

**ТОМСКИЙ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ**



На правах рукописи

Нефедьев Сергей Павлович

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ ПРИ
ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ И ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ**

Специальность 1.3.8 – Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание учёной степени
доктора физико-математических наук

Томск – 2025

Работа выполнена в Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Научный **Емелишин Алексей Николаевич**

консультант: доктор технических наук, профессор
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», профессор кафедры литейного производства и материаловедения

Официальные **Громов Виктор Евгеньевич**

оппоненты: доктор физико-математических наук, профессор
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет», заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля

Клопотов Анатолий Анатольевич

доктор физико-математических наук, профессор
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Томский государственный архитектурно-строительный университет», профессор кафедры прикладной механики и материаловедения

Коробов Юрий Станиславович

доктор технических наук, профессор
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, главный научный сотрудник, заведующий лабораторией лазерной и плазменной обработки

Защита состоится 21 мая 2025 г. в 17-00 часов на заседании диссертационного совета ДС.ТПУ.03 Национального исследовательского Томского политехнического университета по адресу: 634050, г. Томск, пр. Ленина, 2а, строение 4, аудитория 245.



С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке Томского политехнического университета и на сайте dis.tpu.ru при помощи QR-кода.

Автореферат разослан « ____ » _____ 2025 года.

Учёный секретарь
диссертационного совета ДС.ТПУ.03
доктор технических наук

Гынгазов Сергей Анатольевич

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Анализ повреждаемости деталей машин показывает, что их преждевременный выход из строя обусловлен главным образом процессами, происходящими на поверхности в зоне трения. При этом многие части деталей машин и оборудования выбраковываются вследствие небольшого износа рабочей поверхности. В связи с этим, актуальной является задача повышения эксплуатационных свойств поверхностных слоёв деталей до более высокого уровня, прежде всего способности сопротивляться различным видам изнашивания. Наиболее частыми причинами преждевременного выхода из строя деталей машин и оборудования является абразивный и ударно-абразивный износ, кавитация, усталостные процессы и другие виды изнашивания.

Использование плазменно-порошковой наплавки для получения износостойких покрытий наиболее полно отвечает требованиям промышленности, как по уровню достижимых свойств, так и по экономической эффективности. Плазменно-порошковая наплавка с использованием плазмотрона, работающего на основе двух независимо горящих дуг, позволяет исключить деформацию наплавленных тонкостенных деталей в связи с ограниченным тепловым воздействием и минимальной глубиной проплавления и получить физико-механические свойства покрытий близкие к свойствам наплавочного порошкового материала уже в первом наплавленном слое. Однако, отсутствие отечественных наплавочных материалов на железной основе для плазменно-порошковой наплавки приводит к необходимости использовать дорогие импортные материалы на никелевой и кобальтовой основах. В связи с чем, в России остро стоит вопрос создания отечественных наплавочных материалов на железной основе, которые не будут уступать иностранным аналогам по уровню эксплуатационных свойств и технологичности применения, а также, будут отвечать принципам рационального легирования.

Перспективным направлением в создании материалов для плазменно-порошковой и лазерной наплавки является применение сплавов на основе высоколегированных белых чугунов. Эти сплавы в настоящее время нашли широкое применение для изготовления литых деталей, предназначенных для эксплуатации в условиях интенсивного абразивного, ударно-абразивного, гидро-абразивного изнашивания и т.д. Разработкой экономнолегированных литейных белых износостойких чугунов занимались выдающиеся отечественные и иностранные учёные М.Е. Гарбер, И.И. Цыпин, М.М. Тененбаум, Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Корягин, Х.С. Ри, Ю.Г. Гуревич, Г.И. Сильман и другие. Однако теоретических основ применения данных сплавов в качестве наплавочных материалов крайне недостаточно. В частности отсутствуют сведения о рациональных интервалах легирования для создания износостойких покрытий, режимах наплавки, коэффициентах перехода легирующих элементов, трещиностойкости, пористости и т.д.

Для целей создания износостойких покрытий, полученных с помощью плазменно-порошковой наплавки перспективным является применение сплавов

систем легирования Fe-C-Cr-V, Fe-C-Cr-W-V и Fe-C-Cr-Mn, т.е. сплавов типа G, по классификации Международного института сварки (IIW). Большой вклад в развитие научных основ получения износостойких наплавленных покрытий на различной основе внесли такие учёные как Л.С. Лившиц, Н.А. Гринберг, Г.Н. Соколов, В.А. Коротков, М.М. Хрущов, А.И. Сидоров, А.Е. Вайнерман и др. Однако научные данные о применении азота в качестве легирующего элемента при наплавке износостойких покрытий данного типа в настоящее время практически отсутствуют.

Легирование азотом позволяет значительно повысить абразивную стойкость покрытий, твёрдость и ударостойкость. Основными трудностями применения азота является его высокая диффузионная подвижность при высоких температурах, и связанный с этим повышенный угар, а также, склонность азотсодержащих сплавов к чрезмерному росту зерна, что может полностью нивелировать всё положительное влияние от легирования азотом.

Проблема легирования плазменных покрытий азотом из присадочного материала связана в первую очередь с такими технологическими факторами как: высокая температура ванны расплава и, связанный с этим, повышенный угар легирующих элементов, повышенное давление газа в атмосфере плазменной дуги и, связанная с этим, дегазация (деазотирование), исходным фазовым составом азотсодержащего присадочного материала. Путём правильного назначения режима наплавки, а также, оптимальным подбором состава наплавочного порошка, возможно снизить негативное воздействие описанных выше технологических факторов и обеспечить максимальный коэффициент перехода азота в покрытие, при минимальных технологических затратах.

Влияние режимов плазменно-порошковой наплавки порошками на железной основе на формирование структуры и свойств покрытий также изучено не в полной мере, в связи с чем, необходимо исследовать влияние режимов плазменно-порошковой наплавки на особенности структурообразования и свойства наплавленного металла.

Цель работы заключается в исследовании закономерностей формирования структуры и свойств износостойких покрытий систем Fe-C-Cr-V, Fe-C-Cr-Mn, Fe-C-Cr-W-V, полученных при различных режимах плазменно-порошковой наплавки, легировании азотом и дополнительных технологических воздействиях при наплавке. Создание на этой основе экономнолегированных наплавочных материалов, для получения износостойких покрытий, а также, разработка технологии наплавки и специализированного оборудования.

Для достижения цели поставлены следующие **задачи**:

- Исследовать закономерности влияния режимов плазменно-порошковой наплавки покрытий системы Fe-C-Cr-V и дополнительных технологических воздействий на химический и структурно-фазовый состав, твёрдость и износостойкость наплавленных покрытий.
- Изучить влияние азота на формирование структуры и свойств покрытий систем легирования Fe-C-Cr-Mn и Fe-C-Cr-W-V при плазменно-порошковой наплавке.

На основе полученных данных разработать состав порошковых композиций для получения износостойких покрытий для различных условий изнашивания.

- Сформулировать и обосновать принципы рационального легирования и структурообразования износостойких покрытий различного функционального назначения, для получения наивысшей износостойкости в различных условиях изнашивания.

- Разработать методику испытания наплавленных покрытий на трение при повышенных температурах в зоне изнашивания.

- Разработать технологию получения гранулированных порошков для плазменной наплавки, позволяющую вводить в состав покрытий азот в количестве не менее 0,1 %.

- Показать возможность практического применения разработанных наплавочных порошков и технологий наплавки для получения износостойких покрытий при реновации деталей промышленного оборудования.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Установлены общие закономерности влияния термического цикла наплавки на формирование макро- и микроструктуры, фазовый и химический состав покрытий системы Fe-C-Cr-V. Сформулированы принципы рационального структурообразования, позволяющие получать необходимый структурно-фазовый состав покрытий для конкретных условий эксплуатации. Показано, что введение дополнительного охлаждения потоком воздуха, приводит к формированию покрытия с псевдоэвтектическим типом структуры, и повышению абразивной износостойкости.

2. Показано, что введение модуляции тока при наплавке покрытий систем легирования Fe-C-Cr-V и Fe-C-Cr-Mn позволяет эффективно снизить тепловложение и температуру сварочной ванны с 1700...1800 °С до 1500...1600 °С, благодаря чему в покрытиях формируется эвтектическая структура, характеризующаяся направленным ростом ведущей (карбидной) фазы перпендикулярно подложке, что способствует повышению твердости и износостойкости покрытий.

3. Обнаружено, что введением азота при наплавке в количестве 0,3...0,8 % масс., в покрытия с содержанием углерода 2,0...2,5 %, хрома 15,0...25,0 %, марганца 15,0...20,0 % и кремния 2,0...3,5 %, возможно регулировать тип формируемой структуры. Показано, что для получения наиболее износостойкого покрытия системы Fe-C-Cr-Mn-N для эксплуатации в условиях гидроабразивного изнашивания необходимо обеспечить содержание азота в покрытии на уровне 0,4...0,6 %, при содержании кремния на уровне 3 %.

4. Установлено, что введение азота в количестве 0,18 % в наплавленные покрытия системы легирования Fe-C-Cr-W-V, приводит к инверсии формы и строения эвтектической фазы. Скелетообразное строение эвтектических карбидов сменяется на пластинчатое строение с рваными и неровными краями, образующими тонкую сетку по границам зёрен. Происходит замещение эвтектического карбида Me_6C на карбонитрид Me_6CN , в результате чего возрастает микротвёрдость эвтектики с 10200

МПа до 14400 МПа и увеличивается объёмная доля эвтектики с 24 % до 36 %, что приводит к повышению твёрдости покрытий на 3...5 HRC.

5. Сформулированы принципы рационального легирования азотом износостойких покрытий систем Fe-C-Cr-Mn для получения наиболее износостойкого структурно-фазового состояния после плазменной наплавки. Показано что для повышения абразивной износостойкости и теплостойкости необходимо введение более 0,2 % азота при содержании хрома более 22 % и содержании углерода более 2,2 %. Повышение гидроабразивной износостойкости покрытий указанных систем легирования возможно при легировании азотом на уровне 0,4 % и кремния 3 %. Установлено, что наивысшей гидроабразивной износостойкостью обладает покрытие, содержащее 2,1 % углерода, 23 % хрома, 16 % марганца и 0,2 % азота полученное при наплавке на токе 120 А в два слоя. А наивысшей ударно-абразивной износостойкостью обладает покрытие ПГ-10Р6АМ5 с 0,2 % содержанием азота.

6. Получены новые научные результаты по совместному влиянию карбидообразующих легирующих элементов, при концентрации хрома (0...30,0 мас. %), марганца и молибдена (0...5,0 мас. %), ванадия (0...3,0 мас. %) и азота на структурно-фазовый состав наплавленного металла, распределение легирующих элементов по фазам, микротвёрдость структурных составляющих, твёрдость и износостойкость покрытий в различных условиях изнашивания.

Практическая значимость работы состоит в следующем:

1. Разработана методология управления структурой и фазовым составом износостойких покрытий, получаемых плазменно-порошковой наплавкой на углеродистые стали, позволяющая обеспечить получение заданного структурно-фазового состава покрытий.

2. Разработан порошковый сплав для изготовления изделий методом селективного плазменного припекания, обеспечивающий повышение прочностных свойств (твёрдости до уровня 61...63 HRC и временного сопротивления до 1200 МПа) объёмных изделий. Указанный сплав применён для восстановления штоков гидроцилиндров.

3. Разработан порошковый сплав на основе железа для износостойкой наплавки, обеспечивающий повышенную ударно-абразивную износостойкость покрытия и стабилизацию твёрдости на уровне 60...63 HRC. Данный порошковый сплав применен для восстановления ножей горячей резки металла в сортопрокатном цехе ПАО «ММК».

4. Разработан способ восстановления наплавкой поверхностей тел вращения, предотвращающий искажение размеров и формы наплавляемой детали и появление трещин при наплавке, что позволило снизить припуск на механическую обработку деталей.

5. Разработан дуготроновой плазматрон для плазменно-порошковой наплавки имеющий увеличенный срок службы (до 1000 часов) и формирующий стабильно качественные покрытия, а также, технология введения азота в состав покрытий при

плазменно-порошковой наплавке, позволяющая получать высокоазотистые наплавленные покрытия.

На базе разработанных технических и технологических решений на ПАО «ММК» и ряде машиностроительных предприятий апробированы технологии ремонта и изготовления штоков гидроцилиндров, роликов МНЛЗ, лопастей и корпусов насосов, гибочных валков, ножей горячей резки и др. деталей металлургического оборудования, что подтверждено актами внедрения.

Достоверность полученных результатов подтверждается комплексным использованием современных методов исследования корректной постановкой решенных задач, использованием современных средств анализа экспериментальных данных, согласованностью полученных экспериментальных данных с работами других исследователей, сопоставлением полученных теоретических результатов с экспериментальными данными, а также, применением современного технологического и исследовательского оборудования и воспроизводимостью результатов.

На защиту выносятся:

1. Разработанные химический и гранулометрический составы порошкового материала содержащего: 3,1...3,3 % углерода, 18,00...20,00 % хрома и 3,00...4,00 % ванадия, 0,4...1,0 марганца, 0,2...0,6 кремния дисперсностью 180...360 мкм, а также, состав порошкового сплава содержащего: 0,4...0,6% углерода, 11,0...13,2 % хрома; 0,1...0,4 % кремния; 0,4...0,9 % марганца, 0,08...0,12 % алюминия, 0,4...0,8 % азота; 0,03...0,1 % молибдена и остальное железо. Указанные порошковые материалы предназначены для плазменно-порошковой наплавки износостойких покрытий на деталях металлургического оборудования.

2. Результаты исследования влияния режимов наплавки, дополнительных технологических воздействий при наплавке, последующей термической обработки на параметры структуры, фазовый и химический составы покрытий, твёрдость и износостойкость при абразивном, ударно-абразивном и гидроабразивном изнашивании.

3. Научные данные об особенностях влияния азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий систем легирования Fe-C-Cr-Mn-N и Fe-C-Cr-W-V-N, а именно, на карбидообразование, перераспределение легирующих элементов между фазовыми составляющими, изменение микротвёрдости фаз.

Личный вклад соискателя состоит в постановке задач и проведении исследований, обработке и анализе полученных экспериментальных данных. Все экспериментальные исследования и работы по внедрению проведены автором лично или при его активном участии.

Апробация работы. Основные положения диссертации были изложены на X, XI и XV научно-технических конференциях молодых специалистов ЗАО «МРК» (г. Магнитогорск, 2006, 2007, 2011 гг.), 66 научно-технической конференции участников молодёжного научно-инновационного конкурса (г. Магнитогорск, 2008 г.), VIII и IX семинарах «Современные технологии обработки металлов с применением инструментов из сверхтвёрдых материалов – новые технологии и направления» (г.

Магнитогорск, 2010, 2011 гг.), X и XII Международных научно-технических уральских школах-семинарах металловедов – молодых учёных (г. Екатеринбург, 2009, 2011 гг.), XI международной научно-практической конференции «Фундаментальные и прикладные исследования, разработка и применение высоких технологий в промышленности» (г. Санкт-Петербург, 2011 г.), Всероссийской научно-практической конференции «Инновационные материалы и технологии в машиностроительном производстве» (г. Орск, 2011 г.) 68, 69 и 70 межрегиональной научно-технической конференции «Актуальные проблемы современной науки, техники и образования (г. Магнитогорск, 2010, 2011, 2012 гг.), Процессы абразивной обработки, абразивные инструменты и материалы, Волгоград, 09-10 сентября 2014 г., Международный форум "Сварка и диагностика", Екатеринбург, 25-27 ноября 2014 г., Процессы абразивной обработки, абразивные инструменты и материалы. Волгоград, 09-10 сентября 2014 г., 2-nd International conference on industrial engineering, ICIE 2016, Chelyabinsk, 2016 г., Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство, Старый Оскол, 23-25 ноября 2016 г., XXVI научно-технических конференциях сварщиков Урала и Сибири "Оборудование и технология сварочного производства", Челябинск, 18-21 апреля 2016 г., Нанотехнологии функциональных материалов (НФМ'16), Санкт-Петербург, 21-25 июня 2016 г., Достижения и проблемы современной науки, Санкт-Петербург, 03 апреля 2016 г., Сварка. Реновация. Триботехника, Нижний Тагил, 02-03 февраля 2017 г., International conference on modern trends in manufacturing technologies and equipment, ICMTME 2017, Sevastopol, 11-15 сентября 2017 г., Современные достижения университетских научных школ, Магнитогорск, 26-27 декабря 2017 г., Национальная научная школа-конференция, Магнитогорск, 26-27 декабря 2018 г., Ключевые тренды в композитах: Наука и технологии, Москва, 05–08 декабря 2018 г., 77-я Международная научно-техническая конференция "Актуальные проблемы современной науки, техники и образования", Магнитогорск, 22-26 апреля 2019 г., Процессы абразивной обработки, абразивные инструменты и материалы. Шлифабразив-2019, Волжский, 24–26 сентября 2019 г., Международная научная конференция «Физико-химические основы металлургических процессов», Выкса, 10-14 октября 2022 г.

Публикации. Результаты диссертационной работы отражены в 136 публикациях, из которых 16 статей входят в перечень рецензируемых изданий, рекомендуемых ВАК, а 13 публикаций, входят в рецензируемые базы данных Scopus или Web of Science, 7 патентах, 2 свидетельствах для ЭВМ, 1 монографии, 2 учебных пособиях.

Структура и объём диссертации.

Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, выводов по работе, списка используемой литературы и приложений. Работа содержит 289 страниц, 134 рисунка, 46 таблиц, 6 приложений, список литературы из 117 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении кратко сформулирована актуальность работы, дана её общая характеристика, сформулированы исследуемые проблемы, обозначены цель и задачи исследования, а также, показана научная новизна и практическая значимость работы.

В первой главе рассмотрено современное состояние и основные научные проблемы разработки и применения плазменных покрытий для получения износостойких слоёв на деталях металлургического оборудования. Выполнен критический анализ существующих методов нанесения износостойких покрытий на ответственные детали металлургического оборудования.

Рассмотрена классификация наплавочных порошков по химическому составу и типу получаемых покрытий, а также, современные способы изготовления наплавочных порошков и требования, предъявляемые к ним.

Проведён анализ современного оборудования, применяемого для плазменной наплавки, и характеристики получаемых слоёв, способы предупреждения формирования растягивающих остаточных напряжений в покрытиях. Сформулированы требования к структуре и свойствам покрытий, эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания и гидроабразивного изнашивания.

Обоснован и сформулирован выбор наиболее перспективных систем легирования, на базе которых возможно создание азотсодержащих покрытий, предназначенных для условий абразивного, ударно-абразивного и гидроабразивного изнашивания.

Сформулирована цель и произведена постановка задач исследования.

Во второй главе приведены составы и характеристики материалов применяемых для получения наплавочных порошков, методика получения гранулированных азотсодержащих наплавочных порошков и методика исследований влияния химического состава наплавочных порошков и режимов наплавки на структуру, фазовый состав и свойства формируемых покрытий.

Испытания на износостойкость производили по следующим методикам: ГОСТ 23.208-79 «Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы», ГОСТ 23.207-79 «Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытаний машиностроительных материалов на ударно-абразивное изнашивание», испытание на фрикционное изнашивание проводили на автоматизированной машине трения СМЦ-2 по методике разработанной автором. Испытания на гидроабразивное изнашивание проводили на стенде с использованием в качестве абразива окалина металлургического производства.

Покрытия получали плазменно-порошковой наплавкой исследуемых порошков специально разработанным плазмотроном. Отличительной особенностью данного плазмотрона является то, что в нём одновременно горят две независимые дуги. Первая дуга (прямой полярности и косвенного нагрева) горит между катодом – электродом и анодом – медным плазменным соплом, а вторая дуга (обратной полярности) горит между плазменным соплом, являющимся в этом случае катодом, и поверхностью

наплавляемой детали. Такая конструкция плазмотрона позволила совместить преимущества плазмотронов косвенного и прямого действия. Рассредоточенное анодное пятно на поверхности сопла-анода позволило получать широкий столб плазмы и, как следствие, широкие валики наплавленного металла. Принципиальная схема применяемого плазмотрона показана на рисунке 1.

Наплавку производили на токах 80 А, 120 А, 180 А с охлаждением на спокойном воздухе и обдувом потоком воздуха с модуляцией тока 120/60 А с частотой 1Гц и 180/80 А с частотой 2 Гц. Металлографические исследования проводили на микроскопе Meiji IM-7000, количественный фазовый анализ производили с помощью автоматического анализатора изображений Thixomet PRO, измерение микротвёрдости производили на микротвердомере ПМТ-3М.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на сканирующем электронном микроскопе VEGA II LMU со спектральным микроанализатором INCA Energy 450 с дисперсией по энергии. Съёмку полнопрофильных дифрактограмм проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 с компьютерным управлением. Определяли количество γ -фазы, α -фазы и карбидной фазы.

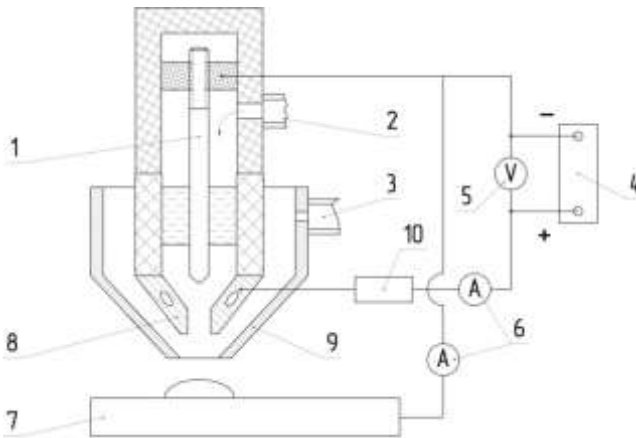


Рисунок 1– Принципиальная схема разработанного плазмотрона для плазменно-порошковой наплавки:

1 – электрод; 2 – патрубок для подачи газа; 3 – патрубок для подачи присадочного порошка; 4 – источник питания постоянного тока; 5 – вольтметр; 6 – амперметр; 7 – наплавляемая подложка; 8 – плазменное сопло; 9 – защитное сопло; 10 – балластный реостат

Определение содержания азота в наплавленных покрытиях проводили методом восстановительного плавления в потоке аргона по ГОСТ 17745. Метод основан на плавлении образца в графитовом тигле в потоке инертного газа и дальнейшем

экстрагировании газовой смеси и детектированием в инфракрасной ячейке спектрометра TC-600 фирмы LECO.

Третья глава посвящена исследованию структуры и свойств, химического и фазового составов покрытий системы Fe-C-Cr-V.

Для получения износостойких покрытий эксплуатирующихся в условиях сухого безударного абразивного изнашивания известны многие марки электродов, такие как OK 84.76 (ESAB, Швеция) и DW-H30 (KOBELCO, Япония) и др., имеющие схожий химический состав: C – 2,8...3,5 %, Cr – 25...30 %, Mn и Si- до 1 %. Этим электродам соответствуют наплавочный порошок Nistelle C (Delloro Stellite Ltd. Германия) содержащий 2,1 % углерода и по 15 % хрома и молибдена, а также, отечественный наплавочный порошок ПП-АН2 (Полема, Тула), имеющий в составе 2,9 % углерода, 24 % хрома и более 2 % бора. Эти наплавочные материалы предназначены для создания покрытий стойких к абразивному изнашиванию без ударных нагрузок. Недостатками указанных материалов является то, что для обеспечения оптимального структурно-фазового состава необходимо проведение дополнительной термической обработки – высокотемпературного отпуска при 650 °С, в результате которого проходят процессы вторичной закалки и в металлической основе покрытий образуется необходимая аустенитно-мартенситная смесь. Только после этого покрытия набирают твёрдость более 50 HRC и становятся способными отвечать своему назначению. Однако при наплавке в условиях повышенных скоростей охлаждения они не реализуют заложенный в них потенциал высокой износостойкости, даже после проведения последующего высокотемпературного отпуска и набора необходимой твёрдости. Это связано с тем, что в условиях повышенной скорости охлаждения кристаллизация протекает в более неравновесных условиях и образование специальных карбидов не происходит или происходит не полностью и вместе с ними выделяется легированный цементит, что приводит к резкому снижению износостойкости при незначительном снижении твёрдости покрытий. Подобное становится возможным при наплавке на пониженных токах, при повышенной скорости охлаждения (характерной для плазменной и лазерной наплавки), наплавки на массивные детали. Причиной такого поведения наплавленного металла является нерациональное соотношение количества карбидообразующих элементов к количеству углерода. Кроме того в условиях повышенных скоростей кристаллизации происходит образование более простых карбидных фаз (сингоний низших категорий), даже при условии стехиометрического соответствия соотношения карбидообразующих элементов к количеству углерода, характерного для карбидов высших категорий сингоний в условиях равновесной кристаллизации. Поэтому известные наплавочные материалы не отвечают требованиям, предъявляемым к наплавочным порошкам для плазменной наплавки по соотношению карбидообразующих элементов и углерода.

С целью создания износостойких покрытий для условий безударного абразивного изнашивания, в т.ч. и при повышенных температурах, были проведены исследования влияния ванадия на формирование структуры и фазового состава при

плазменной наплавке порошковыми материалами системы легирования Fe-C-Cr. Ванадий является эффективным инверсором структуры высокоуглеродистых хромистых сплавов, снижающим количество цементита в карбидной фазы покрытий при кристаллизации. С целью исследования влияния содержания ванадия на формирование структуры и свойств были изучены покрытия отличаются друг от друга относительным содержанием ванадия к углероду от 0,03 до 0,46 % ат. (таблица 1).

Таблица 1 – Химический состав исследованных наплавочных порошков

Шифр №	Содержание, % масс						Соотношение, % ат	
	Fe	C	Cr	Mn	Si	V	Cr/C, ат %	V/C, ат %
3	72,80	3,15	19,30	1,00	0,60	3,15	1,41	0,46
14	72,6	3,1	20,8	0,91	0,58	1,18	1,42	0,2
17	72,1	3,11	18,4	0,95	0,68	0,21	1,36	0,03

Повышение содержания ванадия от 0,21 до 3,15 % масс, при прочих равных условиях, приводит к увеличению доли эвтектики и соответствующему снижению содержания избыточной фазы, вследствие смещения влево эвтектической точки на диаграмме состояния, а при содержании ванадия 3,15 % - к полному предотвращению выделения избыточной фазы и образованию псевдоэвтектической структуры. Это наблюдается на режимах с повышенной скоростью охлаждения, вне зависимости от средней температуры сварочной ванны. Также повышение содержания ванадия и повышение скорости охлаждения действуют равнонаправленно на процесс формирования структуры эвтектики. Межпластинчатое расстояние в эвтектике снижается более чем в два раза с 8 мкм до 4 мкм, а её микротвёрдость повышается до 9000 МПа. Также на повышение микротвёрдости эвтектики оказывает влияние инверсия её структуры связанная с исчезновением карбидов цементитного типа и образованием взамен их карбидов типа M_7C_3 (рисунок 2).

Исходя из результатов проведенных исследований для создания износостойких покрытий эксплуатирующихся в условиях безударного абразивного изнашивания разработан наплавочный порошок для плазменно-порошковой наплавки типа 315X19ФЗ, содержащий, %: 3,1...3,3 углерода, 18,00...20,00 хрома и 3,00...4,00 ванадия, 0,4...1,0 марганца, 0,2...0,6 кремния, по химическому составу представляющий собой белый хромованадиевый чугун. Указанный порошковый сплав защищен патентом РФ. Он предназначен для получения износостойких покрытий при плазменно-порошковой или лазерной наплавке. Степень эвтектичности исследуемого сплава составляет 0,98, что предопределяет возможность лёгкого управления структурообразованием получаемых покрытий при кристаллизации за счёт изменения скорости теплоотвода.

Структура наплавленного покрытия имеет сходство со структурой литых белых хромованадиевых чугунов, но имеет свои особенности, вызванные, прежде

всего, спецификой технологии и режимами плазменно-порошковой наплавки (таблица 2).

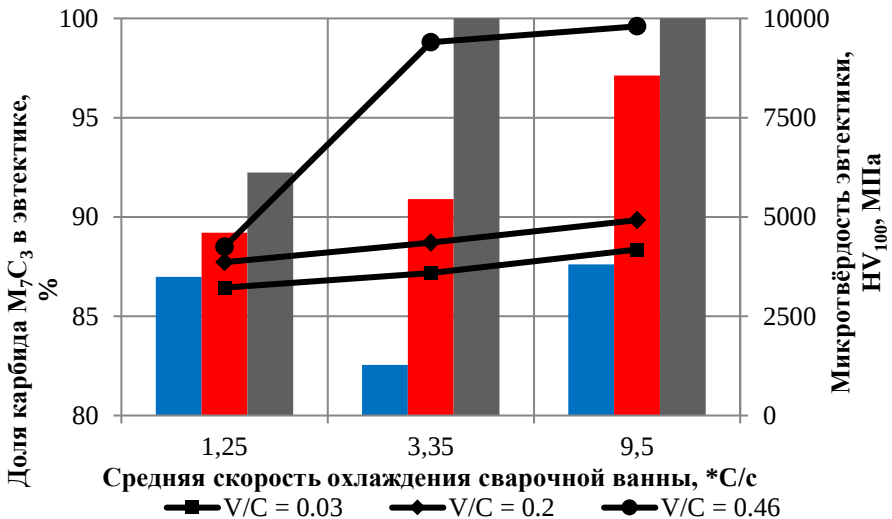


Рисунок 2 – Влияние скорости охлаждения и отношения ванадия к углероду на долю карбида типа M_7C_3 в эвтектике и микротвёрдость эвтектики:
синий – $V/C = 0.03$ % ат, красный – $V/C = 0.2$ % ат, серый – $V/C = 0.46$ % ат

Результаты рентгеноструктурного анализа (таблица 3) показали, что при всех режимах наплавки фазовый состав металлической основы покрытий представляет собой γ -фазу (аустенит), а при наплавке на режимах №№ 3,4 и 5, характеризующимися малыми скоростями кристаллизации, в структуре металлической основы кроме аустенита также присутствует скрытокристаллический мартенсит. Упрочняющими фазами в покрытии являются специальные карбиды хрома ($M_{23}C_6$ и M_7C_3), карбиды ванадия (VC и V_2C) и легированный цементит (M_3C), образование которого нежелательно так как приводит к резкому снижению износостойкости. Металлографические исследования показали, что в зависимости от условий кристаллизации в покрытиях могут формироваться три типа структур: доэвтектическая, эвтектическая или заэвтектическая.

Фазовый рентгеноструктурный анализ покрытий выявил наличие карбидов следующих типов, которые присутствуют в структуре покрытия в различных соотношениях в зависимости от режимов наплавки:

– карбид типа M_7C_3 с гексагональной решёткой и параметрами $a = 14,010 \text{ \AA}$, $c = 4,532 \text{ \AA}$. Этот карбид склонен к образованию «карандашных» форм, как в эвтектике, так и у заэвтектических кристаллов. Рейки карбидов сгруппированы в слегка

расходящиеся пучки, основное направление роста которых параллельно направлению теплоотвода при кристаллизации сплава;

– карбид цементитного типа M_3C с орторомбическим типом кристаллической решётки и параметрами: $a = 4,5235 \text{ \AA}$, $c = 6,7353 \text{ \AA}$;

– карбид ванадия VC с гранецентрированной решёткой, кристаллизующийся с некоторым недостатком углерода и параметром $a \approx 4,166 \text{ \AA}$. При значительной нехватке углерода этот карбид кристаллизуется в форме тригонального карбида V_2C , имеющего значительно меньшую микротвёрдость.

Таблица 2 – Режимы плазменно-порошковой наплавки

Режим наплавки	Сила тока, А	Модуляция тока / охлаждение	Режим охлаждения	Средняя скорость охлаждения, °C/с	Средняя температура сварочной ванны, °C	Эффективная тепловая мощность, кВт/с
1	80	-	спокойно	4,8	1200	2,88
2	120	-	спокойно	3,35	1550	4,32
3	180	-	спокойно	1,25	1850	6,48
4	120	60А, 1 Гц	спокойно	2,3	1600	4,62
5	180	80 А, 2 Гц	спокойно	1,32	1700	6,68
6	180	-	обдув воздухом 0,2 МПа	9,5	1850	6,48

Установлено, что наличие тех или иных фаз и структурных составляющих зависит от режима наплавки и термического цикла, определяющих температуру перегрева сварочной ванны, скорость кристаллизации и последующего охлаждения покрытия. Наплавка с минимальным тепловложением на токах 80 А (режим 1) и 120 А (режим 2) приводит к формированию структуры эвтектического типа с двойной аустенитно-карбидной эвтектикой на базе карбида хрома M_7C_3 . Также в структуре присутствует незначительное количество карбида VC (2,08 %). Твёрдость покрытий составляет более 61 HRC. Распределение микротвёрдости по зоне сплавления характеризуется наличием явно выраженного резкого скачка в кристаллизационной прослойке, обусловленного незначительной её толщиной, составляющей менее 10 мкм.

Повышение тепловложения (режим 3) приводит к изменению типа формируемой структуры наплавленного металла с эвтектической на доэвтектическую. Изменение типа структуры происходит из-за повышения утара углерода при наплавке при максимальном тепловложении и значительного перегрева сварочной ванны и меньшей скорости её кристаллизации, вследствие чего кристаллизация покрытия сдвигается по тальвегу в сторону доэвтектических структур. Металлическая основа представлена легированным аустенитом, а тип эвтектики не претерпевает изменений. Происходит снижение микротвёрдости эвтектики, что в купе со снижением её объёмной доли приводит к снижению твёрдости покрытий до 60 HRC. Зона

сплавления при наплавке на этом режиме характеризуется значительным проплавлением подложки и формированием на участке кристаллизационной прослойки включений мартенсита, что предопределяет сильную неоднородность микротвёрдости по зоне сплавления и склонность к разрушению покрытий при эксплуатации.

Таблица 3 – Фазовый состав и структура покрытий при наплавке порошком типа 315X19Ф3 на различных режимах

Режим наплавки	Тип структуры	Металлическая основа	Структурные составляющие
1	заэвтектический	γ -фаза в составе эвтектики $\gamma + M_7C_3 + M_3C$	$VC (V_2C) + K_2 +$ эвтектика ($\gamma + K_2 + K_3$)
2	эвтектический	γ -фаза в составе эвтектики $\gamma + M_7C_3$	$VC (V_2C) +$ эвтектика ($\gamma + K_2$)
3	доэвтектический	γ -фаза (дендр.) 82,02 %; α -фаза (скрытокрист.)	эвтектика ($\gamma + K_2$) + дендриты А
4	доэвтектический	γ -фаза (дендр.) 37,67 %; α -фаза (скрытокрист.)	эвтектика ($\gamma + K_2$) + дендриты А
5	доэвтектический	γ -фаза (дендр.) 62,08 %; α -фаза (скрытокрист.)	эвтектика ($\gamma + K_2$) + дендриты А
6	эвтектический	γ -фаза в составе эвтектики $\gamma + M_7C_3$	эвтектика ($\gamma + K_2$)

Регулируя температурно-временные параметры процесса наплавки, можно получать различные структурно-фазовые состояния наплавленного металла, и регулировать тем самым уровень напряжений и абразивной износостойкости покрытий.

Применение модуляции тока 120/60 А, с частотой 1 Гц (режим 4) приводит к формированию направленно-ориентированной структуры доэвтектического типа с развитыми осями первого и второго порядка дендритов аустенита. Упорядоченное строение дендритных кристаллов, имеющих более дисперсную структуру и ориентированных осями первого порядка по направлению теплоотвода на участках тока паузы, и наличие дезориентированной доэвтектической структуры на участках тока импульса, связано с периодическим изменением размеров сварочной ванны и периодическим возникновением направленного теплоотвода перпендикулярно границе сварочной ванны при токе паузы (рисунок 3, а).

Применение модуляции с повышенной силой тока и частотой (режим 5) приводит к исчезновению в структуре участков тока паузы, а в дендритной структуре увеличивается коэффициент ликвации хрома и углерода и дендритный параметр до 18 мкм (рисунок 3, б). В связи со значительным проплавлением подложки и появлением в зоне сплавления мартенситных кристаллов наблюдается вынос нерасплавившихся

цементитных частиц из подложки в зону переменных концентраций наплавленного металла (рисунок 3, в).



а, х200



б, х200



в, х1000

Рисунок 3 – Микроструктура покрытия типа 315Х19Ф3, наплавленного с применением модуляции тока 180/80 А, 2 Гц:

а – режим 3, средняя часть; б – режим 4, средняя часть; в – режим 4, зона переменных концентраций

При наплавке порошком типа 315Х19Ф3 на токе 180 А и дополнительном обдуве подложки воздухом (режим № 6) формируется покрытие со структурой эвтектического типа (рисунок 4, а) взамен доэвтектической, формируемой при наплавке на токе 180 А без обдува воздухом (режим № 3). Металлографически выявляется незначительное количество первичных карбидов M_7C_3 в количестве 3,2 % со средним размером 16,4 мкм. Столь малое количество металлографически выявляемых карбидов хрома типа M_7C_3 не приводит к изменению в целом эвтектической структуры. Эвтектические колонии имеют веерное или розеточное строение. Микротвердость эвтектики составляет 9800 МПа. Режим наплавки в значительной степени определяет и структуру зоны сплавления. Наплавка на режиме № 6 приводит к формированию ровной линии границы раздела наплавленного металла и подложки (рисунок 4, б). Со стороны покрытия к границе раздела примыкает кристаллизационная зона, образованная аустенитом толщиной 7...10 мкм, что вполне достаточно для обеспечения демпфирующих свойств покрытия и снижения склонности к трещинообразованию наплавленного металла при эксплуатации.

Введение дополнительных технологических воздействий на сварочную ванну при плазменно-порошковой наплавке позволяет значительно изменять условия кристаллизации покрытия, что приводит к изменению типа формирующейся структуры от доэвтектической (режимы №№ 3, 4, и 5) к эвтектической (режим № 6) и заэвтектической (режимы №№ 1 и 2). Применение модулированного тока оказывает влияние на строение околошовной зоны металла подложки. Уменьшается протяжённость участка перегрева с крупным зерном, а к наплавленному покрытию примыкает участок со структурой металла в нормализованном состоянии. В структуре самих покрытий введение модуляции тока приводит к образованию преимущественно доэвтектической структуры, а при охлаждении подложки потоком воздуха структура приобретает эвтектический характер. Повышение скорости охлаждения покрытий при

введении дополнительных технологических воздействий при плазменно-порошковой наплавке позволяет значительно изменять условия кристаллизации покрытия, что приводит к изменению типа формирующейся структуры от доэвтектической к эвтектической. Это позволяет получать псевдоэвтектические структуры наплавленного покрытия.

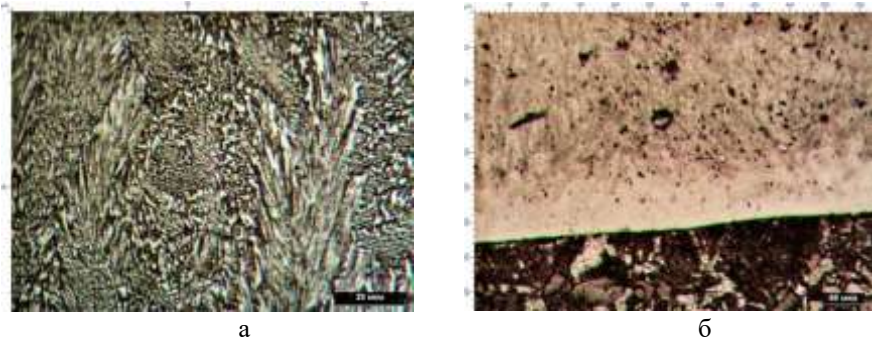


Рисунок 4 – Микроструктура покрытия типа 315X19Ф3 наплавленного на токе 180 А, с обдувом воздухом 2 МПа:

а – средняя часть валика, $\times 1000$; б – зона сплавления, $\times 200$

При этом и модуляция тока и ускоренное охлаждение воздухом приводят к повышению дисперсности формирующейся структуры и уменьшению расстояния между частицами в эвтектике (рисунок 5). А в структуре самой эвтектики происходит инверсия – замена карбида типа M_3C на карбид типа M_7C_3 , что закономерно приводит к повышению микротвердости эвтектики более чем в два раза с 4250 до 9800 МПа.

Поскольку преобладающей по объёму фазой в структуре эвтектики является аустенит и эвтектические колонии стыкуются друг с другом по аустенитным оболочкам, механические свойства и износостойкость в значительной степени зависят от свойства аустенита.

Повышение скорости охлаждения за счёт введения модуляции тока приводит к снижению дендритного параметра избыточной фазы с 22 до 8 мкм, диспергированию дендритов и повышению микротвёрдости аустенита с 1700 до 2700 МПа (рисунок 7 и 8). Снижение количества аустенита приводит к повышению его легированности. Данные РСМА и рентгеноструктурного анализов также подтверждают что при повышении скорости охлаждения в аустените возрастает содержание углерода и хрома, приводящее к повышению периода решетки аустенита с 2 до 3,58 Å.

На рисунке 9 показано влияние режимов плазменно-порошковой наплавки на твёрдость и износостойкость покрытий наплавленных порошком PLASMOTEC 19. Увеличение тепловложения при наплавке сопровождается снижением твёрдости и абразивной износостойкости, из-за перехода от заэвтектических структур к доэвтектическим.

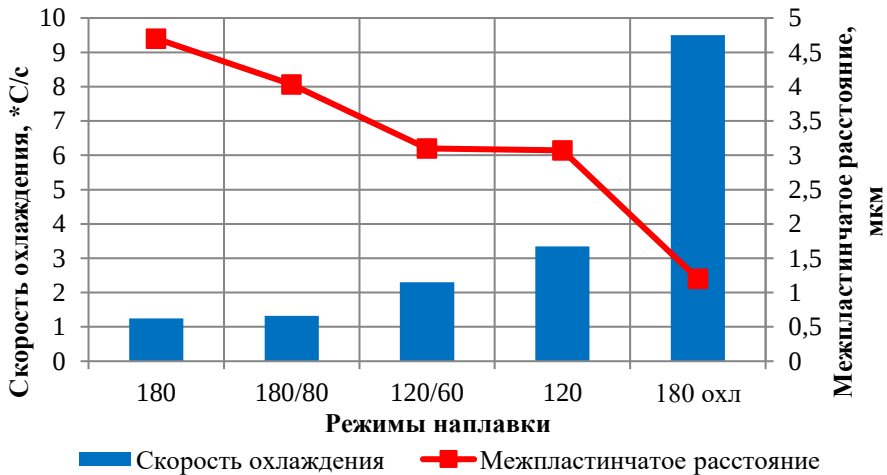


Рисунок 5 – Зависимость межпластинчатого расстояния эвтектики от скорости охлаждения при наплавке на различных режимах

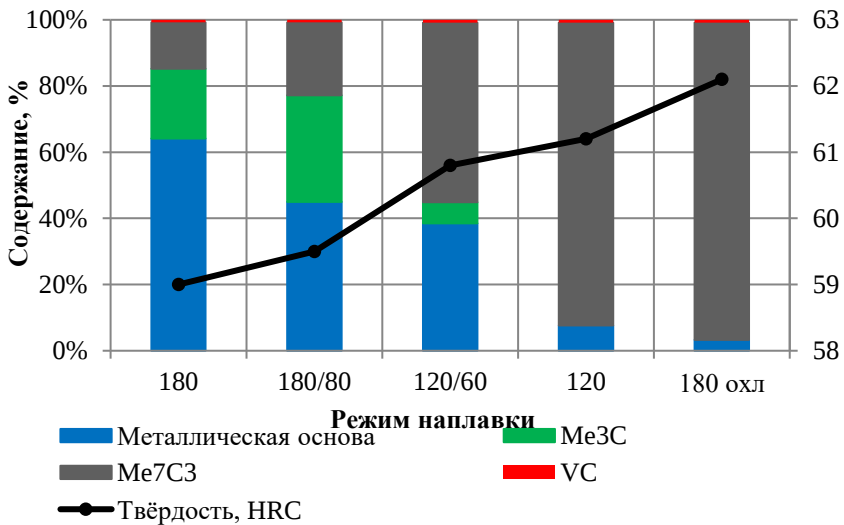


Рисунок 6 – Зависимость состава эвтектики от режима наплавки

Повышение скорости охлаждения наплавленного металла за счёт введения модуляции тока или принудительного охлаждения воздухом приводит к увеличению твёрдости и износостойкости покрытий вследствие формирования направленно-

ориентированной структуры и увеличения дисперсности эвтектики. При этом и модуляция тока и ускоренное охлаждение воздухом приводят к повышению дисперсности формирующейся структуры и уменьшению расстояния между частицами в эвтектике. Наибольшей твёрдостью и износостойкостью обладает покрытие, наплавленное по режиму № 6, имеющее структуру тонкой эвтектики. Наблюдается прямая зависимость между содержанием эвтектики в сплаве и его твёрдостью. Поэтому наплавка с максимальным тепловложением и наивысшей скоростью охлаждения (режим № 6) приводит к получению наиболее износостойкого покрытия.

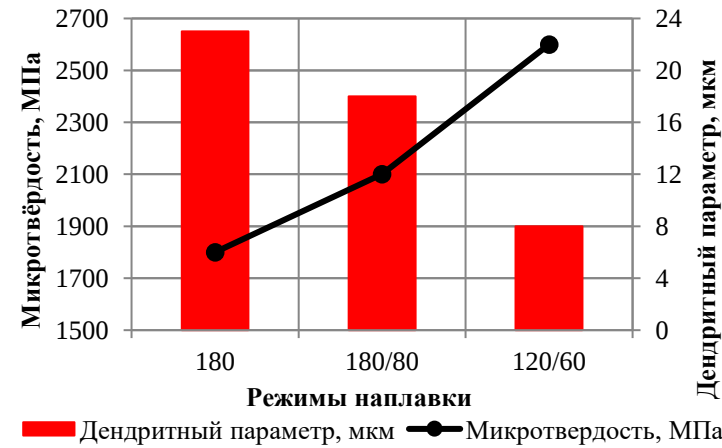


Рисунок 7 - Микротвёрдость и дендритный параметр избыточной фазы

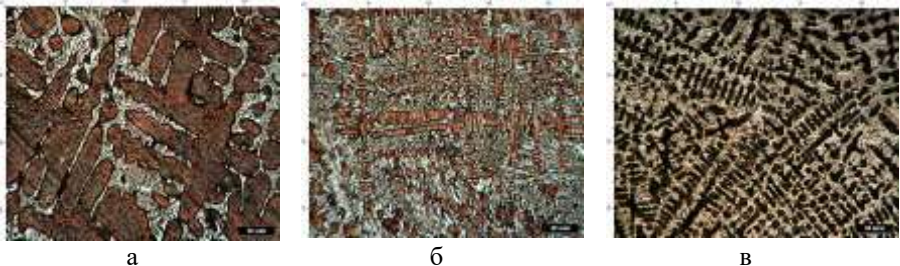


Рисунок 8 – Изменение строения избыточной фазы в зависимости от скорости охлаждения, x500:

а – ток 180 А, (1,25 °C/c); б – ток 180/80 А, (1,32 °C/c);
в – ток 120/60 А (2,3 °C/c)

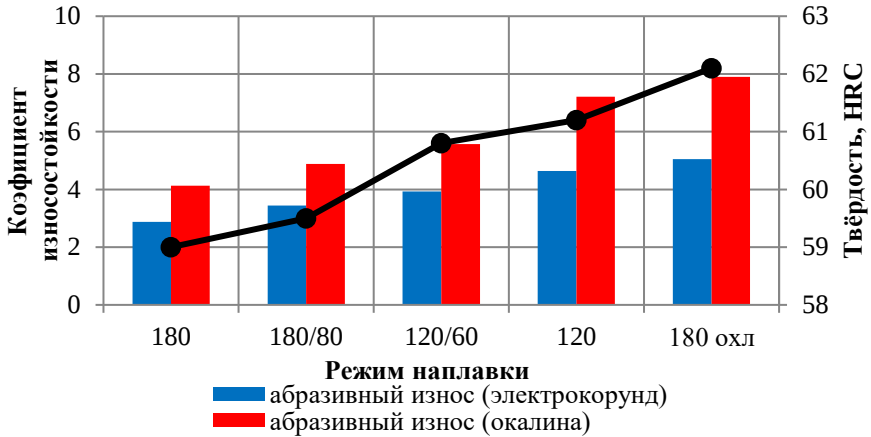


Рисунок 9 – Зависимость твёрдости и абразивной износостойкости покрытия типа 315X19Ф3 в зависимости от режима наплавки

Были проведены исследования на отпускостойчивость покрытий. При температурах 450...550 °С во всех покрытиях наблюдается характерный пик на кривой распределения твёрдости, который обуславливается протеканием процессов вторичного твёрдения – выделения карбидов из аустенитной матрицы, о чем свидетельствуют данные сканирующей электронной микроскопии (рисунок 11).

Видно что наивысшей отпускостойчивостью обладает покрытие наплавленное на режиме 180 А с охлаждением воздухом, что связано с наибольшей легированностью его структурных составляющих (рисунок 10).

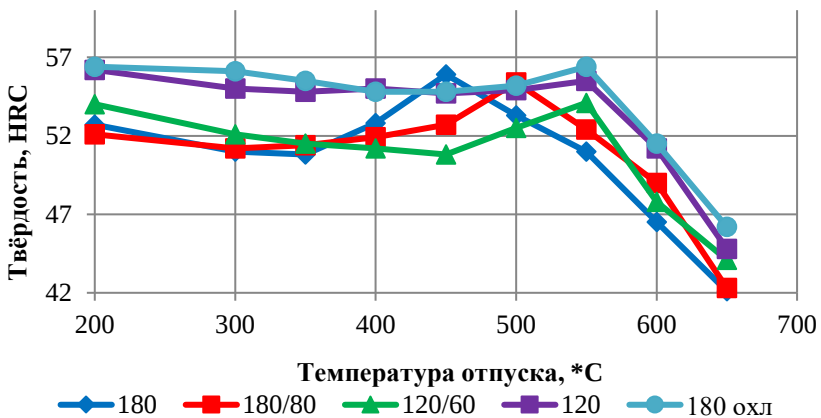


Рисунок 10 – Зависимость твёрдости от температуры отпуска при печном нагреве (выдержка 1 час)

Фазовый состав покрытий после отпуска на максимальную твёрдость изменяется в сторону большего содержания карбидов типа M_7C_3 , а количество аустенита стремится к своему минимальному значению.

Результаты сравнительных испытаний материалов традиционно применяемых для изготовления и восстановления многих деталей металлургического оборудования, такие как чугун ИЧХ28Н2, Сормайт 1 и Nistelle С показывают, что они значительно уступают в уровне абразивной износостойкости разработанному покрытию, наплавленному на рациональном для данных условий эксплуатации режиме.

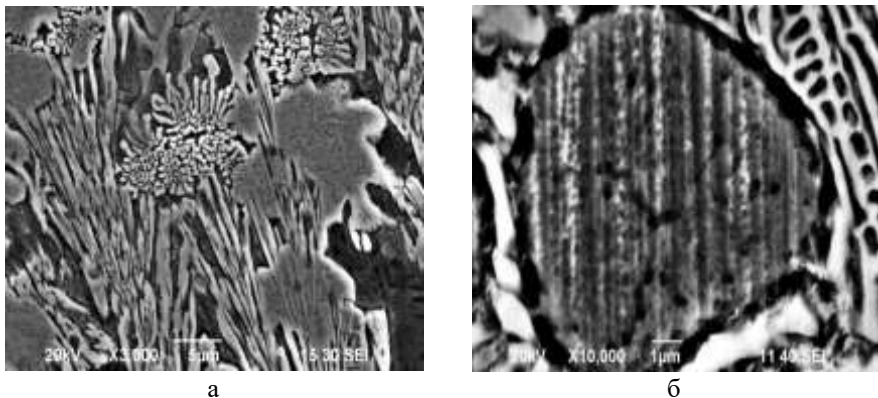


Рисунок 11 – Микроструктура покрытия типа 315X19Ф3 после отпуска на максимальную твёрдость при 550 °С в течении 1 часа:

а – режим наплавки № 6; б – режим наплавки № 4

На основе проведённых исследований сформулированы принципы рационального структурообразования покрытий, заключающиеся в определении таких режимных параметров, которые обеспечат получение наибольшей износостойкости:

1. Для получения наивысшей абразивной износостойкости покрытий необходимо обеспечить формирование такой эвтектической структуры, в которой будет гарантировано устранено образование карбидов типа M_3C . Взамен них, структуру эвтектики должны образовывать карбиды типа M_7C_3 . Этого возможно достичь обеспечением соотношения V/C (ат. %) = 0,46, при содержании хрома не менее 18 %, а углерода = 3 % масс, и скорости охлаждения выше 3 °С/с. В результате снижения объемной доли карбида типа M_3C значительно повышается твёрдость покрытий (рисунок 12).

2. Наибольшую абразивную износостойкость имеет структура, обладающая большим количеством эвтектики и меньшим количеством избыточной фазы. Это обеспечивается повышением средней скорости охлаждения покрытий выше 3 °С/с (рисунок 13). Повышение микротвёрдости эвтектики при повышении средней скорости охлаждения связано с уменьшением межпластинчатого расстояния в

эвтектике и приводит к дополнительному вкладу в повышение износостойкости покрытий.

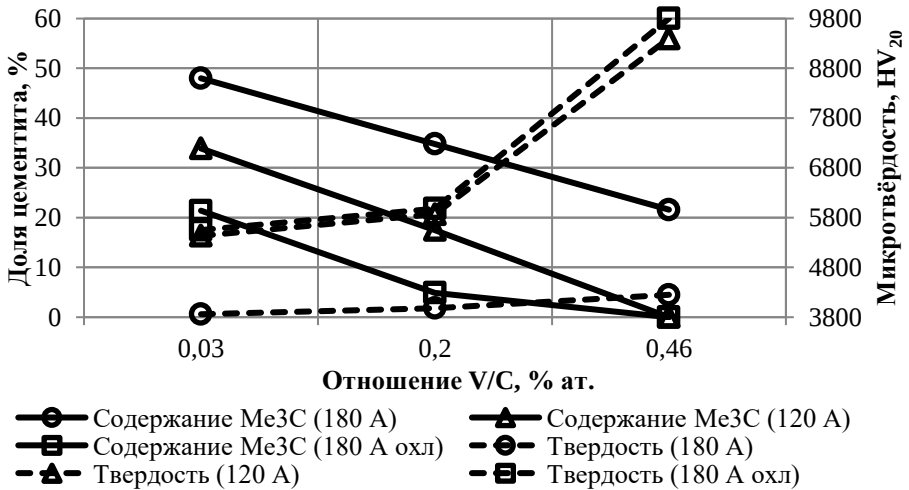


Рисунок 12 – Влияние доли цементита на микротвёрдость эвтектики в зависимости от отношения ванадия к углероду

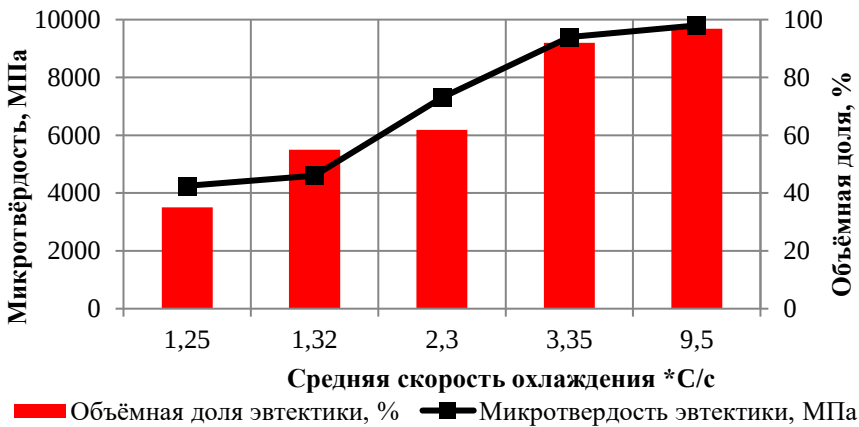


Рисунок 13 – Влияние режимов наплавки на долю эвтектики и её микротвёрдость

Повышение содержания ванадия в покрытиях системы Fe-C-Cr-V с 1 до 3 % масс. приводит к полному исчезновению карбидов типа Me_3C даже при невысоких скоростях охлаждения при наплавке. При этом формируется плотная эвтектическая структура с межпластинчатым расстоянием не превышающим 1,2 мкм. Это приводит к существенному повышению износостойкости покрытий в условиях безударного

абразивного изнашивания. На основе проведенных исследований был разработан состав наплавочного порошка и технология реновации деталей металлургического оборудования, испытывающего абразивное безударное изнашивание при эксплуатации. Наплавку порошком типа 315X19Ф3 (выпуск которого организован под торговой маркой PLASMOTEC 19) необходимо производить на максимальных токах и охлаждении валиков потоком воздуха. Это позволит обеспечить содержание ванадия и углерода в отношении V/C более 0,4 в составе покрытий и тем самым предопределил наивысшую абразивную износостойкость данного покрытия. Однако разработанный состав (типа 315X19Ф3) уступает известному наплавочному материалу Nistelle C (и другим подобным материалам) по уровню ударно-абразивной износостойкости, что существенно ограничивает область его применения.

Недостаточная ударно-абразивная износостойкость разработанного покрытия обусловлена в первую очередь наличием в легирующей системе такого сильного карбидообразующего элемента как ванадий. Несмотря на его положительное влияние на структурообразование карбидной фазы покрытий предназначенных для безударного абразивного изнашивания, в условиях эксплуатации изделий при наличии ударных нагрузок наличие ванадия в легирующей системе недопустимо. Необходимо обеспечить более полное легирование металлической основы (аустенита) углеродом, а также, компонентами повышающими прочность и стабильность аустенита. Такими элементами могут быть марганец и хром при содержании более 15 % масс. каждого, которые при совместном легировании сверхравновесным содержанием азота (более 0,4 % масс.) позволяют получать в сплавах стабильную аустенитную структуру, обладающую пределом прочности более 1100 МПа, при относительном удлинении более 20 %. Всё это дало основание полагать, что покрытия системы легирования Fe-C-CR-Mn будут обладать достаточно высокой ударостойкостью, наряду с сохранением высокой безударной абразивной стойкости.

Четвёртая глава посвящена исследованиям влияния дополнительного легирования азотом системы Fe-C-Cr-Mn для получения износостойких покрытий эксплуатирующихся в условиях ударно-абразивного и гидроабразивного изнашивания. Важно чтобы азот находился преимущественно в металлической основе, и не расходовался на образование или легирование других структурных составляющих, а это возможно достичь только при сверхравновесном содержании азота в покрытиях, а также, при рациональном взаимном соотношении содержания хрома, марганца, углерода и азота. В этой связи были исследованы составы, в которых содержание азота варьировались от 0,01 до 0,7 % масс., содержание марганца варьировалось от 15 % до 20 % масс., содержание хрома варьировалось от 14 % до 26 % масс., а содержание углерода – от 2 % до 2,5 % масс. При этом исследование проводилось для двух групп покрытий, отличающихся между собой легированием кремнием на уровне 1 и 3 % соответственно. Химический состав исследуемых композиций наплавочных порошков приведен в таблице 4.

Таблица 4 – Расчётный химический состав наплавочных композиций системы Fe-C-Cr-Mn-N по составу шихты, % масс

№	Fe	C	Cr	Mn	Si	N
1	60,95	2,5	15,1	20,3	1,15	-
2	58,96	2,38	14,39	19,33	3,47	1,43
6	59,17	2,39	17,48	19,33	1,14	0,48
7	57,56	2,29	19,64	18,45	1,14	0,91
8	56,09	2,19	21,61	17,65	1,13	1,3
9	54,73	2,11	23,42	16,92	1,12	1,67
13	53,61	2,03	25,08	16,16	1,12	2
16	52,42	1,95	26,61	15,61	1,11	2,3
29	55,75	2,18	18,99	17,58	3,25	2,21
30	54,35	2,09	20,99	16,81	3,16	2,55
31	53,07	2,01	22,83	16,11	3,07	2,86

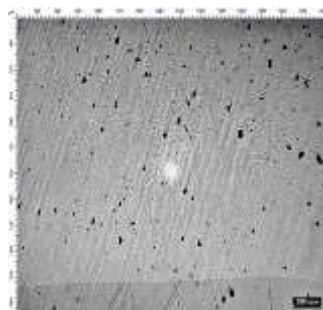
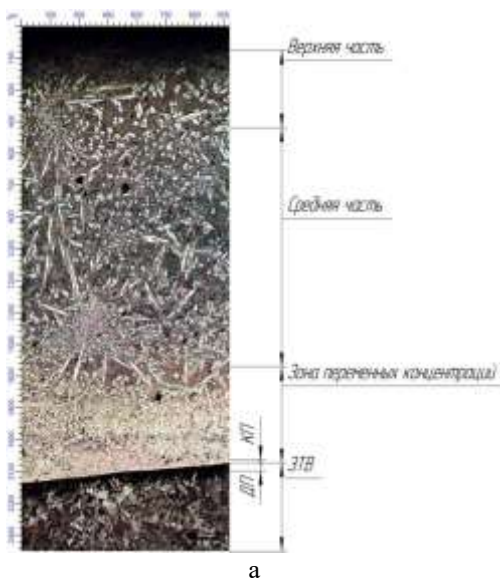
Наплавка на всех режимах базовым порошком с шифром 1 типа 250X15Г20С в один слой приводит к формированию покрытий толщиной более 2 мм (рисунок 14, а), имеющих высокую пористость (рисунок 14, б) более 15 %, низкую ударно-абразивную износостойкость и непригодных для эксплуатации.

Для снижения пористости наряду с наплавкой на максимальных токах, т.е. с максимальным перегревом сварочной ванны, эффективным является повышение содержания хрома, который снижает температуру ликвидус и тем самым снижает эффективную вязкость расплава. Азот также снижает вязкость расплава, поэтому его применение в наплавочных материалах становится оправданным не только как элемента влияющего на структурообразование и физические свойства фаз, но и как эффективного регулятора вязкости и как следствие пористости покрытий.

В зависимости от режимов наплавки возможно формирование эвтектической или заэвтектической типов структур. Повышение скорости охлаждения за счет обдува воздухом блокирует выделение избыточной фазы и приводит к формированию псевдоэвтектической структуры, отличающейся выраженным формированием аустенитной кристаллизационной прослойки толщиной 20 мкм в зоне сплавления. Это приводит к более равномерному распределению легирующих элементов по зоне сплавления и как следствие снижению склонности такого покрытия к трещинообразованию.

Определены коэффициенты перехода легирующих элементов из наплавочного порошка в покрытие, при различных режимах наплавки. Показано, что наиболее эффективным способом повышения коэффициента перехода является снижение температуры сварочной ванны, что обеспечивается наплавкой на меньших токах или применением модуляции тока. Применение обдува воздухом не оказывает значительного влияния на угар легирующих элементов, однако приводит к значительному повышению скорости кристаллизации, и как следствие снижению

времени пребывания сварочной ванны в расплавленном состоянии, что приводит к неполному протеканию диффузионных процессов и сужению двухфазной области ликвидус/солидус. Это сужение оказывает значительно влияние на полноту протекания выделения избыточной фазы из расплава, а в некоторых случаях к полному блокированию этого процесса и получению псевдоэвтектических структур. При повышении скорости охлаждения при прочих равных условиях происходит повышение содержания легирующих элементов в металлической основе, в первую очередь хрома и азота. Это приводит к получению более высокой микротвердости металлической основы, в связи с чем, дальнейшие исследования данной системы легирования проводили при наплавке с максимальным тепловложением и естественным охлаждением, а также, с максимальным тепловложением и ускоренным охлаждением за счёт обдува воздухом.



б

Рисунок 14 – Микроструктура покрытия № 1 (250X15Г20С) при наплавке на токе 180 А: а – панорамное изображение, х 50; б – поры в средней части, нетравлено, х200

Азотсодержащие покрытия данной системы легирования содержащие около 1 % кремния при наплавке с максимальным перегревом сварочной ванны формируют структуру эвтектического типа на базе карбида типа M_7C_3 . Формируется вырожденная эвтектика характеризующаяся малым количеством карбидной фазы (рисунок 16). Расстояние между пластинами велико и составляет до 12 мкм. Повышение содержания азота и хрома в покрытиях от № 6 к № 16 приводит к постепенному снижению межпластинчатого расстояния в эвтектике в полтора раза и измельчению эвтектических колоний. А при содержании хрома более 19 % азота более 0,26 % к выделению избыточной фазы – первичных карбидов типа M_7C_3 в количестве до 20 %.

Это приводит к резкому повышению твёрдости покрытий № 13 и № 16 с 52 до 58 HRC (рисунок 15).

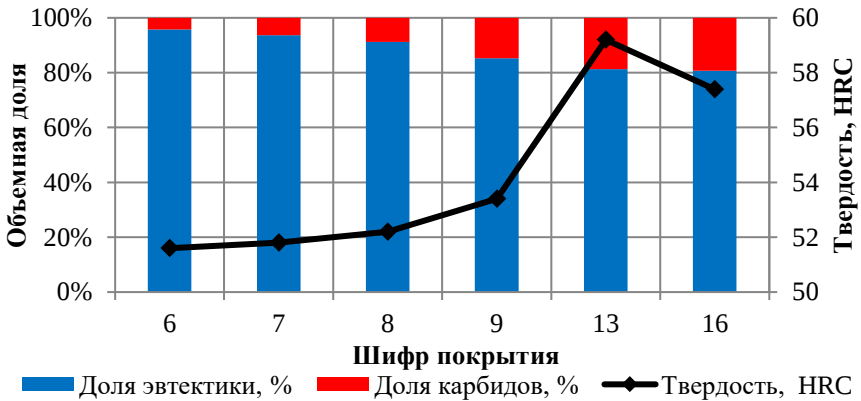


Рисунок 15 – Влияние объёмной доли структурных составляющих на твёрдость покрытий

Повышение содержания азота и хрома приводит к изменению в соотношении структурных составляющих в покрытиях в сторону увеличения содержания избыточных фаз (карбидов и карбонитридов) и снижению доли эвтектики. Это в свою очередь приводит к снижению микротвёрдости избыточной фазы (рисунок 17) и повышению микротвёрдости эвтектики. Твёрдость покрытий растёт и достигает максимума у покрытия с шифром 13. Также повышение содержания хрома и азота приводит к снижению пористости с 15 до 5 %, что также способствует повышению твёрдости и износостойкости.

Повышение скорости охлаждения при кристаллизации покрытий приводит к эффективному снижению межпластинчатого расстояния в эвтектике более чем в два раза и ориентации эвтектических колоний в направлении теплоотвода (рисунок 18). При повышении содержания хрома более 21 % масс. и азота более 0,3 % масс. происходит выделение избыточных карбидов на базе карбида M_7C_3 . При этом средний размер карбидов уменьшается и для покрытия № 16 не превышает 20 мкм.

Повышение скорости охлаждения приводит к блокированию выделения избыточной фазы, а покрытия одинакового химического состава имеют меньшую объёмную долю избыточной фазы с меньшим размером. Это благоприятно сказывается на легированности эвтектических карбидов и аустенита, что подтверждается повышением микротвёрдости эвтектики, и приводит к повышению твёрдости покрытий на 2...4 HRC (рисунок 19).

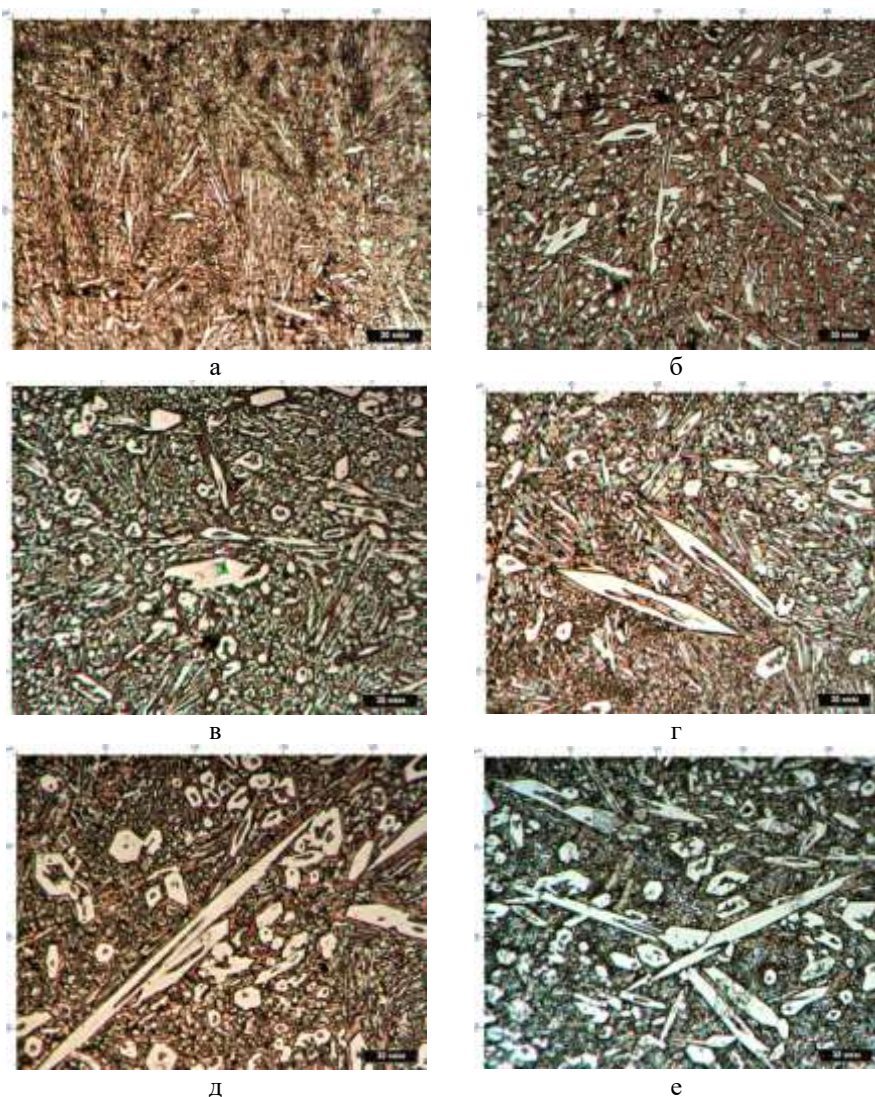


Рисунок 16 – Структура покрытий формирующаяся при максимальном тепловложении (180 А), x500:

а – № 6 ПГ-210Х16Г12С ($N = 0,096$); б – № 7 ПГ-200Х17Г12С ($N = 0,182$); в – № 8 ПГ-200Х19Г11С ($N = 0,26$); г – № 9 ПГ-190Х21Г11С ($N = 0,334$); д – № 13 ПГ-180Х22Г10С ($N = 0,4$); е – № 16 ПГ-180Х24Г10С ($N = 0,46$)

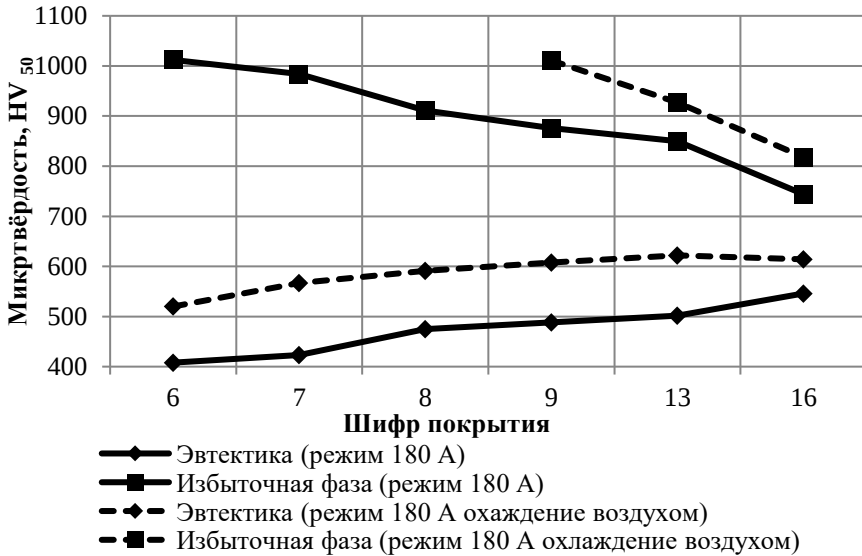


Рисунок 17 – Микротвёрдость структурных составляющих в зависимости от скорости охлаждения

Повышение содержания кремния до 3 % в покрытиях данной системы легирования приводит к формированию устойчивой структуры доэвтектического типа при всех скоростях охлаждения. Лишь при максимальном содержании хрома 21 % и азота 0,7 %, структура приобретает заэвтектический тип. А в случае естественного охлаждения при наплавке на токе 180 А дополнительно выделяются первичные карбиды типа M_7C_3 в количестве до 8 %.

Повышение скорости охлаждения в целом приводит к измельчению дендритных кристаллов избыточной фазы, уменьшению дендритного параметра и межпластинчатого расстояния в эвтектике на 10...20 % (рисунок 20). В случае формирования доэвтектической структуры покрытий повышение содержания азота приводит к повышению твёрдости покрытий (рисунок 21), что обуславливается повышением микротвёрдости эвтектики и её объёмной доли (рисунок 22).

Повышение содержания хрома и азота также значительно снижают пористость покрытий до минимальных значений на уровне 4 %. При этом покрытия №№ 30 и 31 с содержанием хрома и азота около 20 и 0,6 % масс. соответственно, имеют максимальную макротвёрдость, микротвёрдость эвтектики и её объёмную долю.

Были проведены исследования влияния твёрдости на износостойкость при различных видах изнашивания. Показано что на гидроабразивную износостойкость твёрдость не оказывает прямого воздействия. Большее значение имеет тип формирующейся структуры и количественное соотношение фаз, а также, их морфология и микротвёрдость. Наибольшей гидроабразивной износостойкостью

обладают покрытия с шифрами 30 и 31 (рисунок 23), имеющие максимальное из исследованных содержание хрома и азота, при наплавке с максимальным тепловложением и последующим охлаждением воздухом.

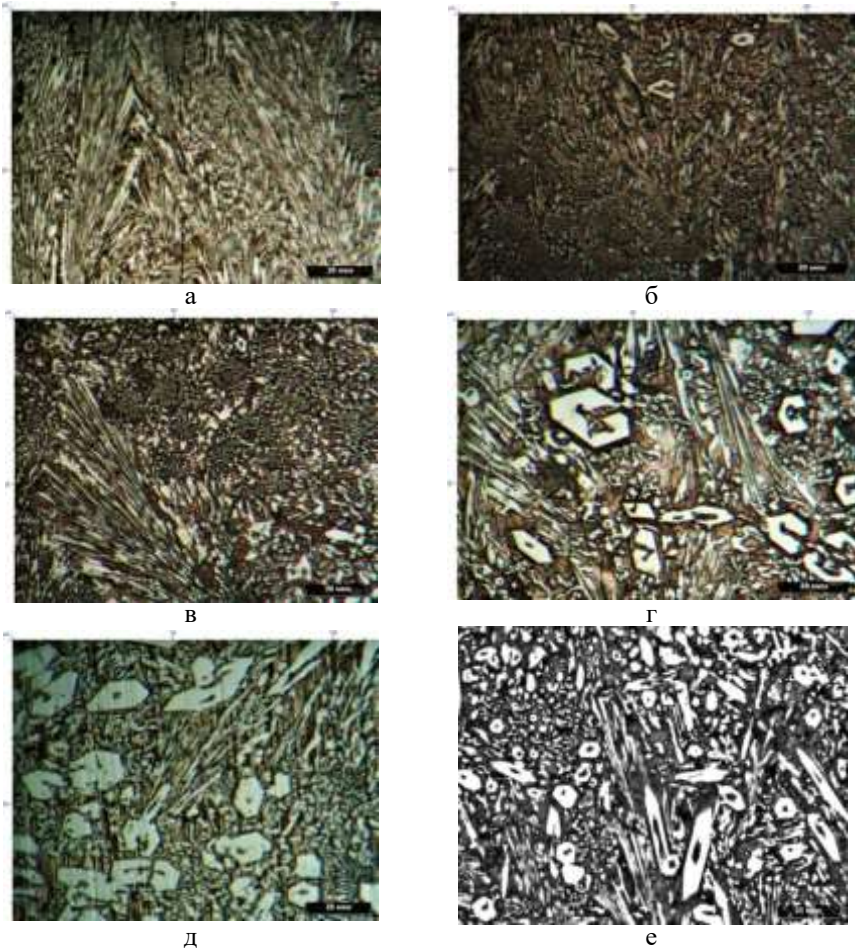


Рисунок 18 – Структура покрытий формирующаяся при максимальном тепловложении (180 А, с охлаждением воздухом), $\times 1000$:

а – № 6 ПГ-210Х16Г12С ($N=0,096$); б – № 7 ПГ-200Х17Г12С ($N=0,182$); в – № 8 ПГ-200Х19Г11С ($N=0,26$); г – № 9 ПГ-190Х21Г11С ($N=0,334$); д – № 13 ПГ-180Х22Г10С ($N=0,4$); е – № 16 ПГ-180Х24Г10С ($N=0,46$)

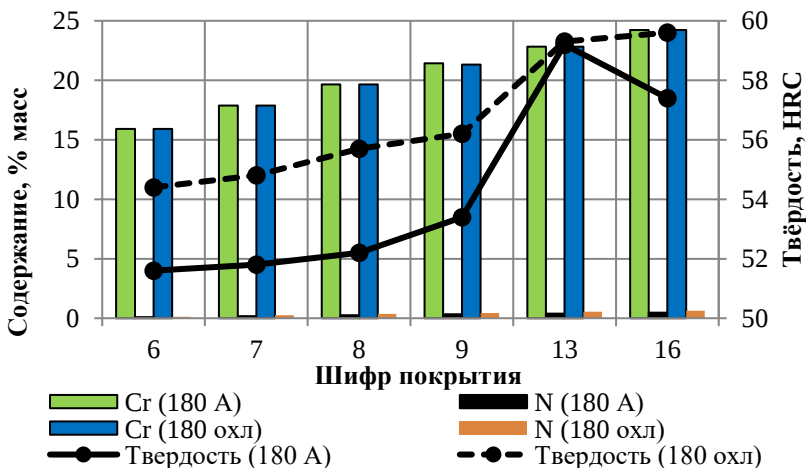


Рисунок 19 – Влияние содержания хрома и азота на твердость покрытий

В зависимости от типа применяемого абразива наибольшей износостойкостью при гидроабразивном изнашивании обладают покрытия с различным типом структур (рисунок 24). При трении об абразив имеющий относительно высокую твердость (электрокорунд), происходит изнашивание микрорезанием, поэтому наличие избыточной фазы аустенита в данном случае негативно сказывается на износостойкости и наилучшим оказываются покрытие № 31 имеющие эвтектический тип структуры.

При трении о печную окалину, имеющую значительно меньшую твердость и обладающую слоистым строением абразивных частиц и меньшей угловатостью форм, происходит изнашивание по механизму пластического оттеснения. При этом, наибольшей износостойкостью обладает покрытие № 30 имеющее наиболее легированную азотом металлическую основу как в составе эвтектики, так и в избыточной фазе.

На рисунке 25 показана средняя величина прироста микротвердости структурных составляющих на поверхности трения после абразивного изнашивания. Видно, что наибольшему приросту микротвердости избыточной фазы отвечают покрытия с наибольшим содержанием азота. Это связано с повышенным легированием металлической основы азотом, в результате чего снижается энергия дефектов упаковки и становится возможным частично реализовать принцип метастабильности аустенита.

В результате выполнения работы были сформулированы принципы рационального легирования покрытий данной системы **Fe-C-Cr-Mn-Si-N**, выполнение которых обеспечит получение наиболее износостойких покрытий при гидроабразивном изнашивании:

1. Для получения наиболее износостойких покрытий системы Fe-C-Cr-Mn-N эксплуатирующихся в условиях гидроабразивного изнашивания необходимо обеспечить содержание азота в покрытии на максимально возможном уровне (рисунок 26) при содержании кремния на уровне 3 %. Это позволит сформировать микроструктуру с наибольшей микротвёрдостью фазовых составляющих и наивысшей макротвёрдостью покрытия (рисунок 26).

2. Повышенная скорость охлаждения при наплавке, за счёт введения дополнительного охлаждения обдувом воздухом, приводит к сокращению времени пребывания сварочной ванны в двухфазной области, в результате чего происходит снижение количества выделившейся избыточной фазы, а содержание в ней легирующих элементов остается на максимально возможном уровне. Это обеспечивает получение большей микротвёрдости фазовых составляющих покрытия, и в первую очередь наибольшей легированности аустенита азотом (рисунок 27).

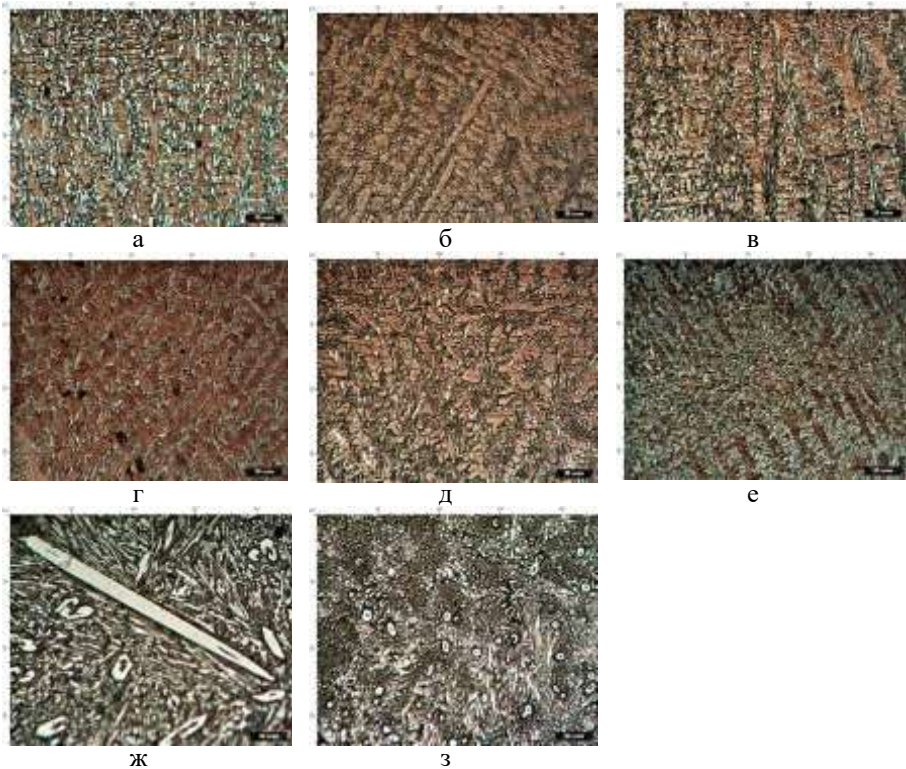


Рисунок 20 – Структура покрытий системы Fe-C-Cr-Mn-Si-N наплавленных на различных режимах, х500: а, в, д, ж – 180 А; б, г, е, з – 180 А с охлаждением воздухом; а, б – покрытие № 2; в, г – покрытие № 29; д, е – покрытие № 30; ж, з – покрытие № 31

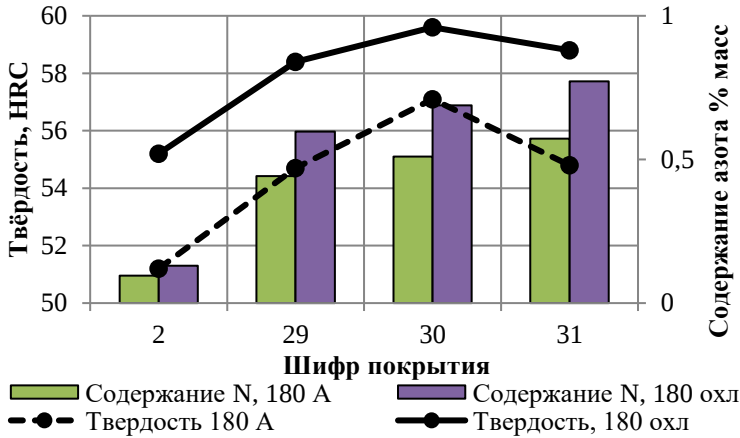


Рисунок 21 – Влияние содержания азота на твёрдость покрытий системы Fe-C-Cr-Mn-N, наплавленных на различных режимах (при содержании $\approx 3\%$ Si)

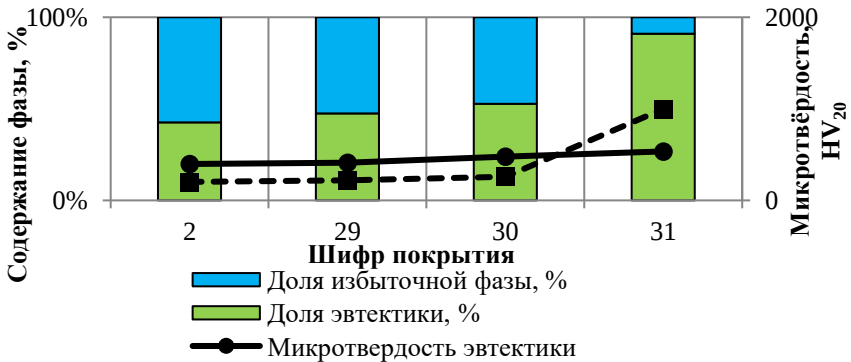


Рисунок 22 – Объёмная доля структурных составляющих и их микротвёрдость при наплавке на токе 180 А

Таким образом, наиболее рациональное распределение азота в составе фаз покрытий – преимущественное легирование металлической основы. Повышение содержания азота в аустените приводит к снижению энергии дефектов упаковки и повышению склонности аустенита к деформационному упрочнению, что в свою очередь приводит к приспособливанию аустенита к условиям внешнего нагружения и лучшему закреплению в аустените карбидных частиц. Поэтому необходимо обеспечить такое легирование хромом и азотом, которое приведет к формированию наиболее легированного аустенита как в составе эвтектики, так и в составе избыточной фазы.

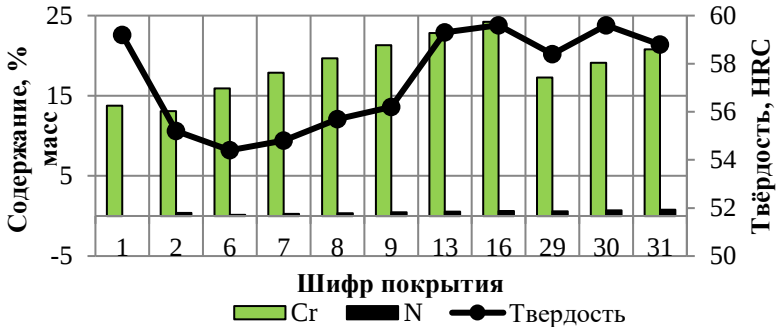


Рисунок 23 – Влияние содержания хрома и азота на твёрдость покрытий наплавленных на токе 180 А с обдувом воздухом

Положительное влияние азота на износостойкость исследуемых покрытий в условиях ударно-абразивного и гидроабразивного изнашивания наблюдается при нормальных температурных условиях. Повышение температуры изнашивания приводит к значительному снижению износостойкости азотсодержащих покрытий системы Fe-C-Cr-Mn. Это связано с тем, что при повышенных температурах изнашивания износостойкость обеспечивается за счёт специальных карбидов вольфрама и ванадия, а также, за счёт создания металлической основы на базе смеси аустенитной и мартенситной фаз. Поэтому для создания покрытий эксплуатирующихся в условиях разогрева до температур не превышающих 600 °С принято использовать систему Fe-C-Cr-W-V. Учитывая способность азота к повышению прочности и микротвёрдости металлической основы остаётся не исследованным его влияние на горячую твёрдость и абразивную износостойкость таких покрытий.

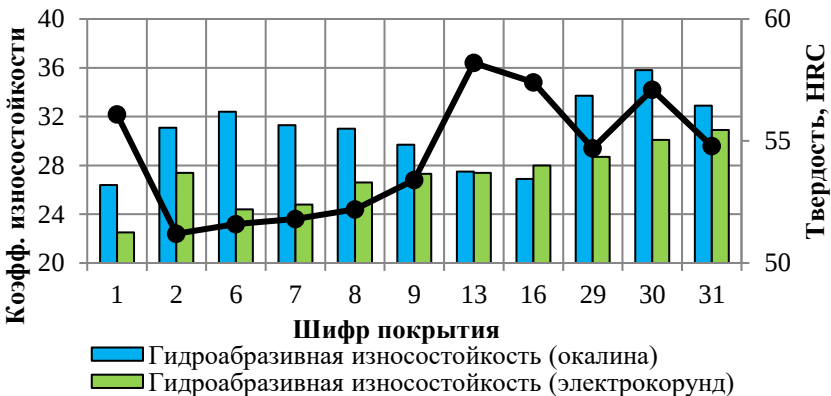


Рисунок 24 – Гидроабразивная износостойкость покрытий наплавленных на токе 180 А с обдувом воздухом

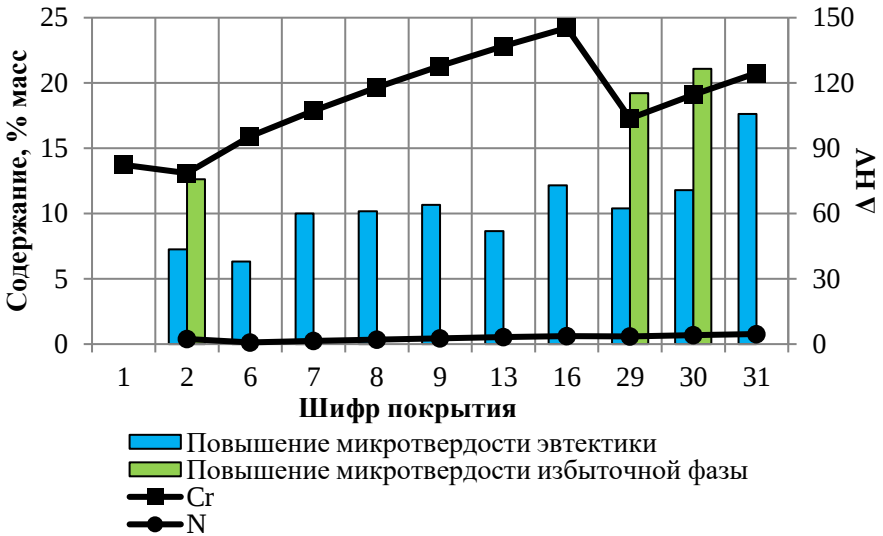


Рисунок 25 – Влияние содержания азота и хрома на повышение микротвёрдости структурных составляющих после изнашивания

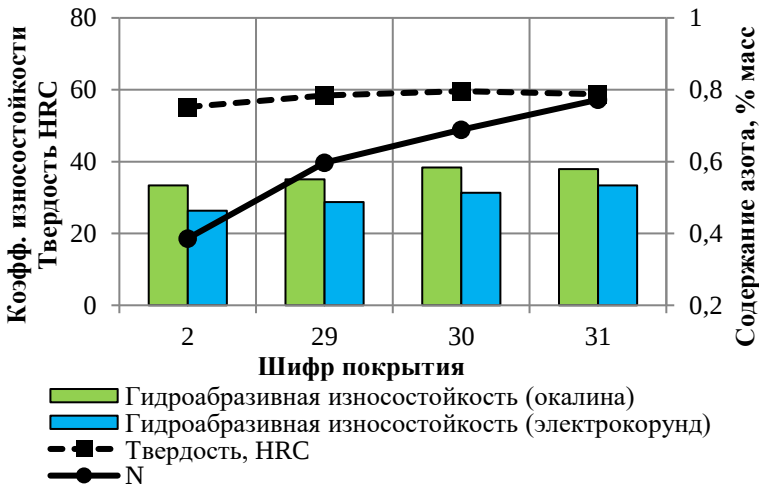


Рисунок 26 – Зависимость гидроабразивной износостойкости покрытий с различным содержанием азота

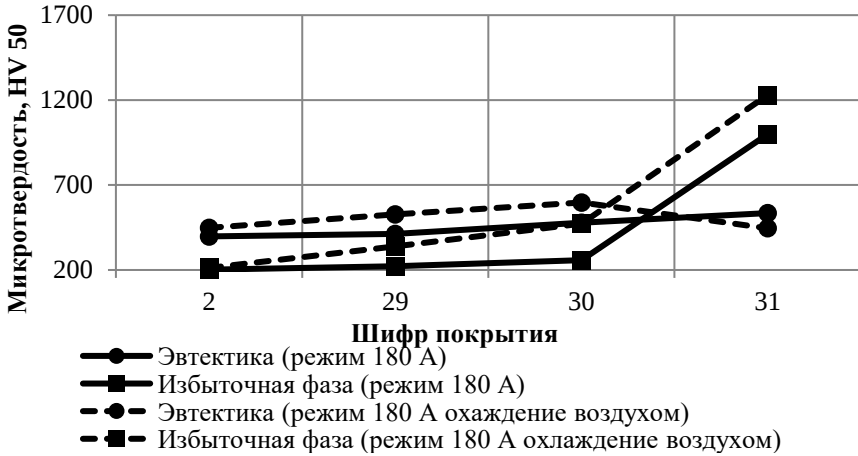


Рисунок 27 – Зависимость микротвёрдости фазовых составляющих от скорости охлаждения при наплавке

В пятой главе исследовались химический, фазовый составы, а также, структура и свойства покрытий системы Fe-C-Cr-W-Mo-V полученных плазменно-порошковой наплавкой с дополнительным легированием азотом.

С целью повышения эксплуатационной стойкости и прочности наплавленных покрытий, работающих при температурах более 600 °С предложено изменить технологию изготовления ножей горячей резки сортового проката, путём применения плазменно-порошковой наплавки рабочих кромок базовым порошком 10P6M5 в смеси с порошком азотированного феррокремния в соотношении 95:5. Введение азота позволило модифицировать карбидную фазу наплавленного покрытия за счёт образования карбонитридов взамен карбидов, образующихся при наплавке традиционного присадочного материала – порошка ПР-10P6M5. Это привело к повышению микротвёрдости и прочности карбидной фазы, а также, к повышению эксплуатационной стойкости режущего инструмента.

Исходный состав наплавочного порошка 10P6M5, азотированного феррокремния, а также, полученной азотсодержащей наплавочной смеси ПГ-10P6AM5, изготовленной на их основе, приведён в таблице 5.

Таблица 5 – Состав полученного наплавочного порошка ПГ-10P6AM5 и исходных порошков

	C	Cr	W	Mo	V	Mn	Ni	Si	N
10P6M5*	1,03	4,20	6,43	5,20	2,05	0,37	0,40	0,20	-
Азотированный феррокремний**	0,10	0,30	-	-	-	0,10	-	30,00	30,00
ПГ-10P6AM5***	1,07	4,00	6,10	4,94	1,94	0,35	0,38	1,68	1,50

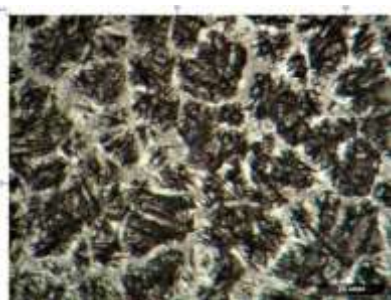
* - Fe – остальное, S – 0,016 %; P – 0,03 %; O₂ – 0,03 %; H₂O – 0,01 %

** - Fe – остальное, Al – 0,29 %; Ti – 0,4 %; O₂ – 0,2 %; S – 0,02 %; P – 0,04 %

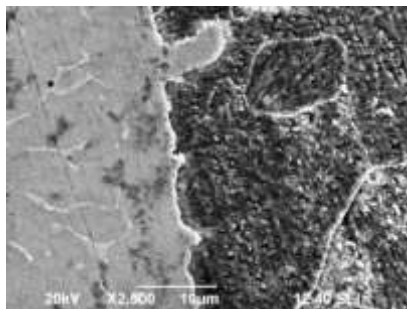
*** - Fe – остальное, S – 0,02 %; P – 0,04 %.

На рисунке 28 показана микроструктура зоны сплавления и средней части покрытия соответственно, полученного с использованием порошка 10P6M5, при плазменно-порошковой наплавке с максимальным тепловложением (180 А).

Формирующаяся структура наплавленного покрытия напоминает структуру литой быстрорежущей стали Р6М5, однако отличается от неё некоторыми особенностями. Наиболее схожей со структурой литого металла является средняя часть покрытия, сформированная в условиях замедленного теплоотвода в подложку и наиболее длительного теплового воздействия плазменной струи. В результате, в средней части наплавленного покрытия формируется дендритно-ячеистая структура основного металла. Результаты рентгеноструктурного анализа, а также, металлографические данные позволяют идентифицировать фазовый состав металла основы как аустенито-мартенситную смесь с содержанием аустенита – 34,6 %, а мартенсита – 65,4 %. Мартенсит обладает ярко выраженным игольчатым строением.



а, $\times 200$



б, $\times 2500$

Рисунок 28 – Микроструктура безазотистого покрытия 10P6M5 при наплавке на токе 180 А:

а – средняя часть покрытия, б – зоны сплавления

В междендритном пространстве находится эвтектика (рисунок 29) сетчатого строения на базе карбидов типа Me_6C и $Me_{23}C_6$, а также, вторичного карбида Me_2C . Однозначная идентификация карбидной фазы затруднена ввиду наложения дифракционных линий этих карбидов.

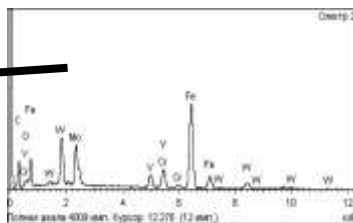
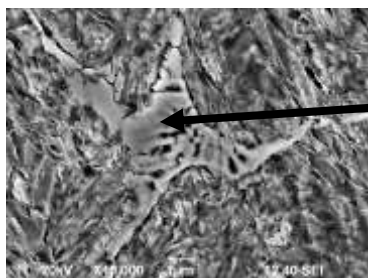


Рисунок 29 – Структура и химический состав карбидной фазы

Результаты рентгеноструктурного микроанализа свидетельствуют о том, что эвтектика представлена комплексным карбидом $\text{Fe}_3(\text{W-Mo-V})_3\text{C}$ в котором наблюдается некоторый недостаток углерода. Сетчатые эвтектические карбиды типа Me_6C расположены по границам дендритных зёрен твёрдого раствора. Объёмная доля эвтектической фазы, определенная металлографически, составляет 14,8 %. Большая часть ванадия расходуется на образование собственного карбида VC, округлой формы, находящегося как в теле дендритных кристаллов, так и на их границе. Металлографически определённое количество округлых карбидов ванадия не превышает 0,15 % об., а их средний размер составляет 2,22 мкм.

Коэффициенты перехода основных легирующих элементов из наплавочного порошка в покрытие для основных легирующих элементов находится на уровне 0,8...0,9, что говорит об оптимальности выбранного режима наплавки. Коэффициент перехода азота в среднем составляет 0,12, что обеспечивает его остаточное содержание в покрытии на уровне 0,18 %. Столь значительный угар азота при плазменно-порошковой наплавке связан с тем, что азот является диффузионно-подвижным газом, и легко удаляется из перегретой ванны расплава.

Плазменно-порошковая наплавка с использованием наплавочного порошка ПГ-10P6AM5 (таблица 6), содержащего азотированный феррокремний, приводит к формированию покрытия, имеющего повышенное содержание азота. Формируются качественные безпористые покрытия, имеющие повышенную твёрдость – более 66 HRC. Микроструктура средней зоны покрытия показана на рисунке 30.

Введение азота в покрытие приводит к формированию ячеисто-дендритной структуры наплавленного металла. Результаты металлографического анализа свидетельствуют, что средний размер главных осей дендритных кристаллов находится на уровне 24...30 мкм. Рентгеноструктурный анализ образцов показал, что металлическая основа состоит из двух фаз – аустенита 42,5 % и мартенсита пластинчатого строения 57,5 %. Микротвёрдость дендритных ячеек составляет 482 HV₁₀.

Таблица 6 – Состав исследуемых покрытий при плазменно-порошковой наплавке

Покрытие		Fe	C	Cr	W	Mo	V	Mn	Ni	Si	N
10P6M5	Хим. Сост.	Осн.	0,85	3,65	5,98	4,73	1,91	0,34	0,36	0,18	-
	К пер.	-	0,82	0,87	0,93	0,91	0,93	0,92	0,90	0,89	-
ПГ-10P6AM5	Хим. Сост.	Осн.	0,86	3,32	5,73	4,40	1,77	0,32	0,36	1,48	0,18
	К пер.	-	0,80	0,83	0,94	0,89	0,91	0,92	0,94	0,88	0,12

Междендритное пространство заполнено эвтектическими карбидами сложного строения и состава, на основе основного карбида типа Me_6C . Результаты электронномикроскопического анализа (рисунок 30) свидетельствуют, что строение эвтектических карбидов претерпело изменение по сравнению со строением эвтектических карбидов формируемых в покрытии типа 10P6M5. Наблюдается изменение формы и строения карбидных кристаллов. Сетчатое или скелетообразное

строение эвтектических карбидов в покрытии на основе исходного порошка ПР-10Р6М5 сменилось на пластинчатое строение эвтектических карбидов с рваными и неровными краями (рисунок 31), образующими сплошную тонкую сетку по границам зёрен. Подобное изменение строения формирующихся эвтектических карбидов свидетельствует об увеличении степени переохлаждения сварочной ванны и как следствие резкому увеличению скорости роста карбидной фазы эвтектической композиции. При этом происходит закалка наплавленного покрытия из жидкого состояния и обеспечивается получение мелкозернистой микроструктуры покрытия со сплошной тонкой сеткой эвтектических карбидов по границам зёрен. Средняя величина дендритных ячеек покрытия уменьшается более чем в 1,5 раза, по сравнению с величиной дендритных ячеек в покрытии на основе порошка 10Р6М5. В результате твёрдость покрытия, наплавленного с использованием наплавочной смеси ПГ-10Р6АМ5, повышается более чем на 5 единиц по шкале Роквелла, что способствует повышению абразивной износостойкости такого покрытия.

Повышение твёрдости покрытия, при введении в него азотированного феррокремния с 61 HRC до 66,2 HRC, связано как со значительным повышением содержания кремния в покрытии, так и действием самого азота, входящим в состав карбидной фазы эвтектики и образующего собственные нитриды железа и хрома – Fe_4N (γ') и Cr_2N соответственно. Кроме того вклад в повышение твёрдости наплавленного покрытия на основе наплавочной смеси вносит и существенное измельчение металлической основы покрытия.

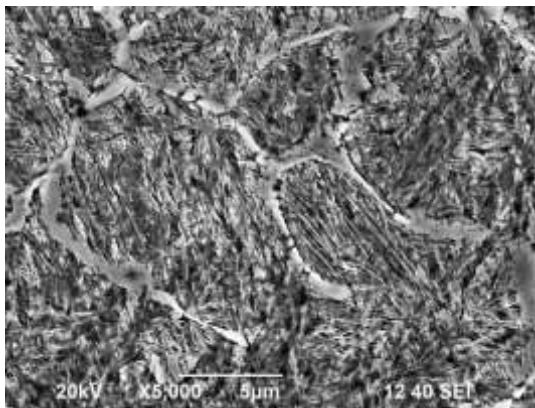


Рисунок 30 – Микроструктура покрытия, полученного при использовании наплавочной смеси ПГ-10Р6АМ5

Расчёт дифрактограммы, снятой с поверхности азотсодержащего покрытия, показал снижение интенсивности интерференционных линий карбидных фаз в 1,3...1,8 раз, по сравнению с покрытием, полученным на основе базового порошка 10Р6М5. Это говорит о снижении объёмной доли карбидов в пользу повышения

содержания карбонитридов, а также, образованию собственных нитридов хрома Cr_2N , надёжно идентифицированных в покрытии по линиям с межплоскостными расстояниями 1,6291 и 1,386, не накладывающимся на линии других фаз.

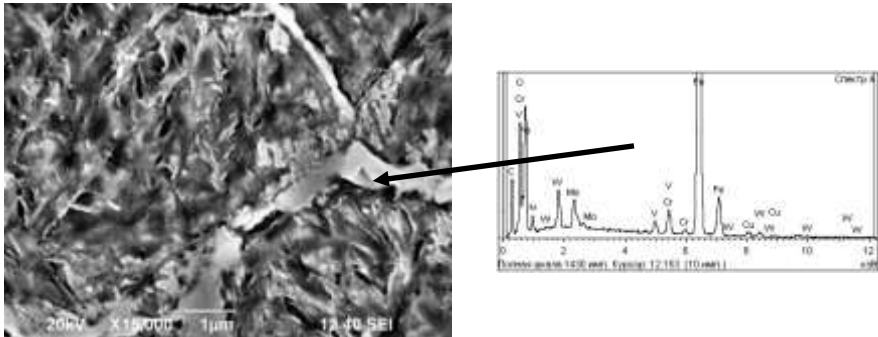


Рисунок 31 – Морфология эвтектических карбидов в покрытии на основе наплавочной смеси ПГ-10Р6АМ5

На рисунке 32 показана микроструктура зоны сплавления покрытия на основе азотсодержащей наплавочной смеси. Распределение микротвёрдости по глубине зоны сплавления показано на рисунке 34. Видно, что микротвёрдость покрытия плавно возрастает от границы с металлом подложки к поверхности и стабилизируется на глубине 350...400 мкм. Это объясняется снижением подмешивания металла основы в сварочную ванну покрытия при плазменно-порошковой наплавке. Металлографически образование кристаллической прослойки в зоне сплавления определить не возможно по причине незначительной её толщины. Отсутствие дискретности микротвёрдости в зоне сплавления подтверждается также и результатами РСМА анализа (рисунок 33). Очевидно, это и определяет плавный характер изменения микротвёрдости по глубине зоны сплавления.

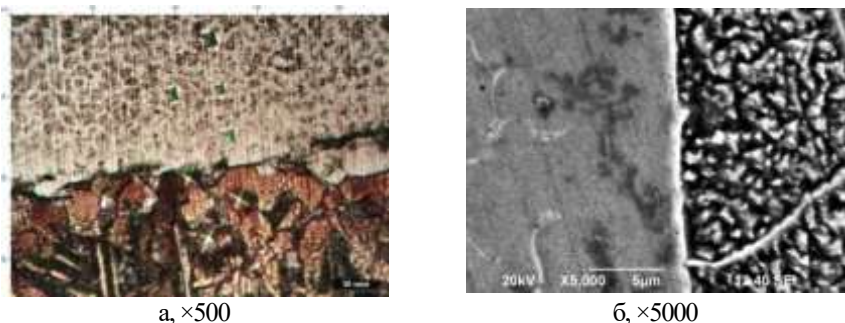


Рисунок 32 – Зона сплавления покрытия на основе наплавочной смеси

ДюрOMETрически определённая глубина зоны сплавления не превышает 400 мкм и характеризуется плавным изменением микротвёрдости, которая в свою очередь находится в зависимости от степени подмешивания металла основы в наплавленный металл.

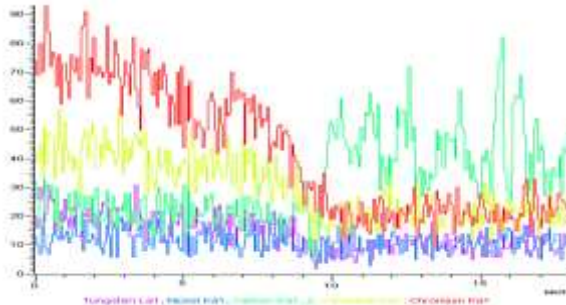


Рисунок 33 – PCMA анализ распределения легирующих элементов покрытия на основе наплавочной смеси (слева – покрытие, справа – подложка)

На рисунке 35 представлены результаты испытания на абразивную и ударно-абразивную износостойкость полученных покрытий. В качестве эталона в обоих случаях использовалась закалённая сталь 45. Видно, что абразивная износостойкость покрытия на основе азотсодержащей наплавочной смеси на 25 % превышает абразивную износостойкость покрытия на основе базового порошка 10P6M5. В тоже время ударно-абразивная износостойкость азотсодержащего покрытия на 20 % ниже, чем ударно-абразивная износостойкость покрытия на основе базового порошка 10P6M5.

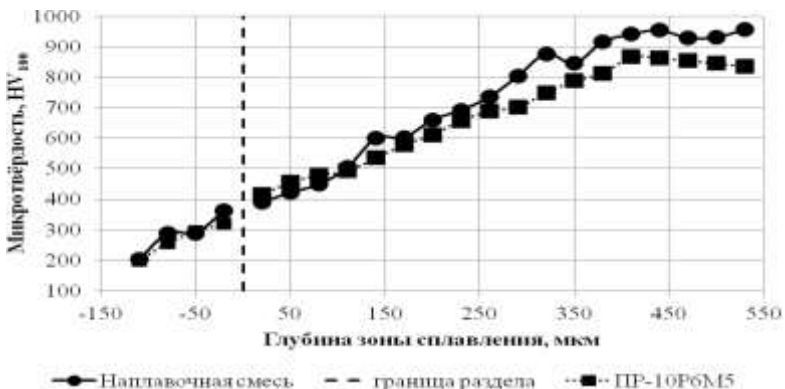


Рисунок 34 – Распределение микротвёрдости по зоне сплавления покрытия на основе азотсодержащей наплавочной смеси

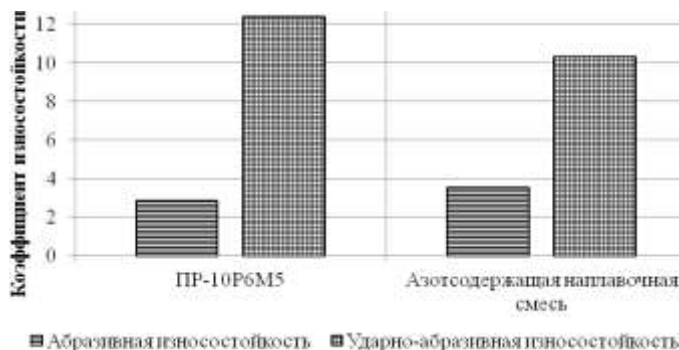


Рисунок 35 – Абразивная и ударно-абразивная износостойкость покрытий

Полученные данные показывают, что с помощью дополнительного легирования азотом базового наплавочного порошка 10P6M5 возможно изменять трибологические свойства формируемых плазменных покрытий. Влияние азота на механические свойства быстрорежущего наплавленного металла заключается в значительном повышении сопротивления тепловому адгезионному изнашиванию. При испытаниях азотсодержащего наплавленного покрытия на ударно-абразивное изнашивание по ГОСТ 23.207-79 наблюдается некоторое снижение износостойкости связанное с некоторым повышением хрупкости покрытия и повышением микротвёрдости металлической основы.

В шестой главе рассматриваются вопросы практического применения результатов проведённых исследований. Разработана технология получения гранулированных азотсодержащих наплавочных порошков, на основе подмешивания азотированных ферросплавов в базовые наплавочные порошки с последующим агломерированием с использованием специального стирол-ароматического связующего.

Разработаны и внедрены в производство составы порошков для плазменной наплавки на основе систем легирования Fe-C-Cr-V и Fe-C-Cr-Mn-N. Составы указанных наплавочных порошков защищены патентами РФ. Они успешно применяются для восстановления изношенных штоков гидроцилиндров, лопастей шламовых насосов, лопаток бетоносмесителей и другого оборудования.

Технология плазменно-порошковой наплавки хромованадиевого покрытия разработанного состава внедрена на ООО «ТехНаМет» (г. Магнитогорск). Наплавке подвергаются изношенные штоки гидроцилиндров малого диаметра. Внедрение этой технологии позволило получить экономический эффект более 3 млн. рублей в год (в ценах 2011г.).

Технология нанесения и состав защитного покрытия для восстановления изношенных центробежных насосов FLYGHT CP3312/765 для перекачки металлической пульпы были внедрены в сортопрокатном цехе ПАО «Магнитогорский

металлургический комбинат» в 2019 г. Экономический эффект составил более 10 млн. рублей в год (в ценах 2019 г.).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате выполнения работы были выявлены особенности структурообразования износостойких покрытий систем легирования систем Fe-C-Cr-V, Fe-C-Cr-Mn, Fe-C-Cr-W-V полученных при различных режимах плазменно-порошковой наплавки, последующей термической обработке и дополнительном легировании азотом. На этой основе созданы составы экономнолегированных наплавочных порошков, для получения износостойких покрытий, а также, разработана технология получения наплавочных порошков, наплавки и конструкция плазмотрона. По результатам теоретических и экспериментальных исследований выполнения работы сделаны следующие выводы.

1. Установлен химический состав наплавочного порошка, содержащий 3,1...3,3 % углерода, 18,00...20,00 % хрома и 3,00...4,00 % ванадия, 0,4...1,0 марганца, 0,2...0,6 кремния обеспечивающий получение твёрдых и износостойких покрытий при плазменной наплавке с дополнительным обдувом воздухом, за счёт формирования высокодисперсной эвтектической структуры наплавленного металла взамен доэвтектической. Показано, что режимы наплавки определяют тип и морфологию формирующихся структур. Повышая скорость кристаллизации с 70 до 350 °C/с и снижая перегрев сварочной ванны до 1500 °C, возможно получать структуру покрытий дисперсностью структурных составляющих менее 2 мкм. Показано, что применение модуляции тока при плазменно-порошковой наплавке с параметрами: ток импульса 120 А, ток паузы 60 А, частота 1 Гц приводит к формированию дендритной структуры, направленно ориентированной перпендикулярно границам сварочной ванны, что обеспечивает получение покрытия, обладающего наилучшей ударно-абразивной износостойкостью. Разработано покрытие эвтектического типа, обладающее наивысшей абразивной износостойкостью, со структурой состоящей из аустенита и карбидов хрома типа M_7C_3 , ориентированно направленных перпендикулярно подложке, полученное наплавкой на токе 180 А с охлаждением подложки воздухом давлением 0,2 МПа.

2. Методами растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа установлено, что введение азота в сверхравновесном количестве (более 0,4 % масс.) в покрытия систем легирования Fe-C-Cr-Mn и Fe-C-Cr-W-V приводит к повышению доли эвтектической фазы и перераспределению легирующих элементов между фазовыми составляющими металлической основы, что приводит к повышению её микротвёрдости и прочности. На основе исследования влияния азота на структурно-фазовый состав и свойства покрытий указанных систем легирования разработаны составы наплавочных порошков, обеспечивающих наивысшую износостойкость в условиях абразивного, ударно-абразивного и гидроабразивного изнашивания.

3. Сформулированы и обоснованы принципы рационального легирования азотом покрытий различного назначения. Указанные принципы рационального

легирования отражают влияние азота на структурно-фазовый состав и свойства покрытий систем легирования Fe-C-Cr-V, Fe-C-Cr-Mn и Fe-C-Cr-W-V при различных режимах наплавки для получения наиболее износостойких покрытий для конкретных условий изнашивания.

Обнаружено что при введении азота в систему легирования Fe-C-Cr-Mn первичные карбиды кристаллизуются в форме карбида типа Me_7C_3 обедненного углеродом, но обогащенного азотом, в результате чего повышается его микротвёрдость, а металлическая основа обогащается углеродом, что приводит к повышению её прочностных свойств.

Выявлено, что легирование азотом до 0,2 % масс. базового наплавочного порошка 10P6M5 приводит к повышению абразивной износостойкости и качества формируемых покрытий, за счёт изменения морфологии эвтектики и повышению теплоустойкости покрытий.

4. Разработаны и применены методики испытаний на изнашивание покрытий при высоких температурах, а также при гидро-абразивном изнашивании. Указанные методики обладают высокой сходимостью результатов и позволяют достоверно определять износостойкость испытуемых материалов.

5. Проведены промышленные испытания разработанных покрытий различного назначения в условиях металлургического производства. Износостойкое покрытие типа 315X19Ф3 применено для восстановления штоков гидроцилиндров шахтной проходческой техники. Износостойкое покрытие типа 180X21Г12АС2 применено для восстановления изношенных частей лопастного насоса, предназначенного для перекачивания окалиносодержащей пульпы. Износостойкое покрытие типа 10P6AM5 применено для восстановления ножей горячей резки мелко и среднесортных сортовых станов. Также результаты работы используются в учебном процессе ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» при подготовке бакалавров, обучающихся по направлению 22.03.02 «Металлургия» и в учебном процессе ФГБОУ ВО Новотроицкий филиал НИТУ «МИСИС», при подготовке бакалавров, обучающихся по направлению 22.03.02 «Металлургия».

Основные положения диссертации опубликованы:

Журналы из баз WOS и Scopus

1. Features of wear-resistant cast iron coating formation during plasma-powder surfacing. Vdovin K.N., Emelyushin A.N., **Nefed'ev S.P.** Metal Science and Heat Treatment. 2017. T. 59. № 5-6. С. 302-307.

2. Physical modeling of the mechanism of modification with wear-resistant surfacing. **Nefed'ev S.P.**, Romanenko D.N., Artemenko Yu.A. Chemical and Petroleum Engineering. 2017. T. 52. № 11-12. С. 769-773.

3. Experience in restoring hydraulic cylinder rods by plasma powder surfacing. **Nefed'ev S.P.**, Dema R.R., Kharchenko M.V. Chemical and Petroleum Engineering. 2017. T. 52. № 11-12. С. 785-789.

4. Study of the adhesive properties of a coating prepared by deformation cladding with a flexible tool. **Nefed'ev S.P.**, Levantsevich M.A., Maksimchenko N.N. Chemical and Petroleum Engineering. 2017. T. 52. № 11-12. C. 779-784.

5. Simulation and calculation of temperature distribution in roll fittings guides in contact with the rolled strip. Tyuteryakov N.S., Dema R.R., **Nefed'ev S.P.** Procedia Engineering. 2016. C. 667-673.

6. Peculiarities of forming of the wear-resistant cast iron coating structure on steel 45 upon plasma-powder surfacing. **Nefedyev S.P.**, Vdovin K.N., Emelyushin A.N. Materials Science Forum. 2016. T. 870. C. 141-148.

7. Microstructure of cast iron after plasma bleaching // Nefedyev S.P., Dema R.R., Nefedyeva S.A., Yaroslavtcev A.V. Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2015. T. 50. № 2. C. 213-216.

8. Investigation of the structure and impact-abrasive resistance of coatings of the FE-C-CR-MN-SI system, additionally alloyed with nitrogen // Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., **Nefed'ev S.P.** Welding International. 2013. T. 27. № 2. C. 150-153.

9. The electron-microscopic and X-ray spectral analysis of phase composition of CGI inoculants structure // Boldyrev D.A., Shapovalov A.N., **Nefedev S.P.** Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2019. T. 54. № 2. C. 348-361.

10. Efficiency improvement of sintering as a result of surface-active substance use in pelletizing at the JSC «URAL STEEL» // Shapovalov A.N., Dema R.R., **Nefedyev S.P.** Materials Science Forum. 2016. T. 870. C. 507-515.

11. Application of new surfactants sintering agglomerate // Shapovalov A.N., Dema R.R., **Nefedyev S.P.**, Solomonov C.N., Yordanova R.M. Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. T. 52. № 5. C. 1008-1016.

12. Experience of using complex modifiers to increase corrosion resistance of pipe steels // Shapovalov A.N., Dema R.R., **Nefed'ev S.P.** Solid State Phenomena. 2021. T. 316. C. 369-374.

13. Agglomeration process productivity increasing by a sinter mix preheating // Shapovalov A.N., Dema R.R., Kalugina O.B., Kharchenko M.V., **Nefedev S.P.** Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2019. T. 54. № 6. C. 1344-1351

Журналы, рекомендованные ВАК РФ

14. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5. **Нефедьев С.П.**, Емелюшин А.Н. Вестник Югорского государственного университета. 2021. № 3 (62). С. 33-45.

15. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5. Нефедьев С.П., Емелюшин А.Н. Вестник Югорского государственного университета. 2021. № 3 (62). С. 33-45.

16. Повышение эксплуатационных характеристик деталей машин нанесением покрытий методом плакирования. Дема Р.Р., **Нефедьев С.П.** Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2019. № 6. С. 26-35.

17. Исследование и совершенствование процесса обработки технологического инструмента, применяемого при производстве метизов, углеводородной плазмой с целью повышения его износостойкости. **Нефедьев С.П.**, Железков О.С. и др. Производство проката. 2018. № 3. С. 22-27.

18. Применение плазменной закалки для повышения эксплуатационной стойкости подшипниковых узлов прокатных станов. Вдовин К.Н., **Нефедьев С.П.** Технология машиностроения. 2018. № 3. С. 41-45.

19. Изучение усталостной прочности ферромагнитных материалов неразрушающим экспресс-методом. Колмыков В.И., Романенко Д.Н., **Нефедьев С.П.** и др. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017. Т. 83. № 11. С. 47-51.

20. Рентгеновское исследование структуры поверхностных слоев стали 45 после плазменной закалки. **Нефедьев С.П.**, Шаповалов А.Н., Нефедьева С.А. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017. Т. 83. № 5. С. 39-41.

21. Особенности формирования структуры покрытия из износостойкого чугуна при плазменно-порошковой наплавке. Вдовин К.Н., Емелюшин А.Н., **Нефедьев С.П.** Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 5 (743). С. 39-44.

22. Методика исследования износостойкости покрытий, полученных плазменным селективным припеканием порошков на машине трения СМЦ-2. **Нефедьев С.П.**, Харченко М.В., Дема Р.Р., Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017. Т. 83. № 8. С. 53-55.

23. Физическое моделирование механизма модифицирования при износостойкой наплавке. Романенко Д.Н., Емелюшин А.Н., **Нефедьев С.П.** Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2016. № 11. С. 28-31.

24. Опыт восстановления штоков гидроцилиндров плазменно-порошковой наплавкой. **Нефедьев С.П.**, Дема Р.Р., Харченко М.В. и др. Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2016. № 11. С. 39-41.

25. Исследование адгезионных свойств покрытия, полученного методом деформационного плакирования гибким инструментом. **Нефедьев С.П.**, Леванцевич М.А. и др. Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2016. № 11. С. 34-39.

26. Структура зоны сплавления хромомарганцевого покрытия, полученного плазменно-порошковой наплавкой. **Нефедьев С.П.**, Дема Р.Р., Тютряков Н.Ш. и др. Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2016. № 1. С. 68-72.

27. Перспективы применения плазменной закалки для упрочнения дисковых ножей. **Нефедьев С.П.**, Дема Р.Р., Котенко Д.А. Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2015. Т. 15. № 1. С. 70-73.

28. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость твёрдых наплавленных покрытий. Нефедьев С.П., Дема Р.Р., Котенко Д.А. Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2015. Т. 15. № 1. С. 103-106.

29. Восстановление штоков гидроцилиндров наплавкой износостойкого хромованадиевого покрытия. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В., **Нефедьев С.П.** Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2014. № 1. С. 17-20.

30. Плазменно-порошковая наплавка штоков гидроцилиндров белым износостойким чугуном. **Нефедьев С.П.**, Морозов А.Н. Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2014. № 5. С. 41-49.

31. Формирование структуры и свойств зоны сплавления при плазменно-порошковой наплавке покрытия типа 250X15Г20С. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В., **Нефедьев С.П.** Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2011. № 3 (35). С. 70-73.

32. Исследование структуры и ударно-абразивной износостойкости покрытий системы FE-C-CR-MN-SI, дополнительно легированных азотом. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В., **Нефедьев С.П.** Сварочное производство. 2011. № 10. С. 18-22.

Монографии

33. Плазменное упрочнение поверхности: монография / Нефедьев С.П., Емелюшин А.Н. – Старый Оскол: ТНТ, 2021, 156 с.

Патенты РФ и программы для ЭВМ

34. Расчет технологических параметров процесса селективного плазменного припекания порошковых композиционных материалов. Дема Р.Р., **Нефедьев С.П.** Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2020614477, 10.04.2020. Заявка № 2020611890 от 25.02.2020.

35. Порошковый сплав для изготовления объемных изделий методом селективного спекания. Шаповалов А.Н., **Нефедьев С.П.**, Дёма Р.Р., Харченко М.В., Ганин Д.Р. патент на изобретение RUS 2657968 23.10.2017

36. Способ восстановления наплавкой поверхностей тел вращения. Галкин В.Д., Васючков А.В., Девятченко С.А., **Нефедьев С.П.**, Дёма Р.Р., Тютеряков Н.Ш., Ганин Д.Р. патент на изобретение RUS 2660537 18.07.2017

37. Способ восстановления наплавкой роликов машин непрерывного литья заготовок. Галкин В.Д., Васючков А.В., Девятченко С.А., **Нефедьев С.П.**, Дёма Р.Р., Харченко М.В., Ганин Д.Р. патент на изобретение RUS 2668645 18.07.2017

38. Способ отделочно-упрочняющей обработки выглаживанием цилиндрических поверхностей. **Нефедьев С.П.**, Харченко М.В., Дема Р.Р., Тютеряков Н.Ш. патент на изобретение RUS 2666396 21.12.2016

39. Расчет геометрических размеров сформированного валика при плазменно-порошковой наплавке. Дема Р.Р., Ворожищев А.Н., **Нефедьев С.П.**, Тютеряков Н.Ш., Харченко М.В., свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RUS 2018610366 21.12.2016

40. Порошковый сплав на основе железа для износостойкой наплавки и напыления. **Нефедьев С.П.**, Дёма Р.Р., Горбунов А.В., Тютеряков Н.Ш., Вдовин К.Н., Емелюшин А.Н. патент на изобретение RUS 2607066 11.03.2015

41. Плазмотрон для плазменно-селективного припекания металлических порошков. **Нефедьев С.П.**, Шаповалов А.Н., Дема Р.Р. и др. патент на изобретение RU 2705847, 12.11.2018.