, коэффициента Пуассона и других прочностных параметров инструментальных металлокерамических твердых сплавов *WC-Co*, *WC-TiC-Co* и др., что в работе реализовано с использованием МКЭ [2, 3, 5].

Учитывая вариации параметров прочности инструментальных металлокерамических сплавов, а также вариации контактных нагрузок на рабочих поверхностях СРП в процессе резания, определены характеристики вариаций соответствующих эквивалентных напряжений σ_{η} , в пластинах, которые установлены с использованием критерия Писаренко-Лебедева (см. рис. 2, а).

В соответствии со схемой, представленной на рис. 2, в работе проведена оценка величин коэффициентов n запаса прочности СРП сборного инструмента, что позволило дать вероятностную оценку прочностной надежности инструмента с учетом вариаций параметров нагружений σ_{η} и параметров прочности σ_b инструментальных металлокерамических твердых сплавов *WC-Co* и *WC-TiC-Co*.

Как показали расчеты с учетом технико-экономических параметров процессов механообработки жаропрочных сталей и сплавов и параметров нагружения сборного инструмента, оснащенного СРП из инструментальных металлокерамических твердых сплавов *BK6*, *BK8*, *T15K6* и др., рацио-

нальный режим нагружения инструмента с доверительной вероятностью 90% соответствует коэффициенту запаса его прочности $n=1,18 \div 1,23$, и вероятности его безотказной работы $P=92 \div 96\%$ применительно к условиям многономенклатурного среднесерийного машиностроительного производства.

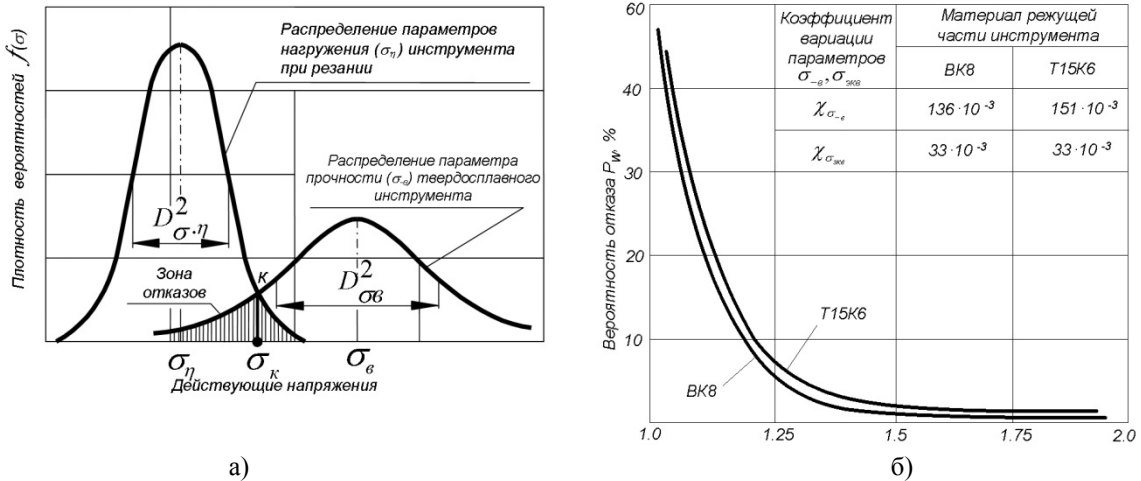


Рис. 2. Распределение параметров нагружения σ_n , прочности сменных пластин σ_b (а) и вероятности их отказа P при различных коэффициентах n запаса прочности режущей части инструмента (б)

Анализ деформирования сменной режущей пластины (СРП) сборного инструмента при его нагружении силами контактного взаимодействия с обрабатываемым материалом с учетом сил закрепления пластины в корпусе сборного инструмента показал, что помимо деформирования в плоскости СРП имеет место показанный на рис. 3 изгиб $\omega(z,y)$ пластин под действием силы резания R . Кроме того, установлено, что приложение силы крепления N по нормали к передней поверхности СРП приводит к снижению величин ее прогибов $\omega(z,y)$ и к соответствующему снижению растягивающих напряжений на передней поверхности режущей пластины [4, 6].

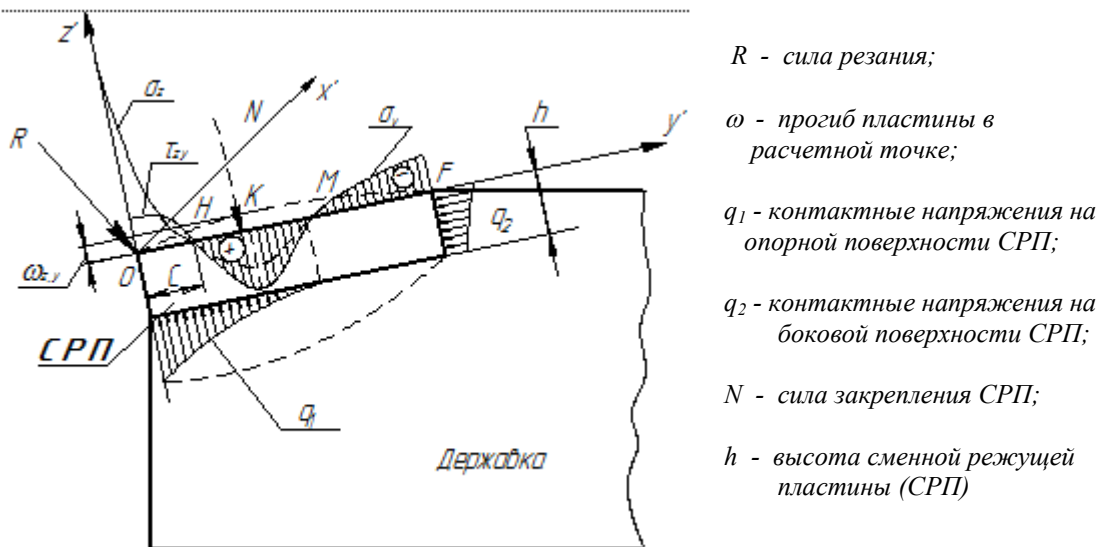


Рис. 3. Модель нагружения и деформирования сменных режущих пластин в корпусе сборного инструмента

На основании использования положений теории Рейснера [8], допуская равенство прогибов пластины и упругого основания, равенство площадей, образованных ординатами срединной плоскости и боковыми поверхностями пластины, равенство вторых производных обеих функций прогибов в срединной плоскости и на контуре ребра многосвязной пластины, можно записать:

$$\sigma_x = \frac{E \cdot h}{2(1-\mu)} \left(\frac{\partial^2 \omega}{\partial x^2} + \mu \frac{\partial^2 \omega}{\partial z^2} \right), [\text{МН/м}^2] \quad (1)$$

$$\sigma_z = -\frac{E \cdot h}{2(1-\mu)} \left(\frac{\partial^2 \omega}{\partial z^2} + \mu \frac{\partial^2 \omega}{\partial x^2} \right), [\text{МН/м}^2] \quad (2)$$

где μ , E – модуль упругости и коэффициент Пуассона сменной режущей твердосплавной пластины.

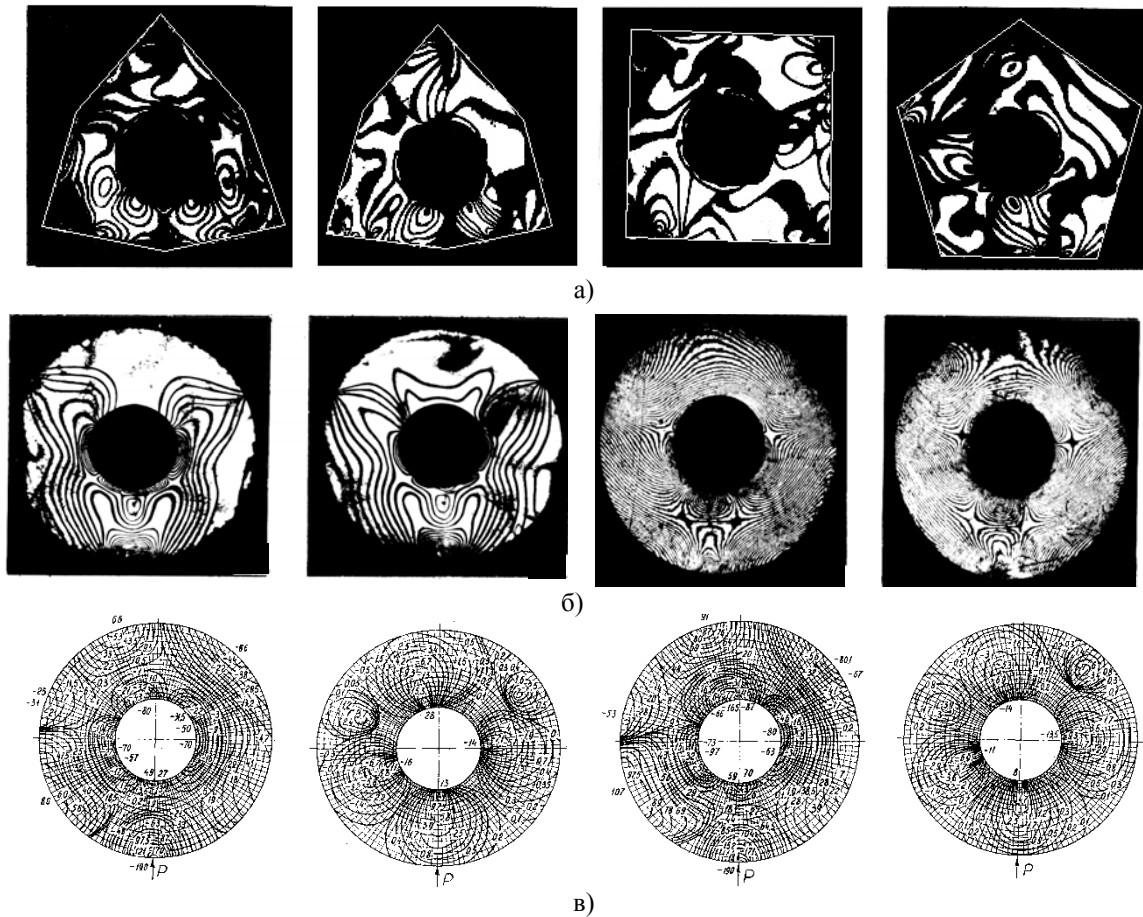


Рис. 4. Интерференционные картины полос $(\sigma_1 - \sigma_2) = const$, интерферограммы (а, б) и распределение напряжений $\sigma_{1,2,3}$ (в) в сменных режущих пластинах при различных схемах и режимах их нагружения

Определение функций вторых производных прогибов СРП в расчетных точках в работе произведено на основании экспериментальных данных с использованием метода конечных разностей в соответствии с зависимостями:

$$\frac{\partial^2 \omega}{\partial x^2} = \frac{\omega_{i+1} - 2\omega_i + \omega_{i-1}}{\Delta x^2}, [\text{МН/м}^2] \quad (3)$$

$$\frac{\partial^2 \omega}{\partial z^2} = \frac{\omega_{i+1} - 2\omega_i + \omega_{i-1}}{\Delta z^2}, [\text{МН/м}^2] \quad (4)$$

$$\frac{\partial^2 \omega}{\partial x \partial z} = \frac{\omega_{i-1,j+1} - \omega_{i-1,j-1} + \omega_{i+1,j-1} - \omega_{i+1,j+1}}{4\Delta x^2 \Delta z^2}, [\text{МН/м}^2] \quad (5)$$

где Δ – шаг расчетной сетки;

i, j – порядковые номера расчетных сечений в направлении осей x, z соответственно;
 ω – прогибы пластины в расчетных точках, определяемые экспериментально по данным интерферометрии.

Зависимости (3 - 5) позволяют полностью определить распределение составляющих напряжений $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$ на передней поверхности СРП (т.е. в опасной с точки зрения прочности зоне при изгибе) на основании данных о распределении по ней прогибов $\omega_{(x,z)}$. Расчеты распределения напряжений $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}, \sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ в СРП при различных схемах их нагружения показывают, что для режущих пластин наиболее опасными с точки зрения прочности чаще всего являются напряжения растяжения σ_1 , действующие вдоль главной режущей кромки СРП. В подтверждение этим выводам в работе [9] были изготовлены многокомпонентные пластины, исключаящие появление напряжений растяжения и обеспечивающие получение равнопрочных пластин. Для СРП круглой формы, помимо того, опасными являются напряжения растяжения, возникающие на контуре центрального отверстия (см. рис. 4).

На основании проведенных исследований и в результате анализа схем деформирования и нагружения СРП предложены оригинальные, защищенные патентами на изобретения конструкции сборного режущего инструмента, в которых реализованы рациональные схемы нагружения СРП, позволяющие увеличить допускаемые при резании толщины среза на 18÷25%.

Литература.

1. Патент на изобретение RUS 2235622 Российская Федерация, МПК 7 В 23 В 27/16. Сборный инструмент / Некрасов Ю. И., Новоселов В. В., Некрасов Р. Ю., Проскуряков А. Н.; заявитель и патентообладатель Тюм. гос. нефтегаз. ун-т. - №2003110951 заявл. 16.04.2003, опубл. 10.09.2004, Бюл. №25. - 14 с.: ил.
2. Некрасов Р.Ю. Моделирование технологических переходов обработки на станках с ЧПУ с использованием ПЭВМ / Р.Ю. Некрасов, Р.Н. Раемгулов // Информационные технологии в образовательном процессе: Матер. обл. науч.-метод. конф. - Тюмень: Изд-во «Вектор бук», 2002. – С. 194 - 196.
3. Тахман, С.И. Закономерности процесса изнашивания и основы прогноза износостойкости инструментов из стандартных твердых сплавов. Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования. Тахман С.И. 2010. № 3. С. 64-72.
4. Шаламов В.Г. Математическое моделирование при резании металлов: учебное пособие. – Челябинск: Изд-во ЮжУрГУ, 2007.
5. Янюшкин А.С., Сафонов С.О., Лобанов Д.В. и др. Совершенствование технологических процессов машиностроительных производств. – Братск: Изд-во БрГУ, 2006. – 302 с
6. Felten K. – Entwicklung einer numerisch gesteuerten NC – Drehfertigungszelle – "Technisches Zentralblatt für praktische Metalbearbeitung". Ig. 71, № 10, p. 8 - 11.
7. Chao B.T., Trigger K.I.–Cutting temperatures and metalcutting of the ASME. – "Journal of Engineering for Industry", 1959, v.81, Ser.B., № 2, p. 861 - 866.
8. Reissner E. On the theory of bending of elastic plates. — J. of Math, and Phys., 1944, 23 (184-191).
9. Retyunski O.Yu. Method of making preforms for composite reversible cutting plates // Applied Mechanics and Materials, Vol. 379 (2013), pp. 24-27.

МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Si-Ti

Е.А. Петрикова, аспирант, А.Д. Тересов, вед. электроник, Ю.Ф. Иванов, д.ф.-м.н., проф.

Институт сильноточной электроники СО РАН

634055, г. Томск, пр. Академический 2/3, тел. (3822)-49-17-13

E-mail: elizmarkova@yahoo.com

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

634050, г. Томск пр. Ленина 30, тел. (3822)-42-72-42

E-mail: yufi55@mail.ru

Введение

Силициды достаточно широко используются в различных областях промышленности для реализации специальных технологических процессов или создания изделий с особыми свойствами [1]. Наибольшее распространение сегодня получили силициды тугоплавких металлов (титана, молибдена, вольфрама) [2]. Материалы на их основе составляют достойную конкуренцию специальным спла-

вам и керамическим материалам. Это обусловлено рядом преимуществ силицидных материалов: высокой жаростойкостью и термической стабильностью, сохранением механических характеристик в широком интервале температур, сравнительно высокой проводимостью, высокой устойчивостью при работе в окисляющих средах, а также к воздействию химических реактивов. Весьма часто силицированию подвергают рабочую поверхность деталей, формируя различного вида покрытия [3]. Широко распространено получение силицидов при реакционной диффузии кремния в металлическую подложку [4, 5].

Целью настоящей работы является разработка метода силицирования титана, основанного на плавлении системы пленка/подложка высокоинтенсивным импульсным электронным пучком.

Материал и методика исследования

В качестве материала подложки использовали технически чистый титан марки ВТ1-0. Пленку кремния толщиной $\sim 1,0$ мкм наносили на поверхность образцов ВТ1-0 методом распыления кремния пучком электронов (установка «СОЛЮ», разработанная в ИСЭ СО РАН). Кремниевую мишень предварительно нагревали до температуры $(600-800)^\circ\text{C}$ с помощью импульсного электронного пучка в частотно-импульсном режиме (энергии в импульсе – $0,5$ Дж/см²; длительность импульсов – 50 мкс; частота следования импульсов – 5 Гц). Распыляемая мишень (кремний) располагалась на расстоянии ~ 5 см от поверхности подложки (ВТ1-0). Распыление кремния осуществляли при следующих параметрах электронного пучка: плотность энергии в импульсе – 40 Дж/см²; длительность импульсов – 200 мкс; частота следования импульсов – 1 Гц. При данных параметрах скорость осаждения кремниевой плёнки на поверхности образцов ~ 3 нм/имп. После осаждения кремниевой плёнки образцы с помощью шагового двигателя перемещали в область воздействия импульсного электронного пучка и облучали в высокоинтенсивном режиме ($(15-40)$ Дж/см²; $(50-200)$ мкс; $(0,3-1)$ Гц; $(1-20)$ имп.), что соответствовало жидкофазному легированию ВТ1-0 атомами кремния. Исследование структуры легированного слоя осуществляли методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, дифракции рентгеновских лучей; механические свойства характеризовали, определяя твердость поверхностного слоя; физические – определяя модуль Юнга; трибологические – определяя коэффициент трения и скорость изнашивания.

Результаты исследования и их обсуждение

Методами сканирующей электронной микроскопии установлено, что электронно-пучковая обработка системы пленка (кремний) / подложка (ВТ1-0) приводит к образованию легированного слоя, концентрация кремния в котором изменяется в пределах от 15 до $7,5$ вес.% при увеличении плотности энергии пучка электронов от 20 до 40 Дж/см² (200 мкс, 3 имп., $0,3$ Гц). При оптимальном режиме облучения (20 Дж/см², 200 мкс, 3 имп., $0,3$ Гц) формируется многофазная субмикро- наноразмерная композитная структура (рис. 1), основной фазой (58 мас. %) поверхностного слоя которой является высокотемпературный ($T_{пл} = 2400$ К) силицид титана состава Ti_5Si_3 (рис. 2). Относительное содержание данной фазы изменяется немонотонным образом, достигая максимально значения (58 мас. %) при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см² и снижаясь до 33 мас. % при 40 Дж/см² (рис. 3, а).

Твердость поверхностного слоя определяли в интервале нагрузок на индентер ($8...500$) мН. Твердость формируемого слоя в $\sim 2,5$ раза превышает твердость основы. Результаты выполненных исследований представлены на рис. 3, б. Отчетливо видно, что максимальная твердость фиксируется при минимальных нагрузках ($8...50$) мН и превышает твердость исходного сплава в $(4...6)$ раз. При этом с увеличением плотности энергии пучка электронов твердость поверхностного слоя увеличивается. По мере увеличения нагрузки на индентер (удаления от поверхности облучения) твердость монотонно снижается.

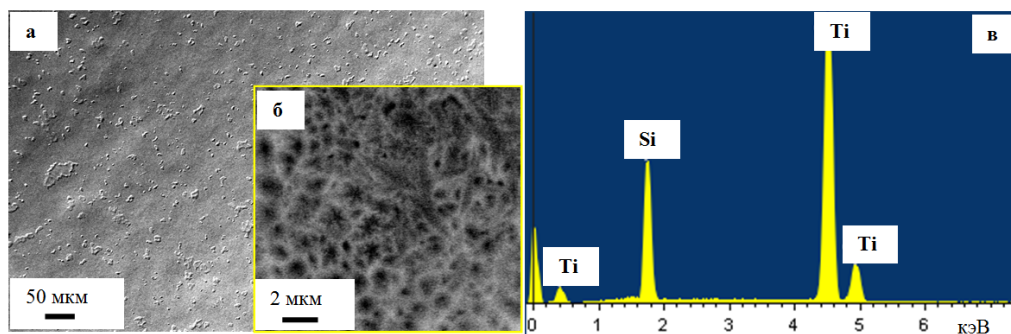


Рис. 1. Структура поверхности (а, б) и результаты микрорентгеноспектрального анализа (в) образцов системы Si/Ti, обработанных электронным пучком (20 Дж/см², 200 мкс, 3 имп., $0,3$ Гц). Сканирующая электронная микроскопия

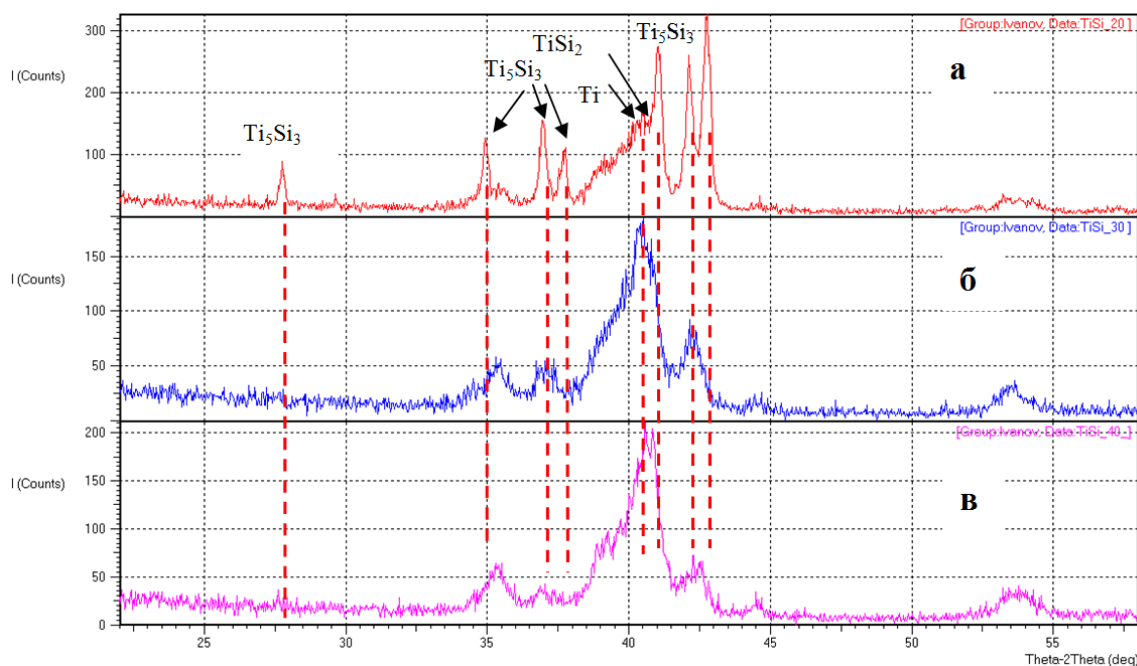


Рис. 2. Участки рентгенограмм, полученных с системы пленка (Si) / подложка (BT1-0), облученной электронным пучком (200 мкс, 3 имп, $0,3 \text{ с}^{-1}$) при плотности энергии пучка электронов (а) – 20 Дж/см²; (б) – 30 Дж/см²; (в) – 40 Дж/см². Указаны дифракционные линии фаз, присутствующих в поверхностном слое (слое толщиной ~10 мкм) исследуемых материалов

Определение коэффициента трения и скорости износа поверхностного слоя проводили в геометрии диск-штифт с помощью трибометра (CSEM, Швейцария) при комнатной температуре и влажности. В качестве контр-тела использовали шарик из сплава ВК8 диаметром 3 мм, диаметр трека 2 мм, скорость вращения – 2,5 см/с, нагрузка – 3 Н, дистанция до остановки – 65 м, количество оборотов – 5000. Объем износа поверхностного слоя определяли после проведения профилометрии образовавшегося трека с помощью лазерного оптического профилометра MicroMeasure 3D Station (Stil, Франция). Скорость износа рассчитывали по формуле:

$$V = \frac{2 * \pi * R * A}{F * L} \text{ [мм}^3\text{/Н*м]}, \text{ где } R \text{ – радиус трека [мм], } A \text{ – площадь поперечного сечения канавки износа [мм}^2\text{], } F \text{ – величина приложенной нагрузки [Н], } L \text{ – пройденная шариком дистанция [м].}$$

Выполненные таким образом исследования выявили снижение скорости изнашивания поверхностного слоя в 1,4 раза; коэффициент трения при этом практически не изменяется.

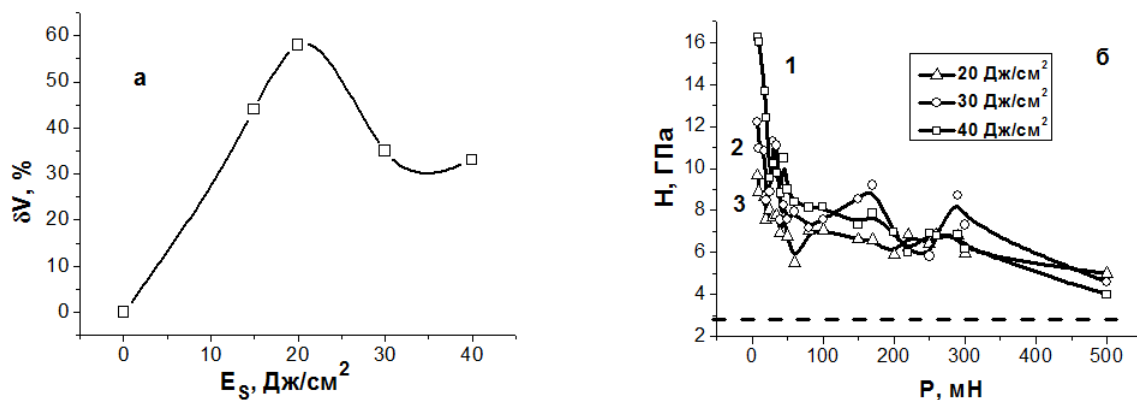


Рис. 3. Зависимость твердости поверхности системы Si/BT1-0 (а) и объемной доли вторых фаз ($\text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{TiSi}_2$) (б) от величины нагрузки на индентер. Облучение электронным пучком (200 мкс, 3 имп., $0,3 \text{ Гц}$): 1 – 40 Дж/см², 2 – 30 Дж/см², 3 – 20 Дж/см²

Заключение

Разработана методика и продемонстрирована возможность легирования титана кремнием с образованием многослойного композитного материала Ti (основа) / Ti₅Si₃ (поверхностный слой), представляющего особый интерес как высокотемпературный легкий материал вследствие формирования высокотемпературного (T_{пл} = 2400 К) силицида титана состава Ti₅Si₃, синтезируемого в едином вакуумном цикле при воздействии высокоинтенсивного электронного пучка субмиллисекундной длительности на систему пленка (кремний) / подложка (титан), сформированную в результате распыления кремния пучком электронов. Выявлены оптимальные режимы облучения системы пленка (Si)/подложка (BT1-0) высокоинтенсивным импульсным электронным пучком (20 Дж/см², 200 мкс, 3 имп, 0,3 с⁻¹), позволяющие формировать многослойный композитный материал Ti (основа) / Ti₅Si₃ (поверхностный слой с относительным содержанием фазы Ti₅Si₃ 57,62 мас. %) с субмикро- нанокристаллической структурой, твердость которого в ~2,5 раза превышает твердость основы. Полученные результаты являются основанием для разработки комбинированной технологии формирования многофазных субмикро- нанокристаллических поверхностных силицидных слоев с особыми физико-механическими свойствами.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы президиума РАН (проект №24).

Литература.

1. High Temperature Structural Silicides // Proc. Of the First High Temperature Structural Silicides Workshop, USA, 1991 - Elsevier Sci. Publ., Amsterdam, 1992. – 278 p.
2. Нечипоренко Е.П., Петриченко А.П., Павленко Ю.Б. Защита металлов от коррозии. – Харьков: Вища школа, 1985. – 112 с.
3. Самсонов Г.В., Эпик А.П. Тугоплавкие покрытия. – М.: Металлургия, 1973. – 400 с.
4. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справ./под ред. Л.С. Ляховича. – М.: Металлургия, 1981. – 420 с.
5. Литовченко С.В., Береснев В.М., Дробышевская А.А., Турбин П.В. Силицидные покрытия на молибдене: получение, структура, свойства // Физическая инженерия поверхности. – 2012. – Т.10, №2. – С. 110-137.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, МЕТОДЫ УПРОЧНЕНИЯ И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА СОСТАВНОГО ИНСТРУМЕНТА

*В.А. Петрова, к.т.н., доц., А.А. Баканов, к.т.н., доц. *, А.В. Вальтер**, к.т.н., доц.*

Сибирский государственный индустриальный университет

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, e-mail: valyaa.Petrova@mail.ru

**Филиал ФГБОУ ВПО «Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева» в г. Новокузнецке*

654000, г. Новокузнецк, ул. Орджоникидзе, 7, e-mail: alekbakanov@yandex.ru

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, e-mail: avwalter@rambler.ru

Методы и средства оценки надежности играют немаловажную роль, поскольку, являясь одной из составляющих качества, она характеризует способность изделий выполнять заданные функции в условиях эксплуатации в течение заданного времени с сохранением определенных свойств. Одним из путей повышения надежности является изучение свойств материала и деформационных процессов, происходящих в нем во время эксплуатации и приводящих к разрушению вследствие появления и развития макротрещин.

Основным технологическим процессом, применяющимся при изготовлении продукции, в том числе инструмента, является сварка, от которой во многом зависит качество и надежность сварного изделия. Несмотря на прогресс в развитии сварочной техники и технологии, в сварных соединениях по ряду причин возникают дефекты различного вида и размеров, приводящие к снижению их работоспособности и долговечности.

С одной стороны, оценка градиентных структурно-фазовых состояний, возникающих при различных воздействиях на материал, позволяет определить пути управления структурными и фазовыми превращениями, например, посредством регулирования параметров сварочного процесса, режи-

мов термической обработки и использованием новых ее технологий с целью получения изделий с заданными эксплуатационными свойствами, не содержащих дефектов.

С другой стороны, контроль качества становится все более самостоятельной технологической операцией. Наряду с методами разрушающего контроля использование неразрушающих методов, контролируемых, как правило, всю продукцию, резко повышает ее эксплуатационную надежность, что особенно важно для изделий, работающих в условиях циклических нагрузок и подверженных усталостному разрушению. Исходя из концепции живучести материала, срок службы которого определяется ростом дефектов до критических размеров, можно достичь большого технико-экономического эффекта, используя методы и средства обнаружения усталостных трещин на ранних стадиях их развития. Особенно широкое практическое применение получил акустико-эмиссионный метод. Это связано с тем, что, во-первых, в данном методе используются физические процессы, сопровождающие развитие усталостной трещины и несущие информацию об источнике (трещине), что может быть зафиксировано специальной аппаратурой. Во-вторых, акустическая эмиссия может успешно применяться для обнаружения и оценки параметров усталостных трещин в объектах сложной геометрической формы. И, в-третьих, возможность дистанционного обнаружения усталостных трещин, так как генерируемые ими волны напряжений распространяются на значительные расстояния.

Проведены испытания на трещиностойкость микрообразцов сварных соединений, полученных стыковой контактной сваркой и предназначенных для составного инструмента, как более экономически выгодного, и свариваемых разнородных сталей (быстрорежущих, углеродистых, легированных), значимость которых при формировании градиентного структурно-фазового состояния наряду с термическим воздействием при сварке существенна. Внешний вид и размеры микрообразцов представлены на рисунке 1.

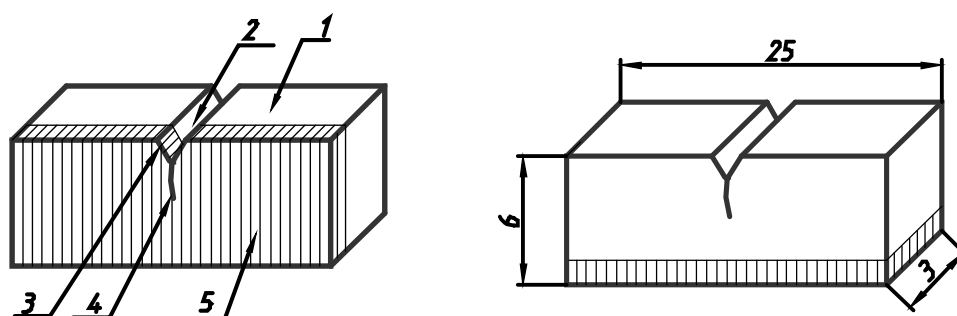


Рис. 1. Микрообразцы для испытания на трещиностойкость
1 - образец; 2 - надрез; 3 - надпил; 4 - трещина; 5 - упрочненный слой

Испытания проводились в два этапа: первый предусматривал зарождение и рост усталостной трещины до реперной линии (рисунок 2), второй – долом образца с трещиной, выращенной до его середины.

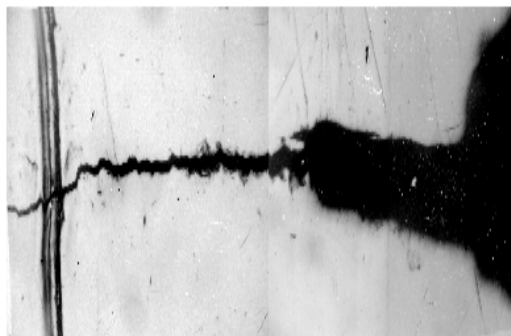


Рис. 2. Усталостная трещина в образце после циклических испытаний, $\times 100$

После испытания внешний вид образца представлен на рисунке 3, а; зоны, полученные после долома, подвергались электронно-микроскопическим исследованиям (рисунок 3, б).

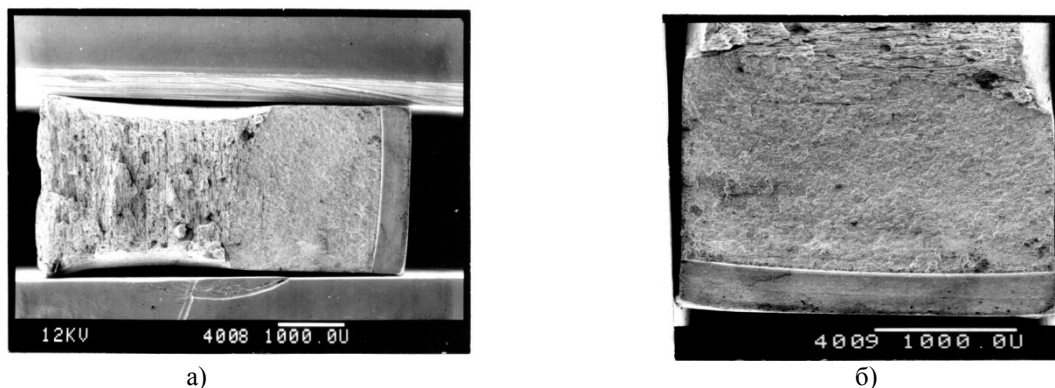


Рис. 3. Образец после долома (а) и зоны долома для исследования на РЭМ (б)
(увеличение приведено под рисунком)

По полученным результатам расчет кинетического (1) и критических (2) параметров трещиностойкости и вывод уравнения Пэриса (3) проводились по программе, включающей также оценку достоверности опытных данных посредством определения доверительного интервала и коэффициента корреляции, изменяющегося в пределах 0,84 – 0,98.

Скорость роста усталостной трещины (dl/dN):

$$dl/dN = \Delta l / (112 \cdot 856 \Delta N), \text{ м/цикл.} \quad (1)$$

Критические коэффициенты интенсивности напряжений K_c (K_{\max}):

$$K_c (K_{\max}) = 6 P_Q (P_{\max}) \sqrt{L/10 \cdot \lambda} / (t \cdot W), \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}, \quad (2)$$

$$\lambda = 1,93 - 3,07 (L/W) + 14,53 (L/W)^2 - 25,11 (L/W)^3 + 25,8 (L/W)^4.$$

Размах коэффициента интенсивности напряжений (ΔK):

$$\Delta K = 6 \Delta P \sqrt{L \cdot \lambda} / (t \cdot W), \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2},$$

Зависимость Пэриса:

$$dl/dN = C_0 (\Delta K)^n, \quad (3)$$

где где P_Q (P_{\max}) – расчетная и максимальная нагрузка; t и W – толщина и высота образца; L – длина трещины; C_0 , n – эмпирические постоянные материала.

В условиях плоскодеформированного состояния – наиболее опасного для реализации хрупкого разрушения – вязкость разрушения K_c принимали равным критическому значению K_{Ic} (отрывной вид смещения берегов трещины). Для вязкого материала K_c соответствовало страгиванию трещины.

Кинетические диаграммы усталостного разрушения (рисунок 4) и критические коэффициенты интенсивности напряжений (таблица 1) позволяют выбрать сварное соединение и составляющие их стали, обладающие большим сопротивлением распространению трещины.

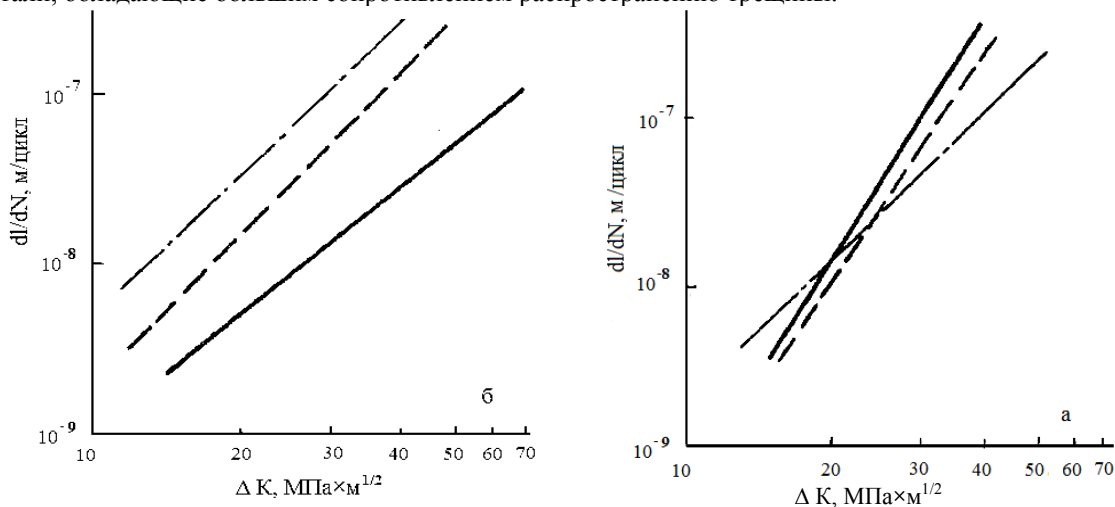


Рис. 4. Кинетические диаграммы усталостного разрушения сварных соединений
сталь Р6М5К5 - сталь У7 (а), сталь Р6М5 - сталь 45 (б)
--- сварное соединение; --- быстрорежущая сталь; — углеродистая сталь

Таблица 1

Параметр	Критические параметры трещиностойкости			
	Марка стали			
	45	P6M5	У7	P6M5K5
$K_{Ic} / K_{max}, \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$	47,16* / -	24,58 / 37,14	18,89 / 26,65	19,31 / 26,1

Примечание: * - вязкость разрушения соответствует страгиванию трещины

При оценке влияния на трещиностойкость химического состава составляющих сталей сварного соединения, оказалось, что большим сопротивлением росту трещины обладает сварное соединение со сталью 45, чем со сталью У7. Легирование кобальтом увеличивает трещиностойкость стали P6M5K5, с одной стороны, с другой – нестабильное состояние и хрупкое разрушение реализуются при более низких значениях вязкости разрушения; после азотирования наблюдается значительное уменьшение ее трещиностойчивости.

С целью повышения трещиностойкости использовали поверхностное упрочнение углеродистых сталей посредством высокотемпературного воздействия (лазерное, электронно-лучевое, плазменное).

С помощью лазерной химико-термической обработки (ЛХТО), позволяющей формировать слои с высокой твердостью и износостойкостью, сталь 20 легировали хромом, а затем для повышения объемных прочностных свойств подвергали азотированию. Испытания на трещиностойкость показали преимущество комбинированной технологии упрочнения (таблица 2). При долоте образцов после ЛХТО, азотирования и нормализации не было получено окончательного разрушения в связи с их высокой пластичностью.

Таблица 2

Параметры трещиностойкости сталей 20 после ЛХТО и 20Х		
Термическая обработка	Зависимость Пэриса dI/dN , м/цикл	$K_c, \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$
Нормализация	$5,80 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{3,32}$	23,17
ЛХТО	$9,75 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{3,06}$	29,41
Азотирование	$4,603 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{2,69}$	38,15
ЛХТО+азотирование	$3,154 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2,16}$	67,88

Оптимальным режимом лазерного упрочнения стали У10, обеспечивающим высокое значение K_c и большую трещиностойчивость наряду с высокой твердостью, являлся режим с мощностью излучения $P = 2,0$ кВт и скоростью перемещения образца $V = 4$ мм/с (таблица 3). Как видно, эти результаты и полученные после комбинированной обработки оказались идентичными.

Таблица 3

P, кВт	Вязкость разрушения и твердость стали У10 после ЛО					
	$K_c, \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$			Твердость, HRC		
	Скорость движения образца, мм/с			Скорость движения образца, мм/с		
	4	10	15	5	10	15
2,0	67,6	42,5	10,1	36,7	32,6	11,9
2,5	63	64	57	63	63	60

Исследование покрытий двух систем Fe-Cr-Mn-V-C-B-Si ($K_c=32,9 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) и Ni-Ti ($K_c=27,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$), напыленных на поверхность стали 20Х13 и оплавленных электронным лучом, выявило преимущество первого в отношении параметров трещиностойкости, особенно при циклическом нагружении.

Следовательно, по такой характеристике, как трещиностойкость, можно судить о работоспособности материала.

На фрактограммах, полученных при изломе образцов, подвергнутых знакопеременным циклическим и статическим нагрузкам, можно выделить три зоны (рисунок 5): усталостное разрушение с характерными усталостными бороздками (а), вытяжки или перехода (б, д) и долома (в, г, е). В сварном соединении трещина может распространяться по любым из вышеуказанных участков, поэтому при доломе реализуется ямочное разрушение (в), или сколом (г), или по перлитным колониям (в, г).

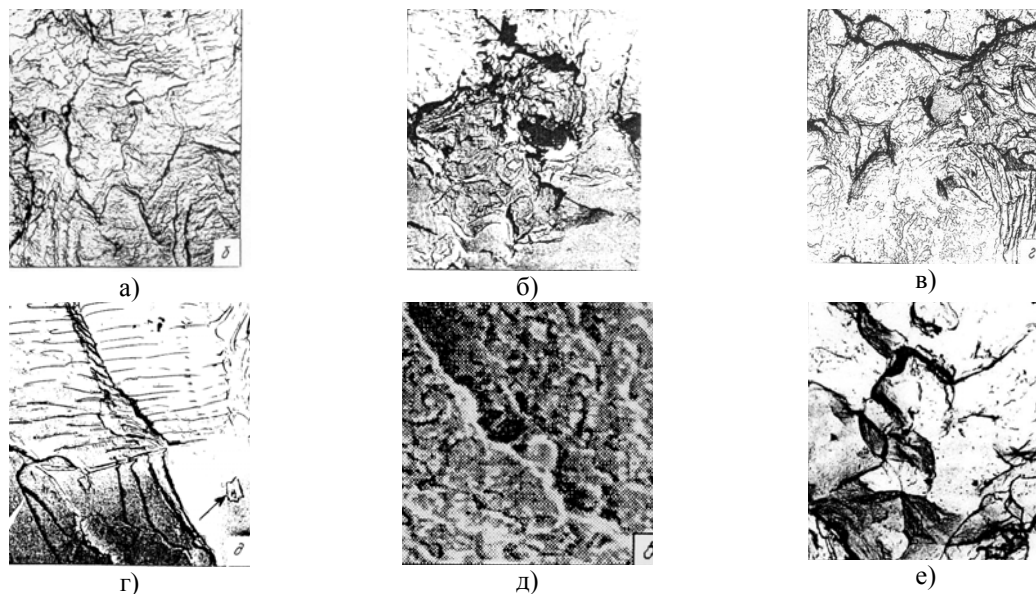


Рис. 5. Фрактограммы сварных соединений
сталь Р6М5 - сталь У7 (а – г), $\times 5400$ и сталь Р6М5К5 - сталь У7 (д), $\times 600$;
поверхностно упрочненной стали У10 (е), $\times 3000$

Присутствие карбидов (показано стрелкой) указывает на разрушение по быстрорежущей стали. При разрушении, происходящем по сварному шву, в соединении сталь Р6М5К5 - сталь У7 выявлена трещина, образовавшаяся, вероятно, в результате расслоения металла вследствие большого нагружения. Таким образом, фрактографические исследования позволяют проследить путь трещины и обнаружить дефекты в материале.

Разрушение стали 20 после комбинированной и стали У10 после лазерной обработки имеет свои особенности. Так, в зоне усталостной трещины упрочненной поверхности стали 20 наблюдается хрупкое разрушение сколом, проявляющееся в виде фасеток скола с характерным ручьевидным узором. При распространении трещины в упрочненном слое стали У10 как в начальной стадии, так и при доломе происходит межзеренное разрушение, которое имеет "камневидный" характер (рисунок 5, е). Разрушение стали 20Х13 после электронно-лучевого оплавления и покрытий происходит по смешанному механизму – квазискол, скол, слияние микропор, причем долом покрытия Fe-Cr-Mn-V-C-B-Si является вязким, а долом покрытия Ni-Ti – хрупким (внутризеренный скол).

Все вышеприведенные данные получены в результате использования разрушающих методов контроля, которые, как правило, применяются для контроля качества конечного продукта. Наиболее перспективным является применение неразрушающих методов в начале изготовления изделий (в данном случае сварного инструмента), поскольку имеется возможность исключить дальнейшие этапы обработки вследствие обнаружения бракованных заготовок на начальной стадии производства. К таким методам относится регистрация сигналов акустической эмиссии (АЭ) при проведении любых экспериментов, связанных с изменением напряженно-деформированного состояния.

В нашем случае для отработки методики регистрации АЭ, испытывались заготовки стыковых сварных соединений при статическом нагружении трехточечным изгибом (рихтовке). В качестве образцов использовались заготовки для инструмента, полученные стыковой контактной сваркой быстрорежущей Р6М5 с углеродистой сталью У7. При этом часть образцов не имела дефектов по сварке – другая с задаваемыми дефектами. Анализ полученных зависимостей показал, что суммарная акустическая эмиссия N_{Σ} и активность сигналов АЭ образца с дефектом значительно превышали эти пара-

метры при испытаниях бездефектных образцов, поскольку последние при нагрузках менее $0,7\sigma_b$ не разрушались и характерным для них являлось монотонное изменение нагрузки во времени.

Для проведения лабораторных исследований с регистрацией сигналов акустической эмиссии использовались широкополосный прибор с полосой пропускания 0,1 – 1,5 МГц и прибор с переменной полосой пропускания в двух диапазонах 0,1 – 0,6 и 0,6 – 1,2 МГц, при этом ее ширина составляла 8 кГц. Для этих приборов разработаны широкополосные и резонансные (для повышения чувствительности и уменьшения низкочастотных механических и производственных шумов) преобразователи.

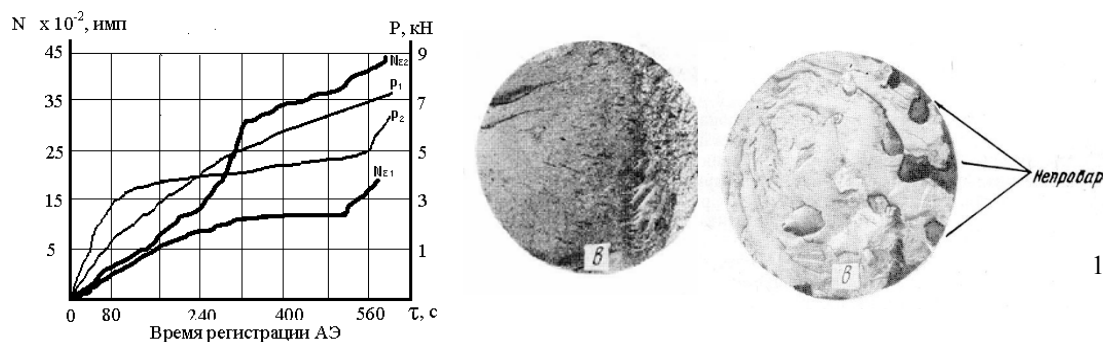


Рис. 6. Суммарная акустическая эмиссия и фрактограммы изломов бездефектного (1, $N_{\Sigma 1}$) и дефектного (2, $N_{\Sigma 2}$) образцов

Для оценки влияния суммарной площади дефектов в сварном шве (площадь дефектов согласно ТУ не должна превышать 2%) проведены испытания заготовок диаметром 25 мм на трехточечный изгиб с регистрацией сигналов акустической эмиссии. Эксперименты проводились при нагрузках, меньших предварительно установленной нагрузки разрушения, а при доломе определялась относительная площадь дефектов. Поскольку при нагружении изделий с бездефектными сварными швами также регистрируются сигналы акустической эмиссии, была проведена оценка их количества с применением метода математического планирования. Исходя из выбранных факторов: диаметра заготовки d и исходного нагружение P получено уравнение

$$N_{\Sigma} = 1072,3 - 221,4d - 1,81P + 0,519dP.$$

Таким образом, предложенная методика неразрушающего контроля позволяет использовать полученные результаты для обоснования применения регистрации сигналов акустической эмиссии в качестве экспресс-метода для определения дефектности стыковых соединений при рихтовке заготовок.

Кроме того, получены результаты по контролю качества стыковых сварных соединений в процессе производства на станках-полуавтоматах, что дает существенную экономию вследствие исключения дальнейшей механической и термической обработок бракованной продукции. При анализе процесса изготовления составного инструмента выявлены следующие временные стадии сварки: работа зажимов, разогрев заготовки, сварка и выдавливание грата, остывание шва, работа зажимов. Перед разработкой системы контроля на основе регистрации сигналов АЭ были сняты амплитудно-частотные характеристики (АЧХ) акустических сигналов всего процесса сварки с использованием установки «Спектр» (СА-100), которая позволяла получать информацию по 100 частотным каналам с выводом на матричный экран в виде гистограмм.

Система контроля состоит из блока управления сварочным аппаратом, где задаются параметры сварки (диаметр заготовки, усилие поджима, время разогрева и охлаждения заготовки); непосредственно заготовки; подвижного охлаждаемого зажима, к которому приваривается волновод; преобразователя сигналов акустической эмиссии, закрепляемого на волноводе через слой контактной жидкости; регистратора сигналов АЭ, функционально связанного с блоком управления сварочного агрегата.

Электрическая часть работы сварочного аппарата полуавтоматизирована. Регистратор АЭ, информационное табло которого находится в непосредственной близости от оператора, имеет индикацию «годен - не годен». Задачей оператора является включение прибора и установка диаметра свариваемой заготовки переключателем. Таким образом, при переходе от одного диаметра к другому или при смене марок сталей регистратор позволяет корректировать режимы сварки с целью предотвращения брака.

МЕТОДОЛОГИЯ ПРОЕКТИРОВАНИЯ РЕЖУЩЕЙ ЧАСТИ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

С.И. Петрушин, д.т.н.

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: psi@tpu.ru

Металлорежущие инструменты могут служить характерным примером класса тяжело и экстремально нагруженных изделий, так как работают при высоких силовых динамических контактных напряжениях (до 1000 МПа и выше), распределенных крайне неравномерно на ограниченных несколькими квадратными миллиметрами рабочих участках передней и задней поверхностей лезвия, а также нагружены переменными во времени резания тепловыми нагрузками с высоким градиентом температур (от 1000°C до комнатной). При этом лезвие инструмента должно обладать хорошими режущими свойствами, а именно: иметь одновременно высокие жесткость, прочность, твердость, износостойкость, теплостойкость и коррозионную стойкость. Удовлетворить этим подчас противоречивым требованиям чрезвычайно трудно и поэтому долговечность режущих инструментов составляет всего часы и минуты интенсивной эксплуатации в отличие от других деталей машин и конструкций, рассчитанных на годы своего жизненного цикла. Одним из главных путей создания лезвийных режущих инструментов качественно нового уровня, соответствующих жестким условиям эксплуатации, является их проектирование и изготовление из композиционных инструментальных материалов [1].

До последнего времени исследование и разработка композиционных материалов относилось в основном к сфере интересов материаловедения. При этом после изобретения нового композита изучались его физико-механические свойства и предпринимались более или менее успешные попытки найти области эффективного применения данного материала. В отличие от этого, предлагается другой подход к проблеме [2, 3, 4], основанный на проектировании изделия, заданные свойства и качества которого должны обеспечиваться за счет соответствующей композиции его материала. Это требует объединения знаний в области конструирования изделий (сопромат, теплофизика, механика деформируемого твердого тела и др.) с научно-техническими достижениями в материаловедении.

Как установлено в работе [5], стремление проектировщиков придать изделию максимально возможные эксплуатационные характеристики не является экономически оправданным в связи с конечностью срока его службы. Более рациональным, на наш взгляд, является проектирование изделия на принципах равномерного распределения эксплуатационных свойств во всех его частях с последующим обеспечением экономически обоснованного срока службы.

Отсюда вытекают частные принципы оптимизации конструкции, два из которых (равнопрочность и равномерное изнашивание) рассмотрены в [2] применительно к металлорежущим инструментам. При этом под равнопрочностью лезвия инструмента понимаются такие условия его нагружения сосредоточенными силами или контактными напряжениями, при которых внутри него или на его поверхности в каждой материальной точке получается одинаковое напряженное состояние. Под условием равномерного изнашивания (самозатачивания) лезвия понимается такая его форма и физико-механические свойства поверхностного слоя трущихся участков, при которых во всех точках приращение износа во времени имеет одну и ту же величину.

Характерно, что выполнение обоих этих условий можно достичь тремя способами: оптимизацией формы режущей части, оптимизацией свойств материала в композиционном лезвии инструмента и совместной оптимизацией формы и структуры. К настоящему времени имеется ряд результативных решений первой и второй задач [2], в то время как третья задача (совместная оптимизация) имеет только постановку в виде научной проблемы. Теоретической основой для решения этих задач является теория упругости анизотропных клиновых тел и дифференциальное уравнение изнашивания трущихся поверхностей.

Для достижения поставленных целей проектирования инструментальный материал должен иметь градиентную структуру, то есть быть существенно анизотропным в объеме. При этом важную роль в обеспечении монолитности инструментального композита играют межслойные термические остаточные напряжения, обусловленные технологией его получения. В работах [3, 4] рассмотрены условия и сочетания материалов, при которых обеспечивается требуемая трещиностойкость слоистых и клиновых композиционных материалов режущей части инструмента. Эти решения позво-

ляют ввести ограничения на инструментальные композиты, как по соотношению толщин смежных слоев, так и по введению слоев с промежуточными характеристиками.

Основными факторами, позволяющими ответить на вопрос, какая композиция инструментальных материалов должна быть осуществлена в той или иной конструкции режущего инструмента, являются условия равнопрочности и равномерного изнашивания. Причем для обеспечения равнопрочности лезвия необходимо вначале иметь решение задачи определения напряженно-деформированного состояния (НДС), полученного на основе либо теории упругости [2], либо метода конечных элементов [4]. Затем, проведя инверсию закона Гука ($E = const/\varepsilon$), можно получить оптимальное распределение модуля упругости инструментального материала в режущем клине. Условие равномерного изнашивания достигается путем обеспечения постоянного приращения износа во времени в каждой точке трущихся поверхностей за счет варьирования интенсивностью изнашивания и перехода к тому или иному инструментальному материалу, нанесенному на поверхность.

Отметим, что в зависимости от задаваемых исходных параметров решение рассмотренных выше задач оптимального проектирования даёт целый спектр оптимальных решений по частным целевым функциям прочности и износостойкости, что позволяет выбрать однозначное решение путём их сравнения с глобальной целью проектирования – получение требуемого экономически обоснованного срока службы инструмента [6]. Это уже не задачи анализа и оптимизации конструкции режущей части, а задача его синтеза.

В общем виде процесс создания оптимального с рассматриваемой точки зрения проекта лезвия инструмента должен иметь следующую последовательность.

1. Определение оптимальной долговечности изделия на основе экономически обоснованного срока службы машины.

2. Расчет по критерию равнопрочности спектра оптимальных форм лезвия из заданного материала, нагруженного как сосредоточенной, так и распределенной силовой и тепловой нагрузкой.

3. Определение оптимальной структуры материала лезвия заданной формы по условию равнопрочности.

4. Синтез спектра оптимальных решений по форме и вариантов проектов с оптимальным распределением физико-механических свойств материала изделия по условию равнопрочности. Этот этап должен решаться методом последовательных приближений, а именно: получив первое решение по равнопрочной форме, рассматривается соответствующее ей распределение модуля упругости материала лезвия, а затем вновь численным методом создается оптимальный профиль в соответствии с измененным НДС, и так далее. Расчёт ведётся до тех пор, пока форма изделия не начнёт соответствовать структуре его материала с заданной степенью приближения.

5. Расчет спектра оптимальных проектов формы трущихся поверхностей лезвия, изготовленного из определённого материала, по критерию равномерного изнашивания.

6. Определение оптимального распределения трибологических свойств поверхностей трения и поверхностного слоя изделия и на этой основе разработка проектов нанесения селективно структурированных износостойких покрытий.

7. Синтез оптимальных проектов по форме и интенсивности изнашивания трущихся поверхностей, обеспечивающих режим равномерного изнашивания.

8. Оптимизация и синтез оптимальных проектов изделия с равномерно распределёнными свойствами по другим критериям оптимизации (равномерная жёсткость конструкции, одинаковая коррозионная стойкость и т.п.).

9. Синтез спектра равнопрочных и равномерно изнашивающихся форм изделия с оптимизированной структурой его материала.

Последним этапом оптимального проектирования является выбор из полученных технически и технологически возможных вариантов наиболее экономичного путем сравнения его долговечности с экономически обоснованным сроком службы. В результате осуществления этой методологии конструирования должен быть получен оптимальный проект идеального изделия, обладающего для данных условий одновременно требуемой прочностью, износостойкостью и экономичностью.

Из изложенного следует, что практическая реализация полученных теоретических результатов требует совершенствования существующих и разработки новых технологий изготовления изделий. Особенно это относится к методам получения дифференцированного распределения свойств инструментального материала, как по объему, так и на трущихся площадках. Следует надеяться, что развитие в указанном направлении методов послойного синтеза изделий-композитов (особенно селективного

лазерного спекания порошков), ионной имплантации поверхностного слоя, избирательного нанесения нанопорошков и композиционных покрытий и др. в ближайшее время позволит решить эту задачу.

В заключение необходимо заметить, что предложенный в данной работе подход к оптимальному проектированию конструкций инструмента применим к любым функционально нагруженным деталям машин, их соединениям, а также к машине в целом. Для изделий со сложной конфигурацией могут отсутствовать теоретические модели для расчета НДС, температур, жесткости, коррозии, износа и других характеристик. Поэтому целесообразно применять численные методы конечных и граничных элементов, реализованные в виде пакетов прикладных программ в «тяжелых» САПР. При этом данные программные продукты должны быть дополнены итерационными циклами выравнивания эксплуатационных свойств во всех частях и зонах изделия в соответствии с изложенными принципами.

Литература.

1. Кабалдин Ю. Г. Принципы конструирования композиционных и инструментальных материалов с повышенной работоспособностью. - Владивосток.: Изд. института машиноведения и металлургии, 1990. - 58 с.
2. Петрушин С. И. Оптимальное проектирование рабочей части режущих инструментов. – Томск, Изд. ТПУ. – 2008. – 195 с.
3. Ретюнский О.Ю. Исследование прочностных и режущих свойств резцов с композиционными сменными многогранными пластинами. Дисс... канд. техн. наук: 05.03.01 (Рук. – Петрушин С.И.). – Юрга, 2000. - 151 с.
4. Дуреев В. В. Повышение работоспособности составных композиционных сменных многогранных пластин для режущих инструментов. – 05.03.01. (Рук. – Петрушин С. И.) – Дисс... канд. техн. наук. – Томск, 2010. – 179 с.
5. Петрушин С. И. Техноэкономика. Оптимизация жизненного цикла изделий машиностроения. – Томск: Изд. ТПУ, 2010. – 139 с.
6. Петрушин С. И. Экономически обоснованный срок службы режущих инструментов. // Вестник машиностроения. – 2007, №4. – С. 40 – 46.
7. Petrushin S.I. Calculation of thermal residual stresses in multilayer composite materials //Applied Mechanics and Materials Vol.379 (.2013) pp. 95 – 100.

НАГРУЖЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМ В ПРОЦЕССЕ НЕСТАЦИОНАРНОГО РЕЗАНИЯ И МОДЕЛИ ОТКЛОНЕНИЙ ИХ РАСПОЛОЖЕНИЯ

*У.С. Путилова**, к.т.н., доц., *Ю.И. Некрасов**, д.т.н., проф., *А.А. Ласуков***, к.т.н., доц.

**Тюменский государственный нефтегазовый университет
625000, г. Тюмень, ул. Володарского, 38, тел. (3452)-41-24-65
E-mail: syncler@mail.ru*

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)62248
E-mail: lasukow@rambler.ru*

В процессе точения характерных для авиастроения фасонных деталей, имеющих, как правило, пониженную жесткость, доля их деформаций и отклонений расположения сложных поверхностей вращения (СПВ) деталей даже при относительно высокой жесткости станков с ЧПУ зачастую значительно превышает все остальные деформации и перемещения в ТС вместе взятые. В связи с этим необходимо решить задачу создания комплекса диагностических устройств для определения составляющих силы резания во взаимосвязи с деформациями и отклонениями расположения нагружаемых в процессе точения заготовок и других элементов ТС с целью обеспечения последующего ввода коррекций в процесс обработки на станках с ЧПУ, компенсирующих погрешности обработки, выявленные при диагностике. При этом в соответствии с формируемой моделью компенсирующих коррекций траекторий движения ИРО станков с ЧПУ их ввод должен компенсировать погрешности, связанные с переменными деформациями, отличающимися по величине при точении каждого фасонного конструктивного элемента заготовки [2, 3, 5].

С учетом назначения и функциональных возможностей комплекса элементов диагностической системы в работе реализована конструктивная проработка компоновочных решений в привязке к

базе токарного станка ЧПУ мод. 16K20Ф3 с использованием метода 3D-моделирования, что позволило сформировать модель измерительного модуля.

Разработанная конструкция в ходе выполнения работы реализована в виде специализированного станочного диагностического модуля (рис. 1). Станочный диагностический модуль оснащен высокоточным индикатором перемещений 1 мод. ЛИР-17, обеспечивающим точность измерения до 0,1 мкм, а также шаговым приводом 2, управляемым от PCNC. Индикатор перемещений установлен в каретке 2 с возможностью ее точных перемещений в направлениях осей OX , OZ по задаваемой управляющей программе. Модуль включает блок цифровой индикации результатов измерений БЦИ, при этом обеспечивается возможность передачи данных измерений и их регистрация на жесткий диск PCNC.

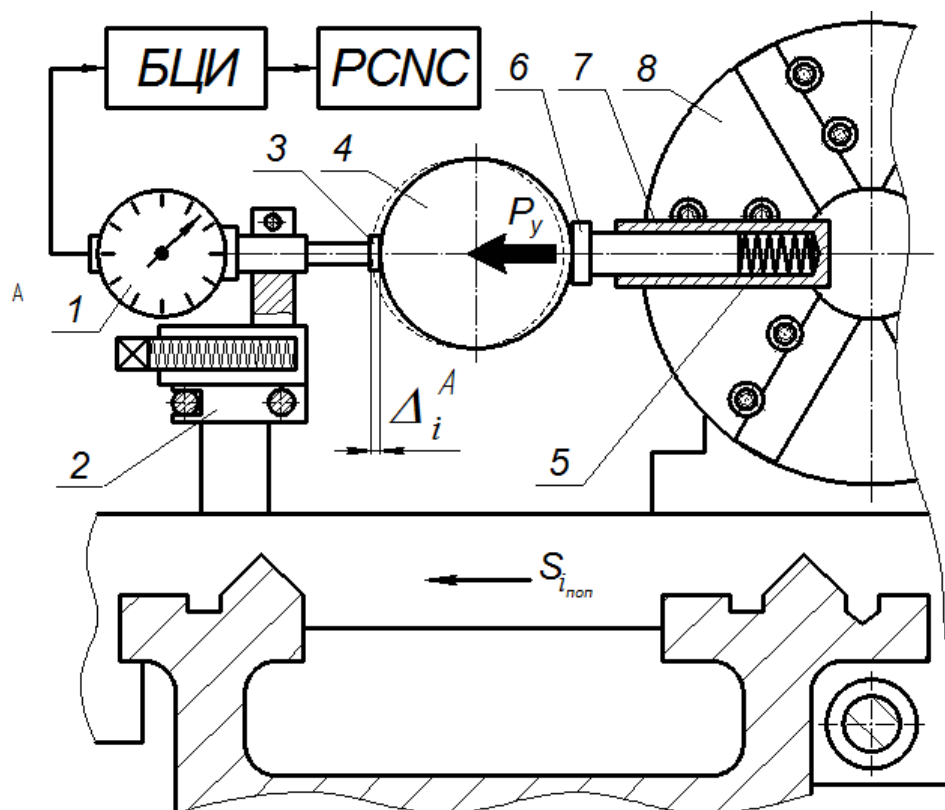


Рис. 1. Модель нагружения и диагностики отклонений
расположения детали при использовании нагрузочного устройства:

- 1 - индикатор перемещений; 2 - каретка диагностического модуля; 3 - измерительный стержень;
4 - элемент детали; 5 - пружина; 6 - нажимной элемент; 7 - нагрузочное устройство; 8 - инструментальная головка станка

Работа с диагностическим модулем предусматривает следующую последовательность операций. В процессе предварительной диагностики конкретной технологической наладки перед обработкой первой заготовки в партии, в соответствии с количеством конструктивных элементов обрабатываемой заготовки, устанавливается совокупность A_i, B_i, \dots, F_i зон приложения нагрузки P_{xj}, P_{yj} к отдельным конструктивным элементам детали 4 (для которых технолог прогнозирует изменение размеров и формы сечения среза по принятой им схеме выполнения технологических переходов). При этом измерительный стержень 3 индикатора 1, перемещаемого в технологическом пространстве наладки с управлением от PCNC, последовательно взаимодействует с поверхностями A_i, B_i, \dots, F_i конструктивных элементов фасонной детали 4.

Иллюстрации наладок станочной диагностики нагружения и измерения отклонений расположения детали на участках траектории движения ИРО станка с ЧПУ, соответствующих обработке ее отдельных конструктивных элементов $A_i, B_i, C_i, \dots, F_i$ представлены на рис. 2.

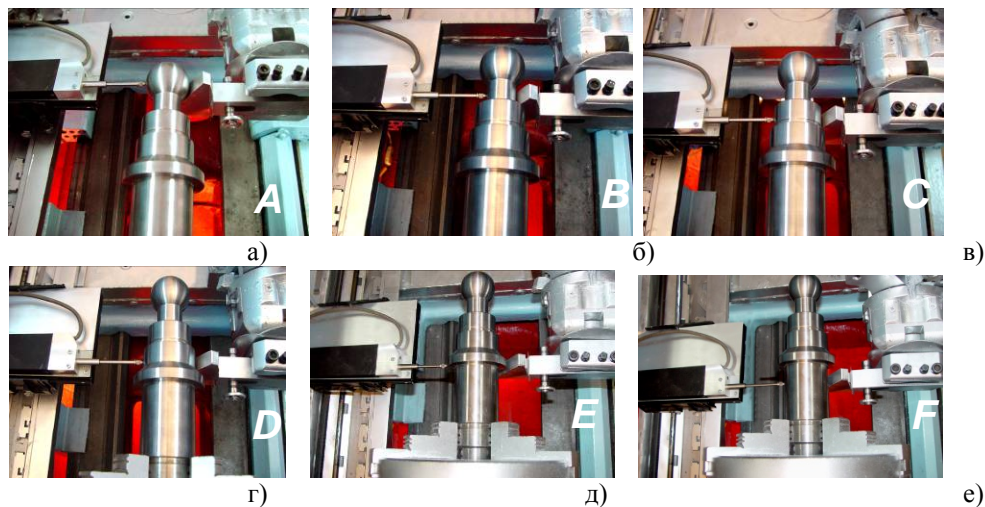


Рис. 2. Иллюстрации наладок станочной диагностики нагружения и деформирования детали силами резания:
 а – нагружение на участке A_i ; б – нагружение на участке B_i ;
 в – нагружение на участке C_i ; г – нагружение на участке D_i ;
 д – нагружение на участке E_i ; е – нагружение на участке F_i

Для реализации представленной выше схемы диагностики разработаны алгоритмы управления процессами нагружения деталей и измерения отклонений расположения элементов ТС с использованием системы диагностических модулей, оснащенных шаговыми приводами исполнительных механизмов с управлением от PCNC. Управление от PCNC процессом диагностики реализовано в полуавтоматическом режиме с использованием разработанного программно-аппаратного комплекса, обеспечивающего согласованные перемещения исполнительных устройств диагностического и нагрузочного модулей с «привязкой» к системе координат XOY станка с ЧПУ [4, 6]. Конструктивная привязка диагностического и нагрузочного модулей к базе токарного станка с ЧПУ мод. $16K20\Phi3$ в работе выполнена с использованием 3D-моделирования.

При предварительно настроенной и отлаженной системе электроавтоматики станка в процессе диагностики (см. рис. 1) включением поперечной подачи суппорта S_{non} нажимное устройство 7, установленное в инструментальной головке 8 токарного станка с ЧПУ, приводится во взаимодействие с закрепленной в патроне деталью 4, имитируя ее нагружение в направлении технологической составляющей P_{y_j} силы резания. Нажимным устройством 7, при включении поперечной подачи $S_{non} = const$, в установленных точках (A_i, B_i, \dots, F_i) осуществляется нагружение заготовки силой P_{y_j} . В процессе последовательного нагружения каждого конструктивного элемента детали постепенное сжатие пружины 5, обеспечивает плавное возрастание нагрузки P_{y_j} . Данные об изменяющихся отклонениях расположения Δ_i^{qi} конструктивных элементов A_i, B_i, \dots, F_i детали и определяемых аппаратно соответствующих изменениях величины рассогласования положения $\Delta\omega_i^{qi}$ в следящем приводе поперечных подач станка при этом синхронно регистрируются на жесткий диск PCNC.

В результате диагностики [1] в PCNC формируется система данных соответствия величин отклонений расположения отдельных конструктивных элементов детали $\Delta\omega_i^{qi}$ величинам рассогласования положения $\Delta\omega_i^{qi}$ в следящих приводах подач станков с ЧПУ.

Сформированная система данных соответствия $\Delta_i^{qi} = f(\Delta\omega_i^{qi})$ преобразуется к виду $\Delta_i^{qi} = f(P_{xiyi})$, что позволяет получить адекватные модели отклонений расположения каждого конструктивного элемента конкретной детали при её нагружении в конкретной ТС и на этой основе реализовать в режиме «реального времени» определение и ввод соответствующих коррекций в траектории движения ИРО станка с системой ЧПУ класса PCNC.

Таким образом, разработана и реализована система предварительной и оперативной диагностики процессов нагружения и деформирования элементов ТС при обработке на станках, оснащенных системами ЧПУ класса PCNC, которая обеспечивает возможность измерения и регистрации величин составляющих силы резания и соответствующих деформаций фасонных деталей. При этом обеспечивается регистрация системы параметров диагностики на жесткий диск ПЭВМ с целью даль-

нейшего их использования при определении величин и вводе коррекций в траектории движения ИРО станков для компенсации погрешностей обработки, выявленных при диагностике.

Представленные выше системы диагностики, программное обеспечение и аппаратные ресурсы станков с ЧПУ, а также базы данных диагностики позволяют формировать в PCNC математические модели нагрузочных характеристик приводов и модели отклонений расположения элементов ТС при их нагружении и, тем самым, реализовать комплексную диагностику процессов обработки на станках с ЧПУ.

Диагностику процессов нагружения элементов ТС и приводов станков с ЧПУ, как было показано выше, целесообразно разделять на предварительную и оперативную, что обеспечивает снижение трудоемкости наладки конкретных ТС и соответствует требованиям, предъявляемым к реализации гибких технологий обработки. На этапе предварительной диагностики необходимо установление нагрузочных характеристик конкретных приводов станков (при удовлетворительном состоянии систем электроавтоматики технологического оборудования) целесообразно проводить 2 - 3 раза в течение календарного года при двухсменной эксплуатации станков с ЧПУ.

В результате проведения диагностики при последовательном нагружении элементов q_i детали на отдельных участках регистрируются величины отклонений расположения конструктивных элементов детали Δ^{q_i} под действием сил P_x, P_y и устанавливаются зависимости вида

$$\Delta_{X_n}^{q_i} = D_{X_n} \cdot \left[\Delta\omega_{X_n}^{q_i S_{X_n}} \right]^2 + E_{X_n} \left[\Delta\omega_{X_n}^{q_i S_{X_n}} \right] + F_{X_n}, \quad (1)$$

$$\Delta_{Z_m}^{q_i} = D_{Z_m} \cdot \left[\Delta\omega_{Z_m}^{q_i S_{Z_m}} \right]^2 + E_{Z_m} \left[\Delta\omega_{Z_m}^{q_i S_{Z_m}} \right] + F_{Z_m}, \quad (2)$$

где $\Delta_{X_n}^{q_i}; \Delta_{Z_m}^{q_i}$ – величины отклонений расположения элемента q_i детали при его нагружении в направлениях осей координат XOZ ;

$D_{X_n}; E_{X_n}; F_{X_n}; D_{Z_m}; E_{Z_m}; F_{Z_m}$ – коэффициенты аппроксимирующего полинома (по данным тарирования);

$\Delta\omega_{X_n}^{q_i S_{X_n}}; \Delta\omega_{Z_m}^{q_i S_{Z_m}}$ – величины рассогласования положения вследящих приводах ИРО станка по осям OX, OZ .

Полученные данные автоматически регистрируются на жестком диске PCNC с целью их дальнейшего использования в процессе обработки для оперативного ввода коррекций в траектории движения ИРО станков с ЧПУ и режимы резания с учетом величин задаваемой минутной подачи ИРО станка $S_{q, \text{мин}}$ и текущих значений $\Delta x, \Delta z$ перемещений ИРО станка.

Разработанная система диагностики деформаций и перемещений элементов ТС, включающая нагрузочные устройства, динамометрическую аппаратуру и диагностические модули, реализует определение технологических составляющих силы резания при точении по рассогласованию положения в следящих приводах станков, управляемых системами ЧПУ класса PCNC. Это позволяет в сочетании с использованием разработанной модели взаимосвязей параметров деформирования и нагружения элементов ТС формировать в PCNC базы данных диагностики для дальнейшего определения и ввода коррекций в управляющие программы станков с ЧПУ при компенсации погрешностей обработки в конкретных наладках ТС.

Литература.

1. Некрасов Р.Ю. Моделирование технологических переходов обработки на станках с ЧПУ с использованием ПЭВМ [Текст] / Р.Ю. Некрасов, Р.Н. Раемгулов // Информационные технологии в образовательном процессе: Матер. обл. науч.-метод. конф. – Тюмень: Изд-во «Вектор бук», 2002. – С. 194 - 196.
2. Тахман С.И. Закономерности процесса изнашивания и основы прогноза износостойкости инструментов из стандартных твердых сплавов. Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования. Тахман С.И. 2010. №3. С. 64-72.
3. Шаламов В.Г. Математическое моделирование при резании металлов: учебное пособие. – Челябинск: Изд-во ЮжУрГУ, 2007.
4. Янюшкин А.С., Сафонов С.О., Лобанов Д.В. и др. Совершенствование технологических процессов машиностроительных производств. – Братск: Изд-во БрГУ, 2006. – 301с.
5. Centner R.M., Idelsohn I.M.- Adaptive Controller for a Metal Cutting Process. – "IEEE Transaction on Application and Industry", 1964, vol. 83, № 72, p.154 - 161.
6. Felten K. – Entwicklung einer numerisch gesteuerten NC – Drehfertigungszelle – "Technisches Zentralblatt für praktische Metalbearbeitung". Ig. 71, № 10, p. 8 - 11.

ИННОВАЦИОННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ АЗОТИРОВАНИЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Б.К. Рахадиллов, докторант PhD, М.К. Скаков, д.ф.-м.н., проф., Э.Г. Батырбеков*, д.ф.-м.н.*

Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева

**Национальный ядерный центр Республики Казахстан*

070010, ВКО, г. Усть-Каменогорск, ВКГТУ им. Д. Серикбаева, ул Серикбаева, 19, тел. (7232)54-00-43

E-mail: bor1988@mail.ru

Одной из задач дальнейшего развития машиностроения является повышение срока службы металлорежущих инструментов (сверла, метчики, развёртки и др.) [1]. При длительной эксплуатации режущих инструментов изнашивание их рабочей поверхности сопровождается снижением эксплуатационных показателей, что в частности вызывает ухудшение качества изготавливаемых изделий и, часто, требует их замены. Это повышает себестоимость производства из-за больших амортизационных отчислений.

Поэтому режущие инструменты, прежде всего, должны быть износостойкими, прочными, обладать высокой теплостойкостью и коррозионной стойкостью [2]. Данным свойствам можно добиться, применяя поверхностную химико-термическую обработку металлов, и наиболее приемлемым и обеспечивающим данные требования является процесс азотирования [3]. Кроме того, азотирование является наиболее эффективным методом химико-термической обработки (ХТО), которое обеспечивает высокий комплекс эксплуатационных свойств обрабатываемых режущих инструментов: твердость, износостойкость, противозадирные свойства, теплостойкость, коррозионную стойкость, усталостную прочность [4]. В настоящее время разработано большое количество технологических процессов азотирования таких как жидкое азотирование в цианистых ваннах, газовое азотирование, ионно-плазменное азотирование и т.д [5].

Однако, несмотря на массу достоинств этих процессов, они имеют существенные недостатки – большая длительность процесса, дороговизна и экологическая вредность процесса. Поскольку при азотировании потребляется большое количество энергии и технологических материалов, а также во многих случаях в качестве насыщающей среды используется аммиак, вредный для окружающей среды. Поэтому в настоящее время актуальной задачей является разработка ресурсосберегающих технологий, позволяющих интенсифицировать процесс поверхностного насыщения, уменьшить время обработки, снизить энергозатраты, улучшить экологические показатели процесса и сократить расход насыщающего газа.

В связи с этим, целью настоящей работы является исследования и разработка технологию модифицирования поверхностных слоев быстрорежущих сталей на основе электролитно-плазменного азотирования в электролите на основе карбамида.

Авторами данной работы проведены ряд работ по совершенствований метода плазменно-электролитического модифицирования материалов, в ходе которого разработан ресурсосберегающий, воспроизводительный способ азотирования режущих инструментов в электролитной плазме, который практически не имеет вышеизложенных недостатков [6]. Кроме того, разработанный способ электролитно-плазменного азотирования может быть осуществлен в условиях малого термического участка единичного и мелкосерийного производства, опытных и ремонтных предприятиях при минимальных затратах на оборудование, вспомогательные материалы и электроэнергию, при простоте его осуществления и максимальной эффективности обработки.

Принципиальной новизной предлагаемой технологии является использование в качестве рабочей среды электролитно-плазменного катодного разряда и электролита на основе карбамида. Это позволяет сократить накладные расходы, упростить технологическое оборудование и сделать процесс модифицирования экологически безопасным. При этом предлагаемая технология является энергоэффективной за счет интенсификации процесса модифицирования электролитно-плазменными разрядами, экологически чистой за счет использования в качестве насыщающей среды электролита на основе карбамида и превосходит имеющиеся аналоги по экономичности, а самое главное – экологичности. На рисунке 1 показаны схема установки и процесс электролитно-плазменного азотирования образца быстрорежущей стали.

В рамках данной работы было проведено азотирование с электролитно-плазменным нагревом образцов инструментальных быстрорежущих сталей Р9, Р6М5 и Р18, подвергнутые стандартной термической обработке (закалка с последующим трехкратным отпуском) для каждого вида стали [10]. Перед электролитно-плазменным азотированием образцы стали были отшлифованы и отполированы. Процесс обработки проводили в электролите из водного раствора, содержащего 20% карбамида, 10%

карбоната натрия в следующем режиме: температура азотирования образцов – 550°C, подаваемое напряжение между анодом и образцом при нагреве до температуры азотирования – 320 В, а при выдержке при 550°C – 200 В, время азотирования 7 минут. Выбор электролита основан на том, что электролит из водного раствора, содержащий 20% карбамида и 10% карбоната натрия является не токсичным и экологически чистым. Кроме того, этот электролит имеет оптимальную электропроводность, которая способствует регулярному нагреву плазменного разряда в катодном процессе.

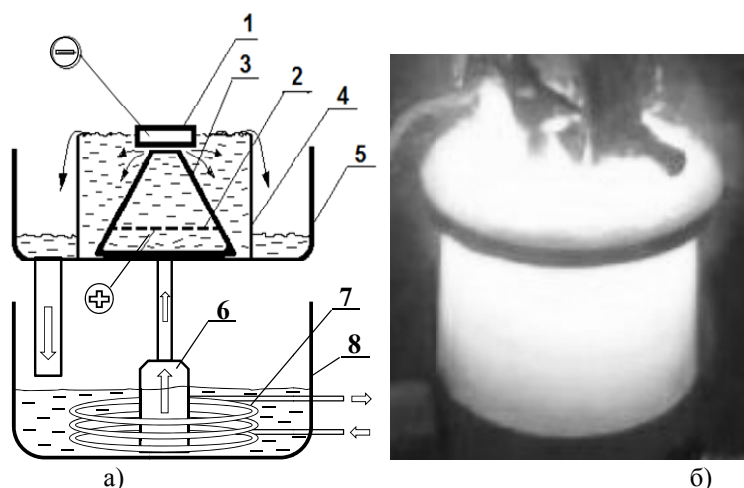


Рис. 1. Схема установки и процесс электролитно-плазменного азотирования образца быстрорежущей стали 1-обрабатываемый образец (катод), 2-анод из нержавеющей стали с отверстиями, 3-конусообразная перегородка, 4-электролитическая ячейка, 5-поддон, 6-насос, 7-теплообменник, 8- рабочая камера - ванна с электролитом

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе «ALAMI-MET-1M». Микроструктуру образцов сталей исследовали на растровом электронном микроскопе JSM-6390LV. Исследования фазового состава и кристаллической структуры образцов стали осуществляли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре D8 ADVANCE в CuK_α -излучении, используя шаг размером 0.02° и время шага 0,2 с. Для выявления границ зерен и частиц карбидных фаз было применено химическое травление шлифов в 4 % спиртовом растворе азотной кислоты (время травления 5-7 с.).

Трибологические испытания на трение скольжения проводили на высокотемпературном трибометре ТНТ-S-VE-0000 по схеме «шар – диск». В качестве контртела использовали шарик диаметром 6,0 мм, из сертифицированного материала – Al_2O_3 . Испытания проводили на воздухе (температура окружающей среды 30°C, атмосферное давление 25,4 атм., влажность 44,0%) при нагрузке 1 Н и линейной скорости 2 см/сек, радиусом кривизны износа 5 мм, путь трения составлял 31,4 м. Количество циклов испытаний для всех образцов было одинаковое и составляло 1000. Трибологические характеристики модифицированного слоя характеризовались интенсивностью изнашивания.

Испытания образцов на абразивный износ проводили на экспериментальной установке для испытаний на абразивное изнашивание при трении о не жестко закрепленные частицы абразива по схеме «вращающийся ролик – плоская поверхность» в соответствии с ГОСТ 23.208-79, который совпадает с американским стандартом ASTM C 6568. Для испытаний на абразивный износ поверхности образцов были отшлифованы и отполированы, чтобы размер шероховатости был $R_a=1.2$ мкм, так же они были очищены с помощью ацетона и высушены. Цилиндрический резиновый ролик, прижатый радиальной поверхностью к плоской поверхности исследуемого образца с усилием 22 Н, вращался с частотой 1 с⁻¹. Скорость поступления абразивных частиц между резиновым колесом и образцом, то есть в зону испытания составила 41-42 г/мин. В качестве абразивных частиц использовался электрокорунд зернистостью 200...250 мкм. Износ измеряли весовым методом на аналитических весах АДВ-200 с точностью до 0,0001 г. Длина всего износа составляла 28,8 м. Перед измерением образцы обдувались с помощью сжатого воздуха для удаления оставшихся частиц песка на пробах.

На рисунке 2 приведены распределения микротвердости по глубине азотированного слоя быстрорежущих сталей. Видно существенное увеличение микротвердости на поверхности образцов сталей. Характер переходной зоны имеет плавный переход от упрочненного слоя в основу, при этом

микротвердость основы существенно не изменяется. Видно, что микротвердость азотированного слоя сталей P9, P6M5 и P18 отличается друг от друга. Это связано с тем, что у этих сталей присутствуют легирующие элементы в различном количестве. Высокая твердость азотированного слоя стали P18 по сравнению со сталями P6M5 и P9 связано с тем, что в стали P18 присутствуют в большем количестве нитридообразующие элементы, в частности вольфрам.

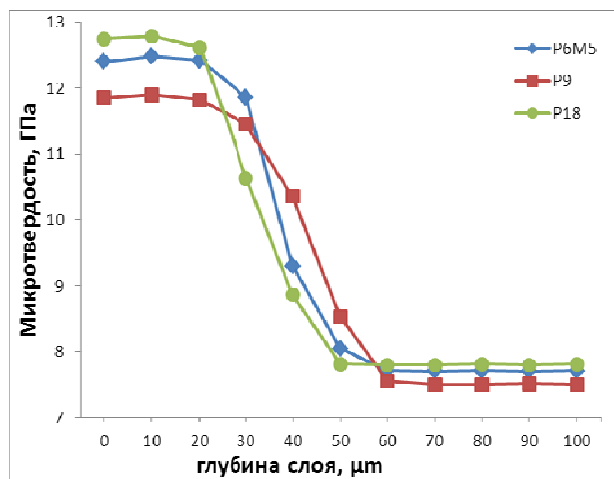


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине азотированного слоя быстрорежущих сталей

Микроструктура сталей после электролитно-плазменного азотирования приведена на рисунке 3. Видно, что на поверхности наблюдается темнотравящийся азотированный слой представляющий собой азотистый мартенсит. При этом темнотравящаяся зона плавно переходит в основу. Толщина азотированного слоя сталей P9, P6M5 и P18 составляет 45 мкм, 40 мкм, 35 мкм, соответственно.

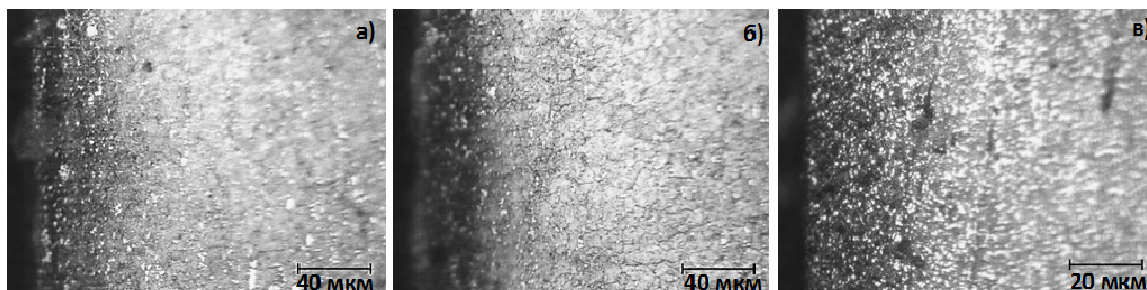


Рис. 3. Микроструктура быстрорежущих сталей после электролитно-плазменного азотирования при $T = 550^{\circ}\text{C}$: а) P9, б) P6M5, в) P18

Результаты рентгеноструктурного анализа отражены в таблице 3. Анализ показал, что в исходном состоянии, то есть, после стандартной термообработки в структуре сталей P9, P6M5 и P18 присутствуют - мартенсит (α -фаза) и карбиды M_6C , MC . Определено, что карбиды типа M_6C наиболее оптимально сочетаются с фазой $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, а карбиды типа MC соответствуют фазе VC . После азотирования на поверхности формируется Fe_4N -фазы. Количественный анализ показал, что после азотирования не наблюдается заметное изменение содержания карбидных фаз. Содержание нитрида Fe_4N (γ' -фаза) в сталях P9, P6M5 и P18 составляет 5,5 %, 3,9 % и 3,7 % соответственно.

В таблице 3 также показаны результаты испытаний быстрорежущих сталей на износостойкость. Из таблицы видно, что относительная износостойкость сталей P6M5 и P18 высокая по сравнению со сталью P9 до и после азотирования. Это связано с тем, что сталь P9 характеризуется меньшим количеством твердых карбидов, легирующих элементов и соответственно, мелкодисперсных нитридов легирующих элементов (таблица 3). Известно [14-16], что существенное влияние на износостойкость быстрорежущих сталей оказывает природа, количество, характер распределения и размер карбидов. Вместе с тем, для предохранения объема зерен относительно мягкой матрицы от истирания необходимы дисперсные выделения, такие как мелкодисперсные нитриды легирующих элементов.

Таблица 3

Результаты рентгеноструктурного анализа и испытаний на износостойкость

Образец	Обнаруженные фазы	Об. доля фаз, %	Параметры решетки, нм	Размеры ОКР, нм	Интенсивность изнашивания, мм ³ /Нм	Относительная износостойкость K _н
P9, исходный	α-Fe	81	a= 0,28680	23,30 (все реф.)	7,14×10 ⁻⁴	1,84
	Fe ₃ W ₃ C	11,8	a= 1,10543	26,14 (100)		
	VC	7,2	a= 0,41566	25,01 (100)		
P9, азотированный	α-Fe	76,6	a= 0,28712	34,90 (все реф.)	1,62×10 ⁻⁴	2,43
	Fe ₃ W ₃ C	11,4	a= 1,10804	32,79 (100)		
	VC	6,5	a= 0,41625	17,43 (100)		
	Fe ₄ N	5,5	a= 0,37945	27,43 (100)		
P6M5, исходный	α-Fe	75,2	a= 0,28781	19,20 (все реф.)	6,52×10 ⁻⁴	2,04
	Fe ₃ W ₃ C	13,7	a= 1,10867	38,77 (100)		
	VC	11,1	a= 0,41663	18,72 (100)		
P6M5, азотированный	α-Fe	73,2	a= 0,28784	26,53 (все реф.)	1,21×10 ⁻⁴	2,64
	Fe ₃ W ₃ C	13,1	a= 1,10818	40,98 (100)		
	VC	9,8	a= 0,41576	16,61 (100)		
	Fe ₄ N	3,9	a= 0,37923	40,22 (100)		
P18, исходный	α-Fe	72,2	a= 0,28720	50,36 (все реф.)	6,78×10 ⁻⁴	1,98
	Fe ₃ W ₃ C	17,4	a= 1,10429	39,43 (100)		
	VC	10,4	a= 0,41421	17,94 (100)		
P18, азотированный	α-Fe	70,5	a= 0,28822	41,68 (все реф.)	1,14×10 ⁻⁴	2,57
	Fe ₃ W ₃ C	16,1	a= 1,10472	106,98 (100)		
	VC	9,7	a= 0,41649	7,87 (100)		
	Fe ₄ N	3,7	a= 0,37756	97,44 (100)		

На основе данных рентгеноструктурного анализа можно утверждать, что высокая износостойкость азотированного слоя быстрорежущих сталей связана с образованием γ' -фазы и азотистого мартенсита. Образование диффузионного слоя из азотистого мартенсита в поверхностных слоях будет положительно влиять на эксплуатационные свойства режущего инструмента. Поскольку нитриды железа обладают большей теплоемкостью по сравнению с железом [17]. При этом создаются благоприятные условия для предотвращения температурных всплесков на поверхности режущего инструмента.

Таким образом, установлено, что разработанная технология электролитно-плазменного азотирования позволяет получить азотированный слой толщиной 35-45 мкм с высокой стойкостью к абразивному износу. Значительное повышение микротвердости и износостойкости быстрорежущих сталей после электролитно-плазменного азотирования показывает перспективность применения способа электролитно-плазменного азотирования для повышения работоспособности режущих инструментов из быстрорежущих сталей.

ВЫВОДЫ

Анализируя полученные в работе результаты можно сделать следующие выводы:

1. Разработана и предложена технология электролитно-плазменного азотирования режущих инструментов из быстрорежущих сталей в катодном двухступенчатом режиме, которая позволяет проводить модифицирование структуры и свойств поверхностного слоя. При этом предлагаемая технология является энергоэффективной за счет интенсификации процесса азотирования электролитно-плазменными разрядами, экологически чистой за счет использования в качестве насыщающей среды электролита на основе карбамида.

2. Экспериментально установлено, что после электролитно-плазменного азотирования на поверхности быстрорежущих сталей P9, P6M5 и P18 формируется модифицированный слой, обладающий повышенной твердостью и износостойкостью. Определено, что модифицированный слой состоит из азотистого мартенсита и нитрида Fe₄N. Содержание нитрида Fe₄N (γ' -фаза) в сталях P9, P6M5 и P18 составляет 5,5 %, 3,9 % и 3,7 % соответственно.

Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке Комитета науки МОН РК на 2013-2015 гг. по программе "Грантовое финансирование научных исследований".

Литература.

1. Григорьев С.Н. Технологические методы повышения износостойкости контактных площадок режущего инструмента [Текст] : Монография / С. Н. Григорьев; В.П. Табаков, М.А. Волосова. - Старый Оскол: ТНТ, 2011. - 379с.
2. Белый А.В., Карпенко Г.Д., Мышкин Н.К. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. – Москва: Машиностроение, 1991; 209 с.
3. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г., Бемер З. Теория и технология азотирования: Монография. – М.: "Металлургия", 1991.– 320 с.
4. Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеев Ю.С., Панайоти Т.А. Ионная химико-термическая обработка сплавов. М., изд-во МГТУ им.Н.Э.Баумана, 1999, 400 с.
5. Суминов И.В., Белкин П.Н. и др. Мир материалов и технологий. В 2-х томах, Том 1, М. изд. Техносфера, 2011, - 464 с.
6. Устройство для нагрева деталей в электролите: Патент на полезную модель Республики Казахстан: МПК6 С21Д 1/44 / Скаков М.К., Рахадиллов Б.К. // - № 912 / Заявл. 10.05.2012; Опубл. 15.02.2013, Бюл. № 2.
7. Способ плазменно-дугового упрочнения режущего инструмента / Инновационный патент на изобретение Республики Казахстан: МПК С21Д 1/09 / Скаков М.К., Рахадиллов Б.К. / - № 26919 / Заявл. 10.05.2012; Опубл. 15.05.2013, Бюл. № 5.
8. Рахадиллов Б.К., Скаков М.К., Рахадиллов М.К. Способ упрочнения рабочей поверхности режущего инструмента электролитно-плазменным нагревом - Станочный парк, 2013 - №6 (105). - С. 30 -33.
9. Белкин, П. Н. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов Текст. / П. Н. Белкин. М.: Мир, 2005. - 336 с.
10. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: Metallurgy, 1985. – 408с.
11. Лахтин Ю.М., Коган Я.Э., Шпис Г.И., Бенер З. Теория и технология азотирования.- М.: Metallurgy, 1991 г. 320 с.
12. Артингер И. - Инструментальные стали и их термическая обработка. - М., 1982. - 312с.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

*А.П. Родзевич**, *ст. преп.*, *Е.Г. Газенаур***, *к.ф.-м.н., доц.*, *Г.М. Белокуров****, *к.ф.-м.н., н.с.*

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)62248, e-mail: nimez@tpu.ru

***Кемеровский государственный университет,*

650043, г. Кемерово, ул. Красная, 6, тел. (3842)580605, e-mail: gazenaur@kemsu.ru

****Институт углехимии и химического материаловедения СО РАН,*

650000, г. Кемерово, пр. Советский, 18, e-mail: belogem@yandex.ru

Ранее нами [1,2] была установлена возможность контроля физико-технических характеристик материалов путем варьирования напряженности бесконтактного электрического поля при кристаллизации. Кристаллизация неорганических солей (моно- и микрокристаллы азидов серебра, свинца и таллия, галогениды (хлориды, бромиды) серебра, натрия, калия) в слабом постоянном бесконтактном электрическом поле, как показали результаты наших исследований [2-4], позволяет получать химически чистые монодисперсные кристаллы, реакционной способностью и размерами которых можно эффективно управлять в широком диапазоне напряженностей электрического поля (от 10^{-4} В/м до 10^2 В/м). Обработка неорганических материалов в указанном выше диапазоне электрических полей позволила увеличить срок их хранения при нормальных условиях до 6 месяцев без изменения физико-технических характеристик, что позволило, в рамках настоящей работы, предложить технологию получения и обработки материалов в электрическом поле.

Наиболее близким к предлагаемому способу обработки материалов в электрическом поле является способ, описанный в работах [1,2]. Техническим результатом предлагаемой в настоящей работе установки является расширение ее функциональных возможностей с целью увеличения достоверности результатов экспериментальных исследований при одновременном проведении параллельных экспериментов на образцах при различных напряженностях электрического поля, но одинаковых

физико-химических условиях проведения эксперимента. Принципиальная схема установки для контроля физико-химических свойств материалов в слабом бесконтактном электрическом поле представлена на рисунке 1.

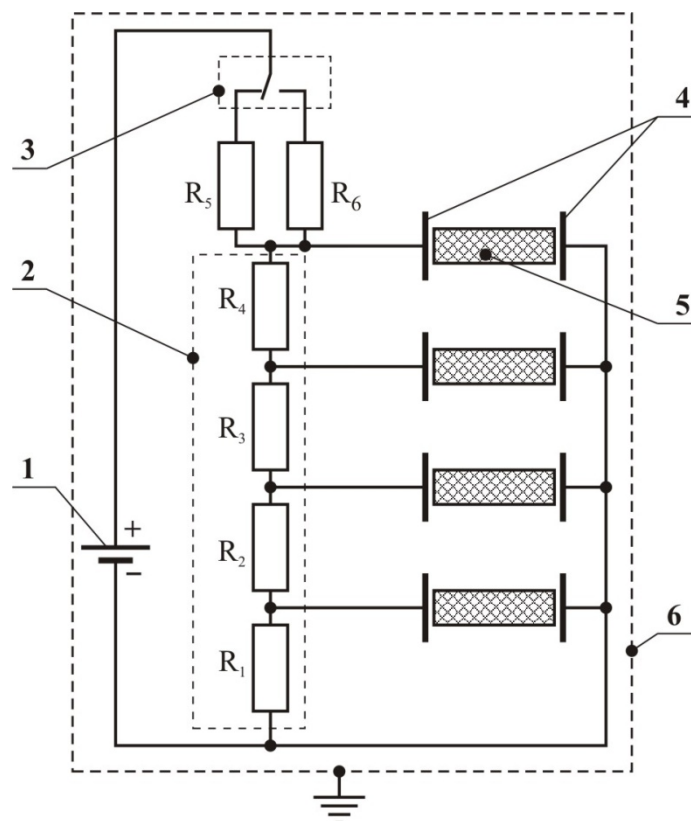


Рис. 1. Схема установки для получения и обработки материалов в электрическом поле: 1. источник питания; 2. переключатель пределов регулировки напряжения; 3. блок делителя напряжения; 4. электроды; 5. экспериментальная ячейка; 6. заземлённый экранирующий корпус

Экспериментальная ячейка для проведения исследований по влиянию слабого постоянного электрического поля на физико-технические характеристики материалов содержит, в зависимости от цели исследования, либо кристаллизатор (цилиндрический бюкс, частично заполненный раствором соответствующей соли), либо подложку из химически инертного немагнитного материала (стекло), на которую помещали образец для исследования. Для увеличения достоверности экспериментальных результатов n экспериментальных ячеек подключали к делителю к различным ступеням напряжения (на схеме $n=4$). Экспериментальные ячейки помещали между двумя электродами размером $70 \times 50 \times 20$ мм. Расстояние между электродами задается не более 50 мм, а между стенками бюкса (либо подложки) и электродом не более 50 мкм. В качестве источника питания используется элемент на 1,5 В, что обеспечивает получение слабого постоянного бесконтактного электрического поля без дополнительных технических средств, исключает наведение помех. При использовании n источников питания для делителя (батарея n элементов $n \times 1,5$ В), соединенных последовательно, можно расширить используемый интервал значений напряжения в широком диапазоне.

Как видно из рисунка 1, предлагаемая установка позволяет варьировать напряжение электрического поля в экспериментальной ячейке в диапазоне от 10^0 до 10^{-6} В (от 10^0 В до 10^{-3} В при включении через сопротивление $R_5=1,1$ МОм, и от 10^{-3} В до 10^{-6} В при включении через $R_6=1,1$ ГОм). Блок делителя напряжения включает в себя последовательно подключенные сопротивления $R_1=2,2$ кОм, $R_2=20$ кОм, $R_3=200$ кОм, $R_4=2$ Мом с выводами от каждой ступени.

Кристаллизацию неорганических солей в электрическом поле проводили до полного испарения растворителя (скорость испарения $0,407$ г/сутки при температуре 23 ± 2 °С). За процессом образования кристаллов наблюдали в микроскоп «Биолам» (окуляр с увеличением $\times 120$), проводили фото- и видеосъемку. Образцы, полученные предлагаемым способом, оптически прозрачны, не имеют ви-

димых в оптический микроскоп объемных дефектов, обладают совершенной огранкой. Дисперсионный анализ выращенных в электрическом поле образцов показал стремление к однотипности и однородности структурных форм, о чем свидетельствует небольшой коэффициент вариации по размерам (11÷37 %, в зависимости от напряженности электрического поля при которой проводится кристаллизация). Выращенные в электрическом поле кристаллы неорганических солей (в работе использовали указанные выше соединения) содержат минимальное количество дефектов (например: содержание примеси положительных ионов металлов Zn^{2+} , Cu^{2+} , Fe^{3+} , Al^{3+} , Pb^{2+} в нитевидных кристаллах азида серебра, выращенных в слабом бесконтактном электрическом поле напряженностью 10^{-2} В/м, оцененное эмиссионным спектральным и рентгенофлуоресцентным (исследования проводили на установке JEOL JSM-6390 LA) методами анализа, составляет примерно $2 \cdot 10^{-5}$ мольных процента против $5 \cdot 10^{-5}$ мольных процента у выращенных обычным способом; плотность дислокаций в кристаллах, выращенных в слабом бесконтактном электрическом поле напряженностью 10^{-4} В/м, определяемая методом ямок травления [5] составляет примерно $1 \cdot 10^2$ см⁻² против $(5 \div 6) \cdot 10^2$ см⁻² у выращенных обычным способом). Указанные выше свойства сохраняются вне зависимости от степени чистоты используемых реагентов, что позволило существенно упростить способ получения кристаллов. Полученные предлагаемым способом кристаллы не проявляют признаков старения в течение не менее 6 месяцев после кристаллизации в электрическом поле. Указанные выше свойства показали предпочтительность использования, как выращенных в электрическом поле, так и прошедших обработку в нем образцов для проведения физико-химических исследований, требующих большого числа измерений, а также в изделиях, требующих повышенной стабильности физико-химических свойств.

Предлагаемая в работе технология получения и обработки материалов в электрическом поле позволила не только получать образцы с улучшенными рабочими характеристиками (монодисперсность, минимальное количество дефектов, увеличенный срок хранения, регулируемый варьированием напряженности электрического поля при кристаллизации размер и т.д.), но и, для увеличения достоверности получаемых результатов, проводить параллельные эксперименты в одинаковых условиях при различных напряженностях электрического поля.

Литература.

1. Газенаур, Е.Г. Способ получения нитевидных кристаллов азида серебра / патент Рос. Федерация: RU №2404296 С1 / Е.Г. Газенаур, Н.М. Федорова, Л.В. Кузьмина, В.И. Крашенинин. – №2009125883/05; 06.07.2009; 20.11.10, Бюл. №32. – 9 с.
2. Rodzevich, A.P. On a mechanism of an electric field influence on physicotecnical specifications of materials / A.P. Rodzevich, E.G. Gazenaur, V.I. Krashenin // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – p. 154-160.
3. Rodzevich, A.P. Features of Physical and Chemical Properties of Inorganic Salts, Grown in the Electric Field / A.P. Rodzevich, E.G. Gazenaur, A.S. Walnukova, L.V. Kuzmina // The 7th International Forum on Strategic Technology IFOST2012 – Tomsk Polytechnic University, 2012. – V.I. – P. 296-299
4. Крашенинин, В.И. Способ управления взрывной чувствительностью энергетических материалов / В.И. Крашенинин, Е.Г. Газенаур, В.Г. Гритчина, А.П. Родзевич // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2011. – Т.2. – №12. – С. 396-402.
5. Сангвал, К. Травление кристаллов: Теория, эксперимент, применение / К. Сангвал. – М.: Мир, 1990. – 492 с.

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ИЗДЕЛИЯ ИЗ КОБАЛЬТХРОММОЛИБДЕНОВОГО ПОРОШКА С РАЗДЕЛЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ

*Н.А. Сапрыкина, ст. преподаватель, А.А. Сапрыкин, к.т.н., доц., М.С. Матрунчик, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-27-92
E-mail: saprikina@tpu.ru*

Развитие технологии послойного синтеза в машиностроении направлено на внедрение новых порошковых материалов и определение технологических режимов лазерного воздействия. При изготовлении функционального объемного изделия на основе 3D-CAD модели важной задачей является формирование слоев на разных режимах [1, 6]. Изменение режимов спекания позволяет получать

заданную шероховатость поверхности, которая является важным фактором при сцеплении смежных слоев.

Для проведения исследований был выбран кобальтхроммолибденовый порошок DSK-F75, который применяется в машиностроении для создания изделий, функционирующих при высоких температурах. Сплав имеет хорошее сочетание механических свойств: предел пластичности $0,65 \text{ кН/мм}^2$, плотность $8,4 \text{ г/см}^3$ в сочетании с умеренной твердостью. Порошок DSK-F75 имеет номинальный размер частиц $0,1 \text{ мкм}$, температуру плавления $1350\text{-}1450 \text{ }^\circ\text{C}$, каплеобразную форму частиц, химический состав: кобальт – $66,4\%$, хром – 28% , молибден – 3% , кремний, марганец, никель, углерод – менее 1% .

Рассматривалось изменение шероховатости R_z спеченного поверхностного слоя из кобальтхроммолибденового порошка DSK-F75 в зависимости от технологических режимов спекания – мощности лазерного излучения P , скорости V , шага сканирования лазерным лучом слоя порошка и предварительной температуры подогрева порошкового материала t . Траектория перемещения луча лазера представлена на рисунке 1. Длина спеченного образца составляла 20 мм , ширина 10 мм .

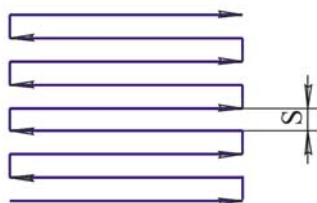


Рис. 1. Траектория перемещения луча лазера

В результате поисковых экспериментов были определены режимы непрерывного лазерного спекания, при которых спеченный образец не рассыпался, т.е. обладал некоторой механической прочностью [3]. Изменение мощности от 10 до 20 Вт позволило получить спеченный слой, обладающий некоторой механической прочностью, но наблюдалось появление коагуляции - скатывание расплавленного металла в капли [4]. При мощности более 20 Вт увеличивалась величина коагулированных частиц, образцы имели рыхлую структуру и рассыпались.

Препятствием образования единичного слоя являлось и увеличение шага сканирования свыше $0,15 \text{ мм}$. Таким же препятствием являлось назначение скорости перемещения луча лазера менее 100 мм/мин , и более 300 мм/мин . Повышение температуры подогрева порошкового материала положительно сказывалось на прочности единичного слоя.

Измерение шероховатости на профилографе -профилометре АБРИС ПМ7 и на интерференционном микроскопе NEW VIEW не дали результатов из-за высокой пористости спеченных образцов, поэтому шероховатость определялась по следующей методике: на первом этапе были подготовлены поперечные и продольные шлифы единичного спеченного слоя, как показано на рисунке 2.

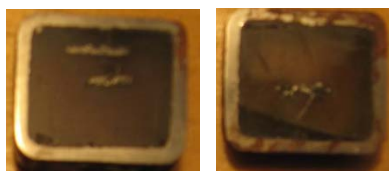


Рис. 2. Фотографии поперечных и продольных шлифов (x1)

Сечение единичного спеченного слоя осуществлялось поперек сканирования луча лазера, как показано на рисунке 3, а, вдоль перемещения луча лазера, как показано на рисунке 3, б.



Рис. 3. Сечения единичного спеченного слоя
а) поперечное, б) продольное

На втором этапе были получены фотографии поверхности при помощи микроскопа ИМЦ $100\times 50\text{А}$ и цифровой камеры, рисунок 4.

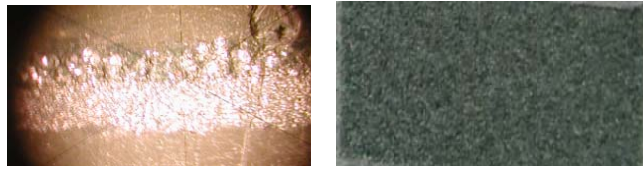


Рис. 4. Фотографии спеченной поверхности кобальтхроммолибденового порошка DSK-F75 (x5), режимы СЛС P=10 Вт, V=300 мм/мин, t=200 °С, S= 0,15 мм, спекание на воздухе

Далее в графическом редакторе поверхность спеченного слоя была обведена линией, которая и является профилограммой поверхности, как показано на рисунке 5. Для базового участка проведена средняя линия так, чтобы сумма площадей выступов, расположенных выше средней линии была приблизительно равна площади впадин, расположенных ниже средней линии.

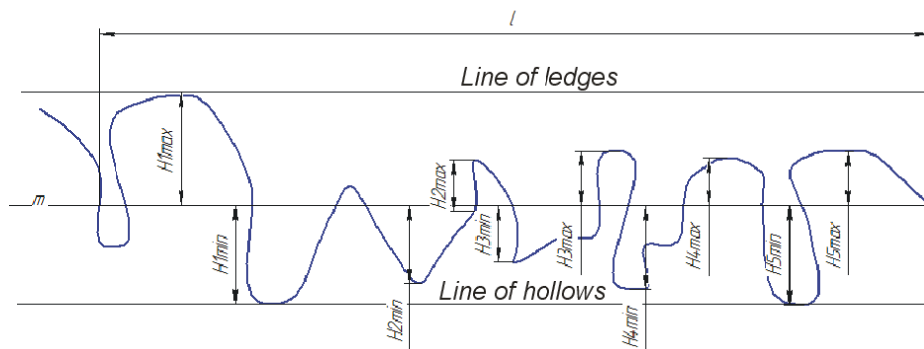


Рис. 5. Профилограмма спеченного поверхностного слоя

Затем определялось значение параметра Rz. Для этого на профилограмме в пределах базовой длины измерялось расстояния в миллиметрах пяти наибольших выступов до средней линии и пяти наибольших впадин до средней линии.

$$R_z = \frac{1}{5} \left(\sum_{i=1}^5 h_{i\max} - \sum_{i=1}^5 h_{i\min} \right)$$

Измерения проводились несколько раз на разных участках поверхности. Определялись Rz, R_{max}. Для определения R_{max} на базовой длине через наибольший выступ параллельно средней линии проводилась линия выступов, а через наименьшую длину линия впадин.

Планирование и проведение полного факторного эксперимента типа 2⁴ позволило получить математическую зависимость шероховатости спеченного поверхностного слоя в зависимости от технологических режимов спекания [5]:

$$R_z = 395 + 53 \cdot P + 0,9 \cdot V - t - 2400 \cdot s - 0,15 \cdot P \cdot V - 0,3 \cdot P \cdot t$$

где P – мощность излучения лазера, Вт; V – скорость перемещения луча лазера, мм/мин; S – шаг сканирования, мм; t – температура подогрева порошкового материала, °С.

Графические зависимости, построенные по данной формуле, позволили выявить наиболее значимые параметры, влияющие на шероховатость спеченного слоя, а также пределы ее изменения за счет технологических режимов спекания. Повышение скорости перемещения луча лазера со 100 до 300 мм/мин позволяет уменьшить шероховатость с 560 до 425 мкм, при P=10 Вт, S=0,1 мм, t=26 °С. Увеличение мощности в диапазоне от 10 до 20 Вт приводит к увеличению шероховатости спеченного поверхностного слоя Rz с 425 до 625 при скорости 300 мм/мин, S=0,1 мм, t=26 °С, рисунок 6, а и увеличению Rz с 560 до 850 при скорости 100 мм/мин.

К уменьшению шероховатости спеченного поверхностного слоя Rz с 560 до 450 при P=10 Вт, как показано на рисунке 6, б приводит увеличение шага сканирования в диапазоне от 0,1 до 0,15 мм, при постоянной скорости V=100 мм/мин и температуре порошкового материала t=26 °С. При изменении мощности от 10 до 20 Вт, при S=0,1 мм Rz изменяется от 560 до 850 мкм. Таким образом, изменяя шаг сканирования можно изменять шероховатость.

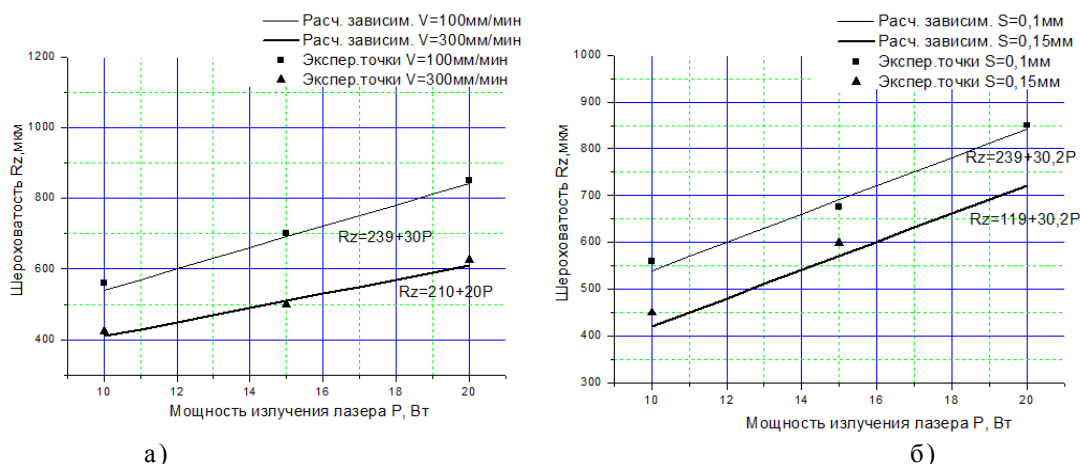


Рис. 6. Зависимости шероховатости Rz спеченного кобальтхроммолибденового поверхностного слоя от режимов спекания, при $t=26$ °C

а) зависимости Rz от P и V , при $s=0,1$ мм, б) зависимости Rz от P и S , при $V=100$ мм/мин

Данные графические зависимости показывают влияние технологических режимов лазерной обработки на изменение шероховатости Rz спеченного поверхностного слоя в значительных пределах [2]. Разделение режимов формирования поверхности изделия и его внутреннего объема на черновой, получистовой и чистовой, рисунок 7, позволит получить монолитный внутренний объем через межслойную прочность сцепления смежных слоев.

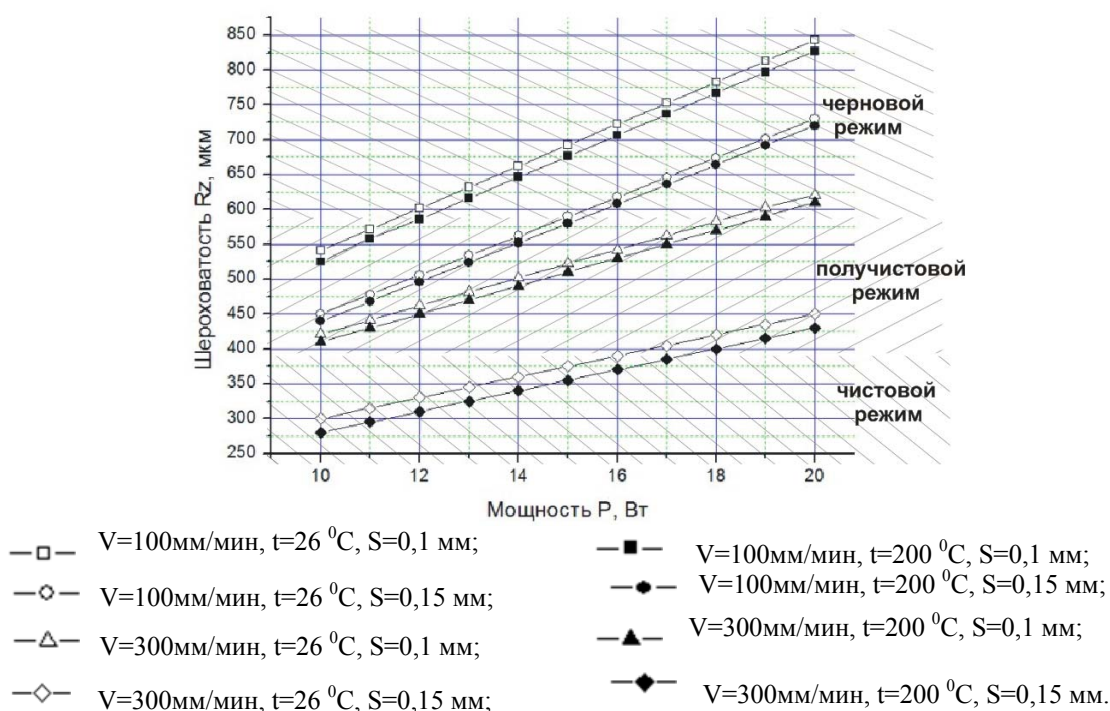


Рис. 7. Режимы спекания кобальтхроммолибденового порошка

Для создания объемного изделия, после расчленения 3D-CAD модели на слои последовательно наносим порошковый материал, на получистовом режиме формируем поддерживающий контур, затем на черновом режиме осуществляем спекание внутри него. Повышенная шероховатость спеченной поверхности, обеспечиваемая черновым режимом, положительно влияет на прочность сцепления слоев между собой. Заключительный проход по контуру на чистовом режиме обеспечивает оплавление

ние порошка точно по контуру сечения и исключает возникшие неточности при предыдущих переходах – черновом и получистовом, одновременно обеспечивая заданное качество поверхности. Процесс повторяется до полного создания изделия. Далее спеченное изделие извлекается, а не спеченный порошок можно использовать повторно.

Определены области режимов спекания кобальтхроммолибденового порошка DSK-F75. Разделение режимов обработки, в зависимости от влияния технологических режимов на шероховатость спеченного поверхностного слоя позволяет повысить качество спеченного изделия и монолитность внутреннего объема.

Литература.

1. Gibson, I. B. Additive Manufacturing Technologies. Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing / I. Gibson, D. W. Rosen, B. Stucker. – New York, USA, Springer, 2009. – 459 p.
2. Saprykina N.A., Saprykin A.A. Improvement of surface layer formation technology for articles produced by layer-by-layer laser sintering // Applied Mechanics and Materials. - 2013 - Vol. 379. - p. 56-59
3. Математическая теория планирования эксперимента / С. М. Ермаков [и др.]. – М.: Наука, 1983. – 39 с.
4. Сапрыкина Н. А., Сапрыкин А. А., Яковлев В. И. Влияние механической активации металлических порошков на качество поверхностного слоя, полученного технологией послойного синтеза // Обработка металлов. – 2012. – № 4. – С. 108–110.
5. Спиридонов А.А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов. – М.: Машиностроение, 1981.-184с.
6. Шишковский, И. В. Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий / И. В. Шишковский. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 424 с.

ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАК ТЕХНОЛОГИЯ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ В ЛЕГКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

И.Н. Томилов, к.т.н., доцент, С.Н. Грудинин, аспирант, В.Д. Фроловский*, д.т.н., проф.
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. +7(905) 9468075, e-mail:
tomilov@corp.nstu.ru*

**Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр. К.Маркса 20, тел. +7(923) 2323108, e-mail: sn_grudinin@mail.ru*

1. Постановка задачи

При разработке нового изделия обязательным этапом является прототипирование. Создание качественного прототипа, максимально похожего на будущее изделие – сложная научная и практическая задача. В последнее время популярными стали технологии быстрого прототипирования – послойного синтеза макета по компьютерной модели изделия. В большинстве случаев построение прототипа происходит на основе твердотельной САД-модели или модели с замкнутыми поверхностными контурами. При этом параметризация играет ключевую роль. Параметрическое моделирование в отличие от альтернативных способов виртуализации, является менее дорогостоящей процедурой и позволяет интерактивно создавать новые модели, изменяя заданные параметры. Формально такой подход можно описать так: создание новой модели Ω за счет деформации некоторой средней базовой модели Ψ согласно набору заданных параметров ρ . Таким образом, новая модель Ω , после деформации, будет удовлетворять набору параметров ρ [1].

Объекты, имеющие сложную геометрическую форму и представляемые сеточными моделями, требуют для параметризации специализированных технологий, учитывающих информацию о форме и принятые в предметной области метрические характеристики. К таким объектам относятся и манекены, используемые при производстве одежды. Существующие САПР одежды применяются дизайнерами в основном для раскроя и позволяют рассматривать изделия только в 2D пространстве. Активно развивающиеся в последние годы системы трехмерного сканирования и базы данных прототипов реальных объектов (в том числе человека [2]) могли бы получить широкое применение в швейной промышленности, вплоть до индивидуальной кастомизации одежды. Однако этому препятствуют две проблемы. Во-первых, цены на системы сканирования зачастую слишком высоки для швейной промышленности. Во-вторых, такие системы не достаточно хорошо интегрированы с САПР одежды. Но с другой стороны, модели, полученные сканированием реальных объектов, содержат

большой объем эмпирических данных и могут быть использованы в качестве исходного материала для параметризации с возможностью дальнейшего проектирования с учетом характеристик конкретного клиента. Этот подход требует разработки методов и средств извлечения информации о форме моделируемого объекта. В связи с этим, актуальным на сегодня является решение задач параметризации сложных объектов – генерации новых моделей на основе семантической информации и оценки качества моделирования [3, 4].

Таким образом, необходимо решить две взаимосвязанные проблемы: параметрическое представление объектов сложной формы и оценка результатов моделирования с целью определения эффективности. Формально задачу можно описать следующим образом: имеются две исходных модели γ_1 и γ_2 , необходимо на их основе построить модели α_1 и α_2 , описанные параметрами π_1 и π_2 соответственно; построить производную модель α'_1 , удовлетворяющую параметрам π_2 , оценить близость моделей α'_1 и α_2 .

2. Описание метода решения

Исходными данными для построения базовой модели является 3D-модель женского манекена стандартной формы – правильный торс. Модель получена путем трехмерного сканирования с использованием ручного сканера Artec MH 3D Scanner [5], обеспечивающего точность порядка 10^{-2} мм. В комплект поставки входит программное обеспечение ZScan Lite, позволяющее обрабатывать результаты сканирования и экспортировать данные в наиболее распространенные форматы. Широкое распространение получил формат STL. Он используется для хранения трехмерных моделей объектов в технологиях быстрого прототипирования, для импорта в системы трехмерного моделирования и вывода на трехмерный принтер. На рис. 1 представлены фотография объекта и результат сканирования.

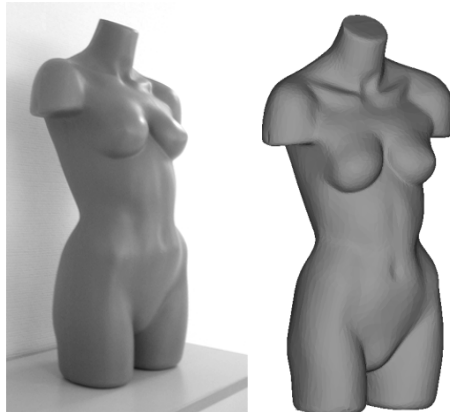


Рис. 1. Фотография объекта (слева), результат трехмерного сканирования, 10 000 полигонов (справа)

Исходная модель имеет полигональную структуру: множество точек $t_{ij}(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij})$, соединенных в треугольные полигоны $p_i = (t_{i1}, t_{i2}, t_{i3})$, $i = \overline{1, N}$, $j = \overline{1, 3}$, где N – количество полигонов. Модель не имеет внутренних полигонов, пересечений полигонов и отверстий. Координата центра масс модели $C(x_m, y_m, z_m)$ совпадает с координатами начала глобальной системы координат O , при этом:

$$x_m = \frac{1}{3N} \sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^3 x_{ij}, \quad y_m = \frac{1}{3N} \sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^3 y_{ij}, \quad z_m = \frac{1}{3N} \sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^3 z_{ij}.$$

Модель ориентирована таким образом, что горизонтальная плоскость xOy разделяет верхнюю и нижнюю части манекена, вертикальная плоскость yOz – отделяет переднюю часть от задней, вертикальная плоскость xOz разделяет манекен на две половины по оси симметрии.

Представлением базовой модели, которая будет подвергаться деформации, выбрана трехмерная каркасная модель с топологией: множество горизонтальных сечений h_i , содержащих одинаковое количество вершин $\{v_{ij}\}$, отсортированных по полярному углу и равноотстоящих друг от друга, $i = \overline{1, N}$, $j = \overline{1, M}$, где N – количество сечений, M – количество точек в сечениях. Сечения располагаются на уровнях: $z_i = z_{i-1} + \Delta z$, $z_1 = z_{\min}$, $\Delta z = (z_{\max} - z_{\min})/N$, $i = \overline{2, N}$, где z_{\max} – уровень

основания шеи сзади, z_{\min} – уровень промежности, N – количество сечений. Затем, точки каждого i -го сечения из h_i упорядочиваются таким образом, чтобы выполнялось условие: $\varphi_1 < \varphi_2 < \dots < \varphi_j < \dots < \varphi_{M_i}$, где φ_j – полярный угол j -ой точки i -го сечения.

Одним из основных свойств формы манекена является симметричность относительно плоскости xOz , поэтому исходные сечения подвергаются симметризации – определению средних значений между левыми и правыми половинами относительно оси симметрии, а затем сглаживанию – интерполяции сплайнами третьего порядка.

Параметризация человеческого тела обычно строится на антропометрических или медицинских знаниях: антропометрических точках [1], параметрах швейного производства [3], точках акупунктуры [6], типах искривления позвоночника [7] и т.д. В работе, используются результаты антропометрических исследований и отраслевые стандарты швейного производства [8], согласно которым основными параметрами формы тела человека являются рост, обхваты груди, талии и бедер. Измеряемые параметры 1–10 представлены на рис. 2. Для их расчета помимо базовых сечений h_i определяются дополнительные сечения $c_k = \{c_{kj}\}$, $j = \overline{1, M}$, $k = \overline{1, 5}$, и их обхваты (4–6) по набору антропометрических точек. Использование смещений по осям Ox (7–9) и Oy (1–3), помимо обхватов, позволяет отслеживать положение позвоночника. Возможно увеличение числа параметров путем построения дополнительных сечений через интересующие антропометрические точки.

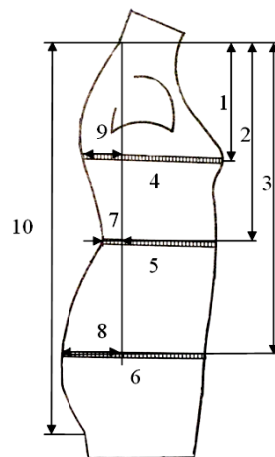


Рис. 2. Позиционирование измеряемых параметров

Под обхватом понимается периметр минимальной выпуклой оболочки точек дополнительного сечения. Расчет обхвата k -го сечения осуществляется по алгоритму Грэхема. Под деформацией понимается изменение положения и формы базовых сечений в соответствии с изменением положения и формы дополнительных. Процесс деформации сечений происходит в несколько этапов.

Смещение базовых сечений по Oz пропорционально изменению параметра 10. При этом сохраняются равные расстояния между базовыми сечениями.

Смещение дополнительных сечений по Oz относительно шейной точки в соответствии с параметрами 1–3.

Масштабирование дополнительных сечений в соответствии с параметрами 4–6. Масштабирование производится в плоскости сечения, для этого решается оптимизационная задача с целевой функцией:

$$F(s) = |G'_k - f(q_k \cdot S(s))| \rightarrow \min$$

где G'_k – новое значение обхвата, f – функция расчета обхвата сечения, q_k – массив точек k -го дополнительного сечения, $S(s)$ – матрица масштабирования на плоскости, s – коэффициент масштаба. Оптимизационная задача решается с использованием метода покоординатного спуска.

Смещение дополнительных сечений по Oy относительно шейной точки в соответствии с параметрами 7–9.

Масштабирование базовых сечений в соответствии с новой формой дополнительных. Для каждого k -го дополнительного сечения масштабируются базовые сечения, находящиеся между сече-

ниями c_{k-1} и c_{k+1} , при этом коэффициент масштаба s уменьшается линейно до нуля вверх, и вниз относительно сечения c_k .

Построение поверхности четырехугольной сетки путем соединения соответствующих вершин соседних сечений, то есть добавлением ребер $\{(v_{ij}, v_{i+1j})\}$, $i = \overline{1, N}$, $j = \overline{1, M}$, где N – количество сечений, M – количество точек в i -ом сечении.

3. Оценка точности моделирования

Оценка результатов моделирования производится путем сравнения базовой модели одного объекта с деформированной под ее параметры моделью другого объекта. Подходы к сравнению трехмерных объектов обычно различаются способом описания формы объекта и метрикой, определяющей меру схожести. При рассмотрении моделей заведомо определенного класса эффективность сравнения повышается за счет учета особенностей формы моделей этого класса. В этом смысле модели манекенов достаточно хорошо описываются множеством горизонтальных параллельных сечений, которые в свою очередь представляют собой гладкие, симметричные фигуры. Поэтому для оценки формы модели используются 4 показателя, рассчитываемых для каждого полусечения h_i' : периметр полусечения S^v_i , периметр обхвата полусечения S^w_i , дескриптор формы D_i , площадь полусечения A_i . Также учитывается показатель на основе функции формы [9], описывающий форму модели целиком, но рассчитанный не по набору случайных точек на поверхности манекена, а по точкам сечений h_i . В этом случае проблема выбора точек на поверхностях сравниваемых моделей не возникает.

Периметр i -го полусечения:

$$S^v = \sum_{j=1}^{M'-1} \sqrt{(x_j - x_{j+1})^2 + (y_j - y_{j+1})^2}, \text{ где } M' - \text{ количество точек полусечения, } v_j(x_j, y_j)$$

– j -ая точка полусечения.

Периметр обхвата i -го полусечения:

$$S^w = \sum_{k=1}^{K-1} \sqrt{(x_k - x_{k+1})^2 + (y_k - y_{k+1})^2}, \text{ где } K - \text{ количество точек обхвата, } w_k(x_k, y_k) - k\text{-ая}$$

точка обхвата.

Дескриптор формы i -го полусечения:

$$D_i = \sum_{j=1}^{M'-1} L_j \cos \alpha_j, \quad L_j = |\overline{O_i v_j}|, \quad \alpha_j = \left| \frac{180j}{M'} - \chi_j \right|, \quad j = \overline{1, M'}, \text{ где } M' - \text{ количество точек в}$$

полу сечении, где χ_j – угол между радиус-вектором $\overline{O_i v_j}$ и осью $O_i x$ системы координат $yO_i x$ i -го сечения, v_j – j -ая точка полусечения, O_i – полюс системы координат $yO_i x$ i -го сечения, при этом

$$\overline{OO_i} = \frac{1}{M} \sum_{j=1}^M \overline{O v_{ij}}, \text{ где } M - \text{ количество точек в сечении. Оси системы координат } i\text{-го сечения } yO_i x$$

параллельны осям глобальной системы координат yOx .

Площадь i -го полусечения:

$$A = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^{M'-1} L_j^2 \varphi_j, \quad L_j = |\overline{O_i v_j}|, \text{ где } M' - \text{ количество точек в полу сечении, } \varphi_j - \text{ угол между}$$

вектором $\overline{O_i v_j}$ и $\overline{O_i v_{j+1}}$, $j = \overline{1, M'-1}$.

Функция формы – множество евклидовых расстояний $\{\psi_s\}$ между всеми парами точек сечений h_i , $s = \overline{1, S}$, $S = NM(NM - 1)/2$, где N – количество сечений, M – количество точек в сечениях. Показателем, подвергаемый сравнению в этом случае, является гистограмма плотности частот F множества евклидовых расстояний $\{\psi_s\}$.

Сравнение показателей происходит путем расчета среднеквадратичного отклонения (СКО) для каждого из четырех показателей:

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (P^I_i - P^{II}_i)^2},$$

где P^I_i – i -ое значение показателя для первой модели, P^{II}_i – i -ое значение показателя для второй модели, n – для функции формы – количество интервалов гистограммы плотности частот, в остальных случаях – количество сечений.

Изложенные в работе алгоритмы проверены на моделях женских манекенов (рис. 3), состоящих из 50 сечений по 200 точек в каждом. Количество интервалов разбиения при построении гистограммы плотности частот равняется 100. Каждая модель деформировалась по параметрам двух других, затем, для оценки деформации, модели подвергаются попарному сравнению.



Рис. 3. Базовые модели I, II, III (слева направо) сравниваемых манекенов

Результаты расчета показателей до деформации и после представлены в табл. 1. На основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что формы модели после деформации становятся более схожими с моделями-прототипами, так как значение СКО уменьшается.

Таблица 1

Значения оценочных показателей до и после деформации					
Пара сравниваемых моделей	Критерий сравнения (СКО) по показателям				
	S^V	S^W	D	A	F
<i>величина до деформации</i>					
I – II	0,3581	0,3381	9,6928	15,4229	15829,7847
I – III	0,3268	0,2798	8,0335	12,4381	11412,6043
II – III	0,3405	0,3042	9,3217	14,2123	10315,3431
<i>изменение после деформации (в величинах показателей)</i>					
I – II	-0,0716	-0,0532	-0,5869	-1,0777	-4565,5172
II – I	-0,0724	-0,0624	-1,5681	-3,0487	-839,8100
I – III	-0,1029	-0,0650	-1,8809	-2,3758	-4304,8324
III – I	-0,0835	-0,0578	-1,7882	-2,6710	-1103,0592
II – III	-0,0159	-0,0652	-3,4951	-4,2805	-3029,4424
III – II	-0,0437	-0,0746	-2,8760	-3,5257	-3854,9402
<i>изменение после деформации(в % от первоначального значения)</i>					
I – II	-20,0106	-15,7399	-6,0551	-6,9877	-28,8413
II – I	-20,2189	-18,4673	-16,1786	-19,7676	-5,3052
I – III	-31,5014	-23,2600	-23,4129	-19,1016	-37,71998
III – I	-25,5703	-20,6653	-22,2602	-21,4743	-9,6652
II – III	-4,6961	-21,4486	-37,4945	-30,1187	-29,3683
III – II	-12,8452	-24,5481	-30,8533	-24,8077	-37,3709

Заключение

В работе описан подход построения базовой модели заданной структуры по полигональной модели исходного объекта. Рассмотрена оригинальная параметризация модели трехмерного объекта со сложной структурой на основе параметров швейной промышленности и антропометрических исследований, сохраняющая геометрическую информацию об объекте. Предложены оценочные показатели близости каркасных моделей данного представления, проведено сравнение моделей женских манекенов по описанным показателям. Описанный подход может использоваться для создания виртуальных манекенов для целей швейного производства.

Литература.

1. Фроловский В.Д. Компьютерное проектирование манекенов и одежды. Трехмерные модели и математические методы. Издательский Дом: LAP LAMBERT Academic Publishing. Saarbrucken, Germany, 2012, 269 с.
2. The most comprehensive source for body measurement data [Электронный ресурс]. URL: <http://store.sae.org/caesar> (дата обращения: 20.03.2014)
3. Wang C.C.L. Parameterization and parametric design of mannequins, *Computer-Aided Design*, 2005, Vol. 37, № 1, pp. 83–98. doi: 10.1016/j.cad.2004.05.001
4. Leong I.-F., Fang J.-J., Tsai M.-J. Automatic body feature extraction from a marker-less scanned human body, *Computer-Aided Design*, 2007, Vol. 39, № 7, pp. 568–582. doi: 10.1016/j.cad.2007.03.003
5. Artec 3D scanners [Электронный ресурс]. URL: <http://www.artec3d.com/ru> (дата обращения: 20.03.2014)
6. Lin S.F., Chien S.C. Create a Virtual Mannequin Through the 2-D Image based Anthropometric Measurements and Radius Distance Free Form Deformation, *International Journal of Advanced Computer Science and Applications (IJACSA)*, 2011, Vol. 2, № 4, pp. 60–67. doi: 10.14569/IJACSA.2011.020409
7. Балжирсурэн Г., Фроловский В.Д. Автоматизация проектирования нестандартных параметризованных 3D манекенов. *Научный вестник НГТУ*, 2009, № 1(34), С. 117–128.
8. Типовые фигуры женщин. Размерные признаки для проектирования одежды. М: ЦНИИШП, 2003, 93 с.
9. Грудинин С.Н. Сравнение трехмерных объектов. Критерии оценки сходства. *Молодой ученый*, 2011, № 5, С. 42–44.

СПОСОБ ПЕРЕРАБОТКИ МЕЛКИХ ФРАКЦИЙ ФЕРРОСИЛИЦИЯ

С.А. Теслев, вед. инженер ЮФЗ, Е.П. Теслева, к. ф – м. н., доц.

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 6–44–32

В настоящее время на территории Юргинского ферросплавного завода хранится большое количество ферросилиция мелких фракций, продукта улавливаемого от дробления (ПУД) и пыли. Ежемесячно на ОСП «ЮФЗ» образуется около 500 тонн фракции 0-5мм и 25-30 тонн ПУДа. При этом дополнительно на хранение поступает мелочь от дробления с ОАО «Кузнецкие ферросплавы». Часть мелочи перерабатывается в индукционных печах, но даже при максимальной загруженности индукционного комплекса не менее 300 тонн мелких фракций ложится на хранение. На сегодняшний день возникает острый дефицит мест складирования мелочи.

Целью работы является разработка способа утилизации отходов производства ферросилиция методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

Задачи:

- изучить теоретические основы метода СВС;
- дать экономическое обоснование эффективности применения метода СВС.

1. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез. Утилизация мелких фракций ферросилиция – довольно сложная задача для всех ферросплавных заводов. Эта продукция ввиду высокой себестоимости не пользуется спросом потребителей на металлургическом рынке.

Для утилизации отходов производства ферросилиция (ПУДа и пыли) на заводе постоянно проводятся различные попытки переработки и реализации данного материала. На ОСП «ЮФЗ» проводились следующие опытные компании по переработке ПУДа:

- смешивали с жидким стеклом, и переплавляли в индукционных печах;
- использовали в качестве подсыпки для изложниц;
- добавляли в ковш с расплавленным ферросилицием;
- перерабатывали через колошник открытых печей и т.д.

Все эти методы не дали положительных результатов. Решить проблему переработки отходов от дробления ферросилиция предлагается методом современного самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

СВС представляет собой автоволновой, послонный процесс типа горения, протекающий в химически реагирующих, энерговыделяющих и материалообразующих средах. Метод СВС позволяет из мелкодисперсных промышленных ферросплавов получить нитриды кремния.

Эффективность СВС-процесса связана с использованием химического тепловыделения, высокими значениями температур и скоростей горения, простотой аппаратного оформления, высоким качеством продукции (получаемой в оптимальных по параметрам условиях синтеза) [1-3].

2. *Азотированный ферросилиций и его свойства.* Конечным продуктом СВС-процесса при использовании мелких фракций ферросилиция является азотированный ферросилиций, который представляет собой композиционный материал, состоящий преимущественно из нитрида кремния. Своеобразной связкой в такой композиции служат железо и его силициды.

Азотированный ферросилиций применяется в неформованных огнеупорах, повышая прочность и износостойкость огнеупорных масс при высоких температурах, увеличивая термоустойчивость и стойкость к окислению, уменьшая коэффициент термического расширения при одновременном росте теплопроводности. Важно и то, что стойкость огнеупоров повышается по отношению как к чугунам, так и к шлакам. Кроме того, такие огнеупорные массы не подвержены усадке при повторном нагреве. Максимальная эффективность леточных масс с нитридом ферросилиция достигается при их использовании для закрытия леток печей с большими объемами рабочего пространства [4]. Азотированный ферросилиций также применяется как эффективный легирующий материал при выплавке коррозионно-стойких сталей с повышенным содержанием азота по технологии электрошлакового переплава под давлением.

Несмотря на то, что к настоящему времени в мире накоплен большой положительный опыт использования азотированного ферросилиция, для отечественных предприятий он оказался новым материалом. Лишь в последние годы ситуация стала меняться и его начали успешно осваивать российские металлурги.

Уникальность нового производства заключается в том, что применяется многотоннажное производство, основанное на принципах метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. В сочетании с такими преимуществами СВС-технологии как отсутствие потребления электроэнергии, быстротечность процесса в экстремальных условиях повышенного давле-

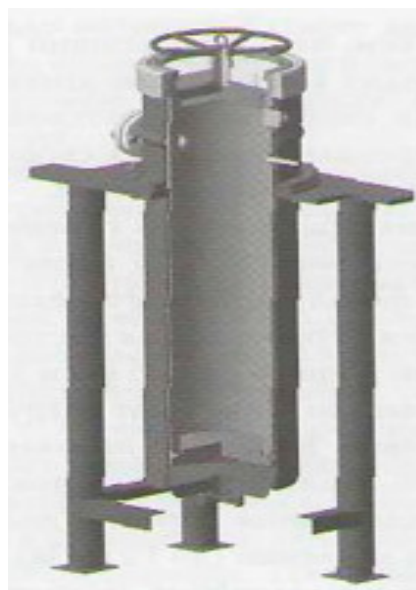


Рис. 1. Схема промышленного СВС реактора [5]

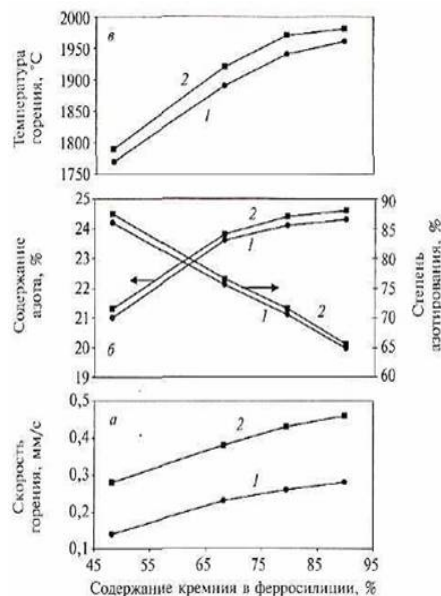


Рис. 2. Влияние содержания кремния в ферросилиции на скорость горения (а), степень азотирования (б) и температуру горения (в);
1 - $P_{N_2} = 3$ МПа; 2 - $P_{N_2} = 7$ МПа [5]

ния и максимальных температур, а также простотой оборудования, найден новый подход к выбору сырьевых материалов для синтеза горением. Взамен дорогих порошков чистых металлов и дефицитных химреактивов, традиционных для СВС-процесса, используются ферросплавы, как более дешевые продукты металлургического производства. Благодаря этому можно обеспечить высокую экономическую эффективность массовому производству, основанному на методе СВС. Следует отметить, что СВС-технология, кроме того, позволяет производить продукцию более высокого качества с новым сочетанием эксплуатационных свойств по сравнению с обычными печными технологиями.

3. *Установка СВС.* В Научно-технической производственной фирме «Эталон» (г. Магнитогорск) был разработан промышленный СВС-реактор с рабочим объемом 0,15 м³ способный работать при высоком давлении (рис. 1). Он состоит из толстостенного металлического корпуса, запирающего и зажигающего устройства, снабжен системой охлаждения и ввода азота. На рис. 2 приведены зависимости, отражающие влияние концентрации кремния в исходном ферросилиции и давления азота на скорость горения, степень азотирования сплава и максимальную температуру, развивающуюся в волне реакции. С увеличением содержания кремния в ферросилиции возрастает скорость горения и температура, но уменьшается степень азотирования [5].

Для промышленного производства азотированного ферросилиция на ОСП «ЮФЗ» предлагается установить СВС-реактор рабочим объемом 0,2 м³. Использование реактора с системой ускоренного охлаждения позволит реализовать в промышленном масштабе СВС-технологии с рабочей температурой до 2200 °С при одновременной загрузке шихты до 0,15 тонны. Введение одного реактора позволит переработать 480 кг мелочи в смену, 1440 кг в сутки, 525,5 тонн в год. Целесообразнее использовать одновременно 2 реактора производительностью не менее 1000 тонн азотированного ферросилиция в год.

4. *Оценка экономической эффективности применения метода СВС.* Экономический эффект производства азотированного ферросилиция методом СВС находится как разность между себестоимостью азотированного ферросилиция за тонну и его рыночной цены [6]. Цена азотированного ферросилиция на российском рынке колеблется от 65 до 130 руб. за кг. Без учета стоимости реактора, прибыль от реализации 1 тонны азотированного ферросилиция составит: для марки ФС75 – 56849,51 руб.; ФС70 – 21411,95 руб.; ФС65 – 59345,59 руб. Необходимо отметить, что выгоднее перерабатывать мелкие фракции ферросилиция марок ФС75 и ФС65, так как ферросилиций марки ФС70 имеет самую высокую себестоимость.

Вывод

Азотированный ферросилиций в настоящее время является востребованным продуктом на рынке черной металлургии. Переработка мелких фракций методом СВС на базе ОСП «ЮФЗ» позволит не только получить выгодный продукт, но и расширить сферу деятельности предприятия. А использование его совместно с применяемым методом индукционного переплава позволит существенно освободить территорию ферросплавного завода от мелких фракций ферросилиция.

Литература.

1. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза: учеб. пособие/ Е.А. Левашов, А.С. Рогачев, В.В. Курбаткина и др.-М.: Изд. Дом МИСиС, 2011.-377с.
2. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез композиционных нитридсодержащих керамических материалов/ Л.Н.Чухломина, Ю.М.Максимов, В.И.Верещагин. – Новосибирск: Наука, 2012. – 260с.
3. Фундаментальные и прикладные проблемы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза: Материалы научного семинара (29-30 сентября 2009г., г. Томск, Россия). – Томск: Изд-во ИОА СО РАН, 2009.-186 с.
4. Пат. RU 2257338 С1 С01В21/068. Способ получения нитрида кремния. / Чухломина Л.Н., Максимов Ю.М., Аврамчик А.Н. - Оpubл. 27.07.2005.
5. Зиатдинов М. Х., Шатохин И. М. СВС азотированный ферросилиций, перспективы его производства и применения // Сталь URL: <http://www.ntpf-etalon.ru/home>.
6. Щербаков А. И. Совокупная производительность труда и основы её государственного регулирования. Монография. М.- М.: Издательство РАГС.- 2004.- С. 15.

**ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ
НАПЛАВОЧНОГО ВАЛИКА И ЕГО МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ
ИЗЛУЧЕНИЕМ МОЩНОГО ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА**

*Г.А. Туричин д.т.н., проф., В.В. Сомонов асп., вед. инженер, О.Г. Климова к.т.н., ассистент
Санкт-Петербургский государственный политехнический университет
195251, Россия, Санкт-Петербург, Политехническая, 29.; тел: 89500081763
E-mail: vlad@lrc.ru*

Введение

Внедрение мощных волоконных лазеров в промышленность открывает новые перспективы перед технологиями лазерной наплавки и прямого лазерного выращивания. Литературные данные свидетельствуют о том, что с использованием волоконного лазера высокой мощности и одномерного сканирования могут быть реализованы высокопроизводительные процессы лазерной порошковой наплавки [1-4]. Процесс, основанный на транспортировке порошков к напыляемой поверхности с помощью газовых струй, коаксиальных лазерному лучу, находит свое применение не только для создания покрытий [5], но и для выращивания готовых изделий [6]. Повышение требований к качеству формирования наплавленных слоев, особенно при формировании наноструктурированных покрытий и выращивании готовых изделий, с неизбежностью ставит вопрос об оптимизации параметров процесса наплавки. Целый ряд работ посвящен рассмотрению различных способов лазерной наплавки, теоретическим исследованиям и разработке математических моделей сопутствующих тепловых и гидродинамических процессов. Для решения поставленной задачи необходима физически адекватная аналитическая модель процесса, описывающая всю совокупность связанных задач транспортировки и плавления порошка. Наиболее сложным при таком подходе является аналитическое описание переноса порошка, требующее решения задачи о падении струи газопорошковой смеси на поверхность подложки. Использование приближения «слабозапыленной» струи позволяет рассматривать задачу о течении газа и задачу о переносе порошка отдельно [7], но даже в этом случае аналитическое решение задачи о падении струи на подложку, полученной в приближении невязкой несжимаемой жидкости [8] не может быть представлено в замкнутой форме. В связи с этим встает вопрос о выборе подходящих приближений и упрощений. Получение совместного решения задач о нагреве частиц порошка и их переносе к подложке, с учетом влияния падающей на подложку струи транспортирующего газа позволит построить самосогласованные математические модели процессов лазерной наплавки и выращивания. Проведение экспериментальных исследований по верификации моделей, а также для изучения особенностей фазовых превращений, кристаллизации и формирования микроструктуры при лазерной порошковой наплавке позволят сформировать научно-технологический задел для создания прорывных технологий выращивания изделий с использованием мощных волоконных лазеров.

Решение задачи о переносе и нагреве частиц порошка с учетом влияния струи транспортирующего газа

Задача о нагреве и плавлении порошка во время транспортировки позволяет связать необходимую глубину проплавления с характеристиками лазерного излучения, связанными в свою очередь, с технологическими параметрами процесса. Задача о переносе порошка позволяет определить распределение плотностей потоков массы и энергии при наплавке, определяющих профиль формируемой поверхности. В то же время, решение этой задачи необходимо принимать во внимание при решении задачи о нагреве частиц порошка, т.к. их траектории проходят через области с различными интенсивностями лазерного излучения. И, наконец, задача о течении паровой струи, падающей на поверхность подложки, определяет поле скоростей газа, влияющего на перенос порошка. При решении задачи можно использовать следующие упрощения, вытекающие из особенностей реального технологического процесса: 1. Соотношение масс вытекающего из сопла газа и переносимого струей порошка позволяет пользоваться моделью «слабозапыленной» струи и пренебречь влиянием порошка на течение газовой струи. 2. Числа Re струи при напылении лежат в пределах 10^2 - 10^3 , а числа Ma – в пределах 0.01-0.3, что позволяет пренебречь влиянием вязкости и воспользоваться приближением потенциального течения. 3. Примем, что частицы порошка нагреваются изотропно (это соответствует случаю хаотического вращения напыляемых частиц в струе) и пренебрежем влиянием сил взаимодействия между частицами.

Будем считать, что на выходе из сопла процесс смешения порошка со струей завершен, и скорость частиц равна местной скорости газа. Переходя к цилиндрическим координатам, введем объемный расход:

$$Q = V_0 \pi \frac{d^2}{4}, \quad (1)$$

где d – диаметр сопла. После элементарных преобразований получаем распределение скоростей потока:

$$v_z = -\frac{4Q}{\pi H d^2} z; \quad v_r = \frac{2Q}{\pi H d^2} r. \quad (2)$$

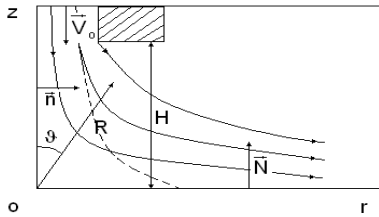


Рис. 1. Схема процесса транспортировки порошка при напылении. Сплошные линии – линии тока газа, пунктир – траектория частицы порошка

где H – расстояние от среза сопла до подложки. Схема течения представлена на рис. 1.

Будем считать частицы порошка сферами, и запишем уравнения движения для частицы с учетом приближения «слабозапыленной» струи: $m\ddot{\vec{r}} = m\vec{g} - \vec{F}_s$ (3), где \vec{F}_s – сила, действующая на частицу со стороны газового потока. Согласно [9]

$$\vec{F}_s \sim \frac{1}{2} k_f \rho_g (\dot{\vec{r}} - \vec{v})^2 \frac{\dot{\vec{r}} - \vec{v}}{|\dot{\vec{r}} - \vec{v}|} \cdot \pi a^2, \quad (4)$$

где a – радиус частицы порошка, $k_f \approx \frac{1}{2}$ для

сферических частиц. Проекция на оси координатной системы превращает это уравнение в систему двух нелинейных дифференциальных уравнений второго порядка, решение которой дает выражение для радиуса струи порошка на поверхности подложки:

$$r = r_0 ch \left(\frac{H}{V_0} \sqrt{\frac{\alpha V_0}{2mH}} \right) \approx r_0 \left(1 + \frac{H}{V_0} \frac{\alpha}{4m} \right). \quad (5)$$

Для решения тепловой задачи сделаем ряд допущений, связанных с особенностями поведения частицы в потоке газа под действием лазерного излучения. Будем считать, что при транспортировке в потоке газа частицы вращаются и это вращение обеспечивает их равномерный нагрев. Для нахождения температурного поля в частице нужно решать симметричную тепловую задачу в сферических координатах. В условиях лазерной наплавки при формулировке граничных условий мы можем пренебречь влиянием испарения и плазменных процессов [10] на энергетический баланс на поверхности частицы. Использование преобразования Лапласа для решения поставленной задачи позволяет после несложных преобразований представить температурное поле в частице порошка $T(r, t)$ в следующем виде:

$$T(r, t) = T_0 + \frac{3q \cdot \chi^{3/2} \cdot \pi^{1/2} t}{\lambda \cdot R \cdot r} \int_0^{\frac{\tau}{t}} \frac{\tau}{(t-\tau)^{1/2}} \cdot \exp\left(-\frac{r^2}{4\chi(t-\tau)}\right) \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{r}{2\sqrt{\chi(t-\tau)}}\right) d\tau. \quad (6)$$

Сплошность наплавляемого слоя обеспечивается необходимой глубиной проплавления частиц порошка. Будем считать, что порошок образует плотную упаковку с коэффициентом упаковки равным 0.74. Пусть T_p – температура плавления используемого порошка. Из (6) получим выражение для глубины проплавления частицы порошка δ :

$$\delta = R - \frac{3q \cdot \chi^{3/2} \cdot \pi^{1/2} t}{\lambda \cdot R (T_p - T_0)} \int_0^{\frac{\tau}{t}} \frac{\tau}{(t-\tau)^{1/2}} \cdot \exp\left(-\frac{r^2}{4\chi(t-\tau)}\right) \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{r}{2\sqrt{\chi(t-\tau)}}\right) d\tau. \quad (7)$$

Найдем глубину проплавления частицы порошка из условия, чтобы объем образующегося расплава был способен полностью заполнить несплошности между частицами. Простые геометрические соображения приводят в этом случае к $\delta = 0.074a$. Это условие вместе с выражениями для времени пролета частицы от сопла до подложки, для глубины проплавления частицы порошка и известной формулой для плотности теплового потока при нагреве частицы в поле лазерного излучения позволяет определять параметры технологического режима лазерной наплавки металлических порошков, обеспечивающие получение плотных покрытий. Полученные с помощью разработанной модели значения уширения струи порошка за счет действия аэродинамических сил при ударе струи о поверхность необходимо согласовать с экспериментальными данными по измерению ширины наплавленных дорожек.

Экспериментальные исследования

В экспериментах использовался волоконный иттербиевый лазер ЛС-15 (максимальная мощность 15 кВт). Для наплавки использовался порошок из жаропрочного сплава Inconel 625, размер частиц составлял 50-150 мкм. Для увеличения ширины наплавленного слоя применялся сканатор ILV TC-Scanner, встроенный в фокусирующую голову Precitec YW50 с фокусным расстоянием линзы в 400 мм. Обрабатывались цилиндрические образцы из стали S355 диаметром 100 мм и длиной 500 мм при использовании вращателя и двухкоординатного стола. Движение осуществлялось с поддержанием постоянной линейной скорости перемещения луча относительно боковой поверхности. Однородность потока порошка обеспечивал дисковый питатель Medicoat AG. При лазерной газопорошковой наплавке со сканированием использовалось коаксиальное щелевое сопло COAX 11, произведенное в Институте материалов и лучевой техники (Fraunhofer IWS, Германия). В качестве рабочего газа был выбран аргон. Лазер использовался в режиме непрерывного излучения с поперечным сканированием луча. В результате опытов были получены ровные слои наплавленного металла шириной до 22 мм (за 1 проход) и 49,8мм (за 3 прохода с перекрытием) с высотой наплавленного валика до 3-х мм. Мощность лазерного излучения P изменялась от 4 до 15 кВт, скорость перемещения образца V от 500 до 1000 мм/мин, ширина полосы сканирования составила 22 мм, частота сканирования 100 Гц, диаметр пятна излучения - от 5 до 7 мм, расход порошка - от 60 до 272 г/мин.

Наплавленные образцы были проанализированы с использованием металлографии. Покрытия проверялись на оптическом и сканирующем электронных микроскопах на наличие поверхностных дефектов, трещин и пор. Металлографический анализ показал, что полученные покрытия характеризуются коэффициентом перемешивания наплаваемого металла и подложки в пределах от 2 до 50 %. В процессе формирования валика происходит незначительное подплавление основного металла, при этом химическая неоднородность в самом валике выражена слабо. В большинстве результатов проплавление подложки было не более 0,4 мм. Встречались режимы, приводящие к образованию вихрей в наплаваемом валике (рис. 2), при проплавлении подложки до 1 мм и значительном расходе порошка. Исследования микроструктур показало, что образцы с наплавленными валиками имеют три выраженные зоны: зона литого металла; зона металла, подвергшегося тепловому воздействию и зона основного металла, не испытавшая термического воздействия (рис. 3). Имеющиеся результаты позволили установить, что при постоянном расходе порошка и скорости перемещения образца, с увеличением мощности излучения, увеличивается высота валика и снижается его ширина.

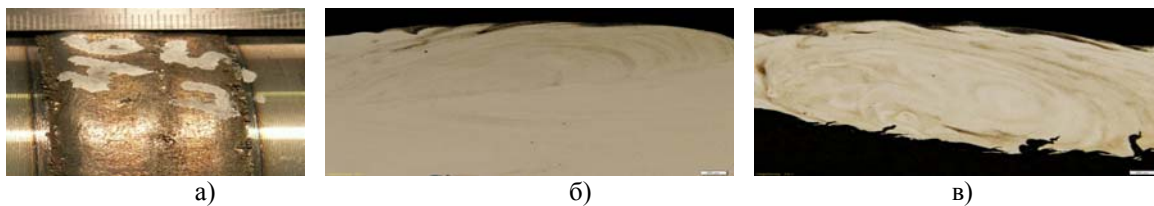


Рис. 2. Изображения: а) наплавочные валики образцы №45 и №46, полученные при мощности излучения 10 кВт, скорости перемещения образца 500 мм/мин, расходе порошка 157 г/мин, тип сканирования треугольное [1] б) и в) макроизображения вихрей перемешивания наплавочного материала и подложки, толщина покрытия 1-1,5мм

При фиксации расхода порошка и мощности излучения, с увеличением скорости перемещения образца, высота и ширина валика снижаются, а глубина подплавления основы возрастает. Увеличение расхода порошка приводит к почти линейному росту высоты валика и снижению глубины подплавления, как и в исследованиях авторов [11]. На линии сплавления наблюдается рост твердой фазы от оплавившихся зерен основного металла, что свидетельствует об установлении прочной металлической связи между основным и наплавленным металлом. Такая же прочная связь формируется между отдельными наплавленными валиками при многопроходной наплавке. При затвердевании валика происходит увеличение доли и порядка дендритов в структуре валика при движении от линии сплавления к верхней его кромке. В приповерхностном слое структура валика переходит в литую дендритную (рис. 3а).

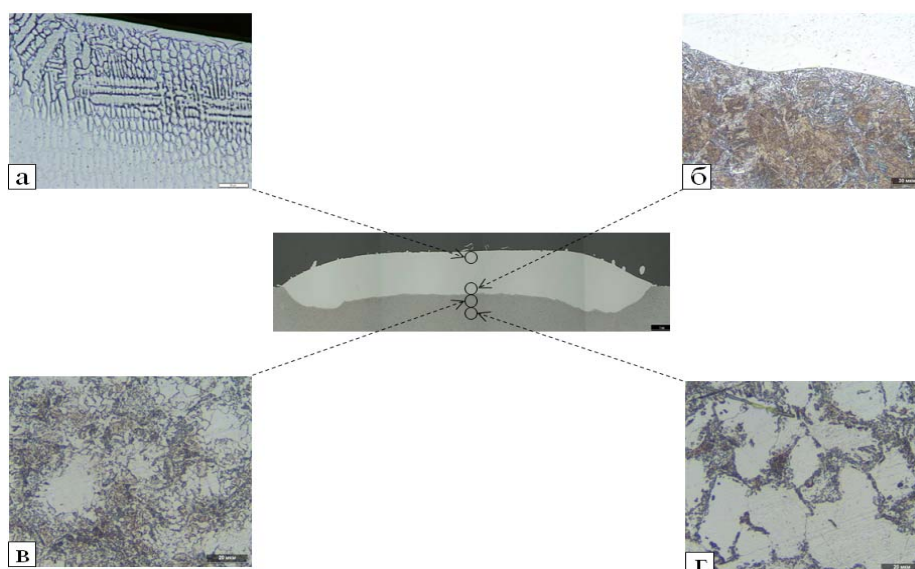


Рис. 3. Микроструктура наплавов из порошка Inconel 625 на цилиндр из стали S355: а) микроструктура наплавленного валика (дендриты), б) зона сплавления валика с подложкой, в) микроструктура зоны термического влияния, г) микроструктура подложки

При детальном изучении области перемешивания, обнаруживаются области с повышенным содержанием железа (рис. 3б). Стоит отметить существование переходной области, не обладающей дендритной структурой (рис. 3в), что скорее всего связано с без диффузионной кристаллизацией. Зона термического влияния, включающая зону перемешивания и зону с без диффузионной кристаллизацией, изменялась в пределах от 0,2 до 1,8 мм. Для более точного определения зоны перемешивания материала покрытия с материалом подложки была проведена сканирующая электронная микроскопия (рис. 4).

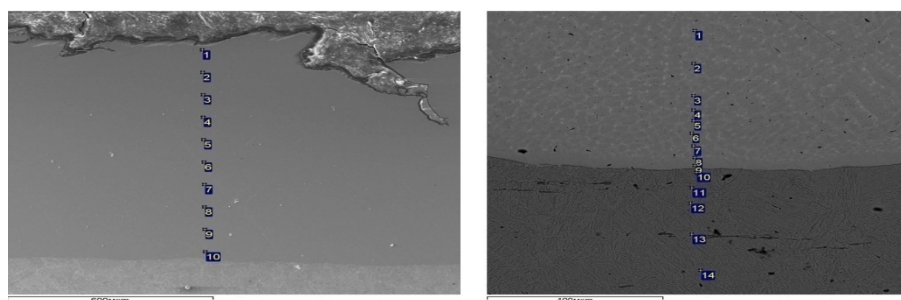


Рис. 4. Результаты сканирующей электронной микроскопии наплавочного валика (слева) и зоны термического влияния (справа)

По ее результатам обнаружилось увеличение содержания Fe с 5 до 15 %, уменьшение содержания Ni с 62 до 57 % и Cr с 20 до 19% в наплавочном валике на глубине от 70 до 660 мкм от поверхности (рис. 4). В зоне сплавления обнаруживается наличие узкой зоны перемешивания материала покрытия с подложкой, на которой содержание Fe увеличивается с 13 до 42%, при этом содержание Ni и Cr падает с 54 и 19% до 41 и 12% соответственно (рис. 4). Размер данной зоны составляет от 30 до 50 мкм. Это позволяет прогнозировать высокие механические свойства покрытия, т.к. покрытие в основном состоит из наплавленного металла. Результаты измерений микротвердости свидетельствуют о формировании на поверхности наплавленного валика высотой от 0,5 до 3,15 мм со средней микротвердостью в 244,3HV, под ним возникает сильно упрочненная зона толщиной то 0,05 до 0,7 мм, где микротвердость находится в пределах от 290 до 380HV. Это может быть связано с сильным перемешиванием подложки с материалом порошка и изменением структуры поверхности, схожим с происходящим при закалке с оплавлением. По мере продвижения вглубь материала микротвердость падает до уровня 200 – 280 HV, она характеризует наличие зоны термического воздействия

и небольшого упрочнения. Ее толщина колеблется от 0,15 до 1,1 мм. Далее следует материал подложки, не подвергшийся термическому воздействию с микротвердостью от 150 до 175 HV. Образование в зоне сплавления областей, насыщенных Fe, вызывает колебания микротвердости по ширине валика. Это заметно при изменении типа сканирования луча с треугольного на синусоидальное. При этом происходит выравнивание изменения микротвердости по глубине в зоне термического влияния, а также по ширине наплавленного валика. При малых скоростях наплавки энергозатрат в покрытие достаточно большой, что приводит к большему его перегреву и образованию крупнозернистой структуры в области перемешивания, схожей со структурой подложки и с низким увеличением микротвердости (рис. 5).



Рис. 5. Структура наплавочного валика, полученного при мощности излучения 12,5 кВт, скорости перемещения образца 500 мм/мин, расходе порошка 150 г/мин, синусоидальное сканирование, толщина покрытия 0,9-1,7 мм

Замечено, что толщина приповерхностной упрочненной зоны при фиксированной скорости перемещения образца с ростом мощности возрастает, а при увеличении скорости уменьшается. Это связано с энергозатратами в материал. Длительное пребывание металла зоны термического воздействия (ЗТВ) при повышенных температурах вызывает растворение упрочняющих фаз. Одновременно высокая диффузионная подвижность атомов и дефектов кристаллической решетки, способствует повышению физико-химической неоднородности. Интенсивное развитие диффузионных процессов вызывает укрупнение структурных составляющих, увеличение химической неоднородности и образование сегрегационных областей с повышенным содержанием растворенного компонента, в частности Ni и Cr. Из-за этого наблюдалось некоторое разупрочнение в ЗТВ по сравнению с зоной сплавления. Были проведены замеры площади наплавленного металла и определена его масса для режимов одно и трехпроходной наплавки. Для наплавки в один проход она изменялась от 4,9 до 20,2 кг/ч, при фиксированной скорости обработки 500 мм/мин, изменении мощности излучения от 4 до 10 кВт и изменении типа сканирования с треугольного на синусоидальное с контролем уровня мощности. Для трехпроходной наплавки масса наплавленного металла изменялась от 9,4 до 23,4 кг/ч при той же скорости, мощности от 10 до 15 кВт и смене сканирования с треугольного на синусоидальное с контролем уровня мощности. Эти показатели превосходят результаты, полученные на CO₂ лазерах.

Заключение

В ходе экспериментов было выяснено, что образцы имеют три выраженные зоны: зона литого металла; зона металла, подвергшегося тепловому воздействию и зона основного металла, не испытывавшая термического воздействия. В зоне термического воздействия можно выделить слой, отличающийся сильным увеличением микротвердости по сравнению с материалом подложки и остальной областью термического воздействия. Его толщина зависит от мощности излучения и скорости обработки. Доля дендритов в структуре наплавочного валика увеличивается в зависимости от скорости обработки по мере движения от зоны сплавления к поверхности валика. Подтверждено положительное влияние на производительность и выравнивание микротвердости по глубине изменение типа сканирования при лазерной наплавке с треугольного на синусоидальное. Полученные с помощью разработанной модели значения уширения струи порошка за счет действия аэродинамических сил при ударе струи о поверхность находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными.

Литература

1. Е.В. Земляков, Я. Туоминен, Е.Ю. Поздеева, Г.А. Туричин, Е.А. Комарова “Формирование поверхностных слоев при лазерной наплавке с использованием мощных волоконных лазеров”, Научно-технические ведомости СПбГПУ №1, 2013, с 236;
2. Г. Алексеев, У. Дилтай, А. Гуменюк, Г. Туричин, и др., “Перспективы применения светолазерных технологий”, “Автоматическая сварка.” 2005. № 5. С. 5;
3. G.A. Turichin, E.V. Zemlyakov, E.Yu. Pozdeeva, J. Tuominen, P. Vuoristo “Technical possibilities of laser cladding with the help of powerful fiber lasers”, “Metal Science and Heat Treatment”. 2012. pp. 1-6;

4. В.А. Лопота, Г.А. Туричин, и др. “Перспективы внедрения волоконных лазеров для лазерной термообработки черных металлов”, “Заготовительные производства в машиностроении”, №3, 2013, с17;
5. В.Д. Шелягин, И.В.Кривцун, Ю.С.Борисов и др., Лазерно-дуговые и лазерно-плазменные технологии сварки и нанесения покрытий //Сварка в Сибири, 2006, № 1, с.32-36;
6. Uchiyama F., Tsukamoto K., Fons P., Three-dimensional device fabrication using the laser spray process technique//Proc. ITSC, Japan, Kobe, 1995, p. 259-262;
7. Borisov Yu., Bushma A., Krivtsun I. Modelling of motion and heating of powder particles in laser, plasma and hybrid spraying// Proc. ITSC 2006, USA, Seattle, p. 3-12;
8. P.J.Phares, G.T.Smedley, The inviscid impingement of a jet with arbitrary velocity profile// Phys. of Fluids, V.12, № 8, 2000, p. 2046-2055;
9. Левич В.Г. Физико-химическая гидродинамика, М.: ГИФМЛ, 1959. 700 с.;
10. G. A. Turichin, A. M. Grigor'ev, E. V. Zemlyakov et al., Special features of formation of plasma torch under conditions of hybrid laser-arc welding// High Temperature, Volume 44, №5, 2006, p 647-655;
11. А. Г. Григорьянц, А. И. Мисюров, Р. С. Третьяков “Анализ влияния параметров коаксиальной лазерной наплавки на формирование валиков”, “Технология машиностроения. Заготовительное производство”, №11, 2011, с14.

О ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМОФРИКЦИОННОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК НА МАЛЫХ СКОРОСТЯХ

*К.Т. Шеров, д.т.н., профессор, А.В. Маздубай, докторант, А.К. Ракишев, докторант
Карагандинский государственный технический университет
100027 г. Караганда ул. Б.Мира, 56, тел. (7212) 56-44-22
E-mail: asylkhan_m@mail.ru*

На современном этапе развития машиностроения в Республике Казахстан, особенно в условиях вступления страны в ВТО и участия в ТС, особые требования предъявляются к качеству производимой продукции. Для машиностроения одним из контролируемых показателей качества является качество механической обработки деталей. Эти требования выполнимы при условии, что технологический процесс, инструмент и режимы резания являются оптимальными для данных условий обработки. Как известно, существуют несколько основных способов резки металла, которые применяются в настоящее время. Для выбора нужного способа резки, необходимо отталкиваться от типа металла — цветной, легированная сталь или обычная сталь. Это связано с тем, что некоторые способы имеют ограничения по толщине, а резка при высоких температурах применима для цветных металлов и легированных сталей с существенными ограничениями при газовой резке. Закаленную сталь и другие твердые металлы обычно подвергают абразивной резке (резанию). Резание осуществляют абразивными кругами из карбида кремния на вулканитовой связке или алмазными кругами на бакелитовой связке. Для абразивной резки применяют круги-диски формы Д (ГОСТ 2424 - 60) диаметром от 80 до 500 мм и толщиной от 0,5 до 4 мм на вулканитовой и бакелитовой связках. Для разрезания легированных и закаленных сталей используют круги с зернистостью 40 - 60 и твердостью С. 1.

Одним из проблемных вопросов в технологии обработки металлов является проблема быстрого изнашивания режущего инструмента при обработке твердых и специальных сплавов. В связи с этим проблема повышения работоспособности режущего инструмента является важнейшей задачей, решение которой позволит интенсифицировать процесс резания и повысить эффективность механообрабатывающего производства.

Для решения проблемы резания специальных и твердых сплавов обычно предлагаются режущие инструменты из более дорогих сплавов или керамики, что отрицательно влияет на стоимость операции отрезки и соответственно себестоимость продукции. В настоящее время одним из перспективных направлений в исследовании способов резания, является технология термофрикционной резки.

Традиционная технология термофрикционной обработки не нашла широкого применения в производстве [1]. Инструмент в процессе резания все время находится в контакте с нагретым до высокой температуры разрезаемым материалом. Но сам инструмент практически не нагревается. Это объясняется тем, что любая точка режущей кромки инструмента находится в контакте с заготовкой лишь небольшой промежуток времени и не успевает прогреться до высокой температуры. Резка металлов фрикционными дисками производится периферией диска, которая и является его режущей кромкой [2]. Традиционная технология термофрикционной обработки основана на разупрочнении

обрабатываемого материала в зоне реза за счет высокой скорости трения скольжения. При этом, чем выше скорость, тем больше количество тепла аккумулируется на контакте. Вследствие этого обрабатываемый материал подвергается большему разупрочнению, а режущий диск сохраняет прочностные свойства из-за минимизации нахождения конкретного участка периферии диска в контакте. Однако чрезмерное увеличение скорости приводит к ужесточению требований, предъявляемых к оборудованию. Так, средняя стоимость станка при увеличении скорости с $V=30$ м/с до $V>70$ м/с, возрастает в 5÷7 раз, увеличивается также и расход электроэнергии (станки для термофрикционной обработки оснащают двигателями 22-40 кВт).

На кафедре «Технология машиностроения» КарГТУ разработана технология термофрикционной обработки металлических заготовок на малых скоростях [3,4]. Данная технология позволяет выполнять процесс резания металлических заготовок на станках обычного исполнения, имеющих шпиндельный узел с частотой вращения $n=2000-3500$ об/мин. При этом обеспечивается качество обработанной поверхности и значительно снижается себестоимость обработки. Основным различием между традиционной и предлагаемой ТФО является существенное снижение необходимого количества оборотов, что в свою очередь приводит к значительному снижению потребляемой электроэнергии. Так например применение технологии ТФО с импульсным охлаждением в лабораторных условиях позволило сократить расходы: на электроэнергию (не более 5-7 кВт), $n_{шт} = 2000-3000$ об/мин, на инструмент (диски трения изготавливаются из простых сталей).

При использовании новой ТФО для аккумуляции тепла в зоне контакта используется импульсное охлаждение, которое не позволяет отводить тепло от контакта, распространяя тепло по телу обрабатываемой заготовки, а концентрировать нагрев только в зоне реза, что в свою очередь должно существенно повысить эффективность реза за счет увеличенной пластичности металла. В теории при идеальных условиях, в точке реза должны образоваться две пограничные зоны, это зона трения и зона плавления. Зона трения будет охлаждаться с некоторой периодичностью, при этом позволяя ей передать тепло (от нагрева после контакта с инструментом) в зону плавления. Так как зона трения будет подвергаться импульсному охлаждению, то тепло из зоны плавления будет стремиться снова, нагреть зону трения за счет чего и будет концентрироваться тепло в точке контакта с инструментом. Для применения ТФО с технологией импульсного охлаждения необходим режущий инструмент с особой геометрией. На рисунке 1 показана специальная установка для ТФО и образец, полученный при проведении начальных экспериментов с дисками обычной конструкции.



Рис. 1. Специальная установка для ТФО (а) и образец (б)

Для экспериментального подтверждения данной гипотезы, и опробования методов ТФО с импульсным охлаждением, на кафедре «Технология машиностроения» КарГТУ была спроектирована и собрана специальная установка для ТФО с импульсным охлаждением на базе токарно-винторезного станка (рисунок 1а). В настоящее время проводятся эксперименты с применением традиционного инструмента и получены первые образцы (рисунок 1б). Из рисунка 1б видно, что при резке традиционным инструментом образуется наружный заусенец 1, а так же имеется незначительный недорез трубы 2.

Целью проведения данных экспериментов является определение таких параметров как скорость и качество реза в зависимости от подачи и от скорости вращения шпинделя, влияние охлаждающей жидкости на качественные показатели резания и т.д. Все полученные данные будут необходимы для сравнительного анализа при проведении экспериментов со специальным режущим инстру-

ментом. Дальнейшим продолжением работы должна стать разработка и создание режущего диска специальной конструкции с оптимальными параметрами.

Литература.

1. Федоров В.Н. Способ обработки металлов. Авторское свидетельство № 61401.
2. Нечаев Н.К. Перспективы применения термофрикционных технологий. / Крепеж, клеи, инструмент: № 2, 2007. – 40 - 41 с.
3. Шеров К.Т., Муравьев О.П., Уалиев Д.Ш. и др. Способ термофрикционной обработки плоскости и конструкция диска трения // Инновационный патент №22998 РК на изобретение 15.10.2010, бюл. №10.
4. Шеров К.Т., Муравьев О.П., Шеров А.К. и др. Способ термофрикционной режуще-упрочняющей обработки цилиндрических поверхностей и конструкция диска трения // Инновационный патент №25649 РК на изобретение. 16.04.2012г., бюл. №4.

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПЛЕНОК НА АЛМАЗНЫХ КРУГАХ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКОЙ

А.С. Янюшкин, д.т.н., проф., О.И. Медведева, ст. препод., Н.А. Сапрыкина, ст. препод.*

Братский государственный университет

665709, г. Братск, ул. Макаренко 40, e-mail: yanyushkin@brstu.ru

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-27-92

E-mail: nat_anat_sapr@mail.ru

Интенсивное использование различных методов металлообработки обусловлено характерными для отечественного машиностроения тенденциями развития, связанными с производством высокопрочных и труднообрабатываемых материалов. Особенно остро стоит задача интенсификации производства изделий, которые должны удовлетворять самым высоким требованиям качества. Высокая гибкость и технологичность использования прогрессивных методов обработки позволяет решить эти задачи [1].

Для обработки, например, твердых сплавов широко распространены алмазные круги на металлической связке, но проблема заключается в быстрой потере их работоспособности из-за интенсивного засаливания и отсутствия режущих зерен, в особенности при шлифовании без применения рациональных режимов и специальных методов обработки, при использовании технологических сред, СОЖ, ПАВ и т. д. Помимо этого, через некоторое время режущие зерна на поверхности покрываются отходами шлифования, и затупившиеся зерна не могут удаляться (вскрывать) как отработанные.

В зоне контакта в реальных условиях происходят процессы, достаточно полного описания которых в настоящее время нет. Сложность в построении математической модели взаимодействия обрабатываемого материала и шлифовального круга заключается в том, что данный процесс подчиняется сложным физико-химическим законам. Поэтому для выбора рациональных режимов шлифования, обеспечивающих максимальную производительность и качество обработанной поверхности при изменении параметров обработки, требуются обширные теоретические и экспериментальные исследования. Для исключения засаливания шлифовального круга необходимо знать причины этого явления. Это необходимо для того, чтобы путем применения специальных средств, способов обработки и их вариаций достичь оптимальных результатов.

При шлифовании, например, твердого сплава ВК8 без соблюдения определенных режимов, особенно без СОЖ, на поверхности алмазного круга обнаруживаются только элементы, принадлежащие обрабатываемому материалу. При этом затупившиеся зерна полностью покрыты засаленным слоем, что является причиной потери работоспособности круга (рис. 1). Обстоятельства, связанные с образованием новых соединений, можно трактовать следующим образом. Поскольку в твердом сплаве ВК8 свободный вольфрам отсутствует, фазы W_2C , WSi_2 могут возникнуть при деструкции WC сначала до W_2C , а затем до чистого вольфрама W, который, соединяясь с Si, образует WSi_2 . Образование фаз ($W_2C + W$) может происходить в интервале температур 2400...2700 °С, причем, в условиях недостатка углерода. Соединение CoO образовалось в результате взаимодействия Co, находящегося в связке твердого сплава, с кислородом воздуха.

Суммируя данные о кобальте, можно констатировать, что он присутствует в засаленном слое как в чистом виде, так и в окисленном [2]. На участке, с которого сняты данные о составе, видимых крупных включений не обнаружено. Они либо спрессованы, либо покрыты засаленным слоем. Высокий уровень содержания углерода это, с одной стороны, результат процесса графитизации и высокой концентрации карбидов в составе сплава, с другой – наличие алмазных зерен, выступающих над засаленным слоем. Остальные обнаруженные металлы содержатся либо в форме твердых растворов, либо в виде спрессованной механической смеси удаленных частиц сплава.

Отследить процесс образования засаленного слоя достаточно сложно, поскольку наросты, налипы, адгезионные и диффузионные процессы происходят стохастично, и характеристики нарастают интегрированно, с каждым проходом. Процессы, происходящие на поверхности зерна и связки в первые моменты обработки, определяют поведение как металлов сплава, так и скорость образования и состав засаленного слоя.

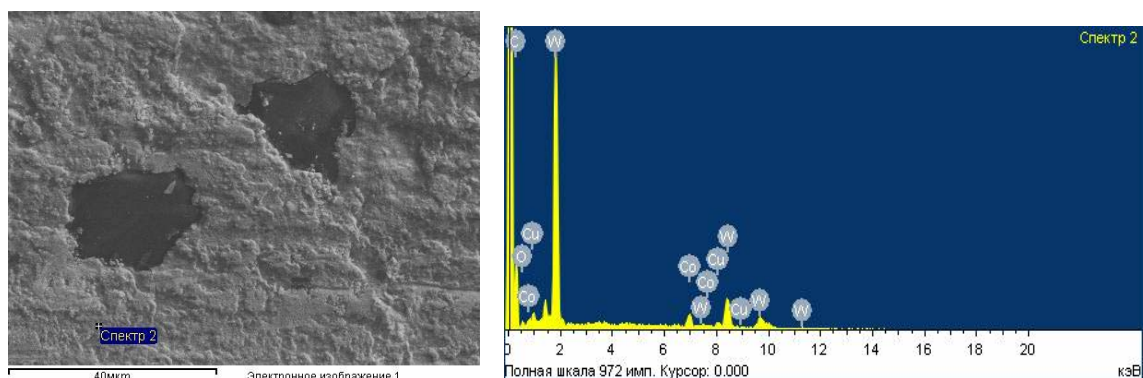


Рис. 1. Поверхность круга АС6 и анализ состава засаленного слоя после обработки

Существует мнение [3], что новообразование на зернах является следствием того, что налипы металла заполняют впадины субмикрпрофиля. В результате развития этого процесса налипами может покрываться вся поверхность круга. Данные явления могут протекать на поверхности алмаза, поэтому их связь с кристаллом, а также со связкой круга и является главной задачей при исследовании.

Многие из поверхностных дефектов на алмазных зернах представляют собой ряды и сетки дислокаций, а совокупность таких сеток образует в поликристаллах границы зерен. На этих границах собираются примесные атомы и инородные частицы. Существующие несовершенства кристалла алмаза (рис. 2) являются концентраторами напряжений вследствие выхода на поверхность блуждающих электронов и дислокаций. Величина напряжений зависит от природы и формы дефектов строения алмаза – технологическое несовершенство или полученное в результате электрохимического пробоя, вырывания и т. д.

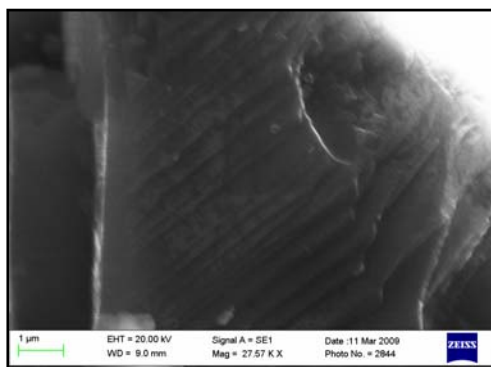


Рис. 2. Дефекты поверхности алмазного зерна, увеличение $\times 27570$

В связи с тем, что несовершенства структуры, такие как трещины, сколы находятся на ребре зерна, процессы адгезионного взаимодействия в этой области происходят наиболее интенсивно. На рис. 3 видно, что кромка алмазного зерна по крыта новообразованиями. При этом грани свободны от налипов и кристаллов.

Спектральный анализ состава налипа (нароста) на алмазном зерне (рис. 4) показывает, что кристаллы содержат не только элементы твердого сплава, но и элементы связки круга. Механически, в виде налипов элементы круга на ребре зерна оказаться не могли. Следовательно, эти образования являются следствием того, что в зоне контакта, кроме механически срезанных частиц материала, присутствуют совершенно новые материалы, количественный состав которых пока не известен.



Рис. 3. Налипы на режущей части алмазного зерна

Самый большой пик принадлежит углероду. Во-первых, это связано с тем, что алмаз сам является углеродом, а во-вторых, углерод это составная часть карбидов. Существуют две теории о причинах образования графита. Согласно первой, выделение графита происходит из жидкого раствора или из твердого раствора – аустенита. Вторая теория предполагает процесс графитизации, как кристаллизацию графита из выделившихся карбидов, причем предполагается, что время существования этих карбидов незначительно, и процесс распада происходит в момент их выделения. Наличие различных фаз углерода является одним из важных фактов, влияющих на многообразие процессов в зоне контакта. Это объясняется тем, что углерод в виде алмаза является диэлектриком, а в виде графита он обладает большой проводимостью. Наличием графита можно объяснить высоту пика углерода (рис. 1, 4) [4].

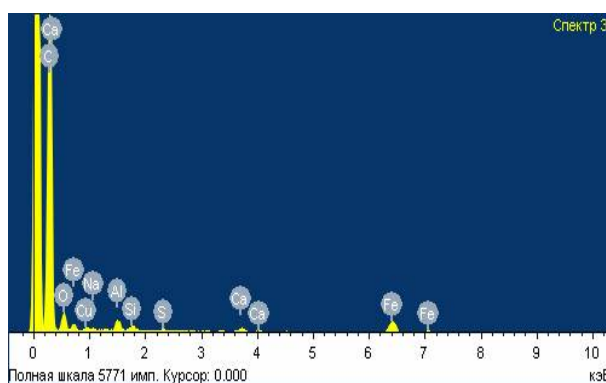


Рис. 4. Спектральный анализ налипов на режущей части зерна

Карбиды вольфрама обладают вязкой матрицей с распределенными в ней очень твердыми частицами. Это свойство твердых сплавов обеспечивает высокую стойкость к абразивному изнашиванию. При высоких температурах, когда складываются благоприятные условия разложения карбида вольфрама на углерод и вольфрам, металл стремится к образованию двойных карбидов сопутствующих металлов и вольфрама $M_xM_yC_z$, снижающих вязкость обрабатываемого сплава, который может обнаруживать совершенно новые свойства. Известно, что повышение твердости сопровождается снижением пластичности (вязкости), повышением чувствительности к трещинообразованию и склонности к хрупкому разрушению.

При нагреве высокотемпературного карбида вольфрама более чем на 900 °C начинается эвтектоидный распад $\beta\text{-WC} \rightarrow \alpha\text{-WC} + \text{W}_2\text{C}$ [5]. Гексагональный плотноупакованный $\alpha\text{-WC}$, обладающий сверхструктурой, не склонен к образованию твердых растворов, поэтому имеет место распад твердого раствора. Избыточная свободная энергия границ зерен создает избыточный термодинамический

потенциал в связи с тем, что напряжение, при котором происходит анодное растворение сплава, повышается по сравнению с его значением при растворении чистого карбида вольфрама. Что же касается W_2C , то одновременно с кобальтом данная структура существовать не может и приводит к образованию сложных вольфрамо-кобальтовых карбидов, так называемой η -фазы (рис. 5).

В структуре обрабатываемого сплава образуется избыток ионов углерода, когда нарушенная обработкой кристаллическая решетка обменивается электронами связи и самим зерном круга. В связи с нарушением структуры процессы адгезионного взаимодействия наиболее интенсивно переходят в физико-химические процессы в области с повышенной концентрацией углерода вследствие того, что скорость выхода углерода на обрабатываемую поверхность выше, чем вольфрама.

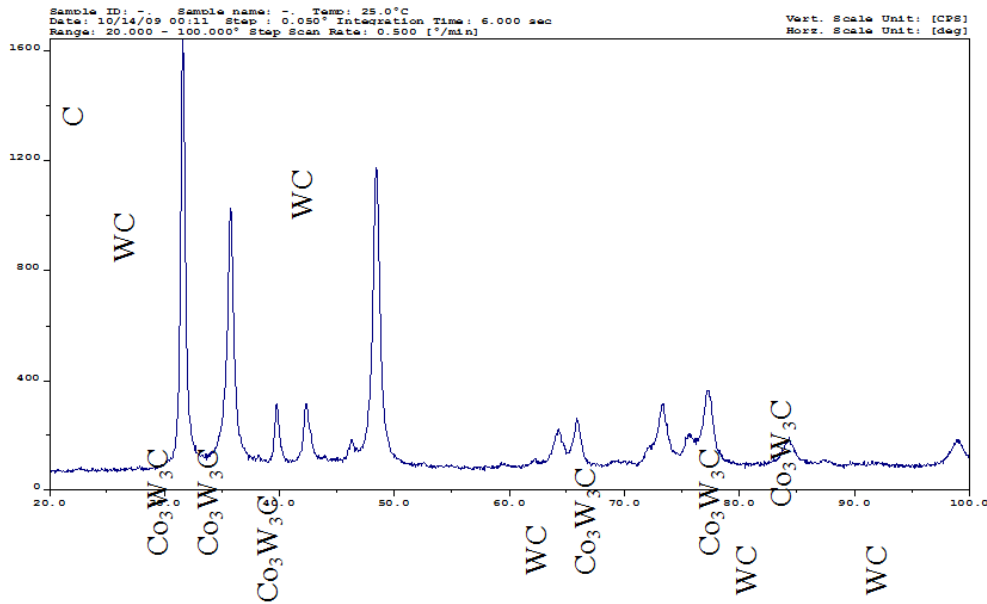


Рис. 5. Фазовый состав круга АС6 после 30 минут шлифования сплава ВК8

Пленочная теория о соединении материалов в твердой фазе основана на предположении, что образование соединений возможно при сближении ювенильных поверхностей на расстояние межатомного взаимодействия. При этом соединение образуется в результате схватывания, представляющего бездиффузионный процесс объединения кристаллических решеток алмазного зерна и связки круга. Образуется пленка (рис. 6). В рассматриваемой системе происходит обмен атомами между областями, следствием которого является перемещение границы. Очевидно, что скорость перемещения и, соответственно, скорость роста зерен определяется скоростью направленного переноса атомов через границу между зернами, которая, в свою очередь, зависит от частоты перескоков атомов в прямом и обратном направлении.

Засаливание круга может быть уменьшено, если между активными взаимодействующими поверхностями поместить нейтральную в химическом отношении пленку. Можно предположить, что образование пленок происходит естественным образом на первых этапах шлифования, но далее они играют отрицательную роль, являясь активатором засаливания алмазного круга.

Чем пленка мягче, тем больше она растекается в процессе деформации и увеличения площади контактирующих поверхностей. Твердые пленки растрескиваются без увеличения их поверхности и дают возможность выхода на контактную поверхность ионов и электронов металла. Поэтому важно знать характеристики образованного слоя на поверхности алмазного круга. Пленка является защитной, если имеет достаточное сцепление с поверхностью и высокую коррозионную стойкость. Кроме этого, она должна обладать достаточной эластичностью или высокой скоростью образования. По мере утолщения слоя пленки действие ориентационных сил на поверхности ослабевает, и она стремится принять стабильную в данных условиях структуру. Вследствие того, что в атомных слоях формируется неоднородность по химическому составу, содержание составляющих твердого сплава падает в направлении к поверхности, и в нем увеличивается содержание углерода.

Если пленка обладает высокой вязкостью или низкой скоростью образования и достаточной жесткостью, то она разрушается при внешнем воздействии и может являться твердой смазкой. Этот факт может быть полезным, так как, являясь новообразованием, пленка оказывается доставленной к месту взаимодействия инструментального и обрабатываемого материалов. Но для того, чтобы токи правки и травления работали эффективно, пленка должна обладать электропроводностью.

Разрушение окисной пленки влечет за собой появление такого влияния, как коррозия. Точечная коррозия часто возникает на совершенно гладкой поверхности и носит точечный, местный характер [6]. В остальной части пленка устойчива к внешним воздействиям. Данный процесс можно объяснить наличием вышедших на поверхность дефектов, таких, как вакансии, дислокации, блуждающие атомы. При этом в области взаимодействия имеются ионы-активаторы Си и др., являющиеся причиной появления солей, окислов и карбидов. Этим можно объяснить тот факт, что на поверхности алмазных зерен обнаруживаются составляющие связки круга.

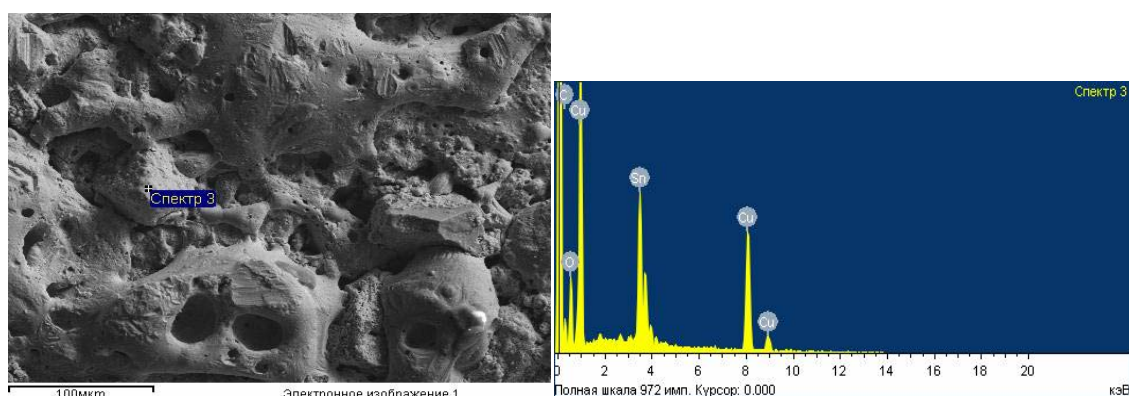


Рис. 6. Поверхность круга АС6 после электрохимической правки

Межкристаллитная коррозия имеет место вследствие того, что границы зерен более подвержены разведанию. Также возможны разупрочнение связующей фазы кобальта и унос частично растворившихся карбидов вольфрама.

Учитывая экспериментальные данные, можно утверждать, что с помощью различных способов обработки и целенаправленных добавок в связку алмазных кругов и технологические среды можно сформировать в зоне контакта пленку, которая сможет осуществлять функцию экрана для протекающих процессов. Хотя проведенные работы уже дали первые практические результаты, требуются усилия для их дальнейшего развития, при которых за счет минимизации засаливания алмазных кругов область их использования может быть значительно расширена.

Литература.

1. Янюшкин А. С., Лобанов Д. В., Якимов С. А. Состояние твердосплавного инструмента, заточенного различными методами электроалмазной обработки // Вест. Иркут. регионального отделения АН ВШ России. 2006. № 2 (9). С. 100-104.
2. Янюшкин А. С., Шоркин В. С. Контактные процессы при электроалмазном шлифовании. М.: Машиностроение-1, 2004. 230 с.
3. Худобин Л. В., Унянин А. Н. Минимизация засаленных шлифовальных кругов. Ульяновск : УлГТУ, 2007. 298 с.
4. Путинцева М. Н. Особенности химического состава диспергированных порошков группы ВК. Курск : КГТУ, 2009. URL: http://sciencebsea.narod.ru/2003/mashin_2003/putinceva.htm (дата обращения : 12.05.2010).
5. Исакова Г. А., Мапрусина В. И., Рахимьянов Х. М. Определение микротвердости частиц карбида вольфрама, полученных в искровом разряде // Порошко вая металлургия. 1987. № 10. С. 83-89.
6. Стекольников Ю. А., Стекольников Н. М. Физико-химические процессы в технологии машиностроения : учеб. пособие. Елец : ЕлецГУ, 2008. 126 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА «ТИ - АL» И «ТИ - АL₃ТИ - ТИ»

Д.В. Лазуренко, к.т.н., В.И. Мали, к.ф.-м.н., доц., К.Е. Шевцова

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

630092, г. Новосибирск, пр. Лаврентьева, 15.

E-mail: pavlyukova_87@mail.ru, mali@hydro.nsc.ru

Одной из основных задач материаловедения на современном этапе промышленного производства является разработка композиционных материалов, обладающих уникальным комплексом физико-механических свойств. К таким материалам относятся слоистые композиты, деформация и разрушение которых могут существенно отличаться от поведения массивных материалов в тех же условиях [1-2].

Эффективным способом формирования композитов слоистого типа является сварка взрывом, которая позволяет получать прочное соединение как однородных, так и разнородных материалов. С точки зрения получения композитов с необычным сочетанием комплекса механических свойств перспективным является использование разнородных материалов. Широко исследуемой российскими и зарубежными исследователями является пара «титан - алюминий», что объясняется не только резко отличающимися механическими свойствами указанных материалов, сочетая которые можно ожидать повышения конструктивной прочности композита в целом, но и особенностями их взаимодействия в нагретом состоянии. Известно, что алюминий и титан склонны к образованию интерметаллидов, наиболее термодинамически выгодным и стабильным из которых является Al_3Ti [3]. Известно, что интерметаллиды указанной системы, в том числе фаза Al_3Ti обладают повышенным уровнем твердости, высокими упругими свойствами, высокой жаропрочностью и коррозионной стойкостью [4-9]. Таким образом, введение интерметаллидной фазы в слоистый композит на металлической основе может существенно повысить механические свойства последнего [4, 9-12].

В данной работе рассматривается влияние интерметаллидной фазы на твердость и упругость композиционного материала на основе титана и алюминия, сваренного взрывом по параллельной схеме и термически обработанного в течение 2 – 50 часов при температуре 640 °С.

Структурные исследования многослойных материалов проводились методами металлографического анализа с использованием оптического микроскопа Carl Zeiss AxioObserver Z1m, а также

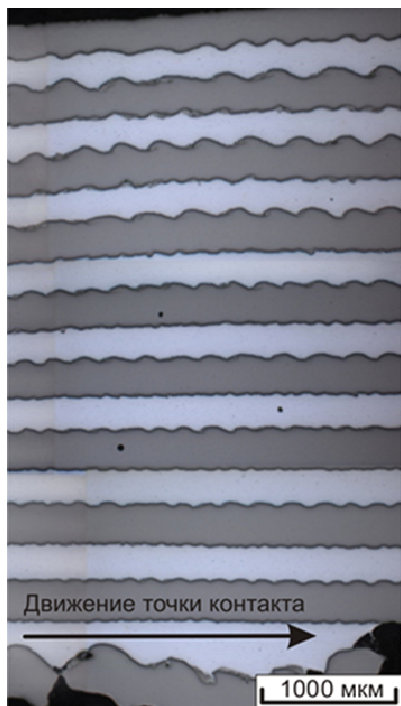


Рис. 1. Общий вид сваренного взрывом пакета «алюминий – титан» в поперечном сечении

методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии с помощью приборов Carl Zeiss EVO 50 XVP и Tecnaï G2 20 TWIN. Для оценки твердости и упругости отдельных фаз, составляющих композиционный материал, использовали нанотвердомер Наноскан 3D. В процессе сварки взрывом был сформирован многослойный пакет, состоящий из чередующихся прослоек титана и алюминия. Металлографические исследования показали, что сварные швы имели характерную для сварки взрывом волнообразную морфологию, причем амплитуда (A) и длина волн (λ) уменьшались по мере удаления от поверхности, на которой размещалось взрывчатое вещество (рис. 1). Кроме того, в направлении к нижней части композита уменьшалась степень пластической деформации материала, прилегающего к сварным швам. Таким образом, материал на различных границах был деформирован с различной степенью, что являлось причиной неравномерного роста интерметаллидной прослойки в процессе последующей термической обработки сваренных взрывом композитов. Деформированная структура приграничных зон была пересыщена вакансиями и дислокациями, что, в свою очередь приводило к увеличению коэффициента диффузии [13]. Значительное влияние на скорость роста интерметаллида оказывали вихревые зоны, характеризующиеся механическим перемешиванием титана и алюминия и расположенные вблизи гребней и впадин волн. Следует отметить, что количество вихревых зон в направлении от верхних пластин к нижним также снижалось.

Указанные факторы существенно повлияли на характер роста интерметаллидной фазы на границах раздела титана и алюминия, что особенно хорошо прослеживается на начальных этапах термической обработки. В первую очередь алюминиды титана образуются в вихрях, однако сплошная прослойка алюминидов титана видна и на всей протяженности сварного шва, но толщина этой прослойки выше в верхних сварных швах (рис. 2 а, б). С увеличением длительности отжига толщина прослоек интерметаллида выравнивается по сечению композита (рис. 2 в). После 50 часов термической обработки начинается локальное слияние двух растущих навстречу друг другу интерметаллидных прослоек (рис. 2 г).

Зависимость скорости роста интерметаллида от длительности термической обработки носит логарифмический характер. То есть с увеличением длительности отжига и, следовательно, толщины интерметаллидной прослойки, скорость ее роста снижается (табл. 1).

Таблица 1

Средние толщины интерметаллидных прослоек, сформированных
в процессе отжига длительностью 2-50 часов

Длительность термической обработки, ч.	2	5	10	20	30	40	50
Толщина прослоек алюминидов титана, мкм.	15	30	65	100	115	125	135

Наноиндентирование показало, что твердость алюминия и титана в композите находилась на уровне $\sim 0,7$ ГПа и $2,5...3$ ГПа соответственно, в то время как прослойка алюминидов титана имела твердость $7,5$ ГПа. Результаты измерений упругих характеристик показали, что модуль Юнга алюминия составил ~ 130 ГПа, а титана ~ 170 ГПа. Модуль Юнга интерметаллидной фазы достиг 280 ГПа. Таким образом, формирование в титано-алюминиевом многослойном материале интерметаллидной прослойки может обеспечить повышение упругих свойств композита в целом. При этом вероятно, модуль Юнга композиционного материала будет расти с увеличением объемной доли интерметаллида в его структуре.

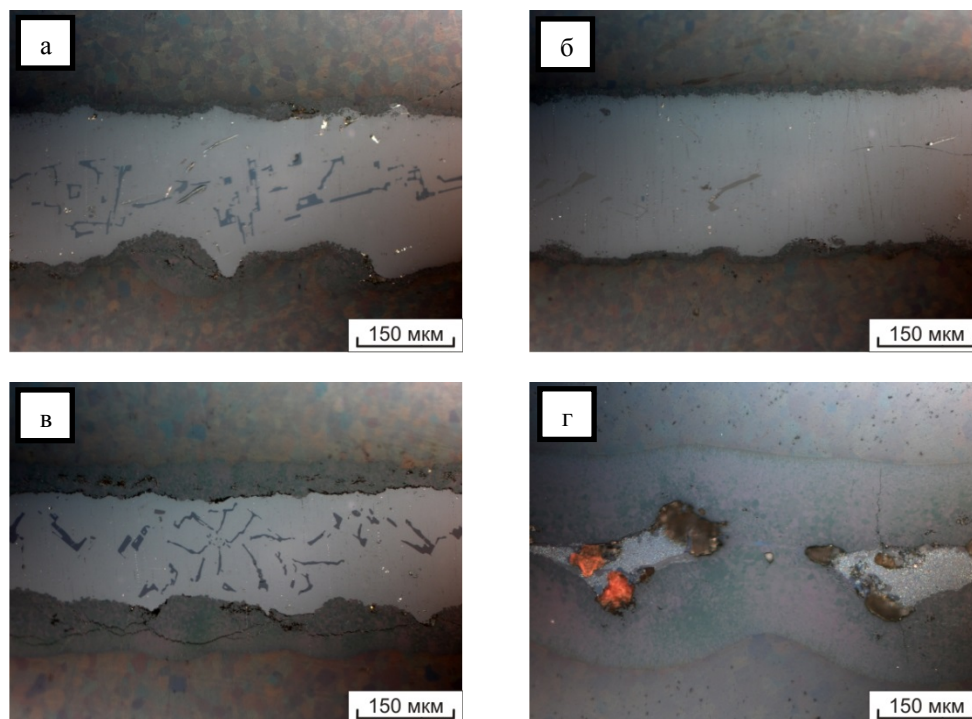


Рис. 2. Многослойный композит на основе титана и алюминия, сформированный по технологии сварки взрывом и термической обработки в течение 5 часов: а – верхние сварные швы; б – нижние сварные швы; термической обработки в течение 10 часов (в); термической обработки в течение 50 часов (г)

Литература.

1. I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. I. Mali, V. G. Burov, A. I. Smirnov, E. A. Prihodko, E. D. Golovin. Structure and Fatigue Crack Resistance of Multilayer Materials produced by Explosive Welding, *Advanced Materials Research* 287-290 (2011) 108-111.
2. Е. Б. Макарова, И. А. Балаганский, Т. В. Журавина, А. И. Смирнов, И. А. Батаев, В. И. Мали Структура и механические свойства многослойных композиционных материалов из титана ВТ1-0, *Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты* 2 (2011) 43–45.
3. Kattner U. R., Lin J. C., Chang Y. A. Thermodynamic assessment and calculation of the Ti-Al system // *Metallurgical and materials transactions: A*. 1992. Vol. 23, № 8. P. 2081–2090.
4. R. R. Adharapurapu, K. S. Vecchio, F. Jiang, A. Rohatgi Effects of ductile laminate thickness, volume fraction, and orientation on fatigue-crack propagation in Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate composites, *Metall. Mater. Trans. A*. 36 (6) (2005) 1595–1608.
5. Я. И. Евич, Ю. Н. Подрезов, М. В. Ремез, Н. П. Коржова, Т. Н. Легкая, В. Х. Мельник, Температурная зависимость предела текучести сплавов на основе триалюминид титана с L12-решеткой. *Электронная микроскопия и прочность материалов* : сб. науч. тр. Київ : ПИМ НАН України 16 (2009) 98–103.
6. F. Zhang, L. Lu, M. O. Lai, F. H. S. Froes. Grain growth and recrystallization of nano crystalline Al₃Ti prepared by mechanical alloying, *Journal of materials science* 38 (3) (2003) 613–619.
7. Yu. V. Milman, D.B. Miracle, S.I. Chugunova, I.V. Voskoboinik, N.P. Korzhova, T.N. Legkaya, Yu.N. Podrezov. Mechanical behavior of Al₃Ti intermetallics and L12 phases on its basis, *Intermetallics* 9 (9) (2001) 839–845.
8. J.P. Nic, S. Zhang, D.E. Mikkola. Observation on the systematic alloying of Al₃Ti with forth period elements to yield cubic phases, *Scripta materialia* 24 (1990) 99–1108.
9. T. Li, F. Grignon, D. J. Benson, K. S. Vecchio, E. A. Olevsky, F. Jiang, A. Rohatgi, R. B. Schwarz, M. A. Meyers. Modeling the elastic properties and damage evolution in Ti-AL₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites, *Materials science and engineering: A* 374 (1-2) (2004) 10–26.
10. A. Rohatgi, D. d J. Harach, K. S. Vecchio, K. P. Harvey Resistance-curve and fracture behavior of Ti-Al₃Ti metallic-intermetallic laminate (MIL) composites, *Acta Materialia* 51 (10) (2003) 2933–2957.
11. L.M. Peng, J.H. Wang, H. Li, J.H. Zhao, L. H. He. Synthesis and microstructural characterization of Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites, *Scripta materialia* 52 (3) 2005 243–248.
12. L.M. Peng, J.H. Wang, H.Li. Processing and mechanical behavior of laminated titanium–titanium tri-aluminide (Ti-Al₃Ti) composites, *Materials science and engineering: A* 406 (1-2) (2005) 309–318.
13. С.Д. Герцрикен, И.Я. Дехтяр. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. М : Государственное издательство физико-математической литературы. 1960. – 565 с.

ПОВЕРХНОСТНОЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ВАНАДИЕМ И ГРАФИТОМ

Д.О. Муль, асп., Д.В. Лазуренко, к.т.н., доц., Т.А. Зимоглядова, студ.

*Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр-т К. Маркса, 20, тел. 89137607784
E-mail: ddariol@yandex.ru*

Введение

Износостойкость материалов при воздействии на них абразивных частиц можно повысить используя технологии поверхностного упрочнения. Такой подход позволяет экономить дорогостоящие легирующие элементы, снижать металлоемкость конструкций, повышать их долговечность. Поверхностное упрочнение стальных деталей и элементов конструкций, как правило, основывается на введении в поверхностный слой высокопрочных частиц (карбидов, оксидов, боридов и др.). На практике этот процесс обычно осуществляют наплавкой с использованием энергии плазмы, лазера, электрической дуги, электронного пучка и др. [1–3]. В ряде случаев наплавку упрочняющих покрытий производят с использованием энергии электронного пучка, выведенного в воздушную атмосферу [4–11]. Технология вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей характеризуется высокой производительностью, а также возможностью обрабатывать крупногабаритные заготовки [12].

Повышенную твердость материалов обеспечивают карбиды переходных металлов. Введение таких карбидов в поверхностные слои стальных заготовок повышает их дюрOMETрические и трибо-

технические свойства. Особое место среди упрочняющих частиц занимает карбид ванадия. Корейскими специалистами выполнены исследования по использованию карбидов ванадия для поверхностного упрочнения материалов [13-14]. Исследований по наплавке порошков ванадия в смеси с графитом на стали не проводилось.

В представленной работе приведены результаты исследований структуры и триботехнических свойств покрытий, сформированных вневакуумной электронно-лучевой наплавкой порошков ванадия и графита в смеси с флюсами (кальция фтористого или магния фтористого) на металлические заготовки из стали 40Х.

Материалы и методы

Электронно-лучевую наплавку выполняли на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 в Институте ядерной физики СО РАН. Данный тип ускорителей позволяет выводить пучок электронов в воздушную атмосферу. Для защиты материалов от кислорода атмосферы наплавка металлических порошков осуществляется с применением флюса, который вводится в наплавочную порошковую смесь. Содержание флюса в исходной насыпке составляло 40 вес. %. В качестве легирующих компонентов использовали ванадий (46,13 %) и графит (13,83 %). Смесь порошков равномерно насыпали на зачищенные поверхности заготовок из стали 40Х. Размеры заготовок составляли 50x50x16 мм. Плотность насыпки была равной 0,33 г/см². Заготовка с помещенной на ней наплавочной смесью перемещалась с постоянной скоростью относительно пучка электронов. Электронный пучок с частотой 50 Гц сканировал в направлении, перпендикулярном движению образца. Режимы обработки представлены в таблице 1.

Таблица 1

Параметры вневакуумной электронно-лучевой наплавки

Энергия электронного пучка	1.4 МэВ
Расстояние от выпускного окна до поверхности образца	90 мм
Диаметр пучка	12 мм
Скорость перемещения образца относительно пучка	10 мм/с
Сила тока	26 мА

При наплавке использовали флюсы двух типов. Одно из покрытий было сформировано с применением фтористого кальция, другое – фтористого магния. По результатам взвешивания были сделаны выводы о потерях исходного порошка в процессе наплавки. С этой целью исследуемые образцы взвешивали до и после размещения на нее легирующего порошка. После наплавки на поверхности образца образовывалась корка шлака, которую в дальнейшем удаляли. Измеряли массу наплавленного образца со шлаком и без него. Измерения проводились на аналитических весах с точностью 0,1 мг.

Микроструктуру наплавленных слоев анализировали с использованием методов световой металлографии и растровой электронной микроскопии. Исследования проводились на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP на поперечных шлифах. Структура материалов предварительно была выявлена трехпроцентным раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Оценку дюрометрических свойств покрытий, переходных зон и основного металла выполняли на приборе Wolpert Group 402MVD. Измерения микротвердости проводились на поперечных шлифах в направлении от поверхности покрытия к основе. Нагрузка на индентор составляла 0,98 Н.

Материалы были испытаны на износостойкость в условиях трения о закрепленные частицы абразива. Износостойкость полученных материалов оценивали в соответствии с ГОСТ 17367-7. В качестве абразивного материала была выбрана электрокорундовая абразивная шкурка. Размер абразивных зерен находился в диапазоне от 63 мкм до 80 мкм. Исследуемые образцы имели форму цилиндров диаметром 2 мм и высотой 16 мм. В процессе испыта-

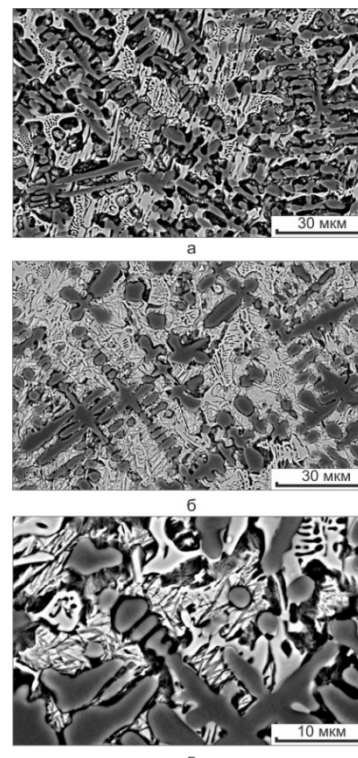


Рис. 1. Растровая электронная микроскопия наплавленных слоев. а) наплавка с флюсом MgF_2 , б) и в) наплавка с флюсом CaF_2

ний образцы с силой 3 Н прижимались к стальному кругу с закрепленной на нем абразивной шкуркой. Скорость вращения круга составляла 100 об/мин, время испытаний - 35 с.

Результаты и их обсуждение

В процессе наплавки потеря легирующего порошка (смесь ванадия с графитом) для покрытий, сформированных с применением флюсов MgF_2 и CaF_2 , составила 5 и 16 вес. % соответственно.

Наплавленные слои, полученные по описанной технологии, имели примерно одинаковую по всему покрытию толщину. Дефекты в виде пор, трещин, отслоений, негативно влияющие на механические свойства, не были обнаружены. Толщина покрытия, наплавленного со фтористым магнием составила 2,5 мм. При использовании фтористого кальция получен модифицированный слой толщиной 3,4 мм. Различия в толщине наплавленных слоев, вероятно, следует связать с потерями порошковой смеси. Потери материала в процессе наплавки в значительной степени обусловлены разлетом более легкого порошка графита.

Методами структурного анализа выявлено дендритное строение карбидов ванадия (рис. 1). Между карбидными выделениями зафиксированы колонии ледобурита. При большем увеличении отчетливо видны кристаллы мартенсита (рис. 1 в). В покрытии, сформированном с применением в качестве флюса фтористого магния, концентрация карбидных частиц и ледобурита выше (рис. 1 а), чем в покрытии, наплавленном с использованием фтористого кальция (рис. 1 б). Разница в концентрации карбидных частиц обусловлена тем, что в первом случае толщина наплавленного покрытия больше.

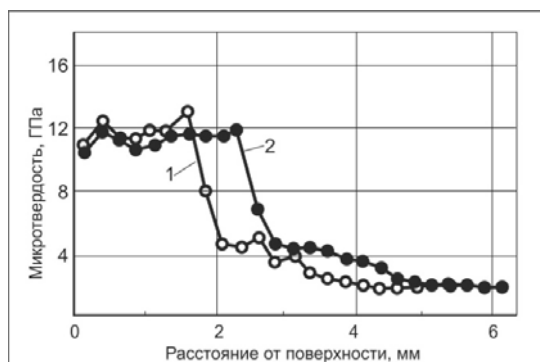


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине слоев, полученных наплавкой порошков ванадия с графитом на сталь 40 X при использовании флюса CaF_2 (1) и MgF_2 (2)

На рис. 2 представлен график изменения микротвердости по глубине наплавленных слоев. Микротвердость покрытий варьируется в диапазоне от 10000 до 12000 МПа. Среднее значение микротвердости наплавленных слоев в 6 раз больше по сравнению с основным металлом. Микротвердость покрытий не значительно изменяется по глубине, однако резко снижается при пересечении границы "наплавленный слой – зона термического влияния" (до значения ~ 4000 МПа) и постепенно убывает по направлению к основному металлу (до значения ~ 2000 МПа).

Результаты триботехнических испытаний материалов в условиях трения о закрепленные абразивные частицы отражены на рис. 3. В качестве эталонного материала была

выбрана сталь 40X в отожженном состоянии. Легирование поверхности стальных образцов ванадием и графитом с использованием при наплавке флюса CaF_2 привело к повышению износостойкости материала в 1,5 раза. Результатом наплавки порошковых смесей в сочетании с флюсом MgF_2 является рост износостойкости материала в 3 раза. Высокое значение износостойкости в покрытии, сформированном при наплавке с флюсом MgF_2 , объясняется более высокой концентрацией карбидных частиц.

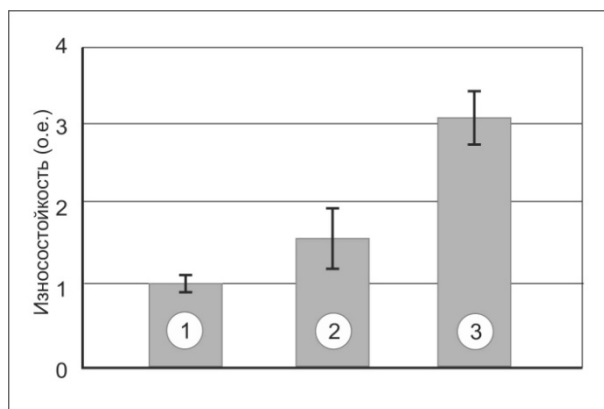


Рис. 3. Относительная износостойкость ванадийсодержащих покрытий, полученных наплавкой легирующих порошков в смеси с CaF_2 (2) и MgF_2 (3) на стали, и материала основы – отожженной стали 40X (1)

Вывод

Вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошковой смеси ванадия и графита позволяет сформировать на толстолистовых пластинах из стали 40X высококачественные покрытия, характеризующиеся повышенным уровнем микротвердости. Использование в качестве флюса фтористого магния при наплавке смеси порошков ванадия и углерода на стальную основу обеспечивает более высокий уровень износостойкости по сравнению со фтористым кальцием.

Литература.

1. J.M. Pelletier, E. Sauger, Y. Gachon, A.B. Vannes, Mechanical and tribological properties of Hadfield steel coatings manufactured by laser processing, *J. Mater. Sci.* 34 (1999) 2955-2969.
2. B.A. Potekhin, S.G. Lukashenko, and S.P. Kochugov, Effect of plasma coatings on the damping properties of structural steels, *Met. Sci. Heat Treat.* 42 9-10 (2000) 407-410.
3. V.M. Makienko, I.O. Romanov, E.M. Baranov, D.V. Stroitelev, Increasing the strength of the austenitic steel in the reconditioning of the worn surfaces by electric-arc flux-cored wire surfacing, *Weld. Int.* 24 1(2010) 29-32.
4. E.A. Bataeva, I.A. Bataev, V.G. Burov, L.I. Tushinskii, M.G. Golkovskii. Effect of initial state on inhomogeneity of the structure of carbon steels hardener by electron-beam treatment at atmospheric pressure, *Met. Sci. Heat Treat.* 51 3-4 (2009) 103-105.
5. I. Bataev, M. Golkovskii, A. Bataev, A. Losinskaya, R. Dostovalov, A. Popelyukh, E. Drobyaz, Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing, *Surf. Coat. Technol.* 242 (2014) 164-169.
6. M.G. Golkovski, I.A. Bataev, A.A. Bataev, A.A. Ruktuev, T.V. Zhuravina, N. K. Kuksanov, R.A. Salimov, V.A. Bataev Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum, *Mater. Sci. Eng., A* 578(2013) 310-317.
7. I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovsky, A.Yu. Teplykh, V.G. Burov, S.V. Veselov, Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel, *Surf. Coat. Technol.* 207 (2012) 245-253.
8. D.O. Mul, M.G. Golkovsky, V.A. Bataev, D.S. Krivezhenko Structure and properties of coatings produced by non-vacuum electron beam cladding of tantalum-reach powder on mild steel, *The 8th International Forum on Strategic Technologies (IFOST 2013): proc.* 1 (2013) 147-149.
9. Д.О. Муль, Е.А. Дробяз, И.К. Чакин, В.В. Самойленко, В.С. Ложкин, Р.А. Достовалов. Структура и свойства после вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков титана, тантала, молибдена и графита, *Обработка металлов* 3(60) (2013) 115-120.
10. О. Г. Ленивецва, И. А. Батаев, В. В. Иванцовский, Н. С. Белоусова, Е. Д. Головин, Т. А. Зимоглядова. Вневакуумная электронно-лучевая наплавка углеродсодержащих порошковых смесей на заготовки из титана VT1-0, *Обработка металлов.* 4(61) (2013) 49-57.
11. М.Г. Голковский, В.В. Самойленко, А.И. Попелюх, А.А. Руктуев, Н.В. Плотникова, Н.С. Белоусова. Многослойная электронно-лучевая наплавка танталсодержащих порошковых смесей на заготовки из титана VT1-0, *Обработка металлов.* 4(61) (2013) 43-48.
12. S.N. Fadeev, M.G. Golkovski, A.I. Korchagin, N.K. Kuksanov, A.V. Lavruhin, S.E. Petrov, R.A. Salimov, A.F. Vaisman, Technological applications of BINP industrial electron accelerators with focused beam extracted into atmosphere, *Radiat. Phys. Chem.* 57 (2000) 653-655.
13. Dong-Geun Lee, Kyuhong Lee, Sunghak Lee. Effects of tempering on microstructure, hardness, and fracture toughness of VC/steel surface composite fabricated by high-energy electron beam irradiation // *Surf. Coat. Technol.* 201 (2006) 1296-1301.
14. Kwangjun Euh, Yong Chan Kim, Keesam Shin, Sunghak Lee, Nack J. Kim. Effect of tempering on hardness improvement in a VC/steel surfacealloyed material fabricated by high-energy electron-beam irradiation, *Mater. Sci. Eng., A* 346 (2003) 228-236.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА, ЛЕГИРОВАННОГО МЕДЬЮ*Н.В. Степанова, асс., А.А. Разумаков, асс., Е.А. Ложкина, к.т.н., доц.**Новосибирский государственный технический университет**630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, НГТУ, Россия**E-mail: naty@ya.ru*

Одной из актуальных проблем современного материаловедения является разработка новых антифрикционных материалов для изготовления узлов трения, работающих в тяжелых условиях нагружения. Для изготовления втулок скольжения опорных катков экскаваторов используется бронза, характеризующаяся высокими антифрикционными свойствами и коррозионной стойкостью. Из-за высокого износа такие втулки требуют частой замены. В некоторых случаях дорогостоящую бронзу заменяют антифрикционным чугуном (ГОСТ 1585). Однако низкая коррозионная стойкость чугуна ограничивает возможность использования этого материала.

Ранее было показано, что введение в стали и чугуны меди приводит к снижению коэффициента трения этих материалов. При содержании меди более 6...9 мас. % коэффициент трения серого чугуна в диапазоне нагрузок от 0 до 10 МПа ниже, чем у бронзы БрА9ЖЗЛ (ГОСТ 493) или чугуна АЧС-1 (ГОСТ 1585) [1, 2]. Повышение содержания меди и алюминия приводит к росту коррозионной стойкости железоуглеродистых сплавов [3, 4]. Благодаря этому железоуглеродистые сплавы, легированные медью, в ряде случаев можно использовать для замены бронзы при производстве втулок скольжения. В представленной работе проведен анализ влияния меди на структуру и механические свойства серого чугуна.

Для анализа влияния меди на структуру и механические свойства серого чугуна были изготовлены четыре слитка. Слитки получены в индукционной печи с основной футеровкой и емкостью тигля 750 кг.

Элементный состав образцов определяли на оптико-эмиссионном спектрометре ARL 3460. Микроструктурные исследования проведены на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m на шлифах, химически травленных четырехпроцентным спиртовым раствором HNO₃. Твердость по Виккерсу оценивали на микротвердомере Wolpert Group 402MVD при нагрузке на алмазный индентор 0,98 Н. Элементный состав отдельных включений определяли методом микрорентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP с энергодисперсионным микроанализатором Oxford Instruments INCA X-ACT. С целью определения склонности чугуна к «отбелу» были отлиты образцы диаметром 82 мм. Для обеспечения направленной кристаллизации нижняя часть литейной формы была снабжена холодильником.

Химический состав отливок представлен в таблице 1. Содержание меди в слитках изменялось в пределах от 0,08 до 14,7 мас. %.

Таблица 1

Химический состав образцов

Образец	Химический состав								
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Al
1	2.99	0.51	0.23	0.01	0.01	0.04	0.04	0.08	0.9
2								3.27	
3								6.57	
4								14.7	

На рис. 1 показана зависимость глубины отбеленного слоя от содержания меди в чугуне. Повышение концентрации меди до 6,57 % привело к уменьшению толщины отбеленного слоя. При дальнейшем увеличении концентрации меди зафиксирован рост толщины отбеленного слоя. Чугун, содержащий 14,7 мас. % меди, почти полностью является белым. Зафиксированы вкрапления серого чугуна диаметров ~ 2 мм, объемная доля серого чугуна составляла ~ 4,9 %. Полученные результаты коррелируют с данными, представленными в работах [5,6].

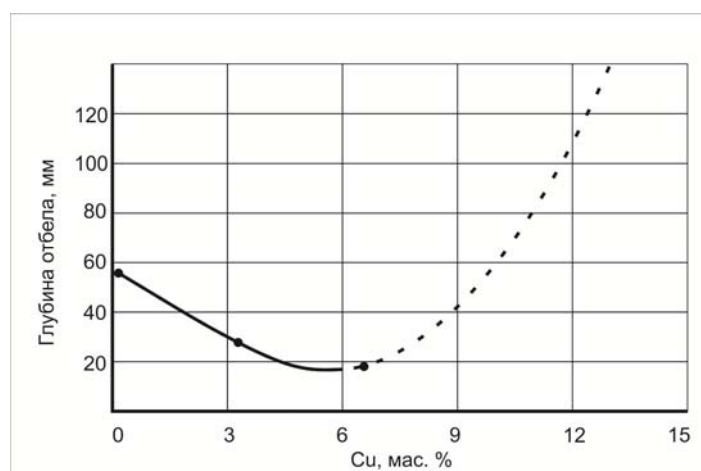


Рис. 1. Зависимость глубины отбеленного слоя от содержания меди в чугунах

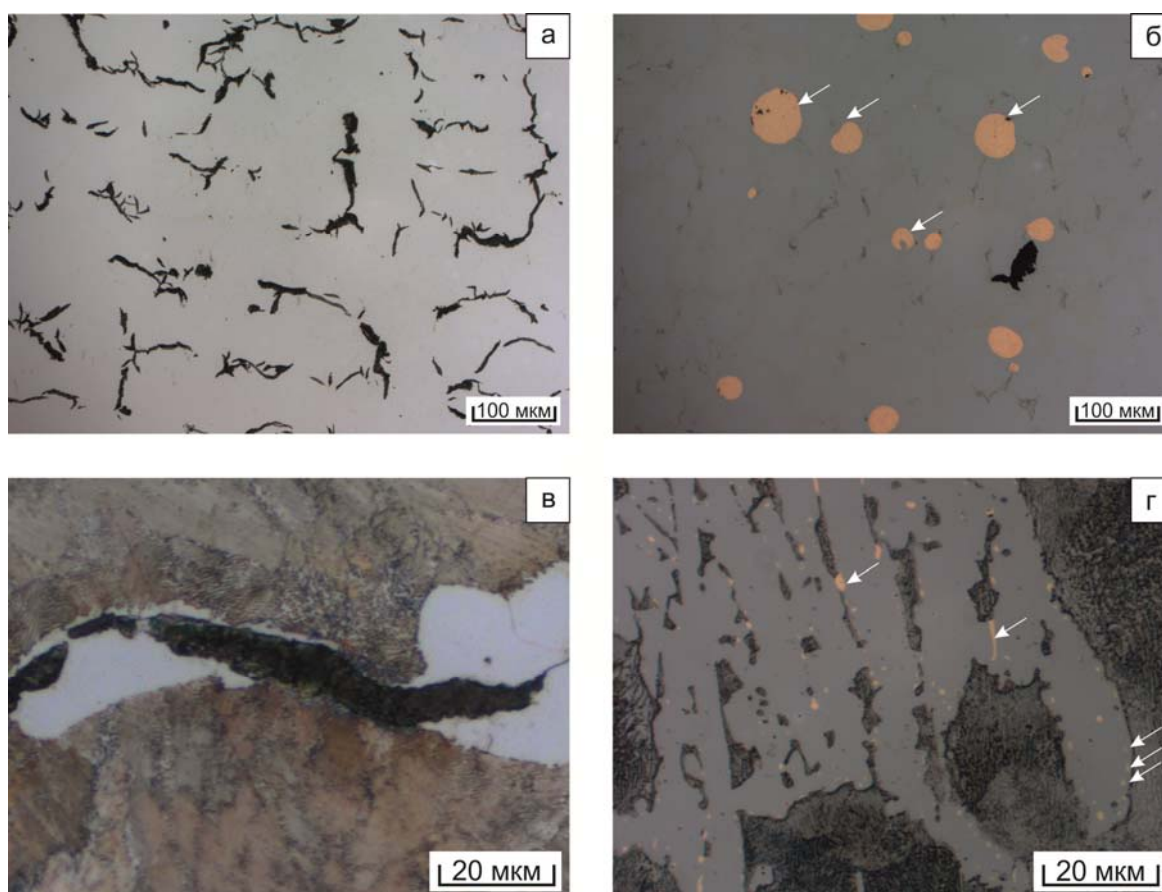


Рис. 2. Структура чугуна, (а, с) – 0,08 мас. % Cu, (б, d) – 14,7 мас. % Cu (1 – феррит, 2 – графит, 3 – перлит, 4 – цементит, стрелками показаны медьсодержащие включения)

Методами световой микроскопии показано, что при содержании меди 0,08 мас. % отливка имела феррито-перлитную структуру с включениями графита (рис. 2 с). При повышении концентрации меди более 3,27 мас. % феррит в структуре образцов не обнаружен. В отливке с 14,7 мас. % меди участки белого чугуна содержали пластинчатый перлит и ледебурит (рис. 2 d), структура участков с серым чугуном состояла из пластинчатого перлита и графита.

В чугунах с минимальным содержанием меди (0,08 % Cu) графит имел пластинчатую форму со средней длиной пластин ~ 100 мкм (рис. 2 а). При увеличении содержания меди длина пластин уменьша-

ется. В чугуне, содержащем 14,7 % меди, графит выделяется в междендритных промежутках в форме вермикулярных выделений и представляет собой сетку из пластинок длиной около 1 - 2 мкм (рис. 2 б).

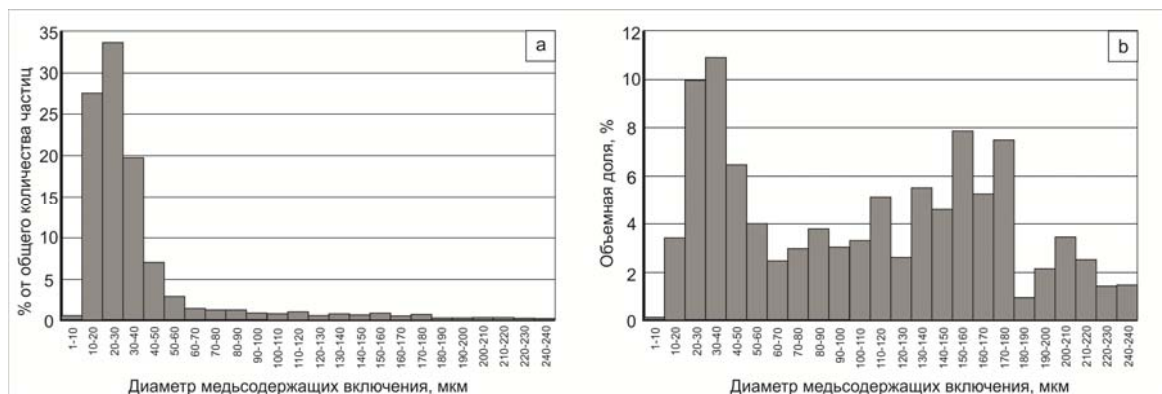


Рис. 3. Распределение по размерам медьсодержащих включений в образце чугуна, легированного 14,4 % Cu (а – по количеству частиц, б – по площади, занимаемой частицами определенного размера)

В соответствии с диаграммой состояния при комнатной температуре медь в железе практически не растворяется. Таким образом при содержании меди до ~ 2,1 % в структуре феррита должна выделяться ϵ -медь. Эта фаза является твердым раствором железа в г.ц.к. меди [7]. Следует отметить, что в отливках чугуна, содержащих до 6,57 % меди, крупные включения на основе меди не зафиксированы. В чугуне с 14,7 % меди, шаровидные включения равномерно распределены в объеме отливки (рис. 2 б). Химический состав частиц, обогащённых медью, близок к составу бронзы БрА9ЖЗЛ. Объемная доля частиц в структуре чугуна, выявленных методами оптической металлографии, составила 3,35 %. Диаметр самых крупных из них достигал 240 мкм. На диаграмме распределения частиц по размерам обнаруживаются два пика. Один пик соответствует частицам размером 30...40 мкм, другой - частицам размером 150...160 мкм. Объяснение бимодального распределения может быть связано с тем, что крупные и мелкие включения были сформированы в различных условиях.

В соответствии с диаграммой состояния Fe-Cu [7] в сплаве с 14,7 мас. % Cu медьсодержащие частицы размером 150...160 мкм образовались из расплава. Все остальные частицы, вероятно, сформировались в результате вторичной кристаллизации. Частицы размером 30...40 мкм возникли из аустенита при температуре от 1280 до 1094 °С, под кривой ретроградного солидуса. Рост частиц происходил по диффузионному механизму. При этом частицы находились в жидком состоянии вплоть до 1094 °С.

В интервале температур 1094 – 850 °С уже в твердом состоянии образовались более мелкие включения. Такие выделения размером 1...5 мкм имели неправильную форму и располагались между кристаллами цементита, входящего в состав ледебурита, либо в виде строчек непосредственно в кристаллах цементита (рис. 2 д). Из-за малого размера эти включения при построении отмеченного распределения не учитывались.

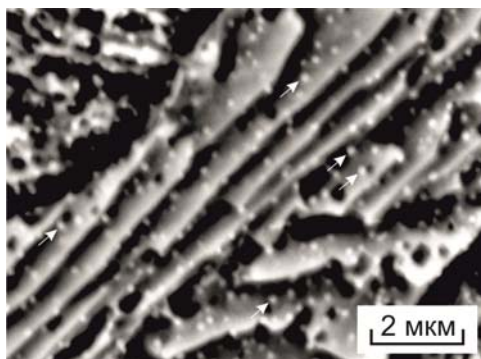


Рис. 4. Медьсодержащие включения в сером чугуна, легированном 14,4 % Cu

Поскольку медь в железе при комнатной температуре практически не растворяется, то вся оставшаяся медь в железоуглеродистых сплавах выделяется либо в ферритных зернах либо в феррите перлита в виде включений нано- или субмикронного размера. В работе [2] зафиксированы частицы со средним размером 20 нм. В данном исследовании обнаружены включения субмикронного размера, равномерно распределенные в перлите (рис. 4). На рисунке включения показаны стрелками.

Введение меди оказывает существенное влияние на структуру и свойства чугуна, а также на его склонность к отбелу. С повышением в чугуне содержания меди уменьшается длина графитовых включений. При содержании в сплаве 14,7 % Cu размер графитовых включений составляет ~ 1...2 мкм. Графит преимущественно выделяется в виде колоний в междендритном пространстве. Медь в структуре чугуна выделяется в широком диапазоне размеров - от субмикронного размера до 240 мкм.

Литература.

1. Степанова Н.В. Влияние меди на антифрикционные свойства серых чугунов / Н.В. Степанова, В.А. Кузнецов, Е.Д. Головин, П.А. Попелюх, В. Кумар // Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты. - 2012. - № 1(54). - С. 81-84
2. N.V. Stepanova, A.A. Razumakov, The effect of doping with copper and aluminium on structure, mechanical and friction properties of steel, The 8 international forum on strategic technologies (IFOST 2013): proc., Mongolia, Ulaanbaatar, 2013. Vol. 1. – pp.240-242.
3. S. Jeon, S. Kim, I. Lee, J. Park, K. Kim, J. Kim, Y. Park, Effects of copper addition on the formation of inclusions and the resistance to pitting corrosion of high performance duplex stainless steels, CorrosionScience 53 (2011) pp. 1408–1416
4. Бобро Ю.Г. Алюминиевые чугуны / Ю.Г. Бобро // Харьков : ХГУ, 1964. -195 с.
5. Silman G.I. On the mechanisms of copper effect on structure formation in cast iron / G.I. Silman, V.V. Kamynin, V.V. Goncharov //Metal Science and Heat Treatment Vol. 49, Nos. 7 – 8, 2007 – pp. 387 - 393
6. Бобро Ю.Г., Платонова Л.А. Некоторые особенности микроструктуры алюминиевых чугунов, легированных медью // В кн.: Новое в металлографии чугуна, Киев: 1981. С. 94-99.
7. Н.П. Лякишев, Диаграммы состояния металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 1, Под общ.ред. Лякишева Н.П., Машиностроение, 1996. 992 с.

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕДНЕГО УГЛА ИНСТРУМЕНТА НА ХАРАКТЕР ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ РЕЗАНИИ

А.В. Филиппов, ассистент, В.В. Горбатенко, к.ф.-м.н., с.н.с.*

*Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета,
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, Ленинградская 26*

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021, Томская обл., г. Томск, просп. Академический, 2/4*

E-mail: avf@tpu.ru

Введение

Основным физическим содержанием процесса резания является пластическое деформирование срезаемого слоя металла в стружку. Исследование механизма формирования и протекания деформаций в зоне стружкообразования является важной задачей с точки зрения описания механики процесса резания металлов, определения границ пластической области. Этому вопросу посвящены многочисленные работы авторов: А.М. Розенберга, Н.Н. Зорева, А.Н. Еремина, М.Ф. Полетика, Г.Л. Куфарева, Т.Н. Лоладзе, Дель Г.Д., С.И. Петрушина и др. [1-7], которые являются основополагающими для современной теории резания.

Процесс деформации металла при резании достаточно сложен, поэтому наряду с теоретическими расчётами важную роль имеют экспериментальные методы исследований. Наблюдение за боковой поверхностью образцов является одним распространенных экспериментальных методов изучения процесса резания металлов. При этом используются различные подходы: киносъемка, голографическая интерферометрия, делительные сетки.

В данной работе для определения деформации в зоне стружкообразования применен метод цифровой корреляции изображений [8, 9], который получил широкое развитие при экспериментальном исследовании процессов пластической деформации [10, 11]. На сегодняшний день в институте физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (ИФПМ СО РАН) данный метод

развит, с применением современной аппаратуры, и используется для исследования различных деформационных процессов [11-13].

Основные результаты

Экспериментальное исследование процесса стружкообразования при резании металлов, с применением метода цифровой корреляции изображений, проводились в ИФПМ СО РАН г. Томск. На специально изготовленном экспериментальном стенде [14] производилось свободное резание отрезными резцами (материал режущей части Т5К10), с различной геометрией режущих пластин (передний угол $\gamma=0^\circ, 5^\circ, 10^\circ, 15^\circ$; задний угол $\alpha=7,5^\circ$ - постоянный во всех случаях), скорость резания составляла 13мм/мин. В качестве исследуемого образца использовались диски из меди М1, что обусловлено склонностью данного материала к пластическому деформированию при обработке резанием, в том числе при низких скоростях деформирования.

На рисунке 1а представлена схема экспериментального исследования деформации материала с применением метода цифровой корреляции изображений. При проведении эксперимента проводилась видеосъемка зоны резания с использованием цифровой видеокамеры при подсветке исследуемой области лазером. После чего производилась корреляция двух последовательных фрагментов видеозаписи, разбитых на ячейки с выбранным шагом и вычислялись значения векторов перемещений деформируемого материала для каждой узловой точки в пределах рассматриваемого участка. Схематичное изображение поля векторов смещения, полученное после обработки экспериментальных данных, для случая работы инструментом с передним углом $\gamma=0^\circ$ представлено на рисунке 1б. Аналогичные векторные поля смещений были получены для всех рассматриваемых значений переднего угла инструмента.

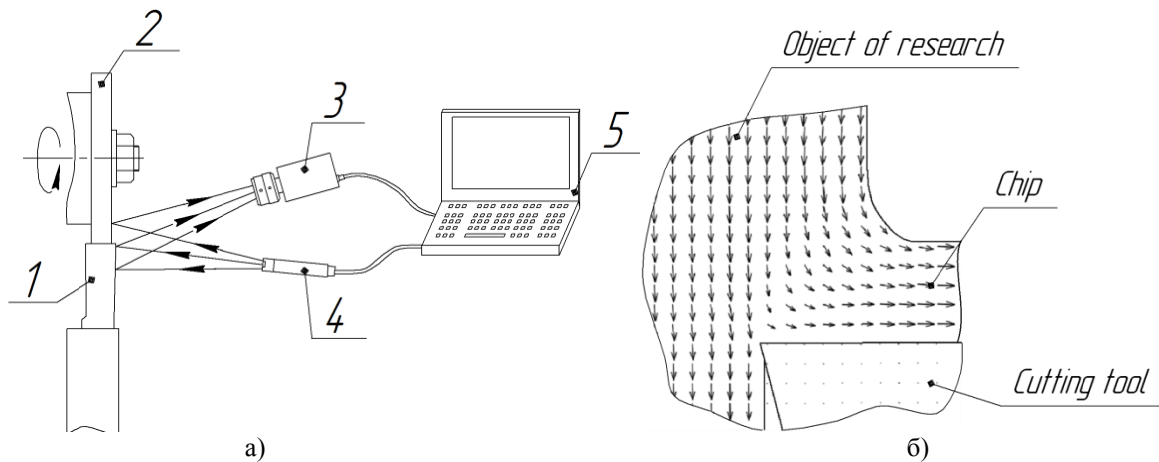


Рис. 1. а) Схема экспериментального исследования деформаций материала с применением метода спекл-интерферометрии: 1 – инструмент; 2 – объект исследования; 3 – цифровая видеокамера; 4 – лазер; 5 – персональный компьютер. б) Поле векторов смещений в исследуемой области

Характер деформированного состояния и влияния переднего угла инструмента оценивались по величине относительной деформации сдвига и интенсивности деформации сдвига. Поскольку согласно основным положениям теории резания именно деформация сдвига является важнейшей характеристикой процесса стружкообразования [1-7]. В процессе проведения экспериментов наблюдение осуществлялось только за боковой поверхностью образца, в связи с этим было принято, что поперечная деформация отсутствует. Дальнейшие расчеты проводились для плоско-деформированного состояния, следовательно:

$$\varepsilon_z = 0.$$

Поскольку известно векторное поле перемещений точек деформируемого материала, то компоненты тензора деформаций были определены по формулам [15]:

$$\varepsilon_x = \frac{\partial V_x}{\partial x}; \quad \varepsilon_y = \frac{\partial U_y}{\partial y}; \quad \gamma_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V_x}{\partial y} + \frac{\partial U_y}{\partial x} \right).$$

где V_x – проекция вектора перемещения на горизонтальную плоскость,
 U_y – проекция вектора перемещения на вертикальную плоскость.

На рисунке 2 представлена топограмма распределения относительной деформации сдвига γ_{xy} в зоне стружкообразования при резании меди М1, рассчитанное на основе экспериментального поля векторов смещения деформируемого материала. Значения γ_{xy} усреднялись для выделения областей с равномерным сдвигом. Значения $\gamma_{xy} < 0,01$ принимались равными 0, исходя из предположения, что пластической деформацией для анизотропного металла считается относительное формоизменение более 1% [16]. Как видно на представленных изображениях присутствуют отрицательные и положительные значения γ_{xy} , что свидетельствует о наличии в зоне стружкообразования деформации растяжения и сжатия.

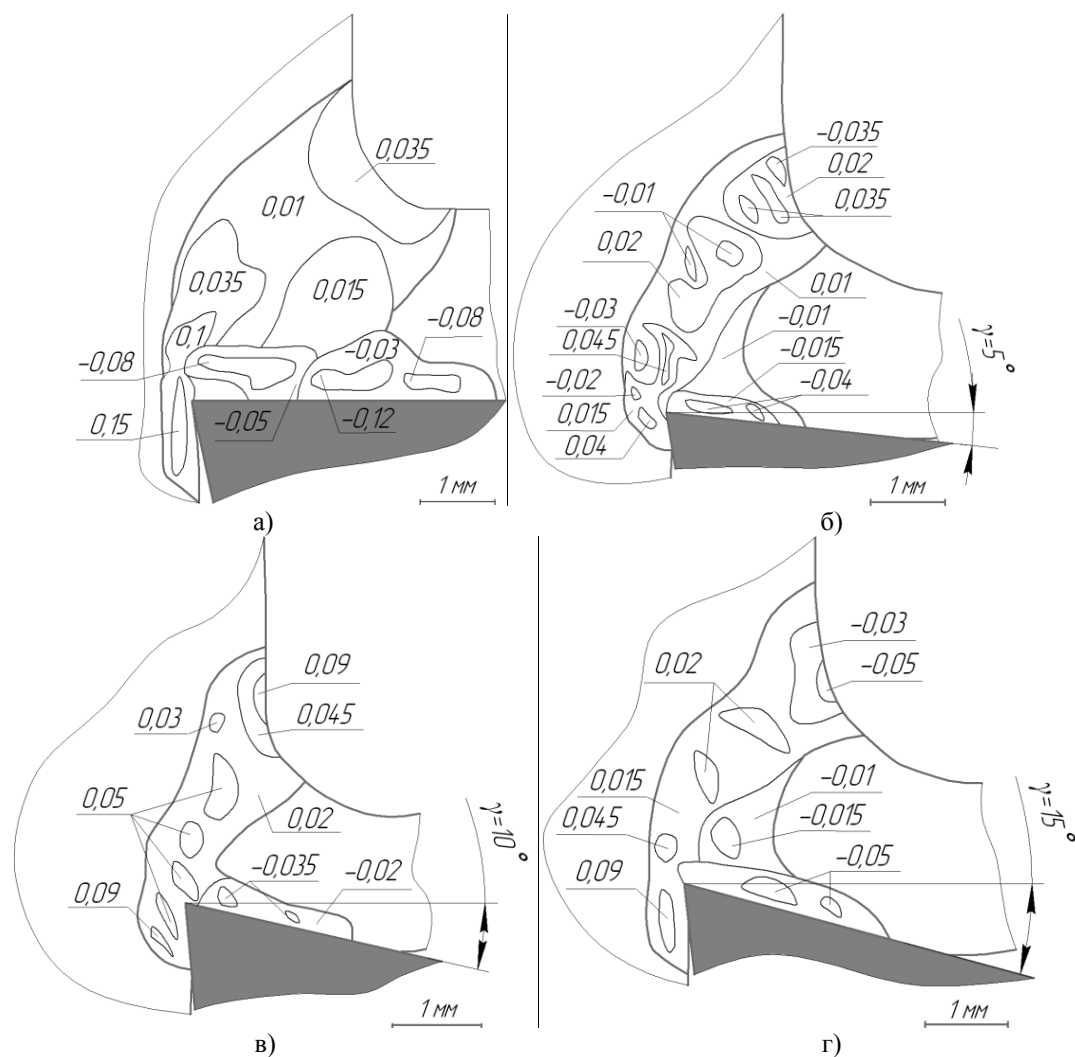


Рис. 2. Распределение относительной деформации сдвига γ_{xy} в зоне стружкообразования при резании меди М1 резцом с передним углом а) $\gamma=0^\circ$, б) $\gamma=5^\circ$, в) $\gamma=10^\circ$, г) $\gamma=15^\circ$

Интенсивность деформации сдвига определена по формуле [17, 18]:

$$\gamma_i = \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + \varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \frac{3}{2} \cdot \gamma_{xy}^2}. \quad (1)$$

На рисунке 3 представлена топограмма распределения интенсивности деформации сдвига в зоне стружкообразования, рассчитанной по формуле (1). Значения γ_i усреднялись для определения областей с равномерным распределением интенсивности деформации. При этом значения $\gamma_i < 0,01$ принимались равными 0.

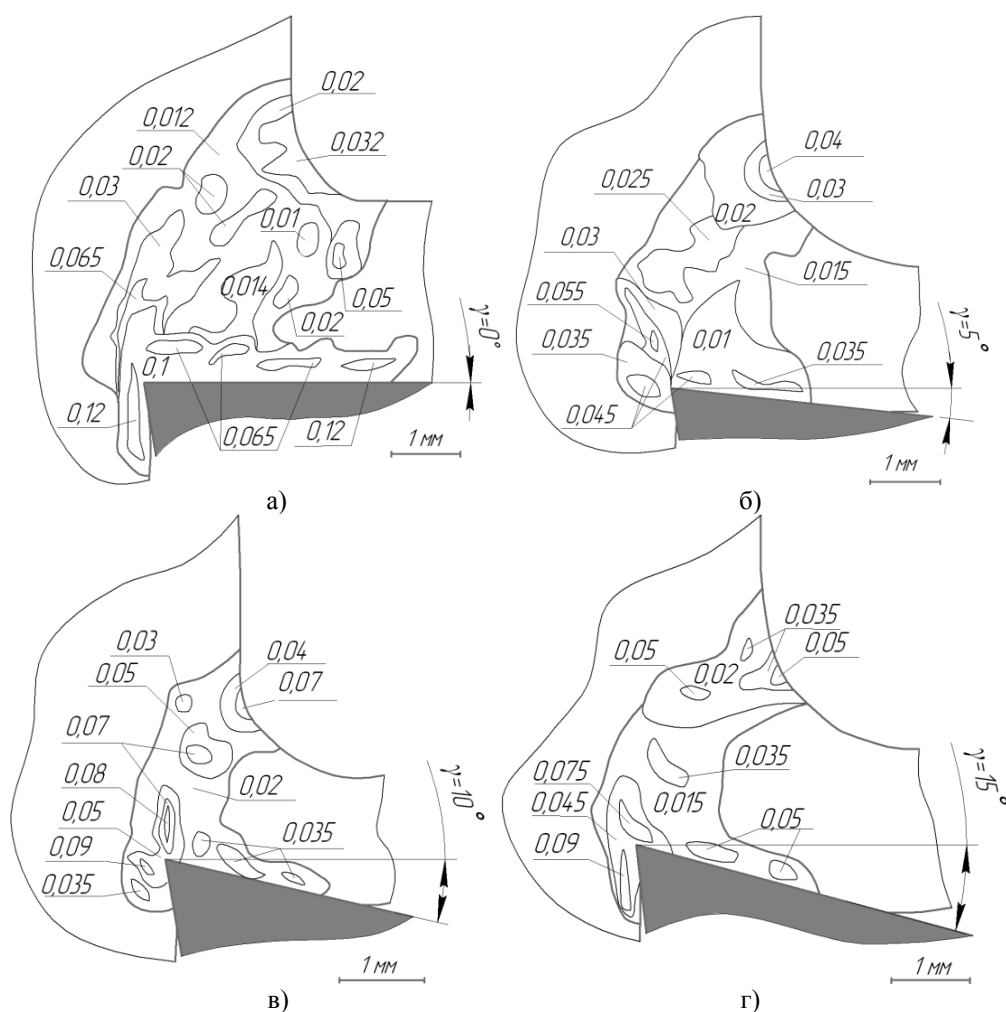


Рис. 3. Распределение интенсивности деформации сдвига γ_i в зоне стружкообразования при резании меди М1 резцом с передним углом а) $\gamma=0^\circ$, б) $\gamma=5^\circ$, в) $\gamma=10^\circ$, г) $\gamma=15^\circ$

Выводы

На основе полученных данных можно определить, что с увеличением переднего угла γ происходит изменение размеров области пластической деформации. При увеличении угла γ от 0° до 5° происходит значительное уменьшение области пластической деформации вблизи условной плоскости сдвига – участка перехода обрабатываемого материала в стружку. А также уменьшения участка пластической деформации прилегающего к передней поверхности инструмента – поверхности, по которой сходит стружка. При дальнейшем увеличении угла γ от 5° до 15° размеры области пластической деформации практически не меняются, что предположительно вызвано малыми скоростями резания. При этом значения относительной деформации сдвига и интенсивности деформации сдвига, во всем диапазоне изменения переднего угла γ , изменяются незначительно.

Исходя из полученных изображений с распределением деформации в зоне стружкообразования, очевидно, что с увеличением переднего угла инструмента γ уменьшается неоднородность пластической деформации. Для всех представленных случаев наибольшая интенсивность деформации сдвига наблюдается в области контакта вершины инструмента с деформируемым образцом и на прилегающих к ней передней и задней поверхностях. Так же достаточно большие значения γ_{xy} и γ_i наблюдаются в области пластического треугольника [7], прилегающего к кривой Брикса [5] – области изгиба деформируемого материала при переходе в стружку. Подобные участки являются очагами локализации пластической деформации.

Полученные результаты согласуются с данными изложенными в работах [1-7], что указывает на возможность применения метода цифровой корреляции изображений для исследования пластической деформации при резании.

Благодарности

Авторы выражают благодарность Институту физики прочности и материаловедения СО РАН и лаборатории физики прочности за возможность проведения экспериментальной части исследований.

Литература.

1. Розенберг А.М., Насосов К.А. Факторы, влияющие на процесс деформации при резании. Изв. ТПИ 1957 том 85, С. 118-131.
2. Еремин А.Н., Розенберг А.М. Элементы теории процесса резания металлов. М.; Свердловск: Машгиз, 1956. – 319 с.
3. Дель Г.Д. Технологическая механика. М., Машиностроение, 1978. – 174 с.
4. Полетика М.Ф. Теория резания: Ч.1: Механика процесса резания. – Томск: Изд-во ТПУ. 2001 – 202 с.
5. Куфарев Г.Л., Говорухин В.А., Океанов К.Б. Стружкообразование и качество обработанной поверхности при несвободном резании. Фрунзе: Мектеп, 1970. – 170 с.
6. Зорев Н.Н. Исследование элементов механики процесса резания. М.: Машгиз, 1952. – 364 с.
7. Лоладзе, Т. Н. Стружкообразование при резании металлов М.: Машгиз, 1952. – 200 с.
8. Петрушин С.И., Проскоков А.В. Теория несвободного резания материалов. Томск: Изд-во ТПУ. 2012. – 158 с.
9. Sutton A., Peters W.H., Wolters W.J., Ransom W.F., McNeil S.R. Determination of displacements using an improved digital correlation method. Image and Vision Computing. 1983. – V. 1.– №.3. – P. 133-139.
10. R.K. Rastogi, Digital speckle pattern interferometry and related techniques, John Wiley and Sons Ltd, New York, 2001.
11. Luo P.F., Chao Y.J., Suttom M.A., Peters W.H. Accurate measurement of three-dimensional deformations in deformable and rigid boodies using computer vision. Experimental mechanics. 1993. – P. 123-132.
12. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Мних Н.М. Спекл-интерферометрический метод регистрации полей векторов смещений при деформации. Заводская лаборатория. 1990. - №. 2. – С. 90-93.
13. Данилов В. И., Зуев Л. Б., Горбатенко В. В., Гончиков К. В., Павличев К. В. Использование спекл-интерферометрии для исследования локализации пластической деформации. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2006. – Том. 72. - №. 12. – С. 40-45.
14. Панин С.В., Любутин П.С. Верификация метода оценки деформации на мезоуровне, основанного на построении полей векторов перемещений участков поверхности. Физическая мезомеханика. 2005. – Том 8. –№2. – С.69-80.
15. Филиппов А.В., Проскоков А.В., Вербицкая О. Ю. Экспериментально-лабораторный стенд для исследования деформации металлов при резании. Научное обозрение. 2013. – №5. – С. 53-57.
16. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. Под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Наука. 1995. – Т. 1. – 298 с., Т. 2. – 320 с.
17. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Часть 1. Деформация и разрушение. М.: Машиностроение, 1972. - 472 с.
18. Филин А.П. Прикладная механика твердого деформированного тела. М.:Наука, 1975. – Т. 1. -832 с.
19. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: В 4 т. Под ред. Панасюка В.В. – Киев: Наукова думка. 1998. – Т. 1. – 488 с.

**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО
ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ
АКТИВИРОВАННОЙ СМЕСИ НАНОПРОШКОВ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ**

Л.И. Шевцова, асп., Т.С. Самейцева, асп., Д. Д. Мункуева, студ.

Новосибирский государственный технический университет

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

E-mail: edeliya2010@mail.ru

В современном материаловедении особое внимание уделяется изучению алюминидов никеля благодаря высокому комплексу механических свойств этих материалов, высокой коррозионной стойкости и стойкости к окислению при повышенных температурах [1-4]. Особый интерес к алюминиду типа Ni₃Al обусловлен аномальной зависимостью предела текучести этого материала от темпе-

ратуры нагрева [1, 5, 12]. Ni_3Al является перспективным конструкционным материалом для ряда отраслей химической промышленности и авиации. Однако широкое применение интерметаллидов ограничено повышенной хрупкостью в области низких температур и длительностью технологических процессов их получения [1-5]. Одно из решений отмеченной проблемы может быть основано на применении технологии электроискрового плазменного спекания (SPS) исходных порошков [5-9, 12].

По сравнению с обычными методами спекания в процессе SPS этап пребывания материала в высокотемпературном состоянии резко сокращается [6-8]. Благодаря этому при электроискровом плазменном спекании удастся сохранить мелкозернистую структуру компактов, что способствует повышению комплекса механических свойств материалов. В последние годы растет интерес к изучению материалов, получаемых путем совмещения двух процессов – механической активации порошковых смесей и их последующего электроискрового плазменного спекания [10, 11]. В данной работе проведены исследования структуры и механических свойств материалов, полученных по технологии электроискрового плазменного спекания механически активированной смеси нанопорошков Ni и Al.

В качестве материалов исследования были выбраны пассивированные нанопорошки никеля (95,8% Ni) и алюминия (84,9% Al) со средним размером частиц 70 нм и 90 нм соответственно. Порошки были получены электровзрывным методом. Нанопорошки были взяты в соотношении, обеспечивающем получение соединения Ni_3Al . Предварительную механическую активацию порошковой смеси проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в атмосфере аргона. Центробежное ускорение шаров составляло 40 g. Диаметр мелющих шаров был равен 8 мм, масса шаров - 200 г. В мельницу засыпали порошковую смесь, масса которой составляла 10 г.

Электроискровое плазменное спекание компактов проводили на установке Labox-1575. Спекание порошковой смеси осуществляли при температуре 1100 °С со скоростью 100 °С/мин и временем выдержки 5 мин. Давление прессования составляло 40 МПа. Оптимальные режимы спекания были определены нами ранее [12]. Плотность компактов рассчитывали, определяя их массу и линейные размеры.

Структуру исследуемых материалов изучали с использованием методов оптической микроскопии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Металлографические исследования выполняли на оптическом микроскопе *Carl Zeiss Axio Observer Z1m* с использованием режимов светлого и темного поля. Для определения фазового состава спеченных образцов использовали рентгеновский дифрактометр *ARL X'TRA*. Источником рентгеновского излучения являлась медная трубка. Дифракционные картины регистрировали с шагом $\Delta 2\theta$ и временем накопления 10 с на одну точку. Микротвердость спеченных образцов определяли на приборе *Wolpert Group 402MVD*. Нагрузка на алмазный индентор составляла 0,49 Н. Для определения среднего значения твердости на один образец наносили не менее 15 отпечатков.

В качестве основных показателей прочностных свойств материалов использовали значения предела прочности при изгибе. Механические испытания выполняли при комнатной температуре на машине *Instron 3369*, скорость перемещения траверсы составляла 0,5 мм/мин. Для проведения испытаний плоские образцы с размерами 3x4x30 мм вырезали из спеченных компактов на установке электроэрозионной резки *Sodick AG400L*.

Методами рентгенофазового анализа в образце, полученном по технологии электроискрового плазменного спекания механически активированной в течение трех минут смеси нанопорошков Ni + 13,29 мас. % Al, зафиксированы три фазы - интерметаллид Ni_3Al , никель и оксид алюминия Al_2O_3 (рисунок). Присутствие на рентгенограмме SPS образцов пиков Al_2O_3 обусловлено использованием в исходных реакционных смесях нанопорошков алюминия, полученных электровзрывным методом. При получении нанопорошков этим методом для снижения их активности используют длительную пассивацию воздухом [13]. Благодаря такой обработке на поверхности наночастиц алюминия образуется слой аморфного оксида алюминия, устраняющий пирофорность алюминия при извлечении нанопорошков из реактора на воздух. В результате пассивации содержание металла в порошке снижается до 85 мас.%. Последующее SPS спекание при температуре 1100 °С механически активированных реакционных смесей, содержащих пассивированные нанопорошки алюминия, приводит к кристаллизации аморфного оксида алюминия. Присутствие в спеченном материале никеля могло быть связано с дефицитом алюминия.

Результаты просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) также подтвердили наличие в полученном материале частиц оксида алюминия. По данным ПЭМ размер зерна этого образца составляет 50...200 нм. При реализации отмеченных выше режимов спекания микроструктура полученных материалов по всему объему является однородной. В структуре образцов отсутствуют макро-

трещины. Относительная плотность спеченных композитов составляет ~ 95 % (теоретическое значение плотности Ni_3Al – 7,5 г/см³ [1]). Такие значения плотности являются достаточными для достижения высоких прочностных свойств.

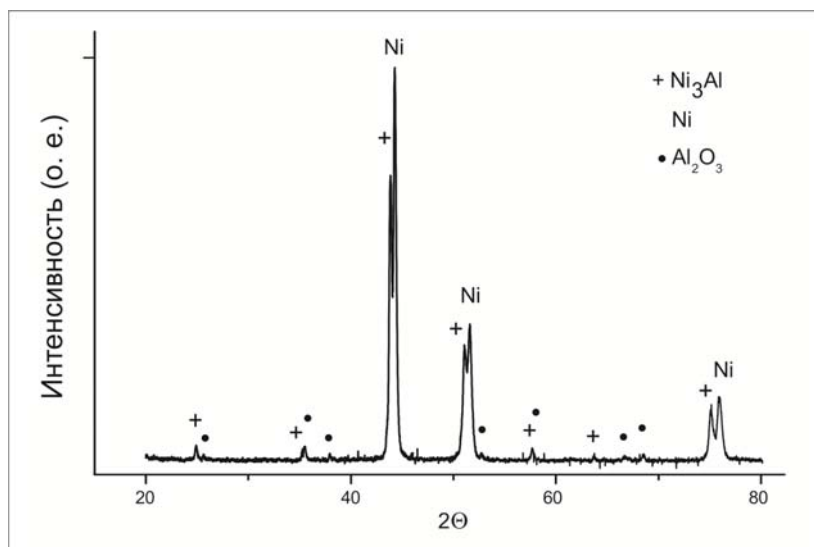


Рис. Рентгенограмма образца, полученного SPS спеканием смеси нанопорошков Ni + 13,29 мас. % Al после 3 минут предварительной механоактивации

Микротвердость спеченного образца составляет 6540 МПа, что значительно превышает значение микротвердости алюминид никеля, полученного методами литья, горячей экструзии и прессования (3300 – 3600 МПа) [1]. Можно предположить, что одним из факторов, способствующих повышению микротвердости спеченных компактов, является присутствие в сплаве множества мелкодисперсных частиц оксида алюминия. Аналогичные результаты были получены и в других работах [9, 11]. Предел прочности при изгибе для образца, полученного в результате SPS-спекания механически активированной смеси нанопорошков, составляет 1160 МПа. Это почти на 50 % больше по сравнению с компактом, полученным при спекании крупнопорошковой смеси никеля и алюминия.

Полученные результаты экспериментальных исследований свидетельствуют о том, что электроискровое плазменное спекание механоактивированных наноразмерных порошков никеля и алюминия (Ni + 13,29 мас % Al) обеспечивает получение качественных компактов с однородной структурой. В спеченном материале помимо основной фазы Ni_3Al присутствуют мелкодисперсные частицы Al_2O_3 и не вступившего в реакцию Ni. Высокий уровень микротвердости (6540 МПа) обусловлен малым размером зерна алюминид никеля и присутствием мелких частиц оксида алюминия. Предел прочности при изгибе спеченной заготовки достигает 1160 МПа.

Литература.

1. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // *Intermetallics*. – 1996. - No 4. – P. 357–375.
2. Лазуренко Д.В., Батаев И.А., Руктуев А.А., Теплых А.М., Самойленко В.В., Поляков И.А. Повышение коррозионной стойкости стальных конструкций с использованием процессов наплавки порошковых смесей и сварки взрывом // *Обработка металлов*. – 2013. – №4(61). – С. 58-64.
3. Bataev I., Bataev A., Pavliukova D., Mali V. Structural and mechanical properties of metallic-intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing // *Materials and Design*. – 2012. No 35 – P. 225-234.
4. Астапов И.А., Еремина К.П., Теслина М.А., Химухин С.Н., Гостищев. Структура и свойства функциональных покрытий, полученных электроискровой обработкой стали 20X13 // *Обработка металлов*. – 2013. – №4(61). – С. 12-18.
5. Shevtsova L.I., Mali V.I., Bataev A.A., Bataev I.A., Terent'ev D.S., Lozhkin V.S. Structure and properties of composite materials "aluminum-nickel aluminide" produced by the SPS method // *The 8 international forum on strategic technologies (IFOST 2013)*. – 2013. – No 1. – P. 187-189.

6. Hulbert D., Jiang D., Dudina D., Mukherjee A. The synthesis and consolidation of hard materials by spark plasma sintering // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2009. – No 27(2). – P. 367-375.
7. Munir Z., Tamburini U. and Ohyanagi M. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: a review of the spark plasma sintering method // Journal of Materials Science. – 2006. – No 41 (3) – P. 763–777.
8. Saheb N., Iqbal Z., Khalil A., Hakeem A., Aqeeli N., Laoui T., Al-Qutub A. and Kirchner R. Spark Plasma Sintering of Metals and Metal Matrix Nanocomposites: A Review // Journal of Nanomaterials. – 2012. – No 1. – P. 13.
9. Kim J. S., Choi H. S., Dudina D., Lee J. K., Kwon Y. S. Spark Plasma Sintering of nanoscale (Ni+Al) powder mixture // Solid State Phenomena. – 2007. – No 119. – P. 35-38.
10. Filimonov V.Yu., Korchagin M.A., Lyakhov N.Z. Kinetics of mechanically activated high temperature synthesis of Ni₃Al in the thermal explosion mode // Intermetallics. – 2011. – No 19. – P. 833-840.
11. Shee S.K., Pradhan S.K., De M. Effect of alloying on the microstructure and mechanical properties of Ni₃Al, Journal of Alloys and Compounds. – 1998. – No 265 (1-2) – P. 249-256.
12. Шевцова Л.И., Батаев И.А., Мали В.И., Анисимов А.Г., Лазуренко Д.В., Самейшева Т.С. Влияние температуры нагрева на структуру и механические свойства материала, полученного искровым плазменным спеканием порошка ПН85Ю15 // Обработка металлов. – 2013. – №4(61). – С. 35-42.
13. Лернер М.И., Шиманский В.В., Савельев Г.Г. Пассивация нанопорошков металлов, полученных электрическим взрывом проводника // Известия Томского политехнического университета. – 2007. – Т. 310. – № 2. – С. 132-136.

К ВОПРОСУ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КПД МАСЛЯНЫХ ШЕСТЕРЁНЧАТЫХ НАСОСОВ

*А.К. Шеров, докторант PhD, А. Кенжегул, бакалавр
Карагандинский государственный технический университет
100027, г. Караганда, Б. Мира 56, тел. (7212)-56-28-03
E-mail: knyazluni@mail.ru*

Основной задачей машиностроителей является создание новых и модернизированных изделий, подготовка чертежей конструкций, способствующих обеспечению необходимой технологичности и высокого качества соединений в узлах машин. Применение гидравлических машин получило широкое распространение во всех отраслях машиностроения. Год за годом увеличивается число разновидностей гидравлических машин. По истечении времени, стало совершенно очевидно, что устаревшая отечественная база комплектующих изделий уже не пригодна для создания современных гидрофицированных машин, а выход на мировой рынок невозможен без применения новых технологий. Отечественные насосы и гидромашин, как правило, не соответствуют международным размерам и параметрам, не имеют международных сертификатов качества и развитой системы техобслуживания. К гидравлическим машинам относятся насосы, гидравлические двигатели и гидроцилиндры. Гидравлические машины, являясь основным технологическим оборудованием, широко применяются в различных производствах машиностроительной отрасли. Обеспечение надежности, долговечности и безотказной работы узлов и механизмов гидравлических машин остается актуальной задачей в машиностроении. Выполненный анализ показал, что самым распространенным видом гидравлических машин являются шестеренные насосы [1]. Также было установлено, что гидравлические машины данного типа не всегда соответствуют эксплуатационным требованиям заявленным заводом-производителем. К ним относятся: низкий КПД; преждевременный отказ работы узлов; низкая производительность и т.д., которые в конечном итоге отрицательно влияют на надежность не только гидравлической машины, но и системы в целом.

В этой связи с целью определения теоретической и практической значимости показателей производительности для дальнейшего их сравнения, были проведены расчеты. Известно, что одним из основных показателей шестерёнчатых насосов является его производительность в количестве подаваемой жидкости. Поэтому представляет интерес уточнения расчетным путем и путем анализа выходных показателей коэффициента полезного действия по паспорту.

Методы расчета и формулы для вычисления производительности шестеренных насосов приведены в [2].

Приведены следующие формулы для расчета:

Теоретическая производительность (приближенная формула):

$$Q_T = 2\pi b n (R_e^2 - r^2 - m^2 \cos^2 \alpha_0) (\text{л/мин}) \quad (1)$$

Теоретическая производительность (формула точная основная):

$$Q_T = 2\pi b n \left(R_e^2 - r^2 - k^2 \frac{t_0^2}{12} \right) (\text{л/мин}) \quad (2)$$

Объемный КПД насоса

$$\eta_v = \frac{Q_{\text{д}}}{Q_T} = 1 - \frac{q_{\text{ут}} + q_{\text{вс}}}{q_T} \cdot 1,0714 \quad (3)$$

Механический КПД насоса

$$\eta_m = \frac{N}{N_{\text{пр}}} = \frac{1}{2 - \eta'_m + \frac{2\pi}{q_{\text{Тр}}} M_n} \quad (4)$$

η'_m -принимается равным 0,85.

Полный КПД насоса определяется произведением объемного КПД на механический КПД:

$$\eta = \eta_v \eta_m = \frac{1 - \frac{q_{\text{ут}} + q_{\text{вс}}}{q_T}}{2 - \eta'_m + \frac{2\pi}{q_{\text{Тр}}} M_n} \quad (5)$$

Ниже приведена таблица данных испытанного насоса [2].

Таблица 1

Данные испытанного насоса.

Параметры	Обозначение	Ед. измерения	Числовое значение
Модуль	m	мм	5
Число зубьев	z	шт	8
Угол зацепления	α_0	градус	20°
Угол зацепления	α	градус	33,35°
Радиус начальной окружности	r	мм	22,5
Радиус основной окружности	r_0	мм	18,794
Радиус окружности головок	R_e	мм	27,5
Радиус окружности впадин	R_i	мм	16,585
Длина линии зацепления	l	мм	15,41

На рисунке 1 показано общий вид конструкции насоса НШ-50.

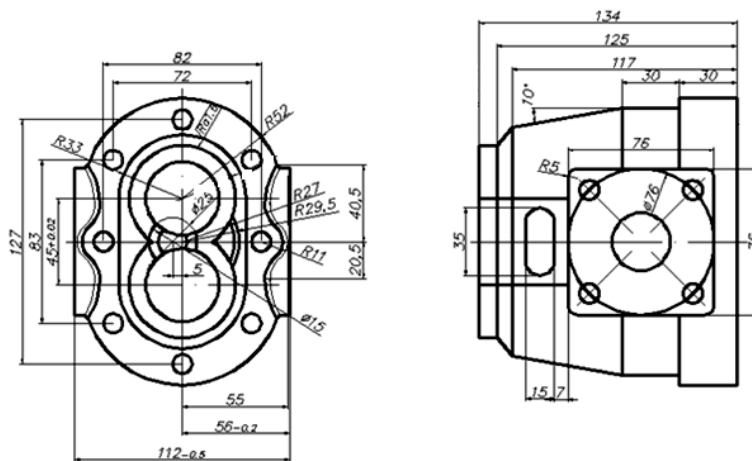


Рис. 1. Общий вид конструкции насоса НШ-50

Рассчитаем полный КПД применительно шестеренного насоса НШ-50, применяя формулы из книги Юдина Е.М.

Теоретическая производительность (приближенная формула):

Подставим численные значения в формулу (1):

$$Q_T = 2 \times 3,14 \times 34 \times 1180 \times (27,5^2 - 22,5^2 - 5^2 \cdot 0,9396^2) \times 10^{-6} = 251953,6 \times 227,9 \times 10^{-6} \\ = 57,42 \text{ (л/мин)}$$

Также проставим численные значения в формулу (2) и получим:

$$Q_T = 2 \times 3,14 \times 34 \times 1180 \times \left(27,5^2 - 22,5^2 - \frac{1,75^2 - 14,75^2}{12} \right) \times 10^{-6} = 251953,6 \times 194,5 \times 10^{-6} \\ = 49 \text{ (л/мин)}$$

Кинематическая вязкость рабочей жидкости мм²/с, оптимальная: 55...70

Рабочий объем насоса, см³ – 50

Частота вращения, об/мин:

номинальная – 2400; минимальная – 500; максимальная – 3000.

Литература.

1. Шеров А.К., Аликулов Д.Е., Смирнов Ю.М. К вопросу повышения качества изготовления гидравлических машин / Машиностроитель. - Москва: Изд-во ООО НТП «Вираз-Центр», 2012.-№5.-С.32-36.
2. Юдин Е.М. Шестеренные насосы. Основные параметры и их расчет. Издание 2-е перераб. и дополненное. М.: Машиностроение, 164 – 238с.

МЕТОДИКА 3D МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ВИБРАЦИОННОГО ШЛИФОВАНИЯ

В.А. Федорович д.т.н., В.И.Аносов, аспирант, А.В. Филиппов, ассистент*

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»

610002. г.Харьков, ул.Фрунзе 21, тел (3857) 706-41-43

** Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета,*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, Ленинградская 26

E-mail fedorovich@kpi.kharkov.ua

1. Постановка проблемы. Перспективным направлением повышения производительности и улучшения качества поверхности при алмазно-абразивной обработке является введение в зону резания ультразвуковых колебаний (УЗК) малой амплитуды. Установлено, что ультразвуковые колебания оказывают положительное влияние на силы при микрорезании отдельными зёрнами и в целом на съём обрабатываемого материала (ОМ) и тем самым способствуют повышению эффективности абразивной обработки [1, 2].

Установлено, что общей закономерностью воздействия УЗК на различные процессы абразивной обработки является то, что съём металла носит незатухающий характер и продолжается весь цикл обработки. Со временем он практически не меняется, к тому же инструмент не теряет своих режущих свойств, постоянно работая в режиме самозатачивания. Причиной этого является то, что УЗК интенсифицируют процесс разрушения и диспергирования режущих зёрен, способствуя с одной стороны активному обновлению режущих микрокромки на их поверхностях, а с другой (при определенных условиях) и удалению их из связки. Благодаря этому засаливание рабочей поверхности кругов (РПК) практически отсутствует. В результате производительность процесса практически не зависит от времени обработки. Соизмеримость амплитуд колебаний и толщин среза, а также скоростей при обработке повышают ее производительность до 3-4 раз при одновременном снижении износа инструмента.

2. Анализ последних исследований и публикаций. Экспериментальные исследования ультразвуковой алмазно-абразивной обработки представляют определенную трудоемкость, а, следовательно, и являются дорогостоящими. В настоящее время весьма перспективным и эффективным расчетным методом исследования зоны резания является использования программных продуктов основанных на методе конечных элементов [3, 4, 5, 6]. В Украине защищена первая докторская диссертация по моделированию процесса резания методом конечных элементов [7].

3. Цель исследования. Целью настоящей работы является разработка методики компьютерного 3D моделирования процесса ультразвукового шлифования с помощью прикладного пакета программ *CosmosWorks*, в основу которого положен метод конечных элементов (МКЭ).

4. Основные материалы исследований. Идея метода состоит в моделировании реального объекта совокупностью конечных элементов (одномерных, двумерных, трехмерных), выполнении условий их сочленения, нагружения, закрепления и анализа напряженно-деформированного состояния (НДС) такой конечноэлементной модели.

При этом независимо от используемого программного обеспечения эффективный алгоритм создания модели может быть представлен последовательностью действий, вмещающей в себя шесть основных этапов:

1- создание объектов; 2- составление объектов в систему с заданием свойств контактного взаимодействия; 3- задание граничных и начальных условий, а также нагрузок; 4- задание типа задачи и временной области ее решения; 5- определение порядка и объема сохранения результатов расчета; 6- определение дополнительных параметров.

При изучении процесса вибрационного шлифования, прежде всего, необходимо определить влияние УЗК, прикладываемых к РПК во время шлифования, на НДС системы «связка - зерно - ОМ». Используемый нами программный пакет *CosmosWorks* позволяет проводить трехмерное статическое моделирование. Прежде всего, была построена исходная 3D-модель «связка – алмазное зерно – ОМ» (рис. 1).

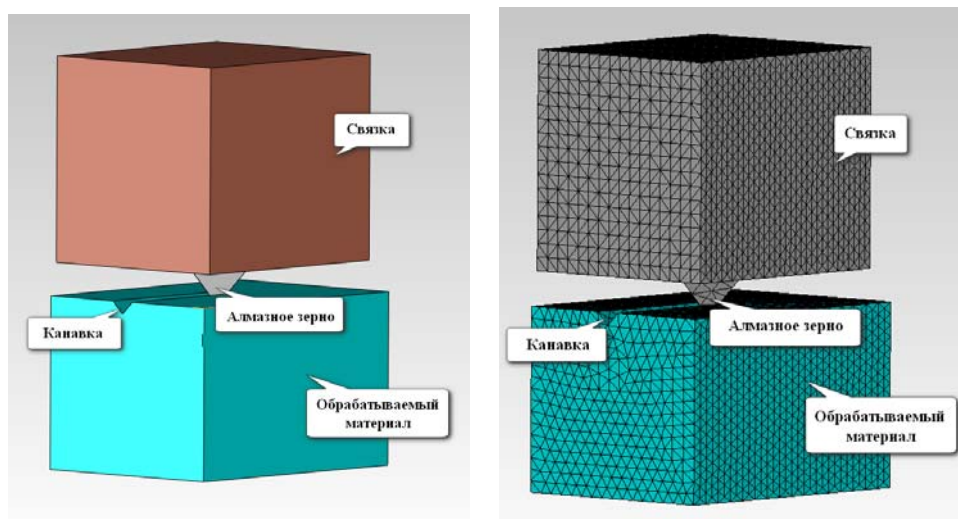


Рис. 1. Исходная и конечноэлементная 3D-модель системы «связка - зерно - ОМ»

Заготовка и фрагмент связки представлялись в виде пластин, а алмаз с геометрией октаэдра. В пластине ОМ была создана канавка (след от зерна). Далее производилось генерирование сетки конечных элементов и ее сгущение в области контакта абразивного зерна с обрабатываемым материалом (рис.1).

Затем были заданы физико-механические свойства всех элементов системы, представленные на рисунке 2. Отметим, что в исходной модели была использована связка на основе меди, в качестве обрабатываемого материала – алмаз, марка алмазного зерна принималась как АС 100. Для задач как без использования УЗК, так и с их использованием все начальные условия были заданы одинаково, отличие состояло только в наличии или отсутствии самих ультразвуковых колебаний.

Следующим этапом моделирования являлось задание параметров нагружения модели. В ходе расчетного эксперимента, модель нагружалась распределенной нагрузкой приложенной к верхней грани связки, что позволяло моделировать усилие прижима алмазного шлифовального круга во время абразивной обработки. С целью моделирования подачи равномерная нагрузка прикладывалась к боковой грани связки (рис. 3).

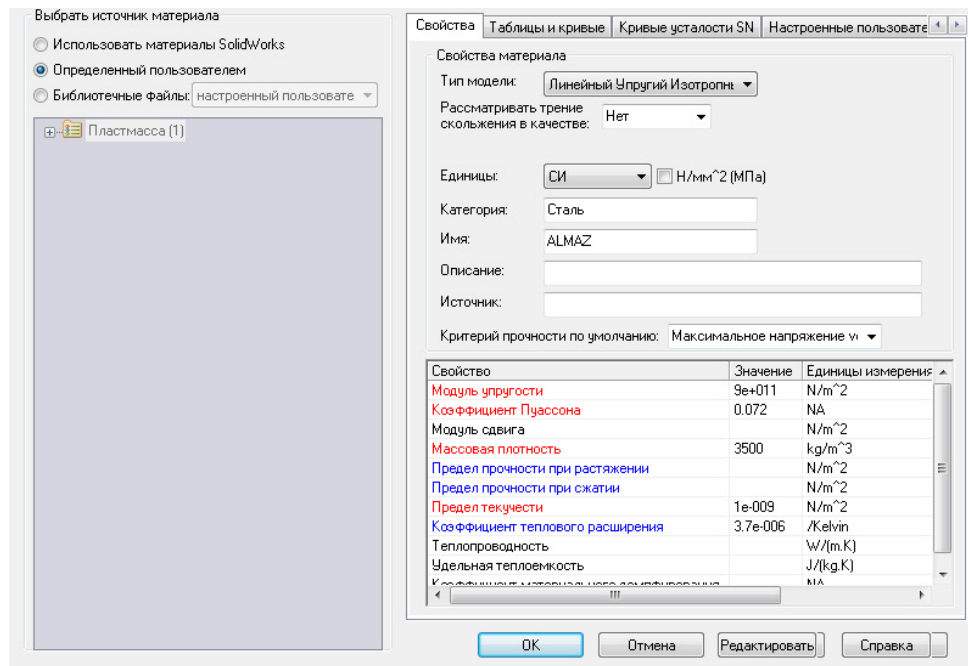


Рис. 2. Задание физико-механических свойств зерна марки AC100

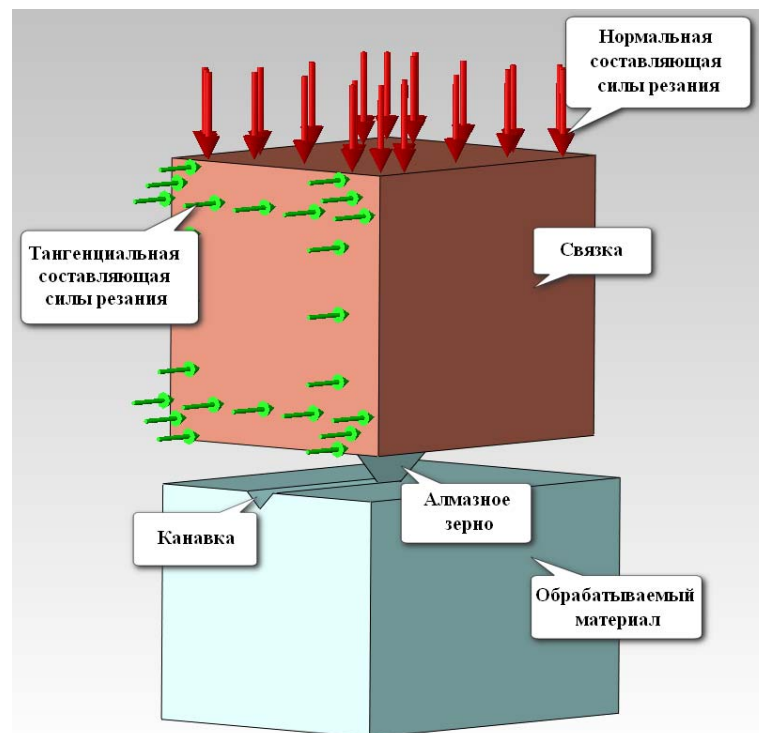


Рис. 3. Задание параметров нагружения 3D модели

Для моделирования вибрационного шлифования усилие прижима алмазного шлифовального круга варьировали во времени.

Для этого усилие прижима задавалось как гармоническая нагрузка, график которой был создан заранее в виде синусоиды (рис. 4) с частотой 10÷ 50 кГц и амплитудой (A), выраженной в единицах давления.

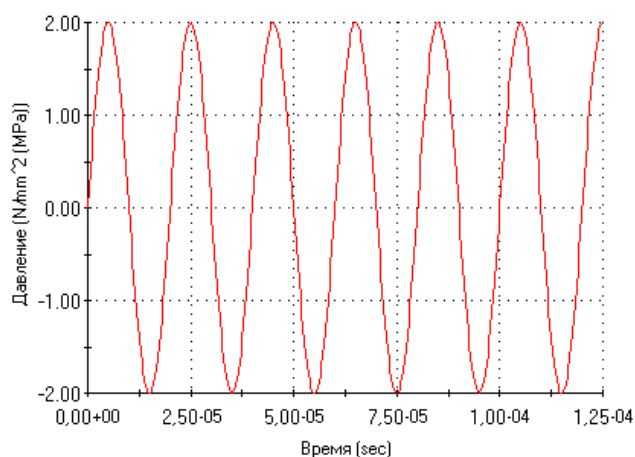


Рис. 4. График гармонической нагрузки ($f = 50$ кГц, $A = 2$ МПа)

Влияние вибрационных колебаний на НДС зоны шлифования. В исходной модели рассматривалось алмазное зерно марки АС100 зернистостью 200/160, обладающее следующими прочностными характеристиками: $\sigma_{\text{раст.}} = 2,2$ ГПа; $\sigma_{\text{сж.}} = 12,9$ ГПа [8].

В первой части расчетов задавалось усилие прижима (нормальная составляющая силы резания), реализующая давление на алмазное зерно равное 2 МПа, величина усилия, создаваемая тангенциальной составляющей силы резания, равная 1 МПа. В качестве обрабатываемого материала принят алмаз, а материала связки на основе меди. Для моделирования вибрационного шлифования усилие прижима задавалось с частотой колебаний $f = 50$ кГц. Задачей исследования на данном этапе являлось определение влияния ультразвуковых колебаний на производительность шлифования путем определения НДС зоны обработки (рис. 5). При этом в качестве косвенного параметра, характеризующего производительность, служила величина $\sigma_{\text{экв}}$.

На основании проведенных модельных экспериментов по определению НДС зоны шлифования можно сделать вывод о существенном влиянии УЗК на объем разрушенного материала.

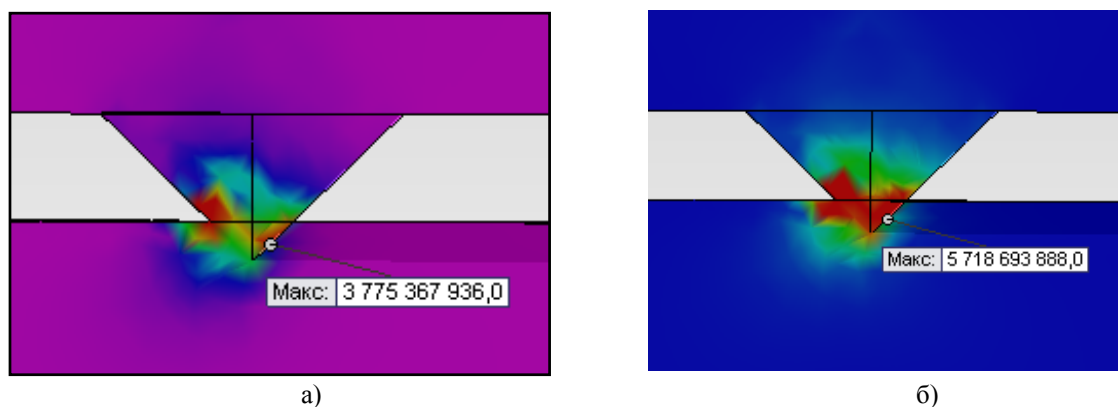
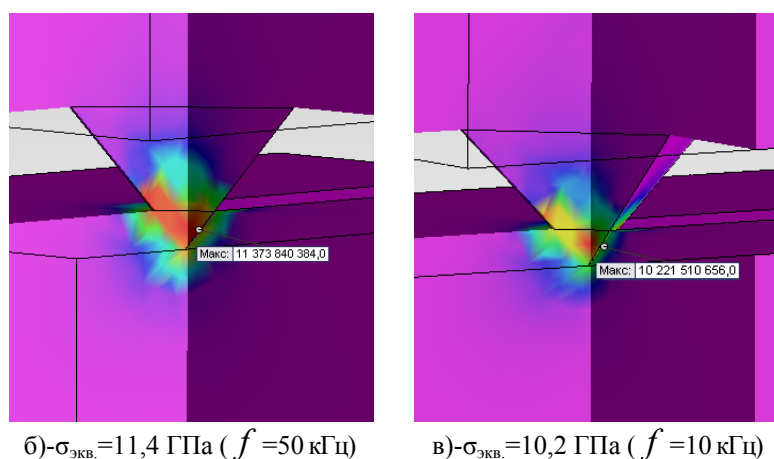


Рис. 5. Уровень $\sigma_{\text{экв}}$ при шлифовании без УЗК (а) и с УЗК (б)

Во второй части расчетов учитывалось влияние частоты УЗК на изменение величины эквивалентных напряжений. Условия эксперимента: Обрабатываемый материал – алюминий, материал связки – на основе меди, усилие прижима 2 МПа, усилие создаваемое подачей 1 МПа. В первом случае обработка велась без введения УЗК, во втором и третьем с УЗК (частота колебаний $f = 10$ кГц и $f = 50$ кГц соответственно, (рисунок 6).

Рис. 6. Влияние частоты УЗК на величину $\sigma_{\text{экв.}}$.

Проведенные расчеты показали, что с повышением частоты УЗК, прикладываемых к модели, НДС в зоне резания существенно меняется. Этот эффект можно использовать на практике. Путем изменения частоты УЗК появляется возможность существенно снизить гамму шлифовальных кругов в плане их характеристик. Т.е. используя круги ограниченного диапазона характеристик, можно достичь таких же результатов, для получения которых ранее требовались шлифовальные круги довольно большой набор характеристик.

5. Выводы и перспективы развития. Предложена методика 3D моделирования процесса шлифования с наложением УЗК, основанная на МКЭ. С ее помощью установлено, что:

1. Теоретический подход к изучению НДС системы «ОМ – зерно – связка» в специализированном пакете программ *CosmosWorks* позволяет исследовать влияние УЗК на НДС зоны шлифования при различных силовых нагрузках, а также рассчитать $\sigma_{\text{экв.}}$ в исследуемой системе при варьировании параметров УЗК, упругопластичных свойств связки и обрабатываемого материала. 2. Расчеты НДС зоны шлифования указывают на существенное влияние УЗК на объем разрушенного ОМ, свидетельством чему служит увеличение $\sigma_{\text{экв.}}$ в зоне шлифования в 1,5 – 2 раза.

3. Предложенный подход позволяет расчетным путем определить рациональные сочетания физико-механических свойств материала связки и ОМ, а также режимы процесса шлифования с наложением УЗК при которых будут достигнуты высокая производительность и максимальный коэффициент использования потенциально высоких режущих свойств алмазных зерен. 4. Исследования показали, что с повышением частоты УЗК у абразивных инструментов с низким модулем упругости связки производительность процесса снижается, а в случае использования кругов на связках с более высоким модулем упругости она повышается. Таким образом, использование предложенной методики 3D моделирования вибрационной алмазно-абразивной обработки на базе созданной конечно-элементной модели процесса позволяет подтвердить вывод о том, что вибрационное шлифование дает возможность обеспечивать экономию материальных, энергетических и трудовых ресурсов. Этим подтверждается перспективность этого процесса. В дальнейшем представляется перспективным проведение модельных компьютерных экспериментов на базе предложенной методики применительно к конкретным решаемым задачам в области процессов механической обработки алмазно-абразивными инструментами.

Литература.

1. Кумабэ Д. Вибрационное резание. Пер. с яп. С.Л. Масленникова / Под ред. И.И. Портнова, В.В. Белова. - М.: Машиностроение, 1985. - 424 с.
2. Федорович В.А. Разработка научных основ и способов практической реализации управления приспособляемостью при алмазном шлифовании сверхтвердых материалов: Дис...докт. техн. наук: 05.03.01. - Харьков, 2002. - 469 с.
3. Huang, J.M. An Evaluation of Chip Separation Criteria for the FEM Simulation of Machining / J.M. Huang, J.T. Black// of *Manuf. Science and Engineering: Trans. of ASME*. -1996. -Т. 118, № 4. -С. 545- 554.
4. Zaghbani, I. A thermo-mechanical coupled f.e.m model for orthogonal cutting/ I. Zaghbani , W. Bouzud , K. SaI //Proceedings of the 8th CIRP International Workshop on Modeling of Machining Operations. - 2005. -С. 139- 145.

5. Frydryšek K.: Aplikace pravděpodobnostní metody SBRA ve vědecko-technické praxi (Application of Probabilistic SBRA Method in the Scientific and Technical Practice), written in Czech language, inaugural dissertation in the branch of Applied Mechanics, Department of Mechanics of Materials, FME VŠB-TU Ostrava, CZ, pp.144, 2009.
6. Криворучко Д.В. Моделирование процессов резания методом конечных элементов : методологические основы : монография /Д.В. Криворучко, В.А. Залого. Под общей редакцией В. А. Залого – Сумы: Университетская книга, 2012. – 450с.
7. Криворучко Д.В. Наукові основи моделювання процесів різання з використанням числових методів / Д.В. Криворучко. –Дис. ... докт. техн. наук: 05.03.01 / СумГУ. –Суми: СумДУ, 2010. –453 с.
8. Козакова Н.В., Федорович В.А. Оценка влияния размера и концентрации зерен на их целостность при спекании алмазных кругов на металлических связках // Междунар. науч.-техн. сб. «Резание и инструмент в технологических системах», Харьков, НТУ "ХПИ", 2006. Вып. 71. - С. 64 – 71.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СПОСОБА ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ПОРОШКА ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА $Al_2O_3 - ZrO_2$ КЕРАМИКИ

*С.В. Веселов, к.т.н., доц., Н.Ю. Черкасова, магистрант Р.С. Тимаревский, магистрант Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
E-mail: veselov_s@inbox.ru*

Техническая керамика является одним из основных материалов, применяемых в промышленности и повседневной жизни, что обусловлено ее уникальными химическими, физическими и механическими свойствами. В последнее время интенсивно развивается производство мелкозернистой алюмооксидной керамики и, соответственно, расширяется сфера ее применения. В частности, появляются новые разработки в областях медицины [1], броневой защиты, электротехнической промышленности, и др.

Субмикронная керамика в сравнение с крупнозернистой обладает повышенными характеристиками прочности и трещиностойкости, что обеспечивает рост эксплуатационных свойств изготавливаемых из них изделий. Важными особенностями производства мелкозернистой керамики являются подготовка порошкового сырья высокой дисперсности и сдерживание роста зерен материала на этапе спекания. В процессе термической обработки сырой керамики необходимо с одной стороны уменьшить объемную долю дефектов материала, сохранившихся на этапе прессования, с другой стороны обеспечить протекание диффузионного механизма спекания и исключить миграционные процессы, способствующий ускоренному росту зерен.

Одним из способов сохранения мелкозернистой структуры керамики на этапе спекания является использование частиц второй фазы [2]. Данные частицы, располагаясь по границам зерен основного материала, являются сдерживающими барьерами растущих в процессе термической обработки зерен. С целью повышения уровня прочностных свойств алюмооксидной керамики в работе было проведено исследование влияния легирующей добавки диоксида циркония на структуру и свойства материала.

Для того чтобы частицы диоксида циркония оказывали сдерживающее влияние на рост зерен матрицы, необходимо равномерное, гомогенное распределение второй фазы по всему объему материала. В работе было проведено исследование по определению оптимального способа подготовки исходного порошкового материала с помощью воздействия ультразвуковых колебаний и механического измельчения.

Экспериментальные исследования проводились на образцах алюмооксидной и алюмоциркониевой керамики, подготовленных по технологии с использованием сухого одноосного прессования. Основным материалом являлся оксид алюминия марки *CT 3000 SG (Almatis)* с размером частиц $d_{50} = 0,5$ мкм и $d_{90} = 2,0$ мкм. Материалом легирующей добавки служил порошок диоксида циркония, частично стабилизированный 3 мол. % Y_2O_3 , марки *PSZ-5.5YS (Stanford Materials)*.

Технология изготовления керамических образцов состояла из следующих этапов: подготовка стабильной водной суспензии и ее диспергирование, гранулирование [3], одноосное прессование и спекание. Диспергирование порошкового сырья производили с помощью воздействия ультразвуковых колебаний и механического измельчения.

Деагломерацию с помощью ультразвуковой обработки производили в течение 20 минут для 44 мас. % водных суспензий оксида алюминия и диоксида циркония с использованием диспергатора *Dolapix CE 64 (Zschimmer&Schwarz)* в количестве 0,5 % от массы сухого порошка. После суспензии обоих материалов смешивали в соотношении 4:1 оксида алюминия и диоксида циркония, соответственно.

Механическое измельчение проводили в шаровой мельнице в течение 24 часов при скорости вращения полимерного барабана 90 об./мин. В качестве мелющих тел использовали шары диаметром 2,8 мм, изготовленные из диоксида циркония. Загрузка мельницы составляла ≈ 50 об. %, при этом соотношение мелющих тел к порошку составляло 5:1 по массе. В качестве диспергатора использовали *DolapixCE 64 (Zschimmer&Schwarz)* в количестве 0,5 % от массы сухого порошка. При изготовлении композиционной керамики подготовку алюмооксидной и диоксид циркониевой суспензий производили раздельно с последующим смешиванием в пропорции, обеспечивающей формирование в спеченных образцах 20 масс. % $3Y-ZrO_2$.

На этапе подготовки пресс-порошка в готовую суспензию вводили 2 мас. % органической связки *OPTAPIX AC 95 (Zschimmer&Schwarz)* и 2 мас. % пластифицирующей добавки *ZUSOPLAST 9002 (Zschimmer&Schwarz)* [4]. Процесс гранулирования заключался в сушке суспензии с последующим дроблением конгломератов в ступке и просеве на системе вибросит до получения фракции 100 – 250 мкм. Одноосное прессование проводили при давлении 150 МПа.

Спекание образцов было выполнено в лабораторной печи *LHT 02/17 (Nabertherm)* в соответствии со следующим режимом: скорость нагрева и охлаждения составляла 5 °C/мин, изотермические выдержки производили при 110, 250, 350 и 650 °C в течение 1 часа и при 1600 °C в течение 3 часов.

Микроструктурный анализ спеченных образцов был выполнен на растровом электронном микроскопе *CarlZeiss EVO50 XVP*. Перед анализом для обеспечения электропроводности на поверхность микрошлифов производили напыление слоя золота толщиной 20 нм.

Анализ механических свойств материала производили на основании результатов испытаний на прочность по схеме трехточечного изгиба и трещиностойкости. Испытание производили в соответствии с ГОСТ 24409-80 на универсальной сервогидравлической установке *Instron 3369*. Испытания на трещиностойкость производили в соответствии с требованиями ISO 15732:2003.

На основании результатов микроструктурных исследований спеченных образцов, было установлено существенное влияние добавки диоксида циркония. При спекании алюмооксидной керамики формируется структура материала с размером зерен порядка 2 – 5 мкм (рисунок 1 а). Введение частиц ZrO_2 , подвергнутых предварительному ультразвуковому воздействию, не оказывает существенного влияния на размер зерен Al_2O_3 (рисунок 1 б). В то же время средний размер зерен Al_2O_3 в композиционной керамике, полученной с использованием предварительного измельчения легирующей добавки в шаровой мельнице, составляет ≈ 1 мкм (рисунок 1 в, г). Таким образом, использование предварительного механического диспергирования диоксида циркония в шаровой мельнице позволяет сформировать равномерное распределение частиц второй фазы, которые на этапе спекания эффективно сдерживают рост зерен Al_2O_3 матрицы.

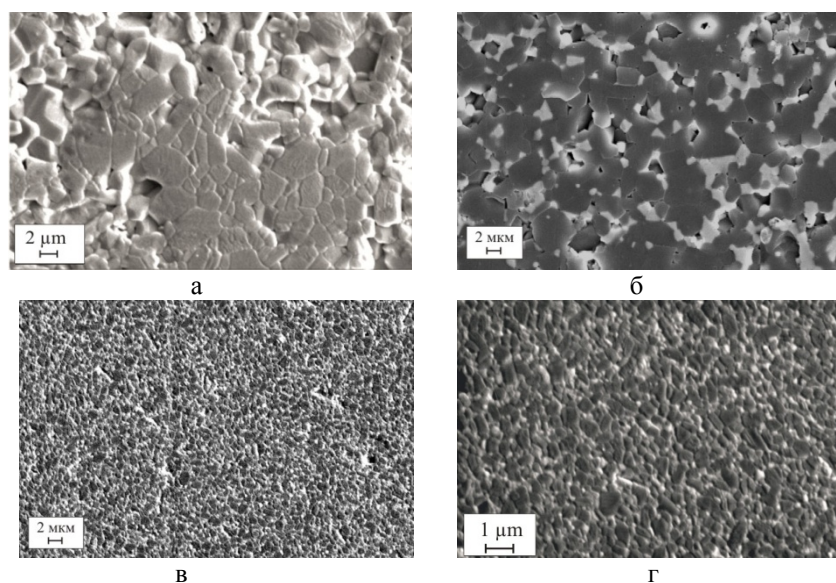


Рис. 1. Микроструктура спеченной алюмооксидной керамики без добавок (а), с добавкой ZrO_2 диспергированной с помощью ультразвуковой обработки (б) и с добавкой ZrO_2 диспергированного в шаровой мельнице (в,г)

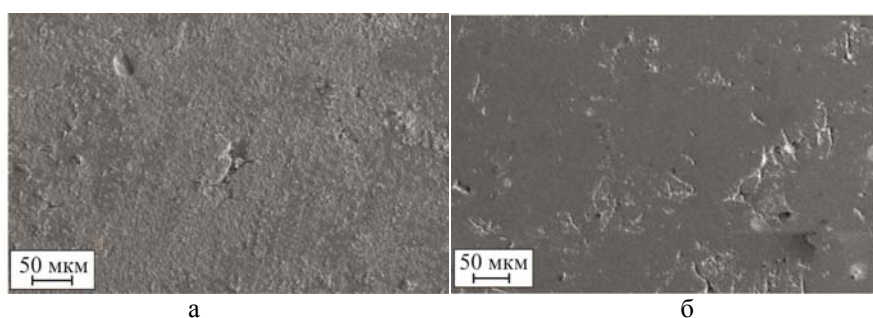


Рис. 2. Микроструктура алюмооксидной (а) и алюмоциркониевой (б) керамики

При спекании алюмооксидной керамики основными движущими силами процесса являются диффузия (преимущественно зернограничная) и миграция границ зерен. Процесс миграции границ зерен способствует формированию крупнозернистой структуры керамики. Введение ингибиторов роста зерен позволяет эффективно снизить скорость данного процесса. В тоже время микроструктурные исследования свидетельствуют о сохранении значительной объемной доли дефектов (полученных на этапе прессования) в спеченных образцах с добавкой диоксида циркония. Установлено, что обе серии образцов содержат характерные дефекты в виде следов границ гранул (рисунок 2 а, б). Кроме того, введение диоксида циркония способствует сохранению данного вида дефектов прессовки в большей степени по сравнению с образцами алюмооксидной керамики.

В результате проведенных испытаний на прочность по схеме трехточечного изгиба было установлено, что для образцов алюмооксидной керамики $\sigma_{\text{изг}} \approx 270$ МПа, алюмоциркониевой, подготовленной с помощью ультразвуковой обработки – 320 МПа, а с помощью механического измельчения на шаровой мельнице – 350 МПа. Данные величины существенно уступают литературным данным, согласно которым прочность мелкозернистой Al_2O_3 керамики составляет ≈ 450 МПа, а алюмоциркониевой достигает 800 МПа.

Проведенные испытания на трещиностойкость серии образцов алюмооксидной и алюмоциркониевой керамики, предварительно механически измельченной, установили следующие значения: 3,4 и 2,5 МПа·м^{1/2}, соответственно. Нами предполагается, что низкий уровень механических свойств связан с присутствием в структуре керамики дефектов в виде границ гранул.

Таким образом, представленные в работе экспериментальные исследования свидетельствуют о положительном влиянии добавки $3Y-ZrO_2$ на микроструктуру и прочность алюмооксидной керамики. Установлено, что для равномерного распределения частиц диоксида циркония в матрице оксида алюминия, необходимо проводить механическое измельчение исходных компонентов. Использование ультразвуковых колебаний, приложенных к суспензии, не позволяет в полной степени разбить агломераты ZrO_2 . Прочность спеченных образцов алюмоциркониевой керамики, на этапе диспергирования которой использовали измельчение в мельнице, превышает аналогичного материала, подготовленного с использованием ультразвука, на ≈ 10 %.

Введение 20 вес. % частиц $3Y-ZrO_2$ в алюмооксидную матрицу позволяет уменьшить средний размер зерна Al_2O_3 с 2 – 5 мкм до 0,2 – 1 мкм. Кроме того, использование легирующей добавки обеспечивает повышение прочности материала при изгибе с 270 МПа до 350 МПа. В то же время указанные величины прочности существенно уступают литературным данным. Основной причиной низкой прочности является присутствие в спеченных образцах дефектов в виде границ гранул пресс-порошка. Сохранение границ пресс-порошка в спрессованных образцах свидетельствует о некорректно подобранном режиме формования или физико-химическом состоянии органических добавок гранул. В связи с этим для дальнейшего повышения прочности материала необходимы дополнительные исследования по разработке режимов прессования и спекания композиционной керамики.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства (договор № 02.G25.31.0060 от 12.02.2013 г.)

Литература.

1. Математическое моделирование механического поведения межтелового эндофиксатора для шейного отдела позвоночника / Е. Д. Головин, А. Н. Пель, Е. А. Дробяз, С. В. Веселов, Р. С. Тимаревский, О. А. Горяйнова, Н. Ю. Черкасова // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. - 2013. - № 4. - С. 92-97 - (Технология).
2. Оценка влияния добавки диоксида циркония на структуру и свойства алюмооксидной керамики / Н. С. Белоусова, С. В. Веселов, Н. Ю. Черкасова, О. А. Горяйнова, Е. В. Мельникова, А. О. Лазарев // *Актуальные проблемы в машиностроении: материалы 1 междунар. науч.-практ. конф.*, Новосибирск, 26 марта 2014 г. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2014. – С. 473-477. - (Материаловедение в машиностроении).
3. D. J. Shanefield, *Organic additives and ceramic processing. With application in powder metallurgy, ink and paint*, Springer Science+Business Media, 1995, 311 p.
4. J. Park, *Bioceramics. Properties, characterizations and applications*, Springer Science+Business Media, 2008, 362 p.
5. *Structure and Mechanical Behavior of Bulk Nanocrystalline Materials* Weertman J.R., *MRS Bulletin*, 1999, №2, 44-50 p.

АННОТАЦИИ СТАТЕЙ

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ

*Е. Н. Бердникова, к.т.н., ст.н.сотр., В.Н. Сидорец, д.т.н., проф., Т.А. Алексеенко, к.т.н.
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев
Украина, 03680, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11, тел. +380-44-205-25-63
E-mail: model3ddd@gmail.com*

Представлены результаты исследований особенностей формирования структуры и фазового состава в металле сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ, полученных лазерной сваркой. На основе экспериментальных данных аналитическими оценками упрочнения по зоне сварки и напряжений зарождения трещин в местах концентраторов напряжений установлено, что формирующаяся структура обеспечивает равномерный уровень механических свойств и трещиностойкость сварных соединений.

Presented are the results of investigations of peculiarities of structure formation and phase composition in a metal of laser-welded joints from high-strength steel 14KhGN2MDAFB. The analytical evaluations of strengthening along a welding zone and crack nucleation stresses in the places of stress concentrators determined using the experimental data that a structure being formed provides for uniform level of mechanical properties and crack resistance of the welded joints.

МИНИМИЗАЦИЯ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВАРКЕ С ПРИСАДОЧНОЙ ПРОВОЛОКОЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

*А.В. Бровко, инженер (ОАО НПП «Салют»),
111123, г. Москва, ул. Плеханова, 6
E-mail: A.V.Brovko@yandex.ru*

В работе проведен анализ причин образования пор при сварке алюминиевых сплавов. Показано, что поверхностная пленка состоит преимущественно из гидроксидов. При создании условий для разложения гидроксидов окисной пленки на поверхности присадочной проволоки до попадания пленки в сварной шов происходит снижение вероятности образования пор. С помощью комплексного подхода выполнен анализ процессов влагопереноса происходящего на поверхности проволоки при нагреве. Предложен способ снижения вероятности образования пор при сварке с использованием присадочной проволоки.

The paper analyzes the reasons for the formation of pores in the aluminum welding. It is shown that the surface film is preferably from hydroxides. When you create the conditions for the expansion hydroxides oxide film on the surface of the filler wire before hitting film weld a reduction in the probability of the formation of pores. Using an integrated approach the analysis of moisture transfer processes occurring on the surface during the heating wire is performed. Provides a method for reducing the likelihood of the pores formation in welding using a filler wire.

ПОВЫШЕНИЕ ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ МАШИНОСТРОЕНИЯ ПУТЕМ ПРИМЕНЕНИЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

*А.И. Бушма, к.т.н., О.В. Доляновская, инж., В.Ю. Хаскин, д.т.н.
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев
Украина, 03680, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11, тел. +380-44-200-52-91
E-mail: khaskin@ua.fm*

Тенденции современного развития науки и техники, а также кризисные явления последних лет, показали, что к наиболее актуальным проблемам экономики машиностроения относятся проблемы энергосбережения и сохранения природных ресурсов. Одним из путей решения таких проблем является продление эксплуатационного ресурса деталей машин и механизмов. Для достижения этого используют различные технологии восстановления, исследованию перспективности промышленного применения которых и посвящена данная работа.

Tendencies of current development of science and technology as well as crisis phenomena of the last years showed that the problems of energy saving and conservation of natural resources refer to the most relevant issues of machine building economy. One of the ways for solving of such problems is extension of a

service life of the parts of machines and mechanisms. Various reconditioning technologies are used for this and present work is dedicated to investigation of prospects of their commercial application.

**РАЗРАБОТКА НОВЫХ КРАСОК ДЛЯ МАРКИРОВКИ СВАРОЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ И
МОЮЩИХ РАСТВОРОВ ДЛЯ ОЧИСТКИ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ
В ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»**

*С.О. Гордин, Ю.Г. Фархутдинова, С.Г. Рудаков, к.т.н., проф.
ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»
654007, г. Новокузнецк, ул.Кирова, 42, тел.(3843) -46-32-91
E-mail: sgrud@mail.ru*

В ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» разработаны составы и успешно опробованы термостойкие краски, предназначенные для маркировки сварочных электродов.

Новые краски состоят из соединений на основе оксидов металлов, соляной кислоты, железа треххлористого б-водного и органических растворителей, а также графита.

Разработанные термостойкие краски для маркировки сварочных электродов, имеют высокие адгезионные свойства, четкую надпись, яркий цвет, устойчивость к температурам до 400°С. Кроме того, термостойкие краски просты в изготовлении и не требуют больших материальных затрат.

Разработан состав моющего раствора применимого для промышленной очистки металлических поверхностей от технологической смазки и загрязнений. Моющий раствор для очистки сварочной проволоки содержит соду, сульфат натрия и воду. Сульфат натрия является отходом при очистке сточных вод участка омеднения сварочной проволоки. При использовании моющего раствора повышается степень очистки поверхности сварочной проволоки, предназначенной для дальнейшего омеднения.

In JSC EVRAZ Joint West-Siberian Metallurgical Plant structures are developed and the heat-resistant paints intended for marking of welding electrodes are successfully tested.

New paints consist of connections on the basis of oxides of metals, hydrochloric acid, iron trichloride b-water and organic solvents, and also graphite.

The developed heat-resistant paints for marking of welding electrodes, have high adhesive properties, an accurate inscription, bright color, resistance to temperatures to 400 °C. Besides, heat-resistant paints are simple in production and don't demand big material inputs.

The composition of washing solution applicable is developed for industrial cleaning of metal surfaces of technological greasing and pollution. Washing solution for cleaning of a welding wire contains soda, sulfate of sodium and water. Sulfate of sodium is withdrawal at sewage treatment of a site of coppering of a welding wire. When using washing solution extent of cleaning of a surface of the welding wire intended for further coppering raises.

**УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОКОНЦЕНТРИРОВАННЫХ
ИМПУЛЬСНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ**

*А.А. Григорьева, инж., Ю.Н. Сараев, д.т.н., в.н.с., В.П. Безбородов, к.т.н., с.н.с.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, тел. (3822) 492-942
E-mail: litsin@ispms.tsc.ru*

В работе проведена оценка влияния режимов сварки на коррозионную стойкость сварных соединений из легированных сталей. Исследовано влияние частотных параметров тока на структуру сварных соединений сталей, полученных на стационарных режимах и с импульсным изменением их энергетических параметров. Установлено, что с уменьшением частоты тока структура измельчается. Проведенные исследования показали, что при использовании импульсного режима сварки меняется механизм коррозионного разрушения в соляной кислоте сварных соединений из низколегированной стали: вместо межкристаллитной коррозии, свойственной соединению после стационарного режима, протекает питтинговая коррозия.

We appraised welding modes influence on corrosion resistance of welded joints of the alloyed steels in this paper. Influence of frequency characteristics of the current on structure steel welded joints ob-

tained by stationary modes and pulse change of their power parameters, is investigated. It is established that at reduction of current frequency the structure is crushed. The conducted researches have shown that at use of pulse welding mode the mechanism of corrosion interaction of welded joints of low-alloy steels in hydrochloric acid changes: instead of intergranular corrosion proper to joints after a stationary mode pitting corrosion occurs.

СОВРЕМЕННЫЕ СПОСОБЫ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ НЕГАТИВНЫХ ЯВЛЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ НАПЛАВКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

*Е.Г. Григорьева, ассистент кафедры АИ, Д.А. Чинахов, к.т.н., доцент
Юргинский технологический институт*

*Национального исследовательского Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г.Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 8(38451)6-26-83*

E-mail: sedasch@mail.ru

Высокопрочные стали являются перспективным материалом. Их используют в машиностроении, космической, ракетной, авиационной технике, автомобильной и инструментальной отрасли промышленности, в ряде отраслей приборостроения, а так же для изготовления химического, нефте-, газодобывающего и энергетического оборудования, в строительной индустрии и судостроении.

Высокопрочные стали в сравнении с обычными низкоуглеродистыми и низколегированными требуют специфического подхода к процессу наплавки. Поэтому актуальным становится вопрос разработки эффективного способа восстановления деталей изготовленных из высокопрочных сталей.

High-strength steels are promising material . They are used in engineering , aerospace, missile , aviation technology , automotive and tool industry in a number of industries instrumentation, as well as for the manufacture of chemical , oil and gas production and power equipment in the construction industry and shipbuilding.

High-strength steel compared to conventional low-carbon and low-alloyed require a specific approach to the process of welding. So the question becomes urgent to develop an effective method for the restoration of parts made of high-strength steels .

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ НАПЛАВКИ ЛЕНТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ УПРАВЛЕНИЕМ ПРОЦЕССОМ ПЕРЕНОСА ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА

В.П. Иванов, к.т.н., доц., Е.В. Лаврова, к.т.н., ст. преп.

Приазовский государственный технический университет

87500, Украина, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7, тел. (098)-110-99-35

E-mail: ivanov_v_p@pstu.edu

Разработаны технология и оборудование для импульсной подачи ленточного электрода при электродуговой наплавке. Исследованы влияния параметров управляемого переноса на процесс расплавления электрода. Установлено, что при использовании импульсной подачи ленточного электрода обеспечивается оптимальное тепловложение в основной металл, стабильное проплавление и отсутствие дефектов формирования валика

The technology and equipment for pulsed feed of strip electrode for electric arc cladding was developed. Investigated the influence of transfer control parameters on the electrode melting process. Found that pulsing feed of the strip electrode provides optimum heat input into the base metal, stable penetration without defects of the bead formation.

НОВАЯ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЮЩАЯ ДОБАВКА ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ

Н.А. Козырев, д.т.н., проф., Р.Е. Крюков, асп.

Сибирский государственный индустриальный университет

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42

E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Разработана углеродфторсодержащая добавка во флюсы АН-348А, АН-60 и АН-67. Применение добавки снижает газонасыщенность сварного шва, уменьшает загрязненность оксидными неметаллическими включениями, увеличивает комплекс требуемых механических свойств и ударной вязкости (особенно при отрицательных температурах).

Carbon-fluorine containing additive in flux AN-348A, AN-60 and AN-67 is developed. Application of the additive reduce the gases of the weld, reduce contamination of the oxide non-metallic inclusions and increase the complex of required mechanical properties and toughness (particularly at low temperatures).

**ПОРОШКООБРАЗНАЯ ПРОВОЛОКА СИСТЕМЫ C—SI—MN—CR— V—MO
С УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКОЙ**

*Н.А. Козырев, д.т.н., проф., Д.А. Тутов, асп., О.Е. Козырева, инж.
ФГБОУ ВПО « Сибирский государственный индустриальный университет»
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42
E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru*

Проведены экспериментальные исследования влияния введения в порошковую проволоку типа ПП-Нп-25Х5ФМС углеродфторсодержащей добавки (отходов металлургического производства и порошкообразного никеля.

Введение в состав проволоки системы C—Si—Mn—Cr— V—Mo углеродфторсодержащей добавки и никеля позволяет значительно снизить уровень загрязненности оксидными неметаллическими включениями наплавляемого металла, измельчению зерна, а также способствует снижению объемной доли остаточного аустенита в наплавленном слое и образованию мелкодисперсных карбидов.

Experimental studies of the effect the introduction of cored wire type PP- Нр- 25H5FMS carbon fluorine -containing additives (metallurgical wastes and powdered nickel).

Introduction of the wire system C-Si- Mn - Cr -V-Mo carbon fluorine -containing additives and nickel can significantly reduce the level of pollution oxide nonmetallic inclusions weld metal , grain refinement , as well as helping to reduce the volume fraction of retained austenite in the deposited layer and the formation of fine carbides.

**ВЛИЯНИЕ ВВЕДЕНИЯ В ШИХТУ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ
C—SI—MN—CR— W—V УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКИ**

*Н.А. Козырев, д.т.н., проф., Д.А. Тутов, асп., В.М. Шурупов, инж.
Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42
E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru*

Проведены экспериментальные исследования влияния введения в порошковую проволоку типа ПП-Нп-35В9Х3СФ углеродфторсодержащей добавки (отходов металлургического производства.

Введение в состав проволоки системы C—Si—Mn—Cr—W—V углеродфторсодержащей добавки и никеля способствует удалению оксидных неметаллических включений, более равномерному распределению углерода в металле шва и образованию мелкодисперсных карбидов.

Experimental studies of the effect the introduction of cored wire type PP-H-35V9H3SF carbon fluorine-containing additives (metallurgical wastes.

Introduction of the wire into the C-Si-Mn-Cr-W-V fluoro carbon containing additive facilitates the removal of nickel oxide nonmetallic inclusions, more uniform distribution of carbon in the weld metal and the formation of finely dispersed carbides.

**РЕЗУЛЬТАТЫ АНАЛИЗА ОСОБЕННОСТЕЙ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ
ТРУБОПРОВОДОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНЖЕНЕРНЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЙ**

Н.А. Коновалов инж., С.И. Журавлев., инж., В.А. Ерофеев, к.т.н., проф.
ЗАО «Псковэлектросвар», тел. (811) 253-58-98, 180000, г. Псков, ул. Новаторов, 3
E-mail: konovalov@tmet.ru*

**Тульский государственный университет, тел. (4872) 35-34-44, 300012, г. Тула, пр. Ленина, 92
E-mail: va_erofeev@mail.ru*

Для оценки условий получения бездефектных швов при контактной стыковой сварке оплавлением с использованием диаграмм Исикавы и Парето выполнен анализ условий проведения работ на качество сварных соединений. Последующий компьютерный анализ позволил определить особенности характерных стадий процесса сварки, в том числе начального короткого замыкания, предварительного прогрева и получения установившегося распределения температуры в стыке, форсирования оплавления перед осадкой и осадка стыка с последующим охлаждением.

To assess the conditions for obtaining defect-free welds in contact butt welding using Ishikawa diagrams and Pareto analysis was carried out in terms of the work on the quality of welds. Subsequent computer analysis allowed us to determine the characteristic features of the welding process stages, including the initial short-circuit, preheat and receiving steady distribution junction temperature, melting before forcing draft and sediment interface, followed by cooling.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОДАЧИ ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ НА ВЕЛИЧИНУ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

А.В. Крюков, к.т.н., Н.В. Павлов, А.В. Зюбан, студент

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)5-09-06

E-mail: earendill@mail.ru

Для оценки влияния способа подачи электродной проволоки на формирование остаточных напряжений в сварных соединениях был проведен ряд экспериментов. В результате чего, было установлено, что использование ИПЭП в совокупности со смесью защитных газов, позволяет снизить уровень остаточных напряжений до двух раз по сравнению с сваркой с постоянной подачей электродной проволоки.

ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т

М.А. Кузнецов, Е.А. Зернин, к.т.н., доцент, А.С. Лукашов

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 8(38451)5-09-06

E-mail: kuznechik_85@mail.ru

В работе приведены результаты экспериментальных исследований управления структурообразованием сварных соединений за счет изменения концентрации наноструктурированных порошков молибдена в защитном газе, введенных в жидкую сварочную ванну при дуговой сварке плавящимся электродом в среде аргона. Установлено, что при разной концентрации, образуется различная микроструктуру наплавленного металла.

This paper presents the results of experimental studies of structure formation control of welds by changing the concentration of nanostructured powders of molybdenum in inert gas introduced into the molten weld pool during arc welding in argon. Found that by varying the concentration of forming different weld metal microstructure.

НАПЛАВКА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В АЗОТЕ И АРГОНЕ

Р.А. Мейстер, к.т.н, доц., А.Р. Мейстер, инженер, Р.В.Ковзев, студент.

Политехнический институт Сибирского федерального университета

660041, г. Красноярск, пр. Свободный, 79, тел. (391) 2-912-562

Email: mtf.svarka@gmail.com

При питании дуги от однофазного выпрямителя с конденсаторным множителем напряжения и дросселем индуктивностью 1,5 мГн проволоками аустенитного класса диаметром 0,8; 1,2 мм обеспечивается формирование швов в азоте на обратной и прямой полярности при силе тока 15 А и более. В аргоне на обратной полярности швы формируются при силе тока более 25А.

The formation of welding seams in nitrogen on straight and reverse polarity of the current strength of 15 A or more is provided when powered by a single-phase rectifier with capacitor voltage multiplier and inductance 1.5 mH of welding circuit by austenitic wire diameter of 0.8, 1.2 mm. Welding weams are formed in argon under reverse polarity at a current strength of more than 25 A.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ СВАРОЧНОЙ ДУГИ

Е.Н. Негода, проф. кафедры, к.т.н., А.П. Таран, инженер, П.Б. Юдаев, бакалавр

Дальневосточный федеральный университет

690950, г. Владивосток, ул. Суханова, 8, тел. (423) -2433472

E-mail: negoda60@mail.ru.

В работе проведено сравнительное исследование источников питания сварочной дуги по техническим и экономическим параметрам с целью оптимизации сварочного производства. Выполнено экспериментальное определение динамических характеристик оборудования и разработаны его адекватные математические модели. Представленные материалы являются основой методики оптимизации парка сварочного оборудования. Результаты исследования могут быть применены в практике при создании и модернизации сварочного производства.

A comparative study of the sources arc on the technical and economic parameters for the optimization of welding production. Experimental determination of the dynamic characteristics of the equipment and developed its adequate mathematical model. The presented materials are the basis of the methodology of fleet optimization of welding equipment. The research results can be applied in practice in the creation and modernization of welding

ОПТИМИЗАЦИЯ ВВОДА МОДИФИЦИРУЮЩЕЙ ШИХТЫ ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ С УПРАВЛЯЮЩИМ МАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

В.В. Перемитько, к.т.н., доц., В.Д. Кузнецов, д.т.н., проф., А.Н. Сокол, к.т.н.*

Днепродзержинский государственный технический университет

51918, г. Днепродзержинск, ул. Днепростроевская, 2, тел. (+380569)-55-18-91

E-mail: welding@dstu.dp.ua

**НТУУ «Киевский политехнический институт»*

03056, г. Киев, пр-т Победы, 37, тел. (+38044)-454-92-21

Проведено моделирование гидродинамических процессов в сварочной ванне под воздействием объемной электромагнитной силы. Для аппроксимации уравнений модели использован метод конечных разностей. Результирующую систему линейных алгебраических уравнений решали методом простой итерации. Полученные данные послужили основой для определения оптимальной схемы подачи порошкового материала, вносимого для модифицирования и легирования наплавленного металла в присутствии внешнего магнитного поля.

The hydrodynamic processes modelling in the weld pool under the influence of the electromagnetic bulk force was carried out. For the approximation of the model equations the finite difference method was used. The resulting system of linear algebraic equations was solved by simple iteration. The finding served the basis for determining the optimal scheme supply of powder material adding for the modification and alloying of the weld (build-up) metal in the presence of an external magnetic field.

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЗОСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

А.Н. Плаксин, аспирант, Д.А. Чинахов, к.т.н., доцент

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 8(38451) 6-26-83

E-mail: ap-1986@mail.ru

В последние годы в мировой практике возрастает использование азотсодержащих сталей. В работе описана проблема получения коррозионностойких сварных соединений азотсодержащих сталей. Показано, что ни одна из современных технологий получения сварных соединений не обеспечивает требуемой защиты зоны сварного шва от коррозии.

In recent years use increases in world practice nitrogen-containing steels. In work the problem of receiving corrosion-resistant welded connections nitrogen-containing steels is described. It is shown that any of modern technologies of welded connections doesn't provide demanded protection of a zone of a welded seam against corrosion.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА АМГ2М, ПОЛУЧЕННЫХ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ И ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

А.Г. Покляцкий, к.т.н., с.н.с., И.Н. Клочков, к.т.н., с.н.с., С.И. Мотрунич, инж.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
03680, Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11, тел. (044) 205-20-88

E-mail: klochkov@paton.kiev.ua

Исследованы структурные особенности соединений сплава АМг2М толщиной 2 мм, полученных АДС и СТП. Определены их механические свойства и характеристики сопротивления усталости при переменных осевых нагрузках с коэффициентом асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0,1$.

Установлено, что сварные соединения при растяжении разрушаются по основному материалу и имеют предел прочности на уровне 170 МПа. Ограниченные пределы выносливости соединений, полученных СТП, превышают соответствующие показатели соединений, выполненных АДС, на 10-15% в диапазоне долговечностей $10^5 \dots 2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений и составляют 90-95% от значений этого показателя для основного материала.

Studied are the structural peculiarities of joints on АМg2М alloy of 2 mm thickness made by TIG and FSW. Their mechanical properties and fatigue resistance characteristics at alternating axial loads with asymmetry ratio of stress cycle $R_\sigma = 0.1$ were determined.

It is determined that the welded joints failure along the base metal at tension and have ultimate strength at 170 MPa level. Restricted endurance limits of the joints, made FSW, exceed corresponding indices of the joints, made by NCAAW, for 10-15% in $10^5 - 2 \cdot 10^6$ fluctuation cycle endurance range and make 90-95% from the values of this index for the base metal.

ОБ ОПТИМАЛЬНОСТИ УСТРОЙСТВ ВВОДА ПОПЕРЕЧНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ПРОЦЕССАМ ДУГОВОЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ

А.Д. Размышляев, д.т.н., проф., М.В. Агеева*, к.т.н., доц.,

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, Украина
87500, Украина, г. Мариуполь, ул. Апатова, 115. Тел. 38 (0629) -333941

*Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск, Украина
84313, Украина, Донецкая обл., г. Краматорск, ул. Шкадинова, 72, +38 (097) -2174719

E-mail: marinamykyta@rambler.ru

Определен коэффициент расплавления электродной проволоки (α_p) при дуговой наплавке и сварке под флюсом в продольном магнитном поле (ПРМП) на обратной и прямой полярности ферромагнитными и парамагнитными (немагнитными) проволоками. Установлено, что при наплавке в постоянном и частотой 50 Гц продольном магнитном поле глубина проплавления основного металла уменьшается, если величина продольной компоненты индукции превышает 65 мТл.

The electrode wire melting coefficient (α_m) is determined for the submerged arc surfacing and welding in a longitudinal magnetic field (LMF) under reverse and direct polarities with ferromagnetic and paramagnetic (non-magnetic) wires. It has been established that the penetration depth of the parent metal reduces at the 50 Hz LMF surfacing when the longitudinal induction exceeds 65 mT

К ВОПРОСУ О ТЕРМООБРАБОТКЕ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

С.Г. Рудаков, к.т.н., проф., Р.А. Шевченко

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, тел.(3843) -46-32-91

E-mail: sgrud@mail.ru

Рассмотрены существующие способы термической обработки титановых сплавов и конструкций сварных имплантатов из титановых и титано-никелевых сплавов, обеспечивающие возможность получения неразъемных соединений с помощью сварки с заданными свойствами.

Existing ways of heat treatment of titanitic alloys and designs of welded implants from the titanitic and titano-nickel alloys, receiving one-piece connections providing possibility with the help of welding with the set properties are considered.

**ИННОВАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИИ MIG/MAG СВАРКИ И
ОРГАНИЗАЦИИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА С ПРИМЕНЕНИЕМ
КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ**

*Д.В. Слезкин, аспирант, В.А. Ерофеев, канд. наук, проф., А. В. Масленников, к.т.н., доц.,
Тульский государственный университет*

300600, г. Тула, пр. Ленина, 92, тел.: (4872)-33-12-58

E-mail: , slyozkindv@mail.ru , va_erofeev@mail.ru, av.maslennikov@gmail.com

Обеспечение качества единичной продукции тяжёлого машиностроения требует новых методов технологической подготовки сварочного производства. Предложена процедура разработки технологии MIG/MAG сварки, основанная на компьютерном моделировании формирования многопроходных швов и расчёте сварочных деформаций. Показана целесообразность использования при анализе деформации конструкции метода эквивалентного источника, характеристики которого определяются при моделировании формирования сварного шва. Описана процедура тестовой аттестации технологии сварки перед её использованием в производстве.

In case of unique production in heavy machinery quality assurance requires new methods of welding technology preparation. This paper proposes the method of MIG/MAG welding technology preparation. It's based on computer modelling of multipass welds formation process and computer welding deformations analysis. It's demonstrated the necessity of equivalent power source model use for welding deformations analysis. In the article is described test confirmation process of welding technology before application in manufacturing.

**РАЗРАБОТКА И ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ АДАПТИВНЫХ ИМПУЛЬСНО-
ДУГОВЫХ МЕТОДОВ СВАРКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ И РЕМОНТЕ
МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Ю.Н. Сараев, д.т.н., в.н.с., В.А. Лебедев, д.т.н., гл. конструктор, С.А. Солодский, к.т.н., доцент**
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и ма-
териаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМСО РАН),*

634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, e-mail: litsin@ispms.tsc.ru;

**Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины,*

Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11, e-mail: office@kiev.ua;

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, e-mail: serdgi080@inbox.ru

Статья посвящена вопросам, связанным с разработкой и практическим применением адаптивных импульсно-дуговых методов сварки при производстве и ремонте металлоконструкций ответственного назначения. Создаваемые методы адаптивной импульсно-дуговой сварки учитывают результаты исследований кинетики плавления и переноса электродного металла в сварочную ванну, что имеет большое теоретическое и практическое значение. Эти методы позволяют обеспечивать бездефектное формирование корневых, заполняющих и облицовочных швов при производстве металлоконструкций в различных пространственных положениях.

This paper deals with issues related to the development and practical application of adaptive pulsed arc welding in the manufacture and repair of metal for critical applications. Created methods of adaptive pulsed arc welding into account the results of studies of the kinetics of melting and transfer of electrode metal into the weld pool, which is of great theoretical and practical significance. These methods ensure defect-free formation of root, fill and cap welds in manufacturing steel in different spatial position.

**УСТАНОВЛЕНИЕ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МЕЖДУ АКУСТИЧЕСКИМИ
И МАГНИТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ МЕТАЛЛА РАЗРУШЕННОГО РОТОРА
ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ И РЕЗУЛЬТАТАМИ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ**

*А.Н. Смирнов, д.т.н., проф., Н.В. Абабков, к.т.н., доц., Н.В. Быкова, ст. преп.
Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева*

650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, тел. (384-2) 36-90-52

E-mail: n.ababkov@rambler.ru

Для установления причин разрушений и для предотвращения в будущем подобных случаев в работе проведено исследование металла фрагмента разрушенного ротора паровой турбины неразру-

шающими и разрушающими методами контроля. Установлены корреляционные зависимости между акустическими и магнитными характеристиками металла разрушенного ротора паровой турбины и результатами электронной микроскопии

For establish the causes of destruction and to prevent future similar cases, in the paper investigates metal fragment destroyed steam turbine rotor with non-destructive and destructive methods of control. The correlations between acoustic and magnetic properties of metal destroyed steam turbine rotor and the results of electron microscopy are established.

ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА СТРУКТУРУ И ХИМИЧЕСКУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-ZN-MG-CU

*В.Е. Федорчук, м.н.с., Ю.В. Фальченко, д.т.н., зав. отдела
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украин
03680, Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11, тел. (044) 205-24-96,
E-mail: fedorchuk@paton.kiev.ua*

В работе исследовали структурные превращения и формирование химической неоднородности в металле шва и ЗТВ при сварке плавлением сложнoleгированного сплава типа В96. Показано, что под влиянием сварочного нагрева в зоне термического влияния происходит оплавление фазовых составляющих сплава с образованием структур эвтектического происхождения в виде протяженных прослоек по границам зерен, вызывающих охрупчивание металла. Легирование сплава скандием дает возможность уменьшить процессы рекристаллизации и степень ликвации по границам зерен, а также локализовать оплавление зерен без образования грубых эвтектических прослоек.

Structural transformations and formation of chemical inhomogeneity in the weld and HAZ metal in fusion welding of complex alloy of V96 type were studied. It is shown that under the influence of welding heat, partial melting of the alloy phase components proceeds in the heat-affected zone with formation of structures of eutectic origin in the form of extended interlayers along the grain boundaries, causing metal embrittlement. Scandium addition to the alloy enables reducing the solidification processes and degree of segregation along the grain boundaries, as well as localizing partial melting of the grains without formation of coarse eutectic interlayers.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СВАРОЧНЫХ ГОРЕЛОК В АВТОМАТИЧЕСКИХ СВАРОЧНЫХ СИСТЕМАХ

*А.В. Филонов, ст. преподаватель
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 5-09-06
E-mail: a.filonow@mail.ru*

В данной статье рассмотрены особенности эксплуатации сварочных горелок в автоматических сварочных системах

ВЛИЯНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННОГО ПОЛОЖЕНИЯ И ЗАЗОРА МЕЖДУ СВАРИВАЕМЫМИ ПЛАСТИНАМИ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ

*И.А. Цибульский, к.т.н., доц., М.В. Кузнецов, м.н.с., А.Д. Ахметов, инж.
Санкт-Петербургский государственный политехнический университет
195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29, тел. (812)552-98-43
E-mail: Igor@ltc.ru*

В работе представлены результаты исследования влияния пространственного положения и зазора между свариваемыми пластинами на эффективность лазерно-дуговой сварки и глубину проникновения легирующих элементов присадочной проволоки. Экспериментально показано, что максимальная эффективность лазерно-дуговой сварки достигается в вертикальном пространственном положении. Также выявлено, что при увеличении зазора между пластинами увеличивается глубина проникновения легирующих элементов присадочной проволоки и эффективность лазерно-дуговой сварки.

Influence of welding position and gap between samples on efficiency of hybrid laser-arc welding (HLAW), and alloys of filler material depth penetration are presented in the publication. Studies were indicated that maximal efficiency of hybrid laser-arc welding was achieved in PG welding position. Researches

were indicated that depth penetration alloys of filler materials and efficiency of HLAW increase with increasing gap.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

*И.Л. Шитарев, д.т.н., проф., В.Г. Смелов, к.т.н., доц., А.В. Сотов, аспирант
Самарский государственный аэрокосмический университет
443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34
E-mail: SotovAnton@yandex.ru*

В данной статье рассмотрена операция восстановления геометрии торца пера лопатки ГТД методом импульсной лазерной наплавки, предложен алгоритм методики разработки оптимизации технологического процесса, также проведен макро- и микроанализ исследуемой поверхности.

In this article we described repair of gas turbine blade tip by impulse laser build-up welding, produce algorithm of optimization technologic process and made an macro- and micrograph of research surface.

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ ТЕПЛОСТОЙКИМИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫМИ СТАЛЯМИ

*Г.Н.Вострецов, к.т.н., доц.Т.Г. Вострецова, аспирант
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный индустриальный университет», 654000 г. Новокузнецк, Кемеровской обл.ул. Кирова, 42. (3843)463291
E-mail: vostretsov_gn@mtsp.sibsiu.ru.*

Сформулированы основные требования, предъявляемые к термическому циклу предварительного подогрева и наплавки исходя из возможности получения качественного наплавленного металла с высокими служебными свойствами.

The main requirements presented to the thermal cycle building-up metal with high quality and auxiliary properties have been formulated.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВА МЕДНЫХ ПРОВОДНИКОВ НА ДИСПЕРСНОСТЬ ПОЛУЧАЕМЫХ НАНОПОРОШКОВ

*С.П. Журавков, к.х.н., с.н.с., А.В. Пустовалов, м.н.с., С. Р. Жантуаров, студент
Институт физики высоких технологий Национального исследовательского
Томского политехнического университета,
634050, г. Томск, пр. Ленина, 30, тел.(3822)-41-69-76
E-mail: zhursp@yandex.ru*

В работе приведены результаты исследований влияния условий получения электровзрыва медных проводников на дисперсность получаемых нанопорошков. Показано, что при увеличении энергии, введённой в проводник возрастает величина удельной поверхности, а также уменьшается размер получаемых нанопорошков

The article presents the results of a study concerning the influence of conditions of copper wires electric explosion on a dispersity of produced nanopowders. It was shown that the energy introduced into the wire being increased, the specific surface area grows and the size of produced nanopowders decreases.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОЦЕССА РУЧНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ И УМЕНЬШЕНИЕ НЕГАТИВНОГО ВЛИЯНИЯ НА ОРГАНИЗМ ЧЕЛОВЕКА

*Д.П. Ильященко, Д.А. Чинахов, к.т.н., доцент, Ю.М. Готовицк, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26
E-mail: mita8@rambler.ru*

В статье приведены результаты исследований повышения эффективности ручной дуговой сварки. Установлено, что инверторный источник питания дуговой сварки по сравнению с диодным выпрямителем увеличивает коэффициент перехода легирующих элементов в сварной шов, снижает

процент перехода легирующих элементов в шлаковую и газовую составляющие, уменьшает вредное влияние сварки на организм человека.

НОВАЯ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЮЩАЯ ДОБАВКА ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ

Н.А. Козырев, д.т.н., проф., Р.Е. Крюков, асп., Д.Е. Колмогоров, к.т.н., доц.
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, e-mail: kozurev_na@mtsp.sibsiu.ru*

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, e-mail: dek-79@mail.ru

Разработана углеродфторсодержащая добавка во флюсы АН-348А, АН-60 и АН-67. Применение добавки снижает газонасыщенность сварного шва, уменьшает загрязненность окисными неметаллическими включениями, увеличивает комплекс требуемых механических свойств и ударной вязкости (особенно при отрицательных температурах).

Carbon-fluorine containing additive in flux AN-348A, AN-60 and AN-67 is developed. Application of the additive reduce the gases of the weld, reduce contamination of the oxide non-metallic inclusions and increase the complex of required mechanical properties and toughness (particularly at low temperatures).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА НА КАЧЕСТВО ПАЯННОГО ИНСТРУМЕНТА

В.В. Коноводов, А.В. Валентов, М.В. Копелев**

*Новосибирский Государственный аграрный университет
630039, г. Новосибирск, ул. Никитина, 147, тел.: (383) 267-35-07*

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-05-37

E-mail: valentov@mail.ru

В работе исследовано влияние кратковременного высокотемпературного воздействия на пластинки безвольфрамового твердого сплава, при пайке на железоуглеродистый припой. По результатам проведенных исследований на микротвердомере отклонения микротвердости составили $\pm 3\%$.

The influence of short-term exposure to high temperature records hardmetal, soldering solder iron-on. The results of studies the microhardness on microhardness deviation amounted $\pm 3\%$.

ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ИМПУЛЬСНЫХ СПОСОБОВ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ СВАРКИ

*М.А. Крампит, студент, Е.М. Буракова, студент, Л.Н. Зубенко, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: savage_jawa@mail.ru

Представлены тенденции развития импульсных способов управления процессом сварки.

ДВИЖЕНИЕ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА СВАРОЧНОЙ ВАННЫ ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ

*А.Г. Крампит, к.т.н., доцент, А.В. Дмитриева, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

На основе анализа кинограмм процесса импульсно-дуговой сварки в углекислом газе плавящимся электродом показаны исследования по движения поверхности сварочной ванны.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ АМПЛИТУДНОГО ЗНАЧЕНИЯ СВАРОЧНОГО ТОКА
ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ**

*Н.Ю. Крампит, к.т.н., доцент, М.А. Крампит, студент, Н.В. Свяжина, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

Импульсно-дуговая сварка относится к способам активного управления процессом каплепереноса электродного металла. На основе анализа условий для получения направленного переноса электродного металла при импульсно-дуговой сварке проведен расчет амплитудного значения сварочного тока. Представленные теоретически условия отрыва капли электродного металла при импульсно-дуговой сварке в углекислом газе подтверждены экспериментальным способом.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПРОВОЛОКИ ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ
СВАРКЕ РАСЧЕТНО-ГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ**

*Крампит А.Г., к.т.н., доцент, Крампит М.А., студент гр.10680
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26
E-mail: savage_jawa@mail.ru*

Рассмотрено устройство для импульсно-дуговой сварки, использующее в качестве сопротивления участок повышенного вылета электродной проволоки. Предложена методика, на основе которой проведен расчет температуры нагрева проволоки при импульсно-дуговой сварке.

**ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ-МОДИФИКАТОРОВ НА
КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ**

*М.А. Кузнецов, Е.А. Зернин, к.т.н., доцент, Д.С. Карцев, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 8(38451)5-09-06
E-mail: kuznechik_85@mail.ru*

В работе приведены результаты экспериментальных исследований по влиянию наноструктурированных порошков-модификаторов (Al_2O_3 , W, Mo) на коррозионную стойкость сварных соединений, выполненных дуговой сваркой плавящимся электродом в среде аргона. Установлено, что при добавлении наноструктурированного вольфрама (W) в жидкую сварочную ванну коррозионная стойкость сварных соединений повышается.

The paper presents the results of experimental studies on the influence of nanostructured powders modifier (Al_2O_3 , W, Mo) on the corrosion resistance of welded joints made by arc welding in argon. It has been established that the addition of nanostructured tungsten (W) into the liquid molten pool corrosion resistance of welds is improved.

**МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТА
ТИТАН/НИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ С CU/TA В КАЧЕСТВЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ**

*В.И. Мали, к.ф.-м.н., доцент, Ю.Н. Малытина, аспирант, К.А. Скороход, студент
Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, тел.(383)-346-06-12
E-mail: luliimaliutina@gmail.com*

Композит медь / тантал использовался в настоящей работе в качестве промежуточного слоя для сварки взрывом пластин титана и никелевого сплава. Дефектов типа трещин, а также хрупких интерметаллидов на границе соединения разнородных пластин металлографическим путем обнаружено не было. Испытания полученного композиционного материала на прочность показали рост предела текучести примерно в 2 раза по сравнению с никелевым сплавом.

In current research composite copper / tantalum were used as filler metal for explosive welding of titanium and Ni-based alloy sheets. Defects such as cracks coupled with brittle intermetallics compounds we-

ren't detected at the interface of dissimilar materials by metallographic analysis. Strength test of obtained composite material reveals growth of yield strength doubled in comparison with Ni-based alloy.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ

*С.Н. Намазов, д.т.н. проф., Э.Д. Рзаев, к.т.н., доц., В.Ф. Дживилиш, док.-инж., доц.
Азербайджанский технический университет
AZ 1073, г. Баку, пр. Г. Джавида. 25 тел. (+99412) 539 10 27
E-mail: elchin_rz@mail.ru*

В статье рассмотрен процесс трещинообразования покрытий, нанесенных лазерной наплавкой. Изучено влияние химического состава наплавочных материалов, а также технологии наплавки на склонность покрытия к трещинообразованию. Предложен метод позволяющий резко снизить образование поверхностных трещин в наплавленных слоях.

The article describes the crack initiation in the layers which were applied with laser surface cladding. The article investigates the influence of the chemical composition of layer materials and welding technology on the tendency of the crack formation. Proposed method can dramatically reduce the formation of surface cracks in the applied layers.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГЕОМЕТРИИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТОНКОЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА

*Н.В. Павлов, ст. преподаватель, А.В. Крюков, к.т.н., доц., Е.А. Зернин, к.т.н., доц., В.А. Полищук, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 5-09-06
E-mail: pavlin123@rambler.ru*

В работе приведены адаптированные зависимости размеров шва от параметров сварки и параметров импульсной подачи электродной проволоки при сварке тонколистового металла. Сравнение экспериментальных и расчетных значений размера шва показало адекватность моделей. В дальнейшем они были использованы при разработке компьютерного приложения «Расчет параметров шва тонколистового металла» позволяющего прогнозировать форму шва при сварке с импульсной подачей электродной проволоки.

КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ШВА ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ И БАЛАНС ЭНЕРГИИ ПРОЦЕССА

*Р.В. Цвелев, асп., В.А. Ерофеев, к.т.н., проф., В.А. Судник, д.т.н., проф.
Тульский государственный университет
300600, г. Тула, пр. Ленина, 92, тел.: (4872)-33-12-58
E-mail: rvcvelev@yandex.ru, w.sudnik@gmail.com*

Впервые предложена нестационарная модель формирования шва и дуговой каверны на основе решения уравнения тепломассопереноса в неоднородной среде, включающей металл кромок и электродной проволоки, а также флюс в сыпучем и расплавленном состояниях, и уравнения деформации поверхностей сварочной ванны. Принят радиационный теплоперенос от столба дуги к поверхности дуговой каверны. Учтено тепловыделение током, протекающим от электрода по слою расплавленного флюса к металлу кромок. Рассмотрен баланс энергии. Получено хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных.

A transient mathematical model of the submerged arc welding process with the hydrostatic statement description of its basic physical phenomena has been presented for the first time. Radiative heat transfer from the arc column to the surface of the cavity arc is adopted. The heat current flowing from the electrode layer of molten flux on the arc column to the arc cavity surface is taken into account. The energy balance is considered. A comparison between the calculated and experimental data has shown their good correspondence.

ОСНОВЫ КВАНТОВОЙ ТЕОРИИ ДУГОВОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Ю.В. Белоусов, к.т.н., доц., В.А. Шаферовский, к.т.н., доц.
Приазовский государственный технический университет
87500, Украина, Донецк. обл., г. Мариуполь, пер. Республики, 7,
E-mail: belousov-juv@mail.ru

Теория сварочных процессов включает в себя целый ряд теоретических положений, призванных описывать энергетику приэлектродных областей и столба дуги стационарного дугового разряда, исходя из гипотетической электронно-ядерной структуры атома, кинетику плавления торца электрода и основного металла, гидродинамику сварочной ванны, тепловые поля в основном металле, а также в результате нагрева вылета и т.д. При квантовом подходе в корне изменяются представления отдельно взятых теорий, т.к. сложные явления рассматриваются теперь с единых позиций Натуральной Теории квантования двуединого энергетического ПРОСТРАНСТВА/ВРЕМЕНИ.

ИОННО-ЛУЧЕВОЕ АЗОТИРОВАНИЕ И ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

А.В. Белый, В.Е. Овчаренко*, В. А. Кукареко**
Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск
*Институт прочности и проблем материаловедения СО РАН, г. Томск
**Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск

Метод газотермического напыления покрытий, относится к числу наиболее перспективных технологических способов защиты изделий от износа и коррозии, а также их восстановления. Вместе с тем высокие температуры осаждения газотермических покрытий в ряде случаев не позволяют обеспечить необходимый уровень твердости, износостойкости и других физико-механических свойств поверхностных слоев. Эффективным путем решения сформулированной проблемы является формирование в них высокопрочных поверхностных слоев с градиентной структурой при облучении поверхности интенсивными ионными пучками [1, 2].

ОБЪЕМНОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ФИЗИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni_3Al И СПЛАВА НА ЕГО ОСНОВЕ

В.Е. Овчаренко***, д.т.н., профессор, Е.Н. Боянгин*, к.т.н.
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, тел.(3822)492771
**Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26
E-mail: ove45@mail.ru

На примере интерметаллического соединения Ni_3Al , широко применяемого в качестве основы современных жаропрочных сплавов различного назначения,

показана эффективность влияния объемного наноструктурирования на физические и прочностные свойства интерметаллического соединения. Формирование наноструктурной составляющей в объеме интерметаллического соединения достигается путем пластической деформации интерметаллического продукта высокотемпературного синтеза на стадии его образования и кристаллизации в условиях теплового взрыва порошковой смеси никеля и алюминия стехиометрического состава.

Показано, что наноструктурная составляющая формируется и в сплаве на основе интерметаллического соединения Ni_3Al , синтезированном под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза в порошковой смеси никеля с алюминием и инертным металлическим связующим. Образование наноструктурной составляющей повышает прочностные свойства интерметаллического сплава.

On the example of an intermetallic compound Ni_3Al , which is widely used as the basis of modern high-temperature alloys for various purposes, shows nanostructuring volumetric efficiency impact on physical and mechanical properties of an intermetallic compound. Formation of a nanostructured element intermetallic compound in the amount of plastic deformation is achieved by a high-temperature intermetallic product synthesis step of its formation and crystallization in a thermal explosion of the powder mixture of

nickel and aluminum, the stoichiometric composition. It is shown that the nanostructured component and formed in an alloy based on intermetallic compound Ni_3Al , synthesized under pressure with plastic deformation of the product in the high temperature synthesis of a powder mixture of nickel and aluminum metal inert binder. Formation of nanostructured component increases the strength properties of the intermetallic alloy.

**ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ
НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И СТОЙКОСТЬ
МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО СПЛАВА ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛА**

*В.Е. Овчаренко^{***}, д.т.н., профессор, А.А.Моховиков^{**}, к.т.н., доцент,
Baohai YU^{***}, Dr. Eng., Yanhui ZHAO^{***}, Dr. Eng.*

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический, 2/4, г.Томск, 634021, Россия*

***Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

****Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 72 Wenhua Road, 110016, China*

E-mail: ove45@mail.ru

В работе представлены результаты экспериментальных исследований эволюции структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлокерамического сплава «карбид титана – никелевый сплав» в результате высокоскоростного нагрева и охлаждения поверхностного слоя при импульсном электронно-пучковом облучении поверхности сплава. Приведены данные влияния мультимодальности структурных состояний поверхностного слоя на температурные зависимости коэффициента трения на поверхности и стойкость металлокерамического сплава при резании металла.

**МОДИФИКАЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВЫХ
СПЛАВОВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОРОШКАМИ**

*В.Е. Овчаренко^{**}, д.т.н., проф., А. Н. Черепанов^{***}, д.т.н., Lu Guangxun^{****}, Dr.,
Cao Lamei^{****}, Dr.*

**Институт физики прочности материалов СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, (3822)492771*

***Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

****Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
630090, Новосибирск, ул. Институтская, 4/1*

*****Пекинский институт авиационных материалов, Пекин, Китай*

E-mail: ove45@mail.ru

Представлены результаты экспериментального исследования влияния порошковых наномодификаторов из тугоплавких соединений на прочностные свойства, макро- и микроструктуру никелевого сплава Inconel718. Показано, что введение в расплав порошковых модификаторов приводит к уменьшению среднего размера зерна в сплаве в 1,5–2 раза. Длительная прочность на разрыв сплава при 650 °С повышается 1,5 раза, число циклов до разрушения при 482 °С увеличивается в 7 раз. Указанное влияние наночастиц на зеренную структуру и прочностные свойства сплава обусловлено увеличением числа образующихся центров кристаллизации (зародышей зеренной структуры) и формированием скоплений наночастиц тугоплавких соединений на границах и стыках образовавшейся зеренной структуры, препятствующих развитию процессов рекристаллизации сплава.

The results of experimental studies of the effect of powder nanomodifikatorov refractory compounds on the strength properties, macro-and microstructure of nickel alloy Inconel718. It is shown that the introduction of the molten powder modifier reduces the average grain size of the alloy by 1.5-2 times. Prolonged tensile strength of the alloy at 650 °C increases by 1.5 times, the number of cycles to failure at 482 °C is increased by 7 times. Said the impact of nanoparticles on the grain structure and mechanical properties of the alloy formed due to an increase of nucleation (nucleation grain structure) and the formation of clusters of nanoparticles of refractory compounds at borders and joints resulting grain structure, hindering the development of recrystallization processes alloy.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni₃Al

В.Е. Овчаренко, д.т.н., профессор

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, тел. (3822)492771*

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: ove45@mail.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований закономерностей влияния особенностей многоуровневого структурно-фазового состояния интерметаллического соединения Ni₃Al на его трибологические свойства.

The experimental results of patterns of influence features multilevel structural-phase state of the intermetallic compound Ni₃Al its tribological properties.

АНАЛИЗ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ И СИММЕТРИИ ОСИ СЖАТИЯ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ

Е.А. Алфёрова, к.ф.-м.н., доцент, Д.В. Лычагин***, д.ф.-м.-н., профессор, А.А. Черняков*, студент*

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48,

***Томский государственный университет*

634050, г. Томск, пр. Ленина, 36

E-mail: dvl-tomsk@mail.ru, katerina525@mail.ru

Методом конечных элементов проведен расчет теоретического распределения поля напряжений в образце в форме прямоугольного параллелепипеда при сжатии для изотропного материала. Расчеты показали, что наибольшая величина напряжений наблюдается у вершин образца и приторцевых ребер. На вертикальных ребрах вблизи вершин образца возникают области растягивающих напряжений. Учет анизотропии сдвига был определен путем наложения распределенного поля напряжений в образце на ГЦК кристалл определенной кристаллографической ориентации. Рассмотрено изменение симметрии сдвига в монокристаллах для разных кристаллографических ориентаций оси сжатия. Установлено, что фрагментация сдвига по параллельным октаэдрическим плоскостям при пластической деформации определяет возможность протекания низкосимметричной сдвиговой деформации при сохранении более высокой псевдосимметрии монокристалла. Обсуждается связь полученных результатов с экспериментальными данными по неоднородности пластической деформации монокристаллов никеля и алюминия.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНЫХ И НАДЕЖНОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЭКВИВАЛЕНТНЫХ УЧАСТКОВ НА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ ПАЛ

Ф.Г. Амиров

Азербайджанский технический университет

E-mail: fariz.67@mail.ru

Основной особенностью структурных компоновок переналаживаемых автоматических линий (ПАЛ) с гибкой транспортной связью заключается в том, что в отличие от обычных АЛ, в них появляются обрабатывающие ячейки, которые состоят из технологического оборудования и универсальных загрузочных и разгрузочных устройства промышленный робот. Необходимо отметить, что в этих структурных компоновках, транспортная связь во многих случаях выполняет роль накопителей, а это положение резко усложняет математическую модель ПАЛ для расчета производительности.

The main structural feature of the automatic layout readjustable lines (RAL) from the flexible transport connection is that, unlike conventional AL, they appear machining cell, which consists of processing equipment and universal loading and unloading device industrial robot. It should be noted that in these arrangements, structural, transport connection in many cases acts as a drive, and this greatly complicates the position of the mathematical model for calculating the RAL performance.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ЭЛЕМЕНТОВ
КАБЕЛЯ ТЕХНИЧЕСКИХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ В ЗОНЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

С.А. Баранникова^{***}, д.ф.-м.н., проф., Г.В. Шляхова^{****}, к.т.н., доц., Л.Б. Зувев^{***}, д.ф.-м.н., проф.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, г. Томск, пр. Академический 2/4,
тел. 8 (3822) 286 923

**Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск

***Северский технологический институт – филиал НИЯУ МИФИ

636036, Томская область, г. Северск, пр. Коммунистический, 65

E-mail: shgv@ispms.tsc.ru

Методами атомно-силовой, электронной и оптической микроскопии исследована эволюция структуры на промежуточной стадии волочения при переходе $\varnothing 1,3 \rightarrow \varnothing 1,2$ мм сверхпроводящего кабеля на основе сплава ниобий-титан (Nb+47%Ti), который используется в качестве токонесущих элементов в магнитной системе Международного термоядерного экспериментального реактора (ИТЭР). Исследованы микроструктура, фазовый состав и их влияние на свойства сверхпроводящего сплава Nb-Ti после холодного волочения и промежуточного отжига. Выявлены зоны локализации пластической деформации в местах обрывов сверхпроводника. Обнаружено изменение формы и химического состава волокон Nb-Ti в бездефектной области и в зоне разрыва кабеля. Выявлен диффузионный Nb барьер вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице.

Microstructural evolution in superconductive cable made of Nb+47%Ti alloy and drafted to obtaining intermediate reduction from $\varnothing 1.3$ to $\varnothing 1.2$ mm was characterized using atomic force, optical and electron microscopies. This alloy is used for making current-carrying elements for a magnetic system of International Thermonuclear Experimental Reactor (ITER). The microstructure and phase composition were examined and the effect they had on the properties of superconductive Nb-Ti alloy subject to drawing and intermediate annealing was assessed. Strain localization zones were revealed in sites where a wire is broken. Changes in chemical composition and shape of Nb-Ti wires in defect-free break zones have been detected. It is found out that a diffusion Nb barrier is formed in the copper binder surrounding the Nb-Ti wire.

**АКУСТИЧЕСКИЕ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА СМЕШАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ
ГАЛОГЕНАТОВ НАТРИЯ**

В.Н. Беломестных, д.ф.-м.н., проф., Э.Г. Соболева, к.ф.-м.н., доц.

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-44-32

E-mail: sobolevaeno@mail.ru

Исследованы акустические и упругие свойства смешанных монокристаллов галогенатов натрия. Установлено, что кристаллы многокомпонентной системы $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ с ионно-ковалентной химической связью в зависимости от состава сохраняют закономерности, установленные для кристаллов твердых растворов галогенидов щелочных металлов с фактором упругой анизотропии $A < 1$ и структурой решетки типа NaCl.

The acoustic and elastic properties of single crystals of mixed sodium halogenates. It was established that the crystals of the multicomponent system $\text{NaCl}_x\text{Br}_{1-x}\text{O}_3$ with ion-covalent bond depending on the chemical composition of the stored rules established for the crystals of solid solutions of alkali metal halides with elastic anisotropy factor $A < 1$ and type structure NaCl.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ КРУПНЫХ ПОКОВОК ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МАРКИ ST52,3N ПРИ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ

Д.В. Валуев, к.т.н., доцент

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-22-48

E-mail: valuevden@rambler.ru

В работе представлены электронно-микроскопические исследования структуры, фазового и напряженно - деформированного состояния материала из поковок. Обнаружено, что дислокации в ферритных зернах и прослойках перлита стали из поковки, растрескавшейся после проведения технологических операций, в полтора раза больше чем в условном материале. Металл в этом состоянии имеет повышенное содержание сульфидов пластинчатой морфологии.

Установлено, что причиной формирования неблагоприятного структурного состояния является повышенное содержание углерода, что привело к перегреву металла, как при обработке давлением, так и при финишной термической обработке.

The paper presents an electron- microscopic study of the structure, phase, and the stress - strain of the state of the material from forgings. Found that the dislocations in the ferrite grains and pearlite steel interlayers of forgings, cracked after manufacturing operations and a half times more than conditionally material. Metal in this state has increased in progress sulfide content lamellar morphology.

It has been established that the cause of the formation of unfavorable structural state is the high content of carbon, leading to overheating of the metal, as by pressure treatment and a heat treatment for the finish .

ВЛИЯНИЕ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЯ Co^{60} НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ПОСЛОЙНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ

А.В. Градобоев, д.т.н., А.А. Сапрыкин, к.т.н., Е.В. Бабакова, аспирант,

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-26-83

E-mail: babakova@tpi.ru

Проведены исследования, описывающие влияние гамма-излучения радиоактивного изотопа Co^{60} на медный порошок, а так же на характер его спекания послойным лазерным синтезом. Выявлены изменения структуры и свойств порошка, что в целом влияет на процесс послойного лазерного спекания изделия.

The research describing the effect of gamma radiation radioactive isotope Co^{60} on copper powder, as well as on the nature of its sintering layer-by-layer synthesis. The changes of the structure and properties of the powder, which generally affects the process of layering laser sintering products.

МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. ЛОКАЛЬНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА

*В.И. Данилов***, д.ф.-м.н., проф., Г.В. Шляхова**** к.т.н, доц., Б.С. Семухин*, д.ф.-м.н., проф.*

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, г. Томск, пр. Академический 2/4*

***Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

****Северский технологический институт – филиал НИЯУ МИФИ, 636036, Томская область, г. Северск, пр.Коммунистический, 65, e-mail: dvi@ispms.tsc.ru*

Рассмотрен процесс пластического деформирования ультрамелкозернистого титана. С помощью методов спекл-фотографии и рентгеновской дифрактометрии изучены распределения локальных деформаций и упругих искажений по рабочей части образцов. Показано, что метод атомно-силовой микроскопии может быть эффективно использован для качественного и количественного анализа структуры ультрамелкозернистых материалов.

Processes of plastic deformation of the ultrafine grain titanium are considered. By means of methods of the speckle-photography and X-ray diffractometry distributions of local deformations and elastic distortions by working part of samples are studied. It is shown that the atomic force microscopy method can be effectively used for the qualitative and quantitative analysis of ultrafine-grain material structures.

**ПЕРИОДИЧЕСКОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ В ОДНОСЛОЙНЫХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛОСЧАТЫХ ПОКРЫТИЯХ ИЗ СПЛАВА ПГ-12Н-01 И БРОНЗЫ
ПГ-19М-01, ПОЛУЧАЕМЫХ
ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ**

*О.Г. Девойно, д.т.н., проф., Н.И. Луцко, н.с., А.С. Лапковский, м.н.с.,
Белорусский национальный технический университет
Республика Беларусь, 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65,
тел. (375-017-331-00-45), e-mail: scvdmmed@bntu.by*

Исследовано распределение микротвердости в композиционном покрытии на основе сверхпрочного сплава на основе Ni и алюминиевой бронзы, полученных лазерной наплавкой. Установлена периодичность изменения микротвердости в поперечном сечении композиционных покрытий. Дана оценка регулирования характеристик покрытий при различных схемах лазерной наплавки.

Micro-hardness distribution in laser cladding composite coating made from Ni-based superalloy and aluminium bronze was investigated. Periodical variance of micro-hardness in composite coating cross section was specified. The estimation about adjustment of coating characteristics under laser cladding scheme variance was get done.

**ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НА СКОРОСТЬ
УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ**

*Ю.Д. Жмакин, аспирант, С.А. Невский, к.т.н., доц., С.В. Коновалов, д.т.н., проф.
Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, тел. (3843) 46-22-77
E-mail: nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru*

Исследовано влияние электростатических полей с потенциалами ± 4 кВ на стационарную ползучесть поликристаллической меди. Установлено, что скорость стационарной ползучести снижается на 15%. Предложена интерпретация этого эффекта, заключающаяся в том, что электростатическое поле создает дополнительный энергетический барьер для дислокаций, выходящих на поверхность, тем самым уменьшая вероятность их выхода, что приводит к замедлению протекания процесса ползучести. Проведено сравнение этих результатов с результатами, полученными в случае малых потенциалов.

The influence of electrostatic fields with potentials to ± 4 kV on fixed creep polycrystalline copper are researched. Found that the rate fixed creep reduced by 15%. Proposed interpretation of this effect consists in the fact that the electrostatic field creates additional energy barrier for dislocations come to the surface, thereby reducing the likelihood of their exit, which leads to a slowdown of the process of creep. The comparison of these results with those obtained in the case of small potentials.

**ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО
ЗАКАЛЕННЫХ 100-М РЕЛЬСАХ**

К.В. Волков, к.т.н., К.В. Алсараева, К.В. Морозов*
ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», 654043, Новокузнецк, шоссе Космическое, д.16
*Сибирский государственный индустриальный университет,
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, д.42, тел. (3843) 784367.
E-mail: alsaraeva_kv@physics.sibsiu.ru.*

Дифференцированная закалка рельсов сжатым воздухом в различных режимах сопровождается формированием морфологически различной структуры, образующейся по диффузионному механизму $\gamma - \alpha$ превращения и состоящей из зерен пластинчатого перлита, свободного феррита и зерен феррито-карбидной смеси.

Методами просвечивающей электронной микроскопии проведен послойный анализ дифференцированно закаленных рельсов, установлены количественные параметры структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры и проведено их сравнение для различных режимов закалки.

Differential hardening of rails by compressed air at different regimes is accompanied by formation of morphologically different structure, being formed according to the diffusion mechanism of $\gamma \leftrightarrow \alpha$ transformation and consisting of grains of lamellar pearlite, free ferrite and grains of ferrite-carbide mixture.

By methods of transmission electron microscopy the layer by layer analysis of differentially hardened rails has been carried out, the quantitative parameters of the structure, phase composition and dislocation substructure have been established and their comparison has been made for different regimes of hardening. It has been found that the structure-phase states being formed have gradient character, defined by the hardening regime, direction of study from the tread contact surface and by depth of location of layer under study.

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ
НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ РЕЖУЩЕЙ КРОМКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОЙ
ПЛАСТИНЫ
ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛА**

*А.С. Игнатьев, аспирант, А.А. Моховиков, к.т.н, доц., В.Е.Овчаренко, д.т.н., профессор
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48
E-mail: asignatev@rambler.ru*

В работе рассмотрены трибологические аспекты износа рабочих поверхностей металлокерамических пластин в условиях резания металла в зависимости от структурно-фазового состояния их поверхностных слоев.

The paper discusses aspects of tribological wear work surfaces sintered plates in metal cutting conditions depending on the structural-phase state of the surface layers.

**ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ГРАДИЕНТ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ
МЕДИ, РАЗРУШЕННОЙ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ**

*Д.В. Загуляев, к.т.н., доц., С.В. Коновалов, д.т.н., проф., В.В. Данчук, студент
Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, тел. (3843)-78-43-85
E-mail: konovalov@physics.sibsiu.ru*

Исследована дефектная субструктура образцов меди М00б, подвергнутых нагружению до разрушения в режиме ползучести при воздействии магнитным полем 0,35 Тл и без него. Установлен градиентный характер изменения количества концентраторов напряжения при удалении от поверхности разрушения. Показано, что плотность изгибных экстинкционных контуров, характеризующая количество концентраторов напряжений в материале, снижается по мере удаления от поверхности разрушения.

A defect substructure of M00b copper samples subjected to the loading before failure in the regime of creep under magnetic field effect 0.35 Tl and without it has been studied. A gradient character of change of stress concentrators on removing from the surface of failure has been established. It has been shown that a density of bend extinction contours characterizing a stress concentrator number in a material is decreased farther away from the surface of failure.

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ДЕФЕКТНОЙ
СУБСТРУКТУРЫ В ОБЪЕМНО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСАХ**

*В.Е. Громов, д.ф.-м.н., проф., К.В. Волков, к.т.н., С.В. Коновалов, д.т.н., проф.
ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
654043, Новокузнецк, шоссе Космическое, д.16*

*Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, д.42, тел. (3843) 784367*

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии проведен послойный анализ рельсов высшей категории качества и определены количественные параметры градиентов структуры, фа-

зового состава и дислокационной субструктуры, сформировавшихся по различным механизмам γ - α превращения. Выявлены источники дальнедействующих полей напряжений и установлено, что возможными местами зарождения микротрещин в стали являются границы раздела глобулярные частицы цементита – матрица.

Using the transmission electron microscopy methods the layer by layer analysis of high quality rails is carried out and quantitative parameters of structure, phase composition and dislocation substructure being formed on different mechanisms of γ - α transformation are established. The sources of far acting stress fields are revealed and it is shown that the globular cementite particles-matrix interfaces are the possible places of micro cracks initiation.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖУЩИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНОГО ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИТРИДА ТИТАНА

А.Б. Ким, ст. преп., О.Н. Грибова, маг.

Томский политехнический университет

634050, г. Томск, ул. Тимакова, 12, тел. (38-22)-41-95-39

E-mail: Bogowhich@tpu.ru

В данной работе рассматривается объемная наноструктурная TiN керамика, изготовленная методом искрового спекания на кафедре ЭПП ЭНИИ ТПУ. Режущие свойства образцов, спеченных при разных режимах, были определены с помощью сравнительных стойкостных экспериментов, проведенных на кафедре ТАМП ИК ТПУ. В качестве эталонного инструментального материала была принята минералокерамика ВОК-70. Стойкостные испытания проводились при переменной глубине резания и скорости резания.

This paper deals with bulk nanostructured TiN ceramics, produced by pulsed sintering in the IEPS Department of TPU. Cutting performance in terms of tool life of the samples produced under different sintering conditions was comparatively studied in the AMME Department of TPU. As a reference cutting tool materials VOK-70 oxide ceramics was chosen. Wear testing was undertaken with the varying cutting parameters. By changing depth of cut and cutting speed within the permissible ranges, a set of wear rates was determined.

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИИ «МЕТАЛ-ПОЛИМЕР» НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

В.А. Клименов, д.т.н., профессор, К.В. Зайцев**, к.т.н., доцент, В.Ю. Борозна***, к.т.н., ведущий инженер **Томский государственный архитектурно-строительный университет*

634003, г. Томск, пл. Соляная, 2

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, (38451)-6-22-48

E-mail: zaitsev81@rambler.ru

****Томский научно-исследовательский и проектный институт нефти и газа
634027, г. Томск, пр. Мира 72*

В работе рассмотрена возможность формирования композиционного полимерного слоя на титановых сплавах посредством ультразвуковой обработки. Представлены результаты исследования сформированного композиционного слоя измерением коэффициента трения и анализом канавок износа, исследуются характеристики и особенности износа поверхностных слоев.

The paper considers the possibility of forming a composite polymer layer on titanium alloys by ultrasonic treatment. The results of investigation of the composite layer formed by measuring the coefficient of friction and wear grooves analysis, explore the characteristics and features of the wear surface layers.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВК-8 ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ГАММА-КВАНТАМИ

*А.А. Клопотов***, д.ф.-м.н., профессор, А.И. Потекаев**, д.ф.-м.н., профессор,
В.Д. Клопотов***, к.т.н., доц.*

**Томский государственный архитектурно-строительный университет*

***Томский государственный университет*

****Томский политехнический университет, 634050, г. Томск, пр. Ленина, 30, тел. (3822)-66-99-42
E-mail: klopotovaa@tsuab.ru*

В данной статье на основании экспериментальных исследований приведены данные о влиянии воздействия γ -квантов на сплав ВК-8. Установлено при помощи структурных исследований, что облучение γ -квантами приводит к объемной доли тройной фазы и уменьшению концентрации дефектов в кобальте.

In this paper, on the basis of experimental studies shows the effect of exposure on the γ -quantum alloy VK-8. Shown by structural studies that irradiation γ -quantum leads to a ternary phase volume fraction and a decrease in the concentration of defects in cobalt

ПОЛУЧЕНИЕ ПРОЧНОГО СЦЕПЛЕНИЯ НА ГРАНИЦЕ «ГАЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ – ОСНОВА» ЗА СЧЕТ УЛЬТРАЗВУКОВОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОСНОВЫ

*Ж.Г. Ковалевская***, к.т.н., доц., В.А. Клименов***, д.т.н., проф., К.В. Зайцев****, к.т.н., доц.*

**Томский политехнический университет*

634050, г. Томск, пр. Ленина, 30,

***Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*

634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4

E-mail: zhanna_kovalevskaya@mail.ru

****Томский государственный архитектурно-строительный университет*

634003, г. Томск, пл. Соляная, 2

*****Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

Рассмотрен способ подготовки основы перед газотермическим напылением. Ультразвуковая обработка позволила создать на поверхности волнистый рельеф, сжимающие напряжения и повысить количество дефектов выходящих на поверхность. С помощью оптической профилометрии и металлографического анализа определено, что в контакте образуются очаги схватывания, позволяющие формировать прочную физико-химическую связь на границе покрытие - основа. Это, наряду с благоприятными сжимающими напряжениями в основе, должно обеспечить высокие показатели адгезионной прочности в готовом изделии.

A method of preparation of the substrate prior to thermal spraying is described. Ultrasonic treatment has created on the surface of the wavy relief, compressive stress and increase the number of defects moving to the surface. With the help of optical profilometry and metallographic analysis it is determined that adhesion spots are formed in contact setting, resulting strong physical and chemical bond at the interface coating - substrate. This, along with favorable compressive stresses in the substrate should provide high adhesion strength in the final part.

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF POWDER CATHODE MATERIALS OF
TITANIUM – TITANIUM CARBIDE SYSTEM**

*E.N. Korosteleva***, PhD., docent, G.A. Pribytkov**, PhD, prof., M.G. Krinitcyn*, postgraduate*

**Tomsk Polytechnic University*

634050, Russia, Tomsk, Lenin Avenue, 30, +7 (3822) 56-38-65

***Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS*

634021, Russia, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4, +7 (3822) 49-25-76

E-mail: krinmax@gmail.com

В настоящей работе было проведено исследование спеченных порошковых смесей системы Ti-TiC. Были исследованы спеченные при 1300°C композиции с разным содержанием углерода и с титаном разных марок. Было показано как продолжительность термообработки, содержание углерода и дисперсность порошка титана влияют на микроструктуру, средний размер зерна, а также пористость образцов и параметры кристаллической решетки титана и карбида титана.

The results of studying of sintered powder compositions based on Ti-TiC system are presented in this paper. Compositions sintered at 1300°C with different carbon containment and with different types of titanium powder were investigated. Sintering duration, carbon containment and titanium dispersity were shown to influence microstructure, average grain size, as well as porosity and crystal lattice parameters of titanium and titanium carbide.

**К ВОПРОСУ ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ МАКСИМАЛЬНОГО МОМЕНТА УСТРОЙСТВА
БЛОКИРОВКИ ПРЕДОХРАНИТЕЛЬНОЙ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ МУФТЫ**

А.В. Коперчук, к.т.н., доц., А.В. Мурун, к.т.н., доц.*

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)60537,

E-mail: avkor@tpi.ru

**Томский политехнический университет*

634050, г. Томск проспект Ленина 30, тел. (3822) 56-46-55

В статье обоснована необходимость повышения максимального момента устройства блокировки предохранительной гидромуфты, рассмотрены различные решения увеличения момента и представлены результаты экспериментальных исследований.

The article substantiates the need to increase maximum torque of the locking device in fluid coupling, examined various solutions to increase the torque and results of an experimental studies are presented.

**ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ЗЕРЕН НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ
ШЛИФОВАЛЬНЫХ КРУГОВ**

А.Н. Коротков, д.т.н., проф., Л.П.Короткова, к.т.н., доц., Р.Х. Губайдулина**, к.т.н., доц.*

Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва

650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, тел. (3822)-39-63-99

E-mail: korotkov.a.n@mail.ru

**Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва*

650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, тел. (3822)-39-63-86

E-mail: techmet@list.ru

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского*

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (354-51)6-22-48

E-mail: victory_28@mail.ru

Эффективность применения существующих конструкций шлифовальных кругов относительно невысока и одной из главных причин такого положения является отсутствие контроля за формой зерен, входящих в состав этих инструментов и служащих их режущими элементами. Стандартные шлифовальные круги состоят из зерен с произвольной формой, изменяющейся в диапазоне от изометрических до иглообразных разновидностей. При этом лишь часть зерен имеет благоприятную для резания геометрию и в полной мере участвует в совокупном процессе резания. Упорядочение формы зерен и, как следствие, их геометрии позволяет увеличить эффективность работы

каждого отдельного зерна и, значит, повысить работоспособность шлифовальных кругов в целом. Проведены исследования по установлению разновидности форм зерен для абразивов российского и немецкого производства, изготовленных типовым способом – путем отлива абразивных слитков, их дробления и рассева на ряд фракций по крупности частиц. Исследования показали, что каждый абразив имеет свою картину распределения по форме, которая зависит от марки абразивного материала, особенностей технологии изготовления и зернистости абразивных частиц. Показана взаимосвязь формы зерен с их геометрией в виде выведенных математических моделей. Изготовлены опытные партии шлифовальных кругов из зерен с контролируемой формой, которые получены путем сепарации исходной массы абразива на ряд фракций с одинаковой формой зерен с помощью вибрационного сепаратора. Экспериментальные шлифовальные круги испытывались на операциях обработки колец подшипников, а в качестве сравниваемых инструментов использовались круги с произвольной формой зерен. Установлено, что дифференцированный подход к выбору формы зерен позволяет повысить стойкость шлифовальных кругов в 1,5-3,9 раза, снизить шероховатость обрабатываемых поверхностей в 1,2 – 3,2 раза, некруглость – в 1,3 раза, волнистость – в 2,3 раза, размерный износ – в 2,0 – 3,0 раза.

ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННОЕ РЕАКТИВНОЕ ПОРОШКОВОЕ НАПЫЛЕНИЕ ТИТАНОВЫХ ПОКРЫТИЙ С НИТРИДНЫМИ ФАЗАМИ

Е.К. Кузьмич-Янчук, инж., Ю.С. Борисов, д.т.н., А.В. Бернацкий, инж.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины

Украина, 03680, Киев-150, ГСП, ул. К. Малевича, 11, тел. +380-44-205-25-60

E-mail: i.kuzmich@gmail.com

Титан и его сплавы находят широкое применение в авиакосмической, химической, фармацевтической и других высокотехнологических отраслях. Однако недостатком этих материалов являются низкие трибологические характеристики, которые ограничивают их применимость и сокращают срок эксплуатации изделий. Одним из путей повышения трибологических характеристик данных материалов является формирование на их поверхности слоев из нитрида титана путем реактивного плазменного напыления. В данной работе рассмотрен новый вариант реактивного плазменного напыления – лазерно-микрплазменное реактивное напыление, которое позволяет наносить покрытия из титана с формированием упрочняющих нитридных фаз в условиях открытой атмосферы. Результаты рентгеноструктурного анализа подтверждают формирование в условия процесса нитридов TiN, Ti₂N. Полученные покрытия характеризовались твердостью до 4-5 раз превышающей твердость исходного материала.

Titanium and its alloys are widely used in the aerospace, chemical, pharmaceutical and other high-tech industries. However, a disadvantage of these materials is low tribological characteristics that limit their applicability and reduce the lifetime of the product. One way of improving the tribological characteristics of these materials is to form on the surface of the titanium a nitride layer by reactive plasma spraying. In this paper we consider a new variant of reactive plasma spraying – laser-microplasma reactive spraying which allows to deposit titanium coating with hardening nitride phases in the open atmosphere. The results of X-ray analysis confirm the formation of TiN, Ti₂N nitrides. The coatings were characterized by a hardness of up to 4-5 times higher than the hardness of the starting material.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ЭЛЕМЕНТНОГО СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ РЕЗАНИИ ТРУДНООБРАБАТЫВАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ

А.А. Ласуков, к.т.н., доц., П.А. Чазов, аспирант, А.В. Барсук, студент

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48

E-mail: lasukow@rambler.ru

Процесс образования элементной стружки на сегодняшний день изучен намного слабее, чем процесс образования сливной стружки. Однако, обработка большинства современных материалов с особыми физико-механическими свойствами сопровождается обработкой с элементным стружкообразованием. В статье рассмотрены основные зависимости параметров элементной стружки от

режимов обработки. Предпринята попытка объяснения влияния основных факторов процесса резания на параметры стружкообразования.

The process of formation of elemental chips to date been studied much weaker than the process of chipping. However, treatment of most modern materials with special physical and mechanical properties is accompanied by treatment with elemental chip control. The article describes the basic parameters depending on the cell chip processing modes. An explanation of torture in the main factors influence the cutting process parameters on the chip formation.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОМЫШЛЕННОГО УСКОРИТЕЛЯ ЭЛЕКТРОНОВ ЭЛВ-6

*О.Г. Ленивцева, аспирант, Д.В. Лазуренко, к.т.н., доц., В.В. Самойленко, аспирант
Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20, тел. (383)-346-06-12
E-mail: lenivtseva_olga@mail.ru*

В работе выполнен анализ структуры и свойств поверхностных слоев технически чистого титана, полученных в процессе вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков карбида титана. Структура модифицированных материалов исследована методами оптической и растровой электронной микроскопии. Наплавленные слои отличаются высоким качеством и толщиной до 2,3 мм. Среднее значение микротвердости наплавленного слоя составляет ~500 HV. Поверхностно легированные слои обладают более высокой износостойкостью по сравнению с технически чистым титаном.

In this study the structure and properties of surface layers obtained on cp-titanium workpieces during non-vacuum electron beam cladding of titanium carbide powder were investigated. The structure of modified materials was examined by the means of optical and scanning electron microscopy. It was shown that the cladded layer had a high quality and thickness of about 2.3 mm. The average microhardness value of the cladded layer was ~500 HV. Surface alloyed layers were of higher wear resistance compared with cp-titanium.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СКЛАДКОВ В $[\bar{1}11]$ -МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕДИ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

*Д.В. Лычагин*** д.ф.-м.-н., профессор, А.В. Чумаевский**, ст. препод., Е.А. Алфёрова*, к.ф.-м.н., доцент*

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48,
**Томский государственный университет, 634050, г. Томск, пр. Ленина, 36
***Томский государственный архитектурно-строительный университет
E-mail: tch7av@rambler.ru, dvl-tomsk@mail.ru, katerina525@mail.ru*

Исследованы деформационные складки на поверхности монокристаллов меди с ориентацией оси сжатия $[\bar{1}11]$. Складки являются дополнительным элементом деформационного рельефа на мезо- и макроуровне к макрополосам деформации. Складки образуются в нескольких основных областях кристалла в результате изгиба образца или образования напльва в его приторцевой области.

ОЦЕНКА ФОРМЫ ШЛИФОВАЛЬНЫХ ЗЕРЕН

*В.С. Люшкин, к.т.н., доц.
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26
E-mail: lwsfoa@rambler.ru*

Форма шлифовальных зерен – это важный параметр, который, как показывают исследования, оказывает большое влияние на эффективность применения шлифовальных инструментов. Обобщенно методы, используемые для оценки формы шлифовальных зерен можно разделить на две

группы – качественную и количественную. Принцип оценки формы зерна по качественным методам основан на отнесении зерна по некоторым признакам в соответствующую группу форм. Все существующие способы количественной оценки формы зерна основаны на исследовании горизонтальной проекции зерна. Однако применение именно горизонтальной проекции приводит к неточности при анализе формы абразивного зерна. Данная работа посвящена повышению точности при оценке формы шлифовальных зерен.

The form of grinding grains is an important parameter which as show researches, has a great impact on efficiency of use of grinding tools. Generally the methods used for an assessment of a form of grinding grains can be divided into two groups – qualitative and quantitative. The principle of an assessment of a form of grain on qualitative methods is based on grain reference on some signs in the relevant group of forms. All existing ways of a quantitative assessment of a form of grain are based on research of a horizontal projection of grain. However application of horizontal projection results in inaccuracy in the analysis of a form of abrasive grain. This work is devoted to accuracy increase at an assessment of a form of grinding grains.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКА НА ПРОЦЕСС СПЕКАНИЯ SLS-МЕТОДОМ

А.А. Сапрыкин, к.т.н., зав. кафедрой, Е.А. Ибрагимов, ст. преподаватель,

В.И. Яковлев, к.т.н, доцент*

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

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

E-mail: egor83rus@tpu.ru

В работе представлены результаты эксперимента, описывающие влияние механоактивации порошка Cu и Ni на характер их спекания SLS-методом. Выявлены изменения структуры и насыпной плотности порошков после механоактивации, что в целом вносит положительный эффект в процесс синтеза изделия.

The paper presents the results of the experiment, describing the effect of mechanical activation of powder Cu and Ni on the nature of their SLS-sintering method. The changes of structure and a bulk density powders after mechanical activation, which generally has a positive effect on the synthesis process product

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА НА ОСНОВЕ СНЯТИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СМЕННЫХ МНОГОГРАННЫХ ПЛАСТИНАХ

Р.С. Чуйков, к.т.н., доц., А.А. Моховиков, к.т.н., доц., С.С. Чуйков*

Тюменский нефтегазовый университет, 625048, г. Тюмень, e-mail: 795348@mail.ru

**Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского*

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26., e-mail: maa28@rambler.ru

В работе приведены результаты исследования видов разрушения, вызванных наличием внутренних напряжений в инструментальном твердом сплаве при изготовлении сменных многогранных пластин (СМП), которые могут быть сняты путем предварительного нагрева режущих пластин до начала процесса резания. Разработано новое техническое решение по реализации метода предварительного нагрева СМП для снятия внутренних напряжений в инструментальных твердых сплавах (ИТС), а также для повышения работоспособности твердосплавных СМП разработана специальная конструкция металлорежущего инструмента с предварительным нагревом.

Results of research of types of the destruction caused by existence of internal tension in a tool firm alloy at production of the replaceable many-sided plates (RMSP) which can be removed by preliminary heating of cutting plates prior to cutting process are given in work. The new technical solution on realization of a method of preliminary heating of SMP is developed for removal of internal tension in the tool firm alloys (TFA), and also the special design of the metal-cutting tool is developed for increase of operability of hard-alloy SMP with preliminary heating.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ СМП С ТРЕБУЕМЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

О.Ю. Ретюнский, к.т.н., доцент, зав. каф. АИ, Д.С. Глушков, студент
Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-05-37
E-mail: retol@mail.ru

В работе исследовано влияние скорости вращения прессформы на форму границы раздела фаз при изготовлении композиционных режущих пластин.

The influence of the rotational speed of mold on the interface form in the manufacture of composite inserts.

**ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ
ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ СВС-МАТЕРИАЛОВ**

В.И. Яковлев, к.т.н., с.н.с., А.В. Собачкин, к.т.н., А.А. Ситников, д.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова
656038, г. Барнаул, пр. Ленина, 46
E-mail: anicpt@rambler.ru

В работе рассматриваются вопросы определения износостойкости покрытий, полученных в результате электродуговой наплавки предварительно механоактивированных СВС-материалов. Установлено, что введение в поверхностный слой изделия твердых частиц (карбидов) с помощью электродуговой наплавки электродами из порошковых СВС-материалов повышает износостойкость наплавленного слоя.

The work deals with determining the wear resistance of coatings, obtained as a result arc welding pre mechanically activated SHS materials. It is established that the introduction to the surface layer of very hard particles (carbides) with electrodes from powder SHS-materials increases wear resistance of welded layer.

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Н.М. Русин, к.т.н., с.н.с., А.Л. Скоренцев, технолог
Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук
(ИФПМ СО РАН)
634021, г. Томск, просп. Академический, 2/4; тел. (3822)-28-69-62
E-mails: rusinnm@mail.ru; skoralexan@mail.ru

Исследовано поведение при трении спечённых композиционных материалов на основе алюминия с большим содержанием твёрдых интерметаллидов и мягкого олова. Установлено, что при умеренных давлениях оба типа композитов демонстрируют низкую величину коэффициента трения и хорошую износостойкость в условиях дефицита жидкой смазки.

The frictional behavior of sintered composite materials based on aluminum with high content of solid intermetallics and soft tin was investigated. It was founded that at the moderate pressures and in absence of a liquid lubricant, both types of composites exhibit a low friction coefficient and good wear resistance.

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕХАНОАКТИВИРОВАННОЙ
ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ 3Ti+Al ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СИНТЕЗЕ МЕТОДОМ
ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА**

В.Ю. Филимонов, д.ф.-м.н., проф., М.В. Логинова, к.т.н., с.н.с., Н.А. Яковлева, магистрант
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
656038, Алтайский край, г. Барнаул, пр. Ленина, 46
E-mail: anicpt@rambler.ru

Исследуется влияние основных макрокинетических параметров высокотемпературного синтеза на структурно-фазовые переходы в предварительно механоактивированной порошковой смеси 3Ti+Al. Синтез реализуется методом индукционного нагрева в условиях объемного воспламенения при разогреве смеси до температур (до 1500 °С), превышающих адиабатическую температуру горения данной системы. Для исследования структурных и фазовых превращений использовался метод

рентгеновской дифрактометрии. Выделены оптимальные параметры синтеза для получения монофазного интерметаллида Ti_3Al .

We investigate the influence of the main macrokinetic parameters of high-temperature synthesis on structural phase transitions in the pre- mechanically activated powder mixture $3Ti + Al$. Synthesis is realized by induction heating under fire surround in the mixture is heated to temperatures (up to $1500\text{ }^{\circ}C$), exceeding the adiabatic combustion temperature of the system. To investigate the structural and phase transformations used X-ray diffraction method. Highlighted the optimal parameters for the synthesis of monophasic intermetallic Ti_3Al .

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

М.К. Скаков, д.ф.-м.н., проф., Л.А. Ерыгина, докторант PhD спец. 6D072300 – «Техническая физика»
Филиал «Институт атомной энергии» НЯЦ РК, г. Курчатова, Казахстан
071100, Республика Казахстан, г. Курчатова, ул. Красноармейская, 10
раб. тел. (722-51)2-35-49 (вн.2-97), моб. тел. +7-705-530-78-53
E-mail: skakov@nnc.kz, lyuda.mila@mail.ru

В статье изложены результаты экспериментов по электролитно-плазменной обработке стали 34ХН1М. Проведены расчеты параметров нагрева и распределения температур при электролитно-плазменном азотировании.

The article presents the results of experiments on the electrolytic-plasma processing of the steel 34CrNi1Mo. Performed calculations of parameters heating and of temperature distribution in the electrolytic-plasma nitriding.

СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ W-C-CU, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Д.А. Романов, к.т.н., О.В. Олесюк, Е.А. Будовских, д.т.н., доц.
Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк ул. Кирова, 42, тел. (3843)-78-43-91
E-mail: olga.oliesiuk@mail.ru

Впервые выполнены исследования фазового и элементного состава, состояния дефектной структуры поверхностного слоя медного электрического контакта, подвергнутого взрывному напылению композиционного покрытия системы W-C-Cu и последующему облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Выявлены режимы электронно-пучковой обработки, позволяющие формировать плотные, с зеркальным блеском поверхностные слои, обладающие субмикроструктурной структурой на основе вольфрама и меди высокотвёрдого, тугоплавкого, с высокой электропроводностью соединения W_2C . Выполненные исследования показывают, что электронно-пучковая обработка слоя взрывного приводит к формированию структурно и концентрационно однородного поверхностного слоя.

First studies of the phase and elemental composition, condition of the defect structure of the surface layer of copper electrical contact Controllers KKT 61 subjected electroexplo sprayed composite coating system W-C-Cu and subsequent irradiation by high-intensity pulsed electron beam submillisekundnoy duration of exposure. Identified modes of electron- beam processing , allowing to form a dense, high-gloss surface layers having submicrocrystalline structure based on tungsten and copper, high hard , high-melting , highly conductive compounds W_2C . The studies show that the electron- beam processing layer electroexplosive spraying carried out in the mode of melting leads to the formation of structurally homogeneous and the concentration of the surface layer .

**ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ПОРОШКА Al_2O_3 ПРИ
ИСПОЛЬЗОВАНИИ БИСЕРНОЙ И ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦ**

*Н.С. Белоусова, к.т.н., доц., О.А. Горяйнова, Е.В. Мельникова
Новосибирский государственный технический университет,
630073, Россия, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20, тел. (383)-346-11-71
E-mail: ola.ola91@mail.ru*

В работе представлены результаты диспергирования алюмооксидной водной суспензии с использованием бисерной и шаровой мельниц. Показано изменение 50% и 90% размеров частиц суспензий после дезагломерирования на бисерной мельнице в течение одного часа и на шаровой мельнице в течение 48 часов. Определены режимы диспергирования для достижения параметров порошка, заданных производителем.

In this paper are show the results dispersion of aluminium aqueous suspension by a bead and ball mills. The change of 50% and 90% of the particle size suspension after nonagglomeration by a bead mill for one hour and ball milled for 48 hours was fixed. In order to achieve parameters of powder given by the manufacturer was defined state of dispersion.

**ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЯ И ВЛАЖНОСТИ ПРЕСС-ПОРОШКА НА
СТРУКТУРУ КОМПАКТОВ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА**

*Н.С. Белоусова, к.т.н., доц.; С.В. Веселов, к.т.н., доц., Д.А. Ануфриенко, магистрант
Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20
E-mail: belousova_ns@mail.ru*

В работе представлены результаты влияния влажности пресс порошка, а также давления прессования на структуру и свойства компактов керамического материала. Показано изменение структуры в зависимости от изменения влажности при приложении давления равного 150 МПа, а также структура при различных давлениях: 10 МПа, 100 МПа, 250 МПа, 500 МПа.

Определены режимы прессования и количество влажности для достижения бездефектной плотной прессовки керамического материала.

The paper presents the results of the effect of humidity press powder and compaction pressure on structure and properties of compact ceramic material. Shows the change structure depending on the change of humidity by applying a pressure of 150 MPa, and a structure with different pressure: 10 MPa, 100 MPa, 250 MPa and 500 MPa.

Determined pressing behavior and the amount of moisture to achieve defect-free dense compact ceramic material.

**ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
«НИКЕЛЬ – АЛЮМИНИД НИКЕЛЯ»**

*Т.С. Самейцева, аспирант, Л.И. Шевцова, аспирант, С.И. Бысыгина, студент
Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса 20, тел. (383) 315-29-01
E-mail: pandorra.06@mail.ru*

Работа посвящена исследованию влияния температуры искрового плазменного спекания на фазовый состав и механические свойства слоистых композитов типа «металл–интерметаллид», полученных путем спекания никелевых и алюминиевых фольг. Установлено, что образец, спеченный при 900 °С обладает наибольшим значениями микротвердости и наименьшими значениями прочности на растяжение. Это объясняется присутствием в образце, спеченном при 900 °С, твердой и хрупкой фазы Ni_2Al_3 .

The influence of temperature spark plasma sintering on the phase composition and mechanical properties of laminated metal intermetallic composites obtained by sintering of nickel and aluminum foils. It was found that the sample sintered at 900 °C has the highest microhardness level and the lowest tensile

strength level. This fact is explained by presence of hard and brittle phase Ni_2Al_3 in the structure of sample annealed at 900 ° C.

КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СТЕКЛОТЕКСТОЛИТ ПОСЛЕ ФРЕЗЕРОВАНИЯ

А.С. Яньюшкин, д.т.н., проф., Д.А. Рычков, к.т.н., Д.В. Лобанов, к.т.н., доц.

Братский государственный университет

665709, г. Братск, ул. Макаренко, 40, тел. (3953) 325360

E-mail: yanyushkin@brstu.ru

Одним из наиболее распространенных способов обработки деталей является фрезерование, однако получение качественной поверхности композиционных стеклотекстолитовых материалов затруднено из-за их слоистой структуры, высоких прочностных характеристик и низкой теплопроводности. Это приводит к необходимости создания технологии фрезерования, обеспечивающей получение качественной поверхности. Эксперименты, проведенные нами при фрезеровании стеклотекстолита, показывают, что шероховатость поверхности, как один из критериев качества, в значительной мере зависит от режимов резания, марки применяемого инструментального материала и степени износа режущей кромки инструмента, которая определяется величиной фаски износа по задней поверхности. Для обеспечения качества поверхности композиционного материала при фрезеровании рекомендуется, чтобы фаска износа по задней поверхности не превышала 0,35 мм, режимы резания имели следующие пределы: подача на зуб 0,15...0,17 мм/зуб, глубина резания 0,3...0,6 мм, скорость резания – выше 45 м/с, а режущая часть инструмента была выполнена из высокопрочных инструментальных материалов, например твердого сплава марки ВКЗМ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА КИНЕТИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ И ЕГО РОЛИ В РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В НАПЛАВЛЕННЫХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ

Н.Н. Малушин, к.т.н., доц., В.Л. Осетковский, инж., Д.В. Валувев**, к.т.н., доц.*

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,

654007, г. Новокузнецк ул. Кирова, 42 т.46-32-91, факс: (8-3843) 46-57-92, E-mail : n malushin@mail.ru

**ОАОЕвразЗСМК, г. Новокузнецк, E-mail : Vasiliy .osetkovskiy@evraz.com*

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-22-48.

E-mail: valuevden@rambler.ru

В работе показано, что в наплавленном металле типа быстрорежущих сталей наблюдается эффект кинетической пластичности и ему принадлежит определяющая роль в релаксации напряжений. Показано, что эффект кинетической пластичности можно использовать для регулирования напряженного состояния в наплавленных деталях.

The paper shows that in the weld metal type of high-speed steels effect is observed kinetic plasticity and he owns a defining role in stress relaxation. It is shown that the kinetic effect of plasticity can be used to regulate the stresses in weld details

ПРЯМЫЕ И КОСВЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА ВЫСОКОЙТВЕРДОСТИ

Н.Н. Малушин, к.т.н., доц., В.Л. Осетковский, инж., Д.В. Валувев**, к.т.н., доц.*

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,

654007, г. Новокузнецк ул. Кирова, 42 т.46-32-91, факс: (8-3843) 46-57-92,

**ОАОЕвразЗСМК, г. Новокузнецк, E-mail : Vasiliy .osetkovskiy@evraz.com*

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета*

В работе показано, что косвенные испытания на установках тепловой микроскопии можно успешно использовать для изучения свойств наплавленного теплоустойкого металла.

It is shown that the indirect tests of installations of thermal microscopy can be successfully used to study the properties of weld heat-resistant metal.

**КРИТЕРИИ ВЫБОРА ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА ПРИ НАПЛАВКЕ
ТЕПЛОСТОЙКИМИ СТАЛЯМИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ ДЕТАЛЕЙ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ**

Н.Н. Малушин, к.т.н., доц., В.Л. Осетковский, инж., Д.В. Валуев**, к.т.н., доц.
ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
654007, г. Новокузнецк ул. Кирова, 42 т.46-32-91, факс: (8-3843) 46-57-92,
E-mail : n malushin@mail.ru*

**ОАО ЕвразСМК, г. Новокузнецк, E-mail : Vasiliy .osetkovskiy@evraz.com*

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-6-22-48.
E-mail: valuevden@rambler.ru*

В работе предложены критерии выбора параметров термического цикла при наплавке деталей металлургического оборудования теплостойкими сталями высокой твердости.

Proposed criteria for the selection of parameters of thermal cycle for surfacing of parts of metallurgical equipment heat-resistant steels.

**О СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЯХ ПОРЫ ПРИ РАДИАЦИОННОЙ
ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛА**

А.В. Маркидонов, к.ф.-м.н.

Филиал КузГТУ в г. Новокузнецке

654000, г. Новокузнецк, ул. Орджоникидзе, 7, тел. (3843) 46-64-47

E-mail: markidonov_artem@mail.ru

Методом молекулярной динамики изучается процесс структурной перестройки вакансионных пор под воздействием ударных послекаскадных волн. Показано, что в зависимости от временных интервалов, через которые генерируются волны, пору могут либо объединяться в единый комплекс, либо дробиться на отдельные составляющие.

Restructuring process under the influence of vacancy voids post-cascade shock waves are studied by molecular dynamics. Depending on the time slots, which are generated by waves, time can either be combined into a single complex, or break up into separate parts, is shown.

**ТЕХНОЛОГИЯ СОЗДАНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО СВЕРХПЛАСТИЧНОГО
СОСТОЯНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ**

М.М. Мьшляев, д.т.н., профессор

*Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Ленинский проспект, 49,
11999,1 Москва, Россия*

Изучены особенности механического и структурного поведения в процессе сверхпластичного (СП) течения в сплаве на основе алюминия. Установлено, что стационарная деформация СП течения реализуется при структурном состоянии в объеме материала, которому отвечает динамическая стационарность характеристик элементов структуры. Показано, что СП течение на стадии «упрочнения» реализуется за счет дислокационного скольжения внутри зерен, а на стадии «разупрочнения» оно осуществляется по механизму скольжения по границам зерен.

Features of mechanical and structural behaviour of aluminium-based alloy during the superplastic flow process are studied. As revealed, the stationary superplastic flow deformation is realized at the structural state in the bulk of material, to which the dynamic stationarity of structure elements corresponds. As shown, at the stage of hardening, the superplastic flow is realized due to dislocation slip within the grains, while, at the softening stage, it is implemented by the mechanism of grain-boundary sliding.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПОГИБИ РЕБРА ДВУХПОЛЬНЫХ ГИБКИХ ПЛАСТИН НА НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ЗА ПРЕДЕЛОМ УПРУГОСТИ

М.О. Моисеенко, к.т.н., доц., О.Н. Попов, к.т.н., доц., Т.А. Трепутнева, инж., ст. преп.

Томский государственный архитектурно-строительный университет

634003, г. Томск, пл. Соляная, 2, тел. (3822) 65-39-37

E-mail: ММО77@mail.ru

В работе проведено исследование влияния симметричной начальной погибы центрального ребра жесткости на напряженно-деформированное состояние гибкой, двухпольной пластины (поле $a/h=b/h=50$). Материал пластины сталь Ст3. Пластина шарнирно закреплена, в центре подкреплена ребром ($b_p/h=h_p/h=4$), поставленным с эксцентриситетом. На пластину действует равномерно распределенная нагрузка. Рассматриваются прогибы, сравнимые с толщиной пластины.

In this paper we study the influence of given symmetric initial deflection of the central rib on the stress-strain state of flexible plates dvuhpolnoy (field $a/h = b/h = 50$). St3 steel plate material. The plate is hinged in the center supported by an edge ($b_p/h = h_p/h = 4$), delivered with eccentricity. On the plate uniformly distributed, the load. Deflections considered comparable to the thickness of the plate.

ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ЕГО СИЛОВОМ И ТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Р.Ю. Некрасов, к.т.н., доц., А.А. Стариков*, ассистент, М.А. Корчуганов**, аспирант*

**Тюменский государственный нефтегазовый университет*

625000, г. Тюмень, ул. Володарского 38, тел. (3452)-41-24-65

E-mail: syncler@mail.ru

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)62248

E-mail: maksim_korchuganov@mail.ru

Непрерывный рост интенсивности процессов металлообработки в машиностроении, изменение структуры, функциональных возможностей и стоимости технологического оборудования, все более широкое применение высокопрочных материалов, имеющих, как правило, низкую обрабатываемость, обуславливают необходимость комплексного подхода к исследованиям работоспособности режущего инструмента, а также управлению режимами обработки с целью достижения максимальной технико-экономической эффективности эксплуатации автоматизированного технологического оборудования и станков с ЧПУ.

Continuous growth of the intensity of metal working processes in mechanical engineering, changes in the structure, functionality and cost of technological equipment, increasing use of high-strength materials which, as a rule, are characterized by low workability, determine the necessity of an integrated approach both to the studies of the working capacity of cutting tools and to the management of machining conditions in order to achieve maximum technical and economic efficiency in operating automated manufacturing equipment and numerically controlled machine tools.

МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ SI-TI

Е.А. Петрикова, аспирант, А.Д. Тересов, вед. электроник, Ю.Ф. Иванов, д.ф.-м.н., проф.

Институт сильноточной электроники СО РАН

634055, г. Томск, пр. Академический 2/3, тел. (3822)-49-17-13

E-mail: elizmarkova@yahoo.com

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

634050, г. Томск пр. Ленина 30, тел. (3822)-42-72-42

E-mail: yufi55@mail.ru

Разработана методика и продемонстрирована возможность легирования титана кремнием с образованием многослойного композитного материала Ti (основа) / Ti₅Si₃ (поверхностный слой),

представляющего особый интерес как высокотемпературный легкий материал вследствие формирования высокотемпературного ($T_{пл} = 2400$ K) силицида титана состава Ti_5Si_3 , синтезируемого в едином вакуумном цикле при воздействии высокоинтенсивного электронного пучка субмиллисекундной длительности на систему пленка (кремний) / подложка (титан), сформированную в результате распыления кремния пучком электронов.

The technique has been developed and the possibility of doping titanium by silicon to form a multi-layer composite Ti (base) / Ti_5Si_3 (surface layer) material, which is special interesting as a high-temperature light material due to the formation of high-temperature ($T_m = 2400$ K) of titanium silicide Ti_5Si_3 , synthesized in a single vacuum cycle during high-intensity electron beam treatment of submillisecond duration on the film (silicon) / substrate (titanium), formed by spraying silicon by electron beam.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, МЕТОДЫ УПРОЧНЕНИЯ И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА СОСТАВНОГО ИНСТРУМЕНТА

*В.А. Петрова, к.т.н., доц., А.А. Баканов, к.т.н., доц. *, А.В. Вальтер**, к.т.н., доц.
Сибирский государственный индустриальный университет*

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42

E-mail: valyaa.Petrova@mail.ru

**Филиал ФГБОУ ВПО «Кузбасский государственный технический университет имени
Т.Ф. Горбачева» в г. Новокузнецке*

654000, г. Новокузнецк, ул. Орджоникидзе, 7

E-mail: alekbakanov@yandex.ru

*** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: avwalter@rambler.ru

Рассмотрено влияние термической и химико-термической обработки, а также лазерного, электронно-лучевого и плазменного упрочнения на трещиностойкость быстрорежущих сталей. Предложено использование акустической эмиссии в качестве экспресс-метода при рихтовке заготовок составного режущего инструмента и метода неразрушающего контроля при изготовлении сварных соединений непосредственно в технологическом процессе.

The influence of thermal and thermo-chemical treatment, as well as laser, electron beam and plasma hardening on crack speed steels. Proposed use of acoustic emission as a rapid method for straightening workpieces composite cutting tool and the NDT method in the manufacture of welded joints in technological process.

МЕТОДОЛОГИЯ ПРОЕКТИРОВАНИЯ РЕЖУЩЕЙ ЧАСТИ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

С.И. Петрушин, д.т.н.

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: psi@tpi.ru

Изложена общая последовательность решения проблемы оптимального проектирования композиционной режущей части лезвийных инструментов по критериям равнопрочности и равномерного изнашивания.

The article describes an algorithm of optimized design of tools composite cutting blades basing on the criteria of strength balance and uniform wear.

**НАГРУЖЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМ
В ПРОЦЕССЕ НЕСТАЦИОНАРНОГО РЕЗАНИЯ И МОДЕЛИ ОТКЛОНЕНИЙ ИХ
РАСПОЛОЖЕНИЯ**

У.С. Путилова*, к.т.н., доц., Ю.И. Некрасов*, д.т.н., проф., А.А. Ласуков**, к.т.н., доц.

*Тюменский государственный нефтегазовый университет
625000, г. Тюмень, ул. Володарского, 38, тел. (3452)-41-24-65

E-mail: syncler@mail.ru

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)62248

E-mail: lasukow@rambler.ru

Для повышения точности обработки путем оперативных коррекций траекторий движения исполнительных рабочих органов (ИРО) исследованы процессы нагружения, деформирования и отклонения расположения элементов технологических систем (ТС) при изменениях составляющих силы резания в процессе точения на станках, оснащенных системами ЧПУ класса PCNC. Оценка величин технологических составляющих силы резания P_x , P_y , P_z основана на явлении рассогласования положения $\Delta\omega_i$ элементов следящих приводов станков. Для определения соответствия величины рассогласования положения $\Delta\omega_i$ технологическим составляющим P_x , P_y силы резания, разработана подсистема диагностики, включающая нагрузочные устройства и динамометрическую аппаратуру. Управление подсистемой диагностики реализовано посредством PCNC с использованием специального разработанного программно-аппаратного комплекса. При этом данные об изменениях величин P_x , P_y и соответствующих изменениях параметров рассогласования положения в следящих приводах при различных минутных подачах ИРО станков с ЧПУ определялось путем предварительной диагностики нагрузочных характеристик следящих приводов, регистрируемых в PCNC. Таким образом установлены данные соответствия составляющих силы резания P_x , P_y величинам рассогласования положения $\Delta\omega_{x_i}$, $\Delta\omega_{z_i}$.

For increasing the accuracy of treatment by surgical correction of trajectories of the executive working parts (EWP) research processes of loading, the deformation, and the deviation of the arrangement of the elements of the technological systems changes cutting force components in the process of turning on machine-tools equipped with CNC systems class PCNC. Estimation of values of the technological cutting force components P_x , P_y , P_z in based on the phenomenon of deviation of the provisions of $\Delta\omega_i$ elements servo drives of machine tools. To determine the compliance of the magnitude of the mismatch provisions $\Delta\omega_i$ technological components P_x , P_y cutting force, developed a subsystem of diagnostics, including loading devices and динамометрическую equipment. Management подсистемы diagnosis implemented by the PCNC using special designed software-hardware complex. The data on changes in the values P_x , P_y and the respective changes in the parameters mismatch provisions in servo drives at various EWP minute feeds in CNC determined by prior diagnosis of load characteristics servo drives, registered in the PCNC. Thus established a compliance data cutting force components P_x , P_y values mismatch provisions $\Delta\omega_{x_i}$, $\Delta\omega_{z_i}$.

ИННОВАЦИОННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ АЗОТИРОВАНИЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Б.К. Рахадиллов, докторант PhD, М.К. Скаков*, д.ф.-м.н., проф., Э.Г. Батырбеков*, д.ф.-м.н.

Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева

*Национальный ядерный центр Республики Казахстан

070010, ВКО, г. Усть-Каменогорск, ВКГТУ им. Д. Серикбаева, ул. Серикбаева, 19

E-mail: bor1988@mail.ru

Разработана высокоэффективная технология модифицирования поверхностных слоев быстрорежущих сталей азотированием в электролитной плазме. Предлагаемая технология осуществляется в катодном двухступенчатом режиме в электролите на основе карбамида и позволяет проводить модифицирование поверхности и обеспечить высокую кинетическую эффективность процесса диффузионного насыщения. Экспериментально установлено, что после электролитно-плазменного азотирования на поверхности быстрорежущих сталей P9, P6M5 и P18 образуется азотированный слой толщиной 35-45 мкм, обладающий повышенной микротвердостью и стойкостью к абразивному износу по сравнению с исходным материалом.

Highly efficient technology of modification of high-speed steel surface layers nitriding in electrolytic plasma has developed. The proposed technology is carried out in cathode dual mode in electrolyte which basis on carbamide and surface modification allows and ensures the high kinetic efficiency of diffusion saturation process. It is experimentally established, that after electrolyte-plasma nitriding on R9, R6M5 R18 high-speed steels surface formed nitrided layer with thickness 35 to 45 μm , possessing a high hardness and abrasion resistance compared to original material.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

*А.П. Родзевич**, ст. преп., *Е.Г. Газенаур***, к.ф.-м.н., доц., *Г.М. Белокуров****, к.ф.-м.н., н.с.

* Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)62248, e-mail: nimez@tpu.ru
** Кемеровский государственный университет,

650043, г. Кемерово, ул. Красная, 6, тел. (3842)580605, e-mail: gazenaur@kemsu.ru

*** Институт углеродной и химической материаловедения СО РАН,

650000, г. Кемерово, пр. Советский, 18, e-mail: belogem@yandex.ru

Техническим результатом предлагаемого в настоящей работе способа получения и обработки материалов в слабом постоянном электрическом поле является возможность контроля физико-технических характеристик материалов.

The technical result proposed in this work of method of producing and processing materials in a weak constant electric field is the ability to control physical-technical characteristics of materials.

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ИЗДЕЛИЯ ИЗ КОБАЛЬТХРОММОЛИБДЕНОВОГО ПОРОШКА С РАЗДЕЛЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ

Н.А. Сапрыкина, ст. преподаватель, *А.А. Сапрыкин*, к.т.н., доц., *М.С. Матрунчик*, студент

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-27-92

E-mail: saprikina@tpu.ru

Приведена разработанная методика определения геометрического состояния спеченной поверхности с применением инструментального цифрового микроскопа. Представлены результаты экспериментальных исследований влияния технологических режимов лазерного воздействия на шероховатость спеченного слоя кобальтхроммолибденового порошка DSK-F75. Предложено разделение режимов формирования поверхности изделия и его внутреннего объема на черновой, получистовой и чистовой.

The paper presents a developed technique for determining of a geometric condition of a sintered surface using an instrumental digital microscope. Results of experimental studies of effects of laser irradiation technological modes on roughness of the cobalt-chromium-molybdenum powder DSK-F75 sintered layer are represented. Differentiation of modes of product surface and its internal volume formation into rough, semi-finishing and finishing is proposed.

ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАК ТЕХНОЛОГИЯ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ В ЛЕГКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

И.Н. Томилов, к.т.н., доцент, *С.Н. Грудинин**, аспирант, *В.Д. Фроловский**, д.т.н., проф.

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. +7(905) 9468075, e-mail:

tomilov@corp.nstu.ru

* Новосибирский государственный технический университет

630073, г. Новосибирск, пр. К.Маркса 20, тел. +7(923) 2323108, E-mail: sn_grudinin@mail.ru

В работе рассматривается метод параметрического моделирования виртуальных манекенов для автоматизации проектирования в швейной промышленности. Описанный подход включает этапы построения базовой модели по исходной, ее параметризации и деформация. Исходная модель получена с помощью технологии трехмерного сканирования. Сложные поверхности виртуальных манекенов представляются каркасной моделью. Результаты моделирования оцениваются с использованием набора показателей близости. Сравнению подвергаются деформированные модели и их

виртуальные прототипы. В качестве критерия оценки результатов моделирования используется среднеквадратичное отклонение.

The paper deals with the parametric modeling method of virtual mannequins for the purposes of garment manufacturing. The described approach includes the steps of generation the basic model on the ground of the initial model (obtained in the 3D-scanning process), its parameterization and deformation. The complex surfaces are presented by the wireframe model. The modeling results are evaluated with the use of five characteristics of models similarity. For this reason models resulted under deformation are compared with theirs virtual prototypes. The deformation results are estimated by the standard deviation criterion.

СПОСОБ ПЕРЕРАБОТКИ МЕЛКИХ ФРАКЦИЙ ФЕРРОСИЛИЦИЯ

С.А. Теслев, вед. инженер ЮФЗ, Е.П. Теслева, к. ф – м. н., доц.

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета*

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 6-44-32

Рассматривается возможность переработки отходов производства ферросилиция методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в условиях Юргинского ферросплавного завода.

The possibility of processing of waste ferrosilicon production by the method of self-propagating high temperature synthesis in the conditions ferroalloys plant of Yurga.

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ НАПЛАВОЧНОГО ВАЛИКА И ЕГО МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ ИЗЛУЧЕНИЕМ МОЩНОГО ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА

Г.А. Туричин д.т.н., проф., В.В. Сомонов асп., вед. инженер, О.Г. Климова к.т.н., ассистент

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет

195251, Россия, Санкт-Петербург, Политехническая, 29.; тел: 89500081763

E-mail: vlad@ltc.ru

В статье приводятся теоретическое решение задачи о нагреве частиц порошка и их переносе к подложке, с учетом влияния падающей на подложку струи транспортирующего газа, исследования микроструктуры наплавленного слоя при лазерной наплавке излучением мощного волоконного лазера, анализируется зависимость образования переходного слоя от параметров наплавки.

The article gives a theoretical solution of the problem of heating of the powder particles and their transfer to the substrate, considering the impact of the incident on the substrate jet transporting gas. The article describes the research of a microstructure of the deposited layer laser cladding by high power fiber laser, the dependence of education from the parameters of the transition-layer cladding.

О ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМОФРИКЦИОННОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК НА МАЛЫХ СКОРОСТЯХ

К.Т. Шеров, д.т.н., профессор, А.В. Маздубай, докторант, А.К. Ракишев, докторант

Карагандинский государственный технический университет

100027 г. Караганда ул. Б.Мира, 56, тел. (7212) 56-44-22

E-mail: asylkhan_m@mail.ru

В данной статье приводится информация о разработанной технологии термофрикционной обработки металлических заготовок на малых скоростях. Данная технология позволяет выполнять процесс резания металлических заготовок на станках обычного исполнения, имеющих шпиндельный узел с частотой вращения $n=2000-3500$ об/мин. В статье также показана конструкция специальной установки для термофрикционной обработки металлических заготовок на малых скоростях.

This article provides information on the developed technology thermo friction treatment of metal workpieces at low speeds. This technology allows to perform the process of cutting metal workpieces on standard design machines with spindle unit with a speed of $n = 2000-3500$ rev / min. The article also shows the construction of a special installation for thermal friction treatment of metallic workpieces at low speeds.

**МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПЛЕНОК НА АЛМАЗНЫХ КРУГАХ С
МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКОЙ**

А.С. Янюшкин, д.т.н., проф., О.И. Медведева, ст. препод., Н.А. Сапрыкина, ст. препод.*

Братский государственный университет

665709, г. Братск, ул. Макаренко 40

E-mail: yanyushkin@brstu.ru

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-27-92

E-mail: nat_anat_sapr@mail.ru

Статья посвящена проблеме потери работоспособности алмазных кругов при обработке твердосплавных материалов. Основное внимание уделено составу засаленного слоя и механизму образования защитных пленок на поверхности алмазных кругов. Установлено, что при шлифовании твердых сплавов возможны условия блокирования засаленного слоя и повышения режущих свойств алмазных кругов с металлической связкой.

The article deals with the loss of efficiency in the processing of diamond disk carbide materials. The focus is on the composition of a greasy layer and a mechanism of protective membrane formation on the surface of diamond disks. It is known that the process of grinding carbide alloys, some conditions of a clogging layer blocking and improving of cutting properties of diamond disks with a metal ligament are possible.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА «Ti -Al» И «Ti -
Al₃Ti - Ti»**

Д.В. Лазуренко, к.т.н., В.И. Мали, к.ф.-м.н., доц., К.Е. Шевцова

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

630092, г.Новосибирск, пр. Лаврентьева, 15.

E-mail: pavlyukova_87@mail.ru, mali@hydro.nsc.ru

В работе исследовались структурные особенности, прочностные и упругие свойства многослойных композиционных материалов, сформированных по технологии сварки взрывом и дополнительной термической обработки. В качестве исходных материалов были выбраны пластины титана и алюминия. Было показано, что в процессе динамического соударения металлических заготовок при сварке взрывом произошли существенные структурные изменения в их поверхностных слоях, которые оказывают непосредственное влияние на процессы зарождения и роста интерметаллидной фазы. Выдержка многослойных металлических материалов при повышенной температуре приводит к формированию равномерных интерметаллидных прослоек на границах раздела алюминия и титана. После 50-часового отжига произошло локальное слияние растущих навстречу друг другу интерметаллидных прослоек, а алюминий, входящий в состав композита был практически полностью израсходован на формирование интерметаллидной фазы. Наноиндентирование показало, что твердость и модуль Юнга алюминиды титана составил 7,5 и 280 ГПа соответственно. Указанные значения существенно выше показателей, полученных для алюминия и титана.

In this study structure particularities, strength and elastic properties of multilayered composites fabricated using explosion welding and consequent heat treatment were investigated. Aluminum and titanium plates were used as initial materials. It was shown that dynamic impact of metallic workpieces realizing during explosion welding process led to significant structural transformations in the surface layers. These structural changes had the strong influence on nucleation and growth of intermetallic phase. Holding the multilayered metallic composites at high temperatures led to formation of homogenous intermetallic layers at titanium-aluminum interfaces. After 50 hours of heat treatment the local merge of intermetallic layers which were growing toward to one another took place. Aluminum included in the material composition was almost fully expended on intermetallic phase formation. Nanoindentation showed that hardness and Young's modulus of titanium aluminide were equal to 7.5 and 280 GPa respectively. These values were significantly higher than results obtained for aluminum and titanium.

ПОВЕРХНОСТНОЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ВАНАДИЕМ И ГРАФИТОМ

Д.О. Муль, асп., Д.В. Лазуренко, к.т.н., доц., Т.А. Зимоглядова, студ.
Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр-т К. Маркса, 20, тел. 89137607784
E-mail: ddariol@yandex.ru

Исследованы процессы вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей ванадия с графитом на заготовки из стали 40Х. Изучена структура наплавленных слоев, проведены триботехнические испытания поверхностно упрочненных материалов. Показано, что наплавка порошковых смесей, содержащих ванадий, приводит к формированию качественных износостойких покрытий. Толщина поверхностно легированных слоев составляет 2.5...3.4 мм. Значения микротвердости наплавленных слоев достигают 12000 МПа. При уменьшении толщины покрытия концентрация упрочняющих частиц возрастает, результатом чего является повышение износостойкости модифицированного материала.

Processes of non-vacuum electron-beam cladding of V+C powder mixtures on steel specimens were investigated. Structure of the cladded layers was studied. Tribotechnical tests of the surface-hardened materials were carried out. It was revealed that cladding of vanadium-containing powder mixtures leads to the formation of high-quality wear-resistant coatings. A thickness of surface-alloyed layers is 2.5...3.4 mm. The microhardness level of cladded layers reaches 12000 MPa. Concentration of reinforcing particles increases with the decrease of the coating thickness and it results in wear resistance increase of modified material.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА, ЛЕГИРОВАННОГО МЕДЬЮ

Н.В. Степанова, асс., А.А. Разумаков, асп., Е.А. Ложкина, к.т.н., доц.
Новосибирский государственный технический университет
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, НГТУ, Россия
E-mail: naty@ya.ru

Изучено влияние меди на структуру и механические свойства серого чугуна. Показано, что медь оказывает влияние на процесс графитизации. Повышение содержания меди до 6...7 мас. % способствует уменьшению глубины отбеленного слоя. При дальнейшем повышении содержания меди склонность сплавов к отбелу возрастает. При содержании в чугуне от 0 до ~ 7 % Си включения меди методами оптической микроскопии не обнаруживаются. В чугуне, содержащем 14,7 % Си, распределение шаровидных включений имеет два пика: на 30...40 мкм и 150...160 мкм. В цементите ледебурита зафиксированы медьсодержащие включения неправильной формы размером ~ 1 мкм. В колониях пластинчатого перлита наблюдали выделения субмикронного размера.

The effect of Cu addition on structure and mechanical properties of the gray cast iron is studied. Copper is showed to effect the graphitization process. Copper content increase up to 6 ... 7 wt. % reduces the depth of the chill layer. With further increase of copper content the alloys tendency to chilling effect increases. When the cast iron contains from 0 to ~ 7% Cu copper, inclusions can't be detected using only optical microscopy. In the cast iron with 14.7 % Cu, distribution of inclusions has two peaks: 30 ... 40 ... 150 microns and 160 microns. Out-of-shape cupric inclusions of the size of ~ 1 micron are detected in the ledeburite cementite. Submicron inclusions are observed in the lamellar pearlite colonies.

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕДНЕГО УГЛА ИНСТРУМЕНТА НА ХАРАКТЕР ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ РЕЗАНИИ

А.В. Филиппов, ассистент, В.В. Горбатенко*, к.ф.-м.н., с.н.с.
Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета,
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, Ленинградская 26
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021, Томская обл., г. Томск, просп. Академический, 2/4

В статье рассматривается экспериментальное исследование процессов пластической деформации в зоне стружкообразования при резании меди М1. По результатам экспериментального

исследования определено значение относительной деформации сдвига и интенсивности деформации сдвига. Показано, что с изменением инструментального переднего угла γ меняется характер протекающей в зоне стружкообразования пластической деформации. Определено, что наибольшая интенсивность деформации сдвига находится в области контакта вершины инструмента с деформируемым образцом.

The article deals an experimental study of plastic deformation in the area of chip when cutting copper M1. According to the results of experimental study determined the value of the intensity of shear deformation. Demonstrated that with the change of tool rake angle γ and the changing nature of proceeding in the area of chip plastic deformation. The greatest intensity of the shear deformation is in the region of contact of the tool tip with the deformable sample.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННОЙ СМЕСИ НАНОПРОШКОВ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ

Л.И. Шевцова, асп., Т.С. Самейцева, асп., Д. Д. Мункуева, студ.

Новосибирский государственный технический университет

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

E-mail: edeliya2010@mail.ru

Методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования структуры материалов, полученных по технологии электроискрового плазменного спекания механически активированной нанопорошковой смеси Ni + 13,29 мас. % Al. Соотношение исходных порошков предполагало получение соединения Ni₃Al. Относительная плотность спеченных материалов достигает ~ 95 %. Уровень микротвердости полученных образцов составляет 6540 МПа. Предел прочности спеченных заготовок при изгибе равен 1160 МПа.

The structure of materials produced by spark plasma sintering of mechanically activated nanopowder mixture consisted of Ni and 13.29 wt. % Al was studied using optical microscopy, scanning and transmission electron microscopy methods. This elemental nanopowders ratio involves obtaining Ni₃Al compound. Relative density of the sintered samples was ~ 95 %. The microhardness level of the materials was equal to 6540 MPa. The ultimate bending strength of the sintered samples was 1160 MPa.

К ВОПРОСУ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КПД МАСЛЯНЫХ ШЕСТЕРЁНЧАТЫХ НАСОСОВ

А.К. Шеров, докторант PhD, А. Кенжегул, бакалавр

Карагандинский государственный технический университет

100027, г. Караганда, Б. Мира 56, тел. (7212)-56-28-03

E-mail: knyazluni@mail.ru

Проведенный анализ показал, что гидравлические машины типа шестеренные насосы не всегда соответствуют эксплуатационным требованиям заявленным заводом-производителем. К ним относятся: низкий КПД; преждевременный отказ работы узлов; низкая производительность и т.д., которые в конечном итоге отрицательно влияют на надежность не только гидравлической машины, но и системы в целом. В статье приводится расчет КПД применительно шестеренного насоса НШ-50.

The analysis showed that the hydraulic machine type gear pumps do not always meet the performance requirements stated by the manufacturer. These are: low efficiency; premature failure of components, low productivity, etc., which ultimately negatively affects the reliability of not only the fluid machine, but the whole system. The article provides a payment in respect of a gear pump efficiency NS-50.

АЛФАВИТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

- Cao Lamei 189
 Korosteleva E.N. 273
 Krinitsyn M.G. 273
 Lu Guangxun 189
 Pribytkov G.A. 273
 YU B. 185
 ЗНАО Y. 185
 Абабков Н.В. 100
 Агеева М.В. 83
 Алексеенко Т.А. 13
 Алсараева К.В. 241
 Алфёрова Е.А. 202, 297
 Амиров Ф.Г. 208
 Аносов В.И. 440
 Ануфриенко Д.А. 339
 Ахметов А.Д. 112
 Бабакова Е.В. 225
 Баканов А.А. 380
 Баранникова С.А. 213
 Барсук А.В. 290
 Батырбеков Э.Г. 392
 Безбородов В.П. 29
 Белокуров Г.М. 396
 Беломестных В.Н. 218
 Белоусов Ю.В. 166
 Белоусова Н.С. 337, 339
 Белый А.В. 177
 Бердникова Е.Н. 13
 Бернацкий А.В. 285
 Борисов Ю.С. 285
 Борозна В.Ю. 259
 Боянгин Е.Н. 180
 Бровко А.В. 17
 Будовских Е.А. 332
 Буракова Е.М. 136
 Бушма А.И. 22
 Быкова Н.В. 100
 Бысыина С.И. 341
 Валентов А.В. 132
 Валуев Д.В. 221, 350, 353, 356
 Вальтер А.В. 380
 Веселов С.В. 339, 445
 Волков К.В. 241, 255
 Вострецов Г.Н. 123
 Вострецова Т.Г. 123
 Газенаур Е.Г. 396
 Глушков Д.С. 315
 Горбатенко В.В. 431
 Гордин С.О. 26
 Горайнова О.А. 337
 Готовщик Ю.М. 129
 Градобоев А.В. 225
 Грибова О.Н. 257
 Григорьева А.А. 29
 Григорьева Е.Г. 32
 Громов В.Е. 255
 Грудинин С.Н. 402
 Губайдулина Р.Х. 281
 Данилов В.И. 228
 Данчук В.В. 249
 Девойно О.Г. 233
 Дживишов В.Ф. 155
 Дмитриева А.В. 138
 Доляновская О.В. 22
 Ерофеев В.А. 45, 90, 162
 Ерыгина Л.А. 328
 Жантуаров С.Р. 127
 Жмакин Ю.Д. 237
 Журавков С.П. 127
 Журавлев С.И. 45
 Загуляев Д.В. 249
 Зайцев К.В. 259, 269
 Зернин Е.А. 55, 149, 158
 Зимоглядова Т.А. 424
 Зубенко Л.Н. 136
 Зуев Л.Б. 213
 Зюбан А.В. 50
 Ибрагимов Е.А. 307
 Иванов В.П. 35
 Иванов Ю.Ф. 377
 Игнатъев А.С. 244
 Ильященко Д.П. 129
 Карцев Д.С. 149
 Кенжегул А. 438
 Ким А.Б. 257
 Клименов В.А. 259, 269
 Климова О.Г. 410
 Клопотов А.А. 264
 Клопотов В.Д. 264
 Клочков И.Н. 80
 Ковалевская Ж.Г. 269
 Ковгер Р.В. 59
 Козырев Н.А. 38, 42, 43
 Козырева О.Е. 42
 Колмогоров Д.Е. 38
 Коновалов Н.А. 45
 Коновалов С.В. 237, 249, 255
 Коноводов В.В. 132
 Копелев М.В. 132
 Коперчук А.В. 276
 Коротков А.Н. 281
 Короткова Л.П. 281
 Корчуганов М.А. 374
 Крампит А.Г. 138, 145
 Крампит М.А. 136, 142, 145
 Крампит Н.Ю. 142
 Крюков А.В. 50, 67, 158
 Крюков Р.Е. 38
 Кузнецов В.Д. 72
 Кузнецов М.А. 55, 149
 Кузнецов М.В. 112
 Кузьмич-Янчук Е.К. 285
 Кукареко В.А. 177
 Лаврова Е.В. 35
 Лазуренко Д.В. 295, 422, 424
 Лапковский А.С. 233
 Ласуков А.А. 290, 388
 Лебедев В.А. 94
 Ленивцева О.Г. 295
 Лобанов Д.В. 343
 Логинова М.В. 325
 Ложкина Е.А. 428
 Лукашов А.С. 55
 Луцко Н.И. 233
 Лычагин Д.В. 202, 297
 Люкшин В.С. 303
 Маздубай А.В. 415
 Мали В.И. 152, 422
 Малушин Н.Н. 350, 353, 356
 Малютина Ю.Н. 152
 Маркидонов А.В. 361
 Масленников А.В. 90
 Матрунчик М.С. 398
 Медведева О.И. 417
 Мейстер А.Р. 59
 Мейстер Р.А. 59
 Мельникова Е.В. 337
 Моисеенко М.О. 370
 Морозов К.В. 241
 Мотрунич С.И. 80
 Моховиков А.А. 185, 244, 311
 Муль Д.О. 424
 Мункуева Д.Д. 435
 Мурин А.В. 276
 Мышляев М.М. 367
 Намазов С.Н. 155
 Невский С.А. 237
 Негода Е.Н. 62
 Некрасов Р.Ю. 374
 Некрасов Ю.И. 388
 Овчаренко В.Е. 177, 180, 185, 189, 195, 244
 Олесюк О.В. 332
 Осетковский В.Л. 350, 353, 356
 Павлов Н.В. 50, 67, 158
 Перемитько В.В. 72
 Петрикова Е.А. 377
 Петрова В.А. 380
 Петрушин С.И. 386
 Плаксин А.Н. 77
 Покляцкий А.Г. 80
 Полищук В.А. 67, 158
 Поляков И.А. 347
 Попов О.Н. 370
 Потекаев А.И. 264
 Пустовалов А.В. 127
 Путилова У.С. 388
 Размышляев А.Д. 83
 Разумаков А.А. 428
 Ракишев А.К. 415
 Рахадиллов Б.К. 392
 Ретюнский О.Ю. 315
 Рзаев Э.Д. 155
 Родзевич А.П. 396
 Романов Д.А. 332
 Рудаков С.Г. 26, 88
 Руктуев А.А. 347
 Русин Н.М. 320
 Рычков Д.А. 343
 Самейщева Т.С. 341, 435
 Самойленко В.В. 295, 347
 Сапрыкин А.А. 225, 307, 398
 Сапрыкина Н.А. 398, 417
 Сараев Ю.Н. 29, 94
 Свяжина Н.В. 142
 Семухин Б.С. 228
 Сидорец В.Н. 13
 Ситников А.А. 318
 Скаков М.К. 328, 392
 Скоренцев А.Л. 320
 Скороход К.А. 152
 Слезкин Д.В. 90
 Смелов В.Г. 119
 Смирнов А.Н. 100
 Собачкин А.В. 318
 Соболева Э.Г. 218
 Сокол А.Н. 72
 Солодский С.А. 94
 Сомонов В.В. 410
 Сотов А.В. 119
 Сотокина Ю.В. 104
 Стариков А.А. 374
 Степанов А.П. 104
 Степанова Н.В. 428
 Судник В.А. 162
 Таран А.П. 62
 Тересов А.Д. 377
 Теслев С.А. 407
 Теслева Е.П. 407
 Тимаревский Р.С. 445
 Титов Д.А. 42, 43
 Томилов И.Н. 402
 Трепутнева Т.А. 370
 Туричин Г.А. 410
 Фальченко Ю.В. 109
 Фархутдинова Ю.Г. 26

V Международная научно-практическая конференция
«Инновационные технологии и экономика в машиностроении»

Федорович В.А. 440	Цибульский И.А. 112	Чуйков С.С. 311	Шитарев И.Л. 119
Федорчук В.Е. 109	Чазов П.А. 290	Чумаевский А.В. 297	Шляхова Г.В. 213, 228
Филимонов В.Ю. 325	Черепанов А.Н. 189	Шаферовский В.А. 166	Шурупов В.М. 43
Филиппов А.В. 431, 440	Черкасова Н.Ю. 445	Шевцова К.Е. 422	Юдаев П.Б. 62
Филонов А.В. 117	Чернова С.А. 172	Шевцова Л.И. 341, 435	Яковлев В.И. 307, 318
Фроловский В.Д. 402	Черняков А.А. 202	Шевченко Р.А. 88	Яковлева Н.А. 325
Хаскин В.Ю. 22	Чинахов Д.А. 32, 77, 129	Шеров А.К. 438	Янюшкин А.С. 343, 417
Цвелев Р.В. 162	Чуйков Р.С. 311	Шеров К.Т. 415	

Научное издание

ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ЭКОНОМИКА В МАШИНОСТРОЕНИИ


Сборник трудов
V Международной научно-практической конференции

**Редакционная коллегия предупреждает, что за содержание
представленной информации ответственность несут авторы**

Компьютерная верстка и дизайн обложки
Е.Г. Фисоченко

**Отпечатано в Издательстве ТПУ в полном соответствии
с качеством предоставленного оригинал-макета**

Подписано к печати 14.05.14. Формат 60х84/8. Бумага «Снегурочка»
Печать XEROX. Усл. печ. л. 65,86 . Уч.-изд. л. 51,58.
Заказ 404-14. Тираж 150 экз.

ИЗДАТЕЛЬСТВО  тпу. 634050, г. Томск, пр. Ленина, 30
Тел./факс: 8(3822)56-35-35, www.tpu.ru