

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Нефедьев Сергей Павлович

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

1.3.8 «Физика конденсированного состояния»

Диссертация
на соискание учёной степени доктора физико-математических наук

Научный консультант:
Профессор, доктор технических наук
Емелюшин Алексей Николаевич

Москва 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ОСНОВНЫЕ НАУЧНЫЕ ПРОБЛЕМЫ РАЗРАБОТКИ И ПРИМЕНЕНИЯ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ.....	16
1.1 Материалы для наплавки. Структура и свойства	23
1.1.1 Классификация и основные свойства наплавочных порошков	27
1.1.2 Наплавочные порошки системы Fe-C-Cr-V	34
1.2 Азотсодержащие износостойкие сплавы и покрытия	37
1.3 Способы изготовления наплавочных порошков и требования к ним	44
1.4 Влияние остаточных напряжений на склонность к трещинообразованию наплавленных покрытий	46
1.5 Влияние режимов наплавки на состав и структуру покрытий.....	51
1.6 Плазмотроны для плазменно-порошковой наплавки.....	55
1.7 Постановка цели и задач исследования.....	56
2. ПРИМЕНЯЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ...	59
2.1 Характеристика применяемых материалов.....	59
2.2 Оборудование для плазменно-порошковой наплавки	60
2.3 Методики проведения испытаний на износостойкость	64
2.4 Рентгеноструктурный анализ.....	71
2.5 Металлографические и дюрметрические исследования.....	72
2.6 Моделирование температурных полей при плазменно-порошковой наплавке	73
2.7 Технология изготовления гранулированных порошков	75
3. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Cr-V ПРИ ПЛАЗМЕННО-Порошковой НАПЛАВКЕ И ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	77
3.1 Влияние содержания ванадия на структуру и свойства покрытий.....	80
3.2 Структура и свойства покрытия типа 315Х19Ф3, наплавленного на различных режимах	90

3.3 Влияние дополнительных технологических воздействий на структуру и свойства покрытий	100
3.4 Влияние режимов плазменно-порошковой наплавки на термический цикл покрытий, твёрдость и износостойкость	108
3.5 Влияние режимов наплавки на формирование структуры и свойств зоны сплавления	117
3.6 Сравнение покрытия типа 315X19Ф3 с традиционными материалами	125
3.7 Влияние нагрева наплавленных покрытий на структуру и свойства ...	133
3.8 Принципы обеспечивающие рациональное структурообразование покрытий системы Fe-C-Cr-V	139
3.9 Выводы по главе.....	141
4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АЗОТА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Cr-Mn	144
4.1 Структура и свойства покрытий, формирующихся при наплавке порошком системы Fe-C-Cr-Mn	145
4.2 Влияние азота на формирование структуры покрытий системы Fe-C-Cr-Mn	161
4.3 Влияние режимов наплавки на структуру, твёрдость и износостойкость покрытий	180
4.4 Влияния режимов наплавки и легирования азотом на структуру и свойства покрытий системы Fe-C-Cr-Mn	195
4.5 Влияния азота на характеристики поверхностных слоёв в зоне трения при гидроабразивном изнашивании.....	211
4.6 Принципы рационального легирования азотом покрытий системы Fe-C-Cr-Mn-Si	216
4.7 Выводы по главе.....	222
5. ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Cr-W-V	224
5.1 Влияние азота на формирование структуры и свойств покрытий типа 10P6M5	225
5.2 Принципы рационального легирования азотом покрытий системы Fe-C-Cr-W-V	241
5.3 Выводы по главе.....	244

6. ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ РАЗРАБОТАННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ТЕХНОЛОГИЙ.....	245
6.1 Внедрение технологии плазменно-порошковой наплавки штоков гидроцилиндров	245
6.2 Восстановление изношенных поверхностей центробежных насосов ..	248
6.3 Повышение надёжности и долговечности лезвий ножей горячей резки металла	256
6.4 Повышение срока службы роликов петлеобразователей	261
6.5 Выводы по главе.....	267
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	269
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	272
ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт внедрения.....	285
ПРИЛОЖЕНИЕ Б. Акт об использовании в образовательном процессе.....	286
ПРИЛОЖЕНИЕ В. Акт внедрения.....	287
ПРИЛОЖЕНИЕ Г. Акт замеров эксплуатационной стойкости ножей сортового проката	289
ПРИЛОЖЕНИЕ Д. Акт о введении в промышленную эксплуатацию	290
ПРИЛОЖЕНИЕ Е. Патент на изобретение 2607066	291

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Анализ повреждаемости деталей машин показывает, что их преждевременный выход из строя обусловлен главным образом процессами, происходящими на поверхности в зоне трения. Состояние поверхностных слоёв во многом влияет на прочностные свойства и эксплуатационную стойкость деталей. 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 износ, ударно-абразивный износ, кавитация, усталостные процессы и т.д.

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 наплавки и газотермических технологий в целом, 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 изнашивания, ударно-абразивного изнашивания, гидро-абразивного изнашивания и т.д.

Степень разработанности темы:

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. В этих исследованиях содержатся обширные научные данные о закономерностях структурообразования, влияния химического состава на свойства чугунов, а также, особенности технологии их обработки. 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.

Между тем, применение азота в качестве легирующего элемента позволяет достигать уникальных свойств по сравнению с безазотистыми сплавами аналогичного назначения. Легирование азотом позволяет значительно повысить абразивную стойкость покрытий, твёрдость и ударостойкость. Поэтому применение азота в качестве одного из основных легирующих элементов наплавочных порошков является перспективным. Однако, получение азотсодержащих покрытий сопряжено с некоторыми сложностями введения азота в состав наплавочных порошков. 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, а также, технологическими параметрами плазменно-порошковой наплавки: расходом присадочного порошка, силой тока, скоростью наплавки и др. Путём правильного назначения режима наплавки применительно к конкретной детали, 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 фрикционное изнашивание 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 в конкретных условиях 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 приводит к повышению твёрдости 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 %, можно 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 максимально возможном уровне (более 0,4 %) 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 эвтектических карбидов с рваными и неровными краями, образующими тонкую сетку по границам зёрен. Происходит замещение эвтектического карбида Me_6C на карбонитрид Me_6CN , в результате чего повышается 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-10P6AM5 с 0,2 % содержанием азота.

6. Получены новые научные результаты по совместному влиянию карбидообразующих легирующих элементов при содержании 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 и успешно применён двудуговой плазмотрон 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, лопастей и корпусов насосов, гибочных валков, ножей горячей резки, роликов МНЛЗ 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.

Методология и методы исследования.

Новые азотсодержащие покрытия на стальных подложках получали при помощи плазменно-порошковой наплавки с применением гранулированных порошков, которые в свою очередь изготавливались на основе базовых распыленных порошков и азотированных ферросплавов с применением специально разработанного стирол-ароматического связующего вещества. Исследования получаемых покрытий производились следующими методами: оптическая и растровая электронная микроскопия, рентгеновская дифрактометрия, дюрометрия с использованием различных методов испытаний на твёрдость, спектральный анализ, испытания на износостойкость по различным методикам.

Положения, выносимые на защиту:

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 автора состоит в постановке задач и проведении исследований, обработке и анализе полученных экспериментальных данных, разработке новых решений, внедрении их в производство. Все экспериментальные исследования и работы по внедрению проведены автором лично или при его активном участии.

Основные результаты доложены и обсуждены на более чем 30 Всероссийских и международных конференциях, опубликованы в статьях и сборниках. Оригинальность разработанных решений подтверждена патентами РФ.

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, ICMTE 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.

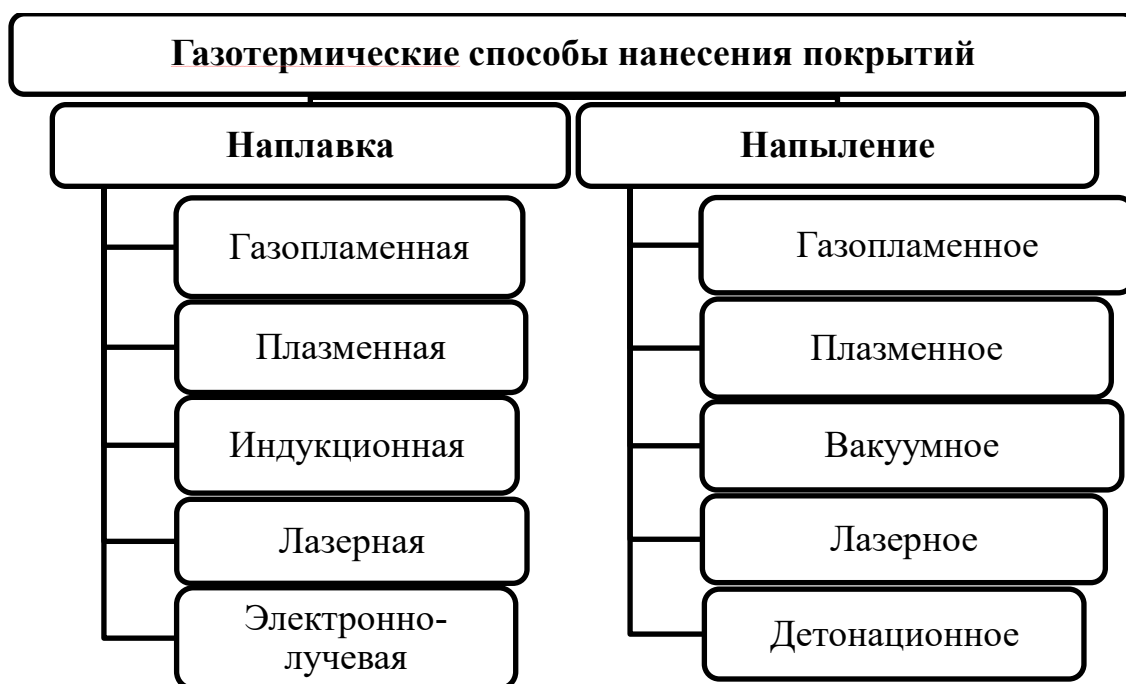
Результаты диссертационной работы отражены в 136 публикациях, из которых 22 статьи входят в перечень рецензируемых изданий, рекомендуемых ВАК, а 13 публикаций, входят в рецензируемые базы данных Scopus или Web of Science, 7 патентах, 2 свидетельствах для ЭВМ, 1 монографии, 2 учебных пособиях.

1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ОСНОВНЫЕ НАУЧНЫЕ ПРОБЛЕМЫ РАЗРАБОТКИ И ПРИМЕНЕНИЯ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ

К газотермическим технологиям принято относить множество способов наплавки и напыления. В отличие от других способов формирования покрытий, газотермические отличаются тем, что для нанесения покрытий применяется сфокусированный поток тепловой энергии (газа, частиц или электромагнитного излучения), являющийся одновременно источником нагрева подложки и присадочного материала, а в некоторых случаях еще и транспортирующей и защитной средой, а также, катализатором физико-химических процессов формирования покрытий. В зависимости от способа генерации теплоты, типов присадочных материалов и некоторых других параметров, классифицируют более 20 способов газотермического формирования покрытий (таблица 1).

Каждый из представленных в таблице 1 способ газотермического формирования покрытий имеет свои технологические или функциональные особенности, обуславливающие сферу его практического применения. Принципиальным отличием всех способов наплавки от способов напыления является то, что при наплавке образуется металлургическая связь между подложкой и присадочным материалом, в то время как напылённые покрытия характеризуют только адгезионные связи с подложкой. Ещё одним отличительным признаком этих способов является средняя толщина наносимого покрытия: для процессов наплавки – более 2 мм, для процессов напыления – менее 2 мм. Таким образом, в большинстве случаев для придания поверхностным слоям металлических материалов абразивной и ударно-абразивной износостойкости с одновременным восстановлением износа, наиболее целесообразно использовать методы наплавки, хотя в ряде случаев применение напыления оказывается более целесообразным.

Таблица 1 – Классификация способов газотермического нанесения покрытий



Распространёнными способами нанесения твёрдых износостойких покрытий являются различные способы наплавки, среди которых наиболее эффективным и перспективным является плазменная наплавка порошковыми материалами [1...6]. Наплавке можно подвергать как новые изделия, так и изношенные, для восстановления размеров и одновременного упрочнения деталей.

Преимущество плазменной наплавки, по сравнению с другими видами наплавки – возможность дополнительного легирования стандартных наплавочных композиций необходимыми легирующими элементами, в том числе и сверхтвёрдыми и тугоплавкими, обеспечивающими получение оптимального химического состава покрытия, применительно к конкретным условиям эксплуатации. При плазменно-порошковой наплавке, возможно отдельно регулировать тепловложение в наплавленный металл и подложку, а также, использовать дополнительные технологические приёмы, влияющие на процессы кристаллизации сварочной ванны. Все перечисленные

преимущества делают плазменно-порошковую наплавку незаменимой при наплавке тонкостенных деталей, наплавке на подложки из легированных марок стали [3...7].

Высокие технико-экономические показатели были получены при упрочняющей плазменной наплавке изношенных деталей: прокатных [1] и транспортирующих валков [2], железнодорожных крестовин [3], зубьев роторного экскаватора [4], лемехов картофелеуборочных машин [7]; а также, при изготовлении новых деталей: резбонарезных метчиков [2], выпускных клапанов двигателя внутреннего сгорания [8], деталей запорной арматуры [9], дисковых ножей [10], цапф буровых долот [11] и другого оборудования.

Наплавка является наиболее распространённым способом нанесения твёрдых износостойких покрытий. Наиболее эффективным и перспективным является плазменная наплавка порошковыми износостойкими материалами [1...7].

Плазменная наплавка с применением в качестве присадочного материала металлических или композиционных порошков в наибольшей степени отвечает требованиям современного производства по уровню достижимых свойств, качеству покрытий и автоматизации технологического процесса.

Важной особенностью плазменно-порошковой наплавки является возможность нанесения тугоплавких материалов на углеродистые стали и незначительная глубина проплавления подложки. Возможность соединения различных материалов при минимальном проплавлении обеспечивает заданные физико-механические свойства наплавленного металла и позволяет сократить расход дорогостоящих наплавочных материалов [12].

Плазменная наплавка позволяет в широких пределах регулировать легирование наплавленного металла, тепловложение в основной и наплавленный металл, получать толстослойные покрытия за один проход, при минимальном участии основного металла в наплавленном покрытии и отсутствии растягивающих напряжений на границе основного и

наплавленного металла [13, 14, 15]. Наплавленный слой образуется, в основном, за счёт теплоты перегретого расплавленного металла, смачивающего поверхность подогретой подложки.

Плазменную наплавку можно осуществлять в один или несколько слоёв, с поперечными колебаниями или без них на токе прямой или обратной полярности. Как правило, основным плазмообразующим, защитным и транспортирующим газом служит аргон.

По сравнению с другими видами дуговой наплавки плазменная наплавка имеет преимущества [1...3]:

- незначительный припуск на последующую механическую обработку;
- возможность получения наплавленного металла любого химического состава из стандартных присадочных порошковых материалов;
- минимальная доля основного металла в наплавленном, возможность получения заданного химического состава уже в первом наплавленном слое;
- возможность наплавки на детали малых размеров, без деформации и коробления.

При плазменной наплавке на токе прямой полярности эффективную мощность $Q_{эф}$ и эффективный радиус R_q сжатой дуги можно определить [3] как:

$$Q_{эф} = (0,5 \dots 0,55) I_d U_d \quad (1.1)$$

$$R_q \approx 1,4 d_c \quad (1.2)$$

где I_d и U_d – ток и напряжение сжатой дуги; d_c – диаметр плазмообразующего сопла, при $d_c = 2 \dots 6$ мм.

Плазменно-порошковая наплавка отличается большим количеством регулируемых параметров, что повышает гибкость процесса наплавки, но с другой стороны, усложняет выбор оптимальных режимов процесса.

Кристаллизация металла в сварочной ванне происходит в условиях, когда в ней имеется сравнительно небольшое количество центров кристаллизации в виде зёрен основного металла на границе сплавления. Малый объём сварочной ванны, непродолжительное время существования металла в расплавленном состоянии, значительный градиент температур, приводит к большим скоростям роста кристаллов [2].

Для наплавленного металла характерно образование дендритной формы кристаллов при кристаллизации, что связано с ликвацией примесных элементов. Площадь, занятая дендритами, ширина ячеек и дендритных осей, а также расстояния между ними зависят от скорости кристаллизации и направления теплоотвода при кристаллизации.

Под влиянием тепловых и физико-химических условий кристаллизации металла шва, химического состава наплавляемого металла, градиента температур, и прочих параметров возможно образование различной первичной структуры. При наплавке износостойких покрытий на железной основе, возможно образование доэвтектической, эвтектической или заэвтектической структуры наплавленного металла [16, 17]. Иногда происходит формирование структуры, напоминающей структуру заэвтектоидных сталей [18, 19]. Большая схожесть структуры наплавленных износостойких покрытий со структурой сталей и белых чугунов, позволяет предположить о схожих закономерностях в образовании первичной структуры и формировании свойств плазменных покрытий. Таким образом, возможно управлять структурообразованием наплавляемого металла регулируя параметры технологического процесса. Первичную структуру покрытий можно изменять, используя металлургические и технологические приёмы: введение дополнительных легирующих элементов и модификаторов в сварочную ванну, регулирование степени перегрева сварочной ванны, а также, скорости её кристаллизации и охлаждения, отдельное регулирование нагрева присадочного порошка и сварочной ванны, введение модуляции

тока, термическая и термомеханическая обработка наплавленного металла [1...4, 8, 9].

К настоящему времени накоплен значительный положительный опыт применения плазменной наплавки машиностроительными, нефтесервисными, автомобилестроительными, горнодобывающими и ремонтными предприятиями как в России, так и за рубежом. Так, например в ОАО «АВТОВАЗ» плазменно-порошковая наплавка применяется для наплавки клапанов двигателя [8] автомобилей Лада Гранта и некоторых других.

В целом, тенденция развития машиностроительных технологий свидетельствует о постоянном расширении использования плазменных технологий и плазменно-порошковой наплавки. Анализ литературных источников позволяет сделать вывод о том, что плазменные технологии успешно могут быть применены при массовом производстве изделий, а также при единичном и индивидуальном характере производства деталей.

Экономическую целесообразность применения плазменных технологий обеспечивают относительно невысокая стоимость соответствующего оборудования и технологическая универсальность плазменной струи, как инструмента обработки металлов и сплавов.

Так, ремонтная плазменно-порошковая наплавка цапф буровых долот, изготовленных из стали 14ХНЗМА, порошками Stellite 190 W и Stellite SF 12 приводит к формированию доэвтектической структуры наплавленного металла обладающей повышенной износостойкостью, при испытании на четырёхшариковой машине трения, по сравнению с металлом основы. Указанные наплавочные порошки изготовлены на основе кобальта, с высоким содержанием хрома, вольфрама и углерода. Несмотря на относительно высокую стоимость этих порошков и некоторые технологические трудности их применения, связанные с повышенной их склонностью к порообразованию при наплавке, авторами работы [20],

удалось достичь существенного экономического эффекта за счёт увеличения стойкости цапф буровых долот более чем в 3 раза.

В работе [21] показано, что применение плазменно-порошковой наплавки порошком ПР-65Х25Г13НЗ позволило создавать железнодорожные крестовины стрелочного перевода из стали 76Ф, взамен высоколегированной стали 110Г13Л. Это привело к снижению себестоимости изготовления крестовин более чем в два раза, даже не смотря на необходимость проведения операции горячей динамической проковки наплавленного слоя, для снижения склонности к трещинообразованию.

Таким образом, анализ литературных источников показал, что применение плазменно-порошковой наплавки позволяет достигать существенного экономического эффекта в различных отраслях промышленности и получать износостойкие покрытия, характеризующиеся широким комплексом свойств, недостижимых при традиционных видах обработки. В литературе [7, 22] описаны также и некоторые недостатки плазменно-порошковой наплавки, такие как необходимость дополнительных технологических операций – проковки, последующей термообработки, чувствительность к химическому составу наплавочного порошка, склонность к трещинообразованию и т.д. Эти недостатки связаны в первую очередь с несовершенством химических составов применяемых наплавочных порошков, обладающих склонностью к порообразованию, требующих последующей термообработки или жестких режимов наплавки, приводящих к короблению деталей.

В связи с широким развитием техники применения плазменно-порошковой наплавки на машиностроительных предприятиях России, актуальным является создание специальных порошковых сплавов, предназначенных для применения при плазменной наплавке, и не уступающих по уровню формируемых свойств в покрытии лучшим иностранным аналогам.

1.1 Материалы для наплавки. Структура и свойства

Наплавка – это процесс нанесения на поверхности деталей слоя металла или сплава посредством сварки плавлением, (т.е. с обоюдным расплавлением и подложки и присадочного материала), с целью восстановления их первоначальных размеров либо для придания этим поверхностям специальных физических, химических, механических или эксплуатационных свойств. В качестве источника теплоты при наплавке может использоваться газокислородное пламя, электрическая дуга, плазменная дуга или струя, лазерный или электронный луч. Чаще всего применяется электрическая дуга.

В ГОСТ 10051-75 для наплавки деталей, работающих в условиях преимущественно абразивного изнашивания, рекомендовано 4 типа материалов (Т-590, Т-620, 13КН/ЛИВТ и Х-5). Основной упрочняющей фазой в этих материалах являются избыточные карбобориды хрома типа $M_7(C,B)_3$, а также эвтектические карбиды, расположенные в аустенитной матрице. Эти покрытия представляют собой, по сути, белые износостойкие чугуны, полученные дуговой наплавкой.

Международным институтом сварки (МИС) предложена классификация наплавленных износостойких покрытий, по химическому составу наплавленного металла [13, 23]. Каждая группа наплавочных материалов в этой классификации, предназначена для определённых условий эксплуатации.

Однако для характеристики наплавленного металла данных только о его химическом составе недостаточно. В зависимости от способа наплавки, режима термообработки, и ориентировки первичных кристаллитов по отношению к разрушающим нагрузкам наплавленный металл одного и того же химического состава обладает различной эксплуатационной стойкостью. В связи с этим все наплавочные материалы классифицируют по химическому

составу наплавленного металла и способу наплавки, для которого они предназначены.

Наиболее распространённым типом наплавочных материалов являются высокохромистые специальные чугуны (тип G по классификации МИС). Эти материалы используют для упрочнения деталей испытывающих абразивный, газоабразивный и гидроабразивный износ. Высокохромистые чугуны используют для наплавки зубьев экскаваторов, ножей бульдозеров, деталей загрузочных устройств доменных печей и т.д. [24].

Недостатком этого типа покрытий является то, что наплавленный металл склонен к образованию холодных трещин, предупредить которые особенно при наплавке массивных деталей очень сложно.

Большинство износостойких наплавочных материалов (тип G) представляют собой высокоуглеродистые сплавы на железной (реже на никелевой или кобальтовой) основе, по составу, структуре и свойствам занимающие промежуточное положение между белыми чугунами и инструментальными сталями.

До сих пор нет достаточно полных сведений о влиянии количества и свойств отдельных структурных составляющих сплавов, а также, физико-механических свойств сплавов на их износостойкость. Большинство исследователей единодушны в отношении феррита и продуктов диффузионного распада аустенита. В работах [23...25] показано, что они резко снижают абразивную износостойкость, из-за неспособности удерживать упрочняющие фазы в металлической матрице. Присутствие их в износостойких материалах является недопустимым.

Открытым остаётся вопрос о допустимости присутствия аустенита в структуре износостойкого материала наряду с карбидами и мартенситом. В литературе встречаются противоположные сведения. По мнению авторов работы [26...28], при интенсивном абразивном изнашивании без ударных нагрузок решающее значение на сопротивление изнашиванию сплавов

приобретает состояние их карбидной фазы и мартенсита, количество аустенита здесь может быть минимальным. Однако, в работах [29...31] отмечается, что из всех возможных фаз, которые могут составлять металлическую основу износостойких материалов аустенит является наиболее подходящим, в связи с его высокими прочностными свойствами и способностью закреплять и прочно удерживать упрочняющие фазы. Однако такой способностью обладает, по мнению [18, 32], лишь «легированный» аустенит, свойства которого намного превосходят аналогичные свойства нелегированного аустенита. В работах [23, 33...35] показано, что при определённом легировании, аустенит обладает свойством метастабильности и способен претерпевать мартенситное превращение при воздействии на него механических нагрузок, внося дополнительный вклад в повышение износостойкости материала. Таким образом, металлическая основа износостойкого материала должна быть мартенситной либо мартенситной с некоторым количеством «легированного» аустенита, которое зависит от конкретных условий эксплуатации материала.

Значительное повышение износостойкости как сталей, так и чугунов при увеличении количества карбидной фазы отмечено в работах [18, 24...28, 36, и др.]. В работах [23, 37, 38 и др.] рекомендуют для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания, использовать легированные белые чугуны (хромистые, ванадиевые, с комплексным легированием и др.). В условиях работы, не связанных с большими ударными нагрузками, детали машин из различных типов белых чугунов благодаря наличию в их структуре твердых карбидов имеют износостойкость в 5...10 раз выше, чем конструкционные стали [23].

Важнейшими факторами, определяющими сопротивление сплавов абразивному износу, являются свойства, взаимное расположение, количественное соотношение, а также характер связи отдельных структурных составляющих. При этом для различных условий воздействия

изнашивающих нагрузок оптимальная износостойкость может создаваться при различных, но характерных для каждого конкретного случая структурных состояниях материала [25].

В хромистых чугунах при содержании $\text{Cr} \geq 11\%$ образуется специальная разветвлённая карбидная эвтектика с диспергированной карбидной фазой типа Me_7C_3 , которая лучше противостоит изнашиванию, чем сплошной карбидный каркас чугунов с карбидами ледебуритного типа. Преимущества карбидов типа Me_7C_3 перед карбидами типа Me_3C определяется как повышением микротвёрдости карбидов, так и изменением строения эвтектики, образующейся на базе карбида хрома типа Me_7C_3 [26]. При комплексном легировании хромисто-карбидную эвтектику можно получить и в чугунах с пониженным содержанием Cr , гарантируя столь же высокую износостойкость сплавов.

Износостойкость во многом зависит от прочности закрепления карбидов в металлической основе, размеров карбидов и участков основы между карбидами, когерентности карбидов и основы и т.д. [26]. Этот тезис полностью совпадает с утверждением авторов работ [25, 39, 40] о целесообразности присутствия в износостойких покрытиях высоколегированного аустенита.

Ранее проведенные исследования микроструктуры и свойств литых и наплавленных износостойких материалов [19, 32] позволяют сделать вывод, что повышение содержания аустенитной фазы, в сплавах схожего химического состава, выше определённого предела, приводят к снижению твёрдости и износостойкости. Плазменное формирование покрытий, являющихся по структуре и химическому составу белыми чугунами, позволяет получать недостижимые для литых сплавов структурно-фазовые состояния, характеризующиеся повышенным комплексом механических и эксплуатационных свойств – твёрдости, износостойкости, дисперсностью структурных составляющих и т.д.

1.1.1 Классификация и основные свойства наплавочных порошков

Первые работы по применению наплавочных материалов в условиях абразивного изнашивания были связаны с совершенствованием технологии ручной дуговой наплавки изнашивающихся деталей технологических машин и сельскохозяйственной техники. Наиболее полное отечественное исследование влияния химического состава наплавочных материалов – электродов, на износостойкость отражены в работах [18, 41]. В этих работах приведены результаты лабораторных и стендовых испытаний сплавов на основе железа, применяемых для наплавки поверхностей трения. Однако работы, в достаточной мере полно описывающих влияние состава порошковых материалов на формируемую структуру и свойства покрытий при плазменно-порошковой наплавке, в настоящее время в литературе отсутствуют. Это связано с тем, что производители наплавочных порошков держат в секрете составы своей продукции и технологию их изготовления.

Изнашивание металлических материалов является комплексным процессом, при котором, кроме чисто абразивной составляющей нередко действуют и другие: ударные нагрузки, коррозия, остаточные напряжения, усталостный износ и т.д. Да и чисто абразивный износ определяется многими переменными, такими как: твёрдость, крупность и геометрия абразивных частиц, скорость и направление их перемещения относительно изнашиваемой поверхности и многими другими. Но все же основными факторами, определяющими стойкость металлических материалов в конкретных условиях изнашивания являются количественные и качественные характеристики их микроструктуры, которые в свою очередь зависят от химического состава и структуры сплавов, технологической схемы их получения и режимами термической и поверхностной обработки.

Кроме того, на качество формируемых покрытий, помимо химического состава, оказывают влияние такие характеристики наплавочных порошков

как содержание растворенных газов, гигроскопичность, сферичность частиц, текучесть порошка, гранулометрический состав и некоторые другие характеристики.

В настоящее время в России рынок материалов для плазменно-порошковой наплавки представлен в основном иностранными производителями, такими как Messer Eutectic Castolin (Германия), Sulzer Metco (Швейцария), Höganäs (Швеция), Wall Colmonoy (США), Wear Solutions (Англия), и некоторыми другими, а также, отечественными – АО «ПОЛЕМА» (Тула), ООО «ГК Железный элемент» (Челябинск) и др.

По химическому составу порошки одинакового назначения, схожи у различных производителей. Однако для зарубежной практики более широко распространены порошки на основе никеля и кобальта, в то время как в России, чаще применяют сплавы на основе железа.

В России действует ГОСТ 28377-89. Он распространён на порошки металлов и сплавов, предназначенных для газотермического (термического) напыления и наплавки различных покрытий: жаростойких, износостойких, коррозионностойких, теплозащитных, электроизоляционных и других, а также, для восстановления изношенных деталей. В соответствии с этим ГОСТ установлены типы порошков, классифицированные по параметрам: методам получения, размеру частиц, химическому составу.

В соответствии с ГОСТ 28377-89 по методу получения порошки подразделяют на следующие типы: распылённые (ПР), восстановленные (ПВ), карбонильные (ПК), автоклавные (ПА), электролитические (ПЭ), механически измельченные (ПМ), плакированные (ПП), конгломерированные (ПГ), аморфные (ПФ), осажденные (ПО), а также, порошковые смеси (ПС).

Распылённые порошки получают распылением расплава плазменной струей, водой или воздухом (газом) высокого давления. Частицы распылённого порошка имеют сферическую форму и отличаются наличием

повышенного количества оксидных плёнок на поверхности, что снижает их качество. Эти порошки относительно дешёвые. Другим важным преимуществом метода распыления является возможность регулирования степени дисперсности структуры гранул изменением скорости кристаллизации частиц при их охлаждении.

Большинство иностранных производителей наплавочных порошков имеют собственную классификацию продукции, основанную на маркетинговых принципах брендинга.

Наиболее известным в России производителем порошков для плазменно-порошковой наплавки является компания Deloro Stellite GmbH. Эта компания производит наплавочные порошки следующих классов:

- Стеллит (Stellite) – распыленные порошки из сплавов на основе кобальта. Эти порошки являются наиболее известными и применяемыми. Они сохраняют высокую абразивную и коррозионную стойкость при высокой температуре, имеют высокую сопротивляемость кавитации и эрозионному изнашиванию.

- Делоро (Deloro) – распыленные порошки из сплавов на основе никеля. Характеризуются высокой твёрдостью до 62 HRC и повышенной коррозионной стойкостью во влажной атмосфере, благодаря чему они нашли применение при изготовлении трубопроводной арматуры.

- Трибалоу (Tribaloy) – распыленные порошки из сплавов на основе никеля и кобальта. Характеризуются высокой стойкостью к коррозионно-агрессивной среде, при одновременном воздействии высокой температуры и абразивном изнашивании. Также эти сплавы можно использовать при сухом трении металл/металл, благодаря повышенному содержанию молибдена.

- Найстел (Nistelle) – распыленные порошки из сплавов на основе никеля. Применяют для защиты поверхностей от агрессивных химических сред. Благодаря стабильной аустенитной структуре формируемых покрытий, обладают повышенной стойкостью к термическим и механическим ударам.

- Стелкар (Stelcar) – смесевые порошки на основе никеле-кобальтовых самофлюсующихся сплавов и карбида вольфрама. Применяют для деталей подверженных абразивному изнашиванию высокой степени интенсивности.

- Делхром (Delcrome) – распыленные порошки на основе сплавов железа. Разработаны для наплавки деталей, эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания при температурах до 200 °С.

Тристель (Tristelle) – распыленные порошки сплавов на основе железа, легированного никелем и кобальтом. Характеризуются повышенными противокоррозионными свойствами и стойкостью к межкристаллитной коррозии в условиях сероводородного изнашивания.

Международным институтом сварки (МИС) предложена классификация наплавленных износостойких покрытий, по химическому составу наплавленного металла [13, 18]. Каждая группа наплавочных материалов в этой классификации, предназначена для определённых условий эксплуатации (таблица 2).

Для характеристики наплавленного металла данных только о его химическом составе недостаточно. В зависимости от способа наплавки, режима термообработки, и ориентировки первичных кристаллитов по отношению к разрушающим нагрузкам наплавленный металл одного и того же химического состава обладает различной эксплуатационной стойкостью. В связи с этим все наплавочные материалы классифицируют по химическому составу наплавленного металла и способу наплавки, для которого они предназначены.

Поэтому тип наплавочного материала выбирают на основе анализа условий службы рабочих поверхностей наплавляемых деталей. А так как условия службы различных деталей весьма разнообразны, и часто на одну деталь воздействуют одновременно несколько видов изнашивания целесообразно выделить преимущественный вид изнашивания, а химический состав наплавленного металла необходимо выбирать, основываясь на данных

об износостойкости материалов при этом виде износа сопоставляя их с конкретными условиями эксплуатации деталей.

Таблица 2 – Классификация наплавочных материалов по химическому составу наплавленного металла [18]

Наплавленный металл	Ши фр	Массовая доля элементов, %										Твёрдос ть, HRC
		<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>W</i>	<i>V</i>	<i>Mo</i>	<i>Co</i>	<i>Прочие</i>	
Нелегированные и низколегированные стали, содержащие не более 0,4 % C	A	≤0,4	0,5-3,0	≤1,0	≤3,0	≤3,0	-	-	≤1,0	-	-	20-45
Нелегированные и низколегированные стали, содержащие более 0,4 % C	B	≥0,4	0,5-3,0	≤1,0	≤5,0	≤3,0	-	-	≤1,0	-	-	52-60
Хромовольфрамовые, хромомолибденовые и другие инструментальные стали	H	0,2-0,5	≤2,0	≤1,0	1-5	≤5,0	1-10	0,2-1,5	≤4,0	-	-	52-60
Быстрорежущие стали	F	0,6-1,5	≤0,5	≤0,4	4,0-6,0	-	1,5-18	≤3,0	≤10	≤15	-	52-60
Низкоуглеродистые хромистые стали	E _A	≤0,2	≤0,8	≤2,0	12-30	≤5,0	-	-	≤2,0	-	-	35-50
Хромистые стали с повышенным содержанием углерода	E _B	0,2-20	0,3-1,5	≤3,0	5-18	≤5,0	≤1,5	-	≤2,0	-	-	50-60
Высокомарганцевистые аустенитные стали	C	0,5-1,2	11-18	≤4,0	≤5,0	≤4,0	-	-	≤1,0	-	-	23-35
Хромоникелевые, хромоникельмарганцевые аустенитные стали	D	≤0,3	1,0-8,0	≤5,0	12-20	8,0-25	-	-	≤5,0	-	Nb≤1,5 Ti≤1,0	18-25
Высокохромистые	G	2,0-5,0	0,5-	≤5,0	10-35	≤4,0	≤5,0	8-15	≤8,0	≤5,0	Nb≤8,0	55-65

Наплавленный металл	Ши фр	Массовая доля элементов, %										Твёрдос ть, HRC
		C	Mn	Si	Cr	Ni	W	V	Mo	Co	Прочие	
высоколегированные чугуны			8,0								Ti≤4,0 B≤3,0	
Сплавы на основе никеля, легированные молибденом и хромом	Q _A	≤0,12	-	-	0-18	Осн.	≤6,0	0,2-0,6	8-35	≤2,5	4-7Fe Ti≤5,0 Al≤3,0	200-250 HB
Сплавы на основе никеля легированные хромом, бором и кремнием	Q _B	≤1,0	-	2-5	8-28	Осн.	0-20	0,2-0,6	-	1-1,5	2-5 B Fe≤7	40-60
Сплавы на основе кобальта	N	0,7-3,0	≤0,4	≤3,0	25-33	≤20	3-25	-	≤3	30-70	Fe≤30	38-58
Карбидные сплавы зернистые (спеченные композиции)	P	0,7-3,0	≤0,4	≤3	25-33	≤3	3-25	-	≤3	30-70	Fe≤6	40-65
Сплавы на основе меди (бронзы)		-	≤3,0	≤3,5	-	≤5,0	-	-	-	-	Fe≤4,0; Sn≤8,5; Zn≤5; Al≤10; Be≤2,5; P≤0,5; B≤0,6	-
Сплавы на основе меди (латуни)		-	≤2,0	-	-	-	-	-	-	-	Fe≤1,5; Sn≤1,5; Zn≤40; Pb≤2,0	-

1.1.2 Наплавочные порошки системы Fe-C-Cr-V

Наиболее распространённым типом наплавочных материалов являются высокохромистые специальные чугуны (тип G по классификации МИС). Эти материалы используют для упрочнения деталей испытывающих абразивный, газоабразивный и гидроабразивный износ. Высокохромистые чугуны используют для наплавки зубьев экскаваторов, ножей бульдозеров, деталей загрузочных устройств доменных печей [26] и т.д.

Недостатком этого типа покрытий является то, что наплавленный металл склонен к образованию холодных трещин, предупредить которые особенно при наплавке массивных деталей очень сложно. Большинство износостойких наплавочных материалов (тип G) представляют собой высокоуглеродистые сплавы на железной (реже на никелевой или кобальтовой) основе, по составу, структуре и свойствам занимающие промежуточное положение между белыми чугунами и инструментальными сталями [25, 26, 30...32].

Порошки на основе железа с высоким содержанием углерода и хрома по своей структуре и свойствам схожи с белыми хромистыми чугунами. Белые хромистые чугуны являются многокомпонентными железоуглеродистыми сплавами, с частично или полностью инвертированной структурой. Высокой износостойкостью обладают эвтектические хромистые, хромо-титановые, хромомарганцовистые, хромовальфрамные, хромованадиевые чугуны и другие чугуны. Примером такого материала может служить порошковый сплав [42] содержащий, %: 2,9...3,3 углерода, 0,4...1,0 кремния, 0,4...1,2 марганца, 17...21 хрома, 0,15...1,2 алюминия, 3...4,5 ванадия и 0,02...0,12 бария, железо – ост. При содержании в сплаве более 2,8 % углерода и 3 % ванадия, полная замена ледебурита в структуре наплавленного покрытия наступает при содержании хрома более 3 % [43]. Соответственно, чугун типа 315Х19ГЮФЗ будет обладать структурой, близкой к эвтектической на базе

карбида Me_7C_3 , в которой эвтектические колонии стыкуются друг с другом по аустенитным оболочкам, и тем самым повышают механические свойства и износостойкость [25].

Содержание хрома в наплавленных покрытиях в количестве 17,0...22,0 % необходимо для образования комплексных карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, придающих покрытиям высокую абразивную износостойкость. При меньшем содержании хрома в составе наплавленного покрытия образование карбидов типа M_7C_3 затруднено, ввиду высоких скоростей кристаллизации, что снижает износостойкость таких покрытий. При содержании хрома более 22,0 % в структуре покрытий появляются крупные и хрупкие карбиды $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$, что приводит к существенному снижению износостойкости.

Наличие ванадия в составе покрытия в количестве до 5 % способствует образованию специальных карбидов типа VC , обладающих высокой микротвёрдостью и одновременно с этим не снижающих ударно-абразивную износостойкость покрытий. Кроме того, ванадий приводит к образованию двух видов эвтектик в структуре металлической основы покрытий: двойная аустенитно-ванадиево-карбидная и тройная аустенитно-хромованадиево-карбидная, которые, являясь композиционными упрочнителями [44], значительно повышают износостойкость наплавленного металла.

При содержании ванадия на минимальном уровне – менее 3 %, он находится не только в твёрдом растворе и входит в состав комплексного карбида $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ в количестве 7...10 % [25], но и образует самостоятельные карбиды VC . Правда объёмная доля собственных карбидов ванадия не высока и, зачастую, этот карбид кристаллизуется со значительным недостатком по углероду, в виде V_2C , что значительно понижает его микротвёрдость [45].

Кристаллизация покрытия типа 315Х19ГЮФЗ начинается с образования двойной эвтектики $\text{A} + \text{Me}_7\text{C}_3$ и заканчивается образованием тройной эвтектики $\text{A} + \text{Me}_7\text{C}_3 + \text{VC}$, металлографически эти эвтектики практически не

различимы. Структура металлической основы покрытия состоит из аустенита и скрытоигольчатого мартенсита. При этом мартенсит металлографически практически не различим, и расположен преимущественно по периферии аустенитных зёрен [46].

Использование наплавочных порошков, по составу соответствующих хромистым чугунам, при плазменно-порошковой наплавке приводит к большему разнообразию структур, формирующихся при кристаллизации наплавов, чем при кристаллизации массивных отливок. Это связано с возможностью получать более высокие скорости кристаллизации наплавленного металла и более высокие степени перегрева сварочной ванны над температурой ликвидус [12].

Режимы наплавки, обеспечивающие малые степени переохлаждения наплавляемого металла приводят к образованию широких и коротких дендритов аустенита, а также, грубых пластинок карбидной фазы. Увеличение степени переохлаждения способствует образованию тонких вытянутых дендритов аустенита и значительному измельчению карбидной эвтектики. Ещё большее повышение степени переохлаждения приводит к изменению типа кристаллизации наплавленного металла с доэвтектического на эвтектический, или с заэвтектического на эвтектический. Увеличение степени переохлаждения расширяет область кристаллизации эвтектики, так как скорость роста эвтектического карбида превышает скорость образования и роста аустенита эвтектики [47]. Это объясняется тем, что формирование дендритов аустенита задерживается вследствие замедленной диффузии, т.е. эвтектический распад расплава с появлением механической смеси протекает быстрее, чем выпадение фаз, образующих эту смесь. Эта особенность эвтектической кристаллизации чугуновых расплавов, богатых углеродом, расширяет область существования псевдоэвтектических структур [24...27].

Всё вышесказанное позволяет заключить, что система Fe-C-Cr-V является одной из наиболее перспективных, среди Fe-C-Cr-Me систем, для

получения наплавленных покрытий обладающих большим разнообразием структурно-фазовых составов и соответственно свойств, при изменении технологического режима нанесения. Поэтому целесообразным является исследовать влияние режимов плазменно-порошковой наплавки на закономерности формирования структуры и свойств сплавов этой системы, а также, определение таких режимов наплавки, которые обеспечивают получение покрытий с наивысшим комплексом эксплуатационных свойств.

1.2 Азотсодержащие износостойкие сплавы и покрытия

Азот в качестве легирующего элемента в сплавах на основе железа находит все большее применение в России и за рубежом. Являясь активным аустенитизатором, азот позволяет более экономно легировать сплавы никелем, кобальтом и марганцем. А возможность производить дисперсионное упрочнение структуры, наряду с твёрдорастворным упрочнением металлической основы, позволяет применять азот и в износостойких сплавах [48]. Азот способен участвовать в различных механизмах упрочнения (твёрдорастворном, дисперсионном, деформационном, зернограничном) аустенитных сплавов без снижения их пластичности. Кроме того, азот повышает стойкость сталей к питтинговой коррозии в растворах хлоридов. Благоприятное влияние азота на прочностные свойства и коррозионную стойкость сталей аустенитного класса в растворах хлоридов определило возможность широкого использования азотсодержащих сталей для судостроительных конструкций различного назначения. Однако необходимо отметить, что из-за недостаточно хорошей свариваемости и низкой стойкости к межкристаллитной коррозии применение этих сталей для корпусного судостроения ограничено.

Примером успешного применения аустенитных азотсодержащих сталей в судостроении являются разработанная в Германии в 1970-х годах

немагнитная корпусная сталь 1.3964 (03X20H16Г5М3АБ) и сталь аустенитного класса повышенной прочности и износостойкости ННЗБ (08Х18Г12Н5АБ) разработки ЦНИИЧЕРМЕТ, которую и в настоящее время используют для изделий судового машиностроения (гребных валов, шестерен осей и крепежа палубных механизмов и винтов).

Азот эффективнее углерода стабилизирует аустенитную структуру. Так при содержании азота 0,96 % и выше в сплаве системы Fe-18 % Cr-N, даже после закалки в воду от 1100 °С формируется стабильная аустенитная структура [49]. При этом, как показали рентгеноструктурные исследования, практически весь азот находится в твёрдом растворе в виде атомов внедрения. Это даёт основания утверждать, что азот является эффективным упрочнителем γ -твёрдого раствора.

В работе [50] говорится, что на ОАО «Металлургический завод «Электросталь» была разработана азотсодержащая сталь ВНС-72, применяемая для изготовления крепежных деталей, силовых деталей планера, в том числе сварных деталей авиационной техники. Эта сталь отличается от безазотистых аналогов уникальным сочетанием высокой прочности σ_b до 1750 МПа и пластичности ψ 50...55 %. Холодная и теплая пластические деформации стали ВНС-72 даже при больших степенях деформации не вызывают образование трещин, при этом обеспечивается высокий уровень прочности, в том числе твердости, и надежности по сравнению с аналогами. И самое главное, то, что возможно применение этой стали для изготовления свариваемых конструкций, в частности с помощью аргонодуговой и электронно-лучевой сварки.

Несмотря на все теоретические преимущества применения азота и значительное количество исследований, на практике его использование следует производить с большой осторожностью, т.к. азот, при неправильно подобранной системе легирования, может значительно ухудшать микро- и

макроструктуру сплавов, и даже приводить к образованию неисправимого брака литых изделий.

Так, в работах [51, 52 и др.] наглядно показано отрицательное влияние азота на структурообразование отливок из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава ЖС30-ВИ. Была выявлена зависимость между содержанием примеси азота в жаропрочном сплаве ЖС30-ВИ и качеством получаемых из такого металла монокристаллов при литье лопаток газотурбинных двигателей и газотурбинных установок энергетического и газоперекачивающего назначения. Предельно допустимое содержание в сплаве азота, при котором при кристаллизации формируются совершенные монокристаллы, не должно превышать 0,001 %; при более высоком его содержании в монокристаллах образуются равноосные зёрна и лопатки подлежат бракованию. Показано отрицательное влияние азота при его содержании в сплаве свыше 10 ppm на образование паразитных зёрен произвольной ориентации на поверхности монокристаллических отливок. В металле с повышенным содержанием азота, он распределяется неравномерно по высоте отлитого монокристалла: наибольшее количество азота обнаружено в его нижней и средней части, тогда как в верхней части концентрация азота заметно понижается.

В работе [53] показано, что азот может способствовать образованию равноосных зёрен, взамен образования монокристалла, в отливках при направленной кристаллизации сплава MAR-M246, и, хотя механизм этого явления ещё не найден, он может быть связан с образованием зародышей из карбонитридов, которые являются тугоплавкими соединениями и служат центрами зарождения равноосных зёрен при кристаллизации.

В работе [54] показано, что при кристаллизации жаропрочных никелевых сплавов с высокой концентрацией азота в отливках может образовываться значительная микропористость, что приводит к снижению пластичности и жаропрочности. В работе [55] отмечена тенденция к

увеличению концентрации азота в литейном возврате жаропрочных сплавов. Микропористость наблюдали при содержании в сплаве 0,0024 % и 0,005 % азота (в исходном металле было 0,0005 % азота). Авторы полагают, что нитриды титана могут закрывать каналы дендритов и снижать жидкотекучесть последней порции жидкости.

В работе [56] определено оптимальное содержание легирующих элементов для коррозионно-стойкой аустенитной азотсодержащей стали марки НС-5Т (04Х20Н14Г6М2АСБ), %: $\leq 0,05$ углерода; 0,30...0,40 азота; 18...22 хрома; 14...16 никеля; 5...7 марганца; $\leq 0,1$ ванадия; 0,15...0,25 ниобия; 2,0...3,0 молибдена; $\leq 0,8$ кремния, и разработана промышленная технология термической обработки стали марки НС-5Т в проходных печах по температурно-скоростному режиму 1050...1150 °С, не менее 2...4 мин/мм с последующим охлаждением в воде, в ходе которой происходит формирование стабильной аустенитной структуры без выделений карбидов и карбонитридов, обеспечиваются высокая коррозионная стойкость, ударная вязкость на уровне KCV при 20 °С ~ 150...250 Дж/см² и предел текучести $\sigma_{0,2} = 400...500$ МПа.

В этой же работе было показано, что разработанные коррозионно-стойкие аустенитные азотсодержащие стали с пределом текучести 400...500 и выше 690 МПа являются качественно новым немагнитным корпусным материалом для судостроения (листовой прокат стали марки 04Х20Н14Г6М2АСБ в толщинах от 1 до 40 мм; сталь марки 04Х20Н6Г11М2АФБ в толщинах от 8 до 100 мм). Они очень перспективны для применения в нефтедобывающей, пищевой, целлюлозно-бумажной и других отраслях промышленности, в которых используют высоконагруженное оборудование, работающее в сильно агрессивных средах.

В работе [57] рассматривают возможность разработки и применения экономнолегированных аустенитных сталей на основе систем Fe-Cr-Mn-N ,

не уступающих по технологичности стали типа 18-10 и удовлетворяющих требованиям, предъявляемым к метизным изделиям. Учитывая, что стоимость одной тонны никеля составляет 7500 \$ США, а одной тонны марганца 1300 \$ США, замена хромоникелевой стали типа 18-10 на хромомарганцевую аустенитную представляется перспективной. Исследования показали, что сталь системы Fe-Cr-Mn, дополнительно легированная азотом, медью, никелем, может успешно обеспечить набор свойств, характерных для конкретных изделий из аустенитной хромоникелевой стали массового назначения типа 18-10. Разработанный состав хромомарганцевой стали обладает большой склонностью к деформационному упрочнению, по сравнению со сталью типа 18-10, что выражается в высоких показателях равномерной деформации и может быть объяснено пониженной энергией образования деформационных дефектов упаковки.

В работе [58] исследовано влияние азота (0,20...0,83 мас. %) и кремния (до 4,5 мас. %) на трибологические свойства хромомарганцевых аустенитных сталей в условиях сухого трения скольжения пар сталь-абразив и сталь-сталь. Металлографическим, рентгеновским и электронно-микроскопическим методами изучены структурные превращения, происходящие в рассматриваемых материалах при абразивном и адгезионном изнашивании, а также при статическом растяжении. Показано, что активизация планарного скольжения и процессов твёрдорастворного упрочнения, достигаемая посредством оптимального легирования аустенита, позволяет получить у азотосодержащих хромомарганцевых нержавеющей аустенитных сталей благоприятный комплекс трибологических и механических свойств. Это дает основание рекомендовать указанные стали в качестве перспективного конструкционного материала для деталей и узлов трения скольжения, работающих в сложных условиях нагружения (высокие нагрузки, скорости, температуры, наличие коррозионной среды и др.).

Полученные в настоящее время сведения показывают, что с помощью оптимального легирования трибологические свойства азотосодержащих хромомарганцевых (17...23 марганца и 7...19 хрома Cr) аустенитных сталей могут быть существенно улучшены при сохранении у рассматриваемых сталей высокого уровня механических свойств. Увеличение содержания азота (от 0,40 до 0,83 %) обуславливает значительное повышение сопротивления данных материалов тепловому адгезионному изнашиванию, имеющему место в условиях их интенсивного фрикционного нагрева при больших скоростях скольжения ($V \geq 3,0$ м/с). По сопротивлению тепловому адгезионному изнашиванию хромомарганцевые аустенитные стали, содержащие 0,50...0,83 % азота, в 2...4 раза превосходят сталь Гадфильда (110Г13) и приблизительно в 100 раз сталь 12Х18Н9. Это обусловлено положительным влиянием азота на прочность и теплостойкость аустенита, а также на развитие в нем планарного скольжения дислокаций, способствующего снижению коэффициента (работы) трения. Увеличение концентрации азота в сталях от 0,20 до 0,83 % не приводит, к существенному росту абразивной износостойкости, а также к повышению сопротивления сталей адгезионному изнашиванию при трении с малыми скоростями ($V = 0,07$ м/с) скольжения, когда фрикционный нагрев сталей пренебрежительно мал. По сопротивлению указанным видам изнашивания анализируемые стали занимают промежуточное положение между известными аустенитными сталями 12Х18Н9 и 110Г13. Дополнительное легирование хромомарганцевых аустенитных сталей с 0,2...0,5 % азота значительным количеством (3,5...4,5 %) кремния обеспечивает данным материалам более высокое сопротивление адгезионному изнашиванию как при малых, так и при больших скоростях скольжения. Эффективное влияние кремния на трибологические свойства азотосодержащих хромомарганцевых аустенитных сталей связано с активизацией в них планарного скольжения, с повышением прочности и теплостойкости аустенита. По указанным трибологическим свойствам

азотсодержащие хромомарганцевые аустенитные стали, легированные 3,5...4,5 % кремния, заметно превосходят известную азотсодержащую нержавеющую аустенитную сталь Nitronic 60, успешно используемую в последнее время за рубежом в качестве заменителя дорогостоящих износостойких сплавов на кобальтовой основе (стеллитов). Анализируемые аустенитные стали (типа Nitronic 60) обладают весьма высокими прочностными и пластическими свойствами. Наличие у данных материалов столь благоприятного комплекса трибологических и механических свойств дает основание рассматривать их в качестве перспективного конструкционного материала для изготовления тяжело нагруженных деталей и узлов машин, работающих в сложных условиях эксплуатации (большие нагрузки, скорости, температуры, наличие коррозионной среды и др.). Присутствие значительного количества (до 30 % об.) δ -феррита оказывает существенное положительное влияние на прочностные свойства и сопротивление адгезионному изнашиванию анализируемых сталей, однако снижает их пластические свойства и, особенно, сопротивление коррозионному растрескиванию.

В работах [59, 60] отмечено, что легирование хромомарганцевого аустенита наплавленных покрытий азотом снижает энергию дефекта упаковки и позволяет существенно повысить предел текучести, коэффициент деформационного упрочнения и коррозионную стойкость. Так наплавленное электронным лучом покрытие состава 20 % Cr, 20 % Mn, 1 % N, 4,2 % C, Fe – ост. имеет на 63 % большую износостойкость, чем термообработанная на мартенсит сталь 65Г с твердостью 52...55 HRC. При этом в средней части покрытия при многослойной наплавке азот находится только в γ -твердом растворе, в то время как в верхних слоях покрытий азот формирует первичные нитриды хрома. В связи с этим авторы [61, 62] предлагают для создания новых антифрикционных материалов использовать аустенитную азотистую основу с карбидным или карбонитридным упрочнением.

Сплавы системы Fe-C-Cr-Mn являются классической основой износостойких и кавитационностойких покрытий. Физические и эксплуатационные свойства покрытий этой системы легирования определяют во многом содержание азота и отношение азота к хрому и марганцу. При неблагоприятном соотношении компонентов азот вызывает образование первичных нитридных и карбонитридных включений в покрытиях, образующихся при охлаждении и кристаллизации металла в ванне расплава, которые при неблагоприятном их распределении, форме и размере, могут вызывать охрупчивание покрытий, снижать коррозионную стойкость и износостойкость. Поэтому теоретическое обоснование пределов рационального легирования азотом сплавов указанной системы, имеет первостепенное значение для разработки новых азотистых износостойких покрытий.

Анализ вышеприведенных источников позволяет заключить, что азот является перспективным легирующим элементом сталей, чугунов, никелевых сплавов и износостойких покрытий. Однако его применение сопряжено с опасностью возникновения побочных негативных явлений – образованию пористости, охрупчиванию и т.д. Поэтому необходимы дополнительные исследования азотсодержащих систем на основе железа, с целью установления пределов легирования азотом и физических и эксплуатационных свойств таких сплавов.

1.3 Способы изготовления наплавочных порошков и требования к ним

В настоящее время разработано и промышленно выпускают несколько тысяч марок наплавочных порошков, состав которых изменяется в широких пределах – от низколегированных железоуглеродистых сплавов, до сплавов на основе никеля, кобальта, вольфрама и меди. Необходимый для конкретных условий изнашивания комплекс свойств наплавленных

покрытий, в значительной степени обеспечивают их химический состав и формирующаяся структура. Сопротивление покрытий абразивному изнашиванию во многом определяется природой и количеством твёрдых износостойких структурных составляющих, таких как карбиды, бориды, нитриды и т.д. В связи с этим, возможны два способа регулирования содержания твёрдых износостойких составляющих в структуре наплавленных покрытий – изменение химического состава сплавов и получение псевдосплавов – механических смесей порошков различного химического состава, заранее включающих износостойкие частицы [63].

Среди большого количества способов получения металлических порошков, применяемых в порошковой металлургии и машиностроении, можно выделить лишь несколько способов, позволяющих изготовить порошки для наплавки. Наплавочные порошки, применяемые для плазменно-порошковой наплавки, а также, для лазерной и электронно-лучевой наплавки, могут быть изготовлены следующими способами:

1. Методом распыления металлического расплава водой, инертным газом или воздухом. Этот способ применяют для изготовления большинства наплавочных сплавов на основе железа, никеля и кобальта. Порошки, полученные этим способом маркируются по ГОСТ 28377-89 индексом «ПР».

2. Методом дробления и механического измельчения. Этим методом получают такие псевдосплавы как Рэлиты. Эти наплавочные порошки маркируют индексом «ПМ».

3. Методом смешения и конгломерирования. Этим способом получают порошковые смеси, такие как наплавочный порошок КБХ и т.д. Эти наплавочные порошки маркируют индексом «ПГ».

Во всех случаях порошки для плазменно-порошковой наплавки должны обеспечивать свойства:

- стабильную пикнометрическую (насыпную) плотность;

- гранулометрический состав, находящийся в определённых пределах. Обычно для плазменно-порошковой наплавки размеры порошков находятся в интервале 120...400 мкм [64];

- достаточную текучесть, для обеспечения бесперебойной транспортировки по транспортирующим каналам;

- минимальную влажность – менее 0,1 % по ГОСТ 21448 «Порошки из сплавов для наплавки»;

- минимальное содержание газов в частицах порошка;

- минимальную окисленность поверхности частиц порошков.

Гранулированные порошки имеют меньшую себестоимость производства по сравнению с распыленными порошками, и для их изготовления может применяться различное сырьё. Обычно это ферросплавы и различные порошки органических и неорганических химических соединений. Применение гранулированных порошков незаменимо в тех случаях, когда необходимо легировать сварочную ванну диффузионно-подвижными химическими элементами, такими как азот, бор и т.д.

1.4 Влияние остаточных напряжений на склонность к трещинообразованию наплавленных покрытий

Наличие трещин в наплавленных покрытиях – это недопустимый дефект, за редким исключением. В наплавленных износостойких покрытиях не испытывающих ударных нагрузок, в некоторых случаях допускается наличие небольшого количества строго регламентированных по характеристикам разгрузочных трещин. Но во всех случаях браковочным признаком являются трещины, вызывающие отслоения покрытия от металла подложки, в не зависимости от того, в какой части наплавленного композита эти трещины находятся.

Образующиеся при наплавке трещины можно разделить на три основных вида:

- кристаллизационные (горячие) трещины, образующиеся вследствие различных коэффициентов температурного расширения наплавленного металла и подложки или различных скоростей кристаллизации различных фаз в структуре наплавленного покрытия;
- закалочные трещины, образующиеся в зоне термического воздействия (ЗТВ) металла подложки, вследствие протекания фазовых превращений;
- холодные трещины, образующиеся как в покрытии, так и в металле подложки спустя определённое время после наплавки.

Наиболее опасными являются горячие и холодные трещины, т.к. предупредить их образование бывает очень сложно. Причиной их образования является формирование внутренних напряжений растяжения превышающих предел текучести, а иногда и временное сопротивление, в локальных участках наплавленного композита.

При разработке технологии плазменно-порошковой наплавки следует уделять большое значение обеспечению формирования сжимающих напряжений в покрытии и подложке. Это позволит исключить вероятность трещинообразования и развития усталостных процессов в покрытиях и их преждевременного разрушения при эксплуатации. Основными параметрами, определяющими величину и знак формирующихся напряжений, являются режимы наплавки и химический состав присадочного материала. В работе [65] показано, что на формирование остаточных внутренних напряжений в наплавленных покрытиях оказывает влияние правильное назначение режимов наплавки, а именно, расход плазмообразующего газа и расстояние до наплавляемой детали. Формирование стабильно сжимающих напряжений по всему сечению покрытий и подложки обеспечивает расход плазмообразующего газа более 10 л/мин и расстояние от среза сопла до наплавляемой детали 5...10 мм. Также на формирование осевых напряжений

значительно влияет и скорость наплавки. С её увеличением, растягивающие напряжения снижаются до определённого предела, и переходят в сжимающие.

В работе [14] отмечено, что при наплавке разнородных металлов образование зародышевых трещин в зоне сплавления обуславливается диффузией металла покрытия в подложку и растворением под напряжением металла подложки в наплавленном металле. Чаще всего такие диффузионные процессы протекают по границам зерна подложки и интенсифицируются при наличии растягивающих внутренних напряжений в зоне сплавления.

Таким образом, понятно, что на увеличение остаточных напряжений в наплавленных покрытиях при ППН оказывает влияние расход плазмообразующего газа, а также, взаимодействие скорости наплавки и расстояния от сопла плазмотрона до детали. Наибольшее снижение растягивающих внутренних напряжений обеспечивает повышенная скорость наплавки. Это связано с уменьшением времени температурного воздействия на микрообъёмы расплавленного металла и снижением диффузии наплавленного металла в подложку.

В работе [66] автор объяснил формирование остаточных напряжений в плазменных покрытиях как сумму кристаллизационных напряжений, возникающих в условиях неравновесной кристаллизации сварочной ванны, термодформационных напряжений, возникающих при термическом воздействии тепловых полей от соседних валиков наплавленного металла, и напряжений, возникающих при фазовых превращениях в покрытии и подложке. Арифметическая сумма этих напряжений и даёт итоговые остаточные напряжения, которые, в свою очередь, приводят к трещинообразованию.

Традиционные способы наплавки деталей основаны на принципе выравнивания внутренних напряжений, образующихся в зоне термического влияния, за счёт равномерного и поочерёдного наложения валиков

наплавленного металла. Эти способы позволяют минимизировать, а в ряде случаев полностью избежать коробления и деформации деталей после наплавки. Однако они не применимы для наплавки на поверхности вращения малого диаметра, высоколегированные сплавы, наплавки разнородных материалов и некоторых других случаях [15, 24].

Авторы работ [67...69] предложили новый принцип создания наплавленных деталей и конструкций с заранее спроектированными полями остаточных напряжений, устойчивыми при действии эксплуатационных нагрузок, которые становятся резервом прочности, и произвели широкое внедрение этого принципа (CRS-Technology) применительно к различным отраслям машиностроения [70]. Ими было определено, что остаточные напряжения, возникающие после наплавки, крайне неблагоприятны независимо от способа наплавки. Прежде всего, поэтому предел выносливости деталей, наплавленных по традиционным технологиям, составляет 50...100 МПа, что в 2...4 раза меньше предела выносливости основного металла [69]. Эта технология заключается в изменении плотности наложения наплавленных валиков таким образом, чтобы формируемые поля напряжений от наплавки каждого следующего валика снимали напряжения от ранее полученных валиков. Для этого подбирается такой режим наплавки, чтобы область нормализации зоны термического воздействия перекрывала область формирования растягивающих напряжений, проводя тем самым термическую обработку ранее наплавленных валиков металла.

При применении CRS-Technology неблагоприятная остаточная напряжённость снимается полностью в процессе выполнения технологического процесса наплавки. Поля же остаточных напряжений создаются за счёт различия в свойствах основного и отдельных слоёв наплавленного металла. А это является мощным и надёжным средством управления полями остаточных напряжений. Применяя различные по свойствам материалы, изменяя на основе корректного расчётного прогноза

последовательность их чередования, толщину слоёв и глубину проплавления, возможно получить различную по интенсивности и характеру распределения по сечению деталей остаточную напряжённость, которая повышает эксплуатационные характеристики деталей. Для обеспечения одинаковых механических свойств в каждом сечении наплавляемой детали, а, следовательно, и стабильности заранее спроектированной остаточной напряжённости по длине детали, необходимо обеспечить стабильный температурный режим наплавки. Для этого [69] предложили перейти от обычной техники наплавки по сплошной спирали витком к витку (рисунок 1) на многозаходную наплавку, параметры которой (шаг, количество заходов и др.) выбираются на основании расчёта, обеспечивающего заданный температурный режим наплавки [69].

По убеждению автора, применение CRS-Technology проектирования остаточной напряжённости при наплавке, позволяет повысить предел выносливости наплавленных деталей до уровня предела выносливости основного металла, что в два и более раза превосходит предел выносливости наплавленных деталей с неблагоприятной остаточной напряжённостью [69].

Коррозионно-усталостная прочность наплавленных согласно CRS-Technology деталей в два и более раза выше существующих аналогов [69]. При этом высокие значения усталостной и коррозионно-усталостной прочности получаются независимо от химического состава основного металла, что позволяет перейти в ряде случаев к замене легированных сталей малоуглеродистыми, без снижения эксплуатационной прочности и надёжности [69]. Специальная заранее спроектированная остаточная напряжённость позволяет исключить влияние на прочностные характеристики поверхностных концентраторов напряжений [69].

Таким образом, правильное назначение режима наплавки может обеспечить формирование в наплавленном металле и подложке сжимающих полей остаточных напряжений, что приводит к повышению усталостной

прочности наплавленных деталей и снижению вероятности трещинообразования. Остаётся не до конца изученным вопрос о назначении правильных режимов плазменно-порошковой наплавки, применительно к получению износостойких покрытий на основе белых легированных чугунов.

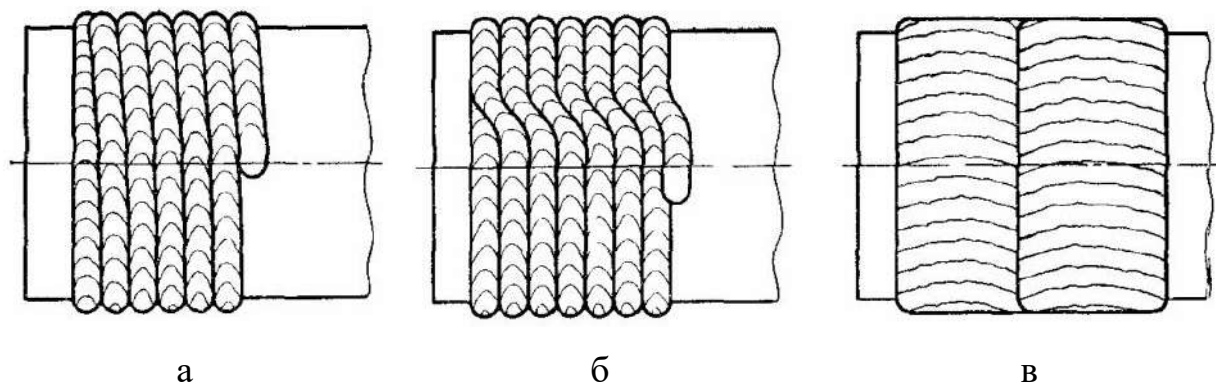


Рисунок 1 – Традиционные схемы наплавки деталей вращения:

а – по винтовой линии; б – кольцевыми валиками с прерывистым смещением на шаг; в – широким валиком (поперечное колебание) [13]

1.5 Влияние режимов наплавки на состав и структуру покрытий

Качество наплавленных покрытий и их структура и свойства в значительной мере зависят от режима наплавки. При этом режим плазменно-порошковой наплавки назначается таким образом, чтобы было обеспечено:

- бездефектное формирование каждого наплавленного валика
- минимальное проплавление основного металла
- минимальный припуск на механическую обработку
- максимальная производительность наплавки.

При плазменно-порошковой наплавке (ППН) легко контролируемые режимными параметрами являются сила тока, скорость перемещения плазмотрона (скорость наплавки) расход плазмообразующего газа, шаг наплавки, расход присадочного порошка. Эти параметры наплавки в значительной степени определяют химический состав, структуру и свойства

получаемых покрытий. Другие, неконтролируемые режимные параметры ППН, такие как напряжение на дуге, расстояние от сопла плазмотрона до наплавляемой детали, состав защитного газа и т.д. находятся или в зависимости от контролируемых параметров наплавки (например, напряжение зависит от силы тока в соответствии с вольт-амперной характеристикой дуги), или задаются заранее до начала процесса наплавки, на оптимальных значениях.

Так, в работах [70...72] утверждается что повышение силы тока до 300 А при ППН приводит к снижению коэффициента перехода таких легирующих элементов как кремний, марганец, хром, вольфрам, что приводит к заметному отличию химического состава присадочного порошка и наплавленного покрытия. При этом, чем выше сила тока, тем меньше коэффициент перехода легирующих элементов, и в первую очередь углерода и азота. Кроме того, повышение силы тока приводит к увеличению глубины проплавления подложки, и как следствие, к увеличению влияние состава металла подложки на химический состав формирующегося покрытия. И хотя во втором и последующих слоях наплавленного металла влияние химического состава подложки нивелируется, значительное проплавление подложки не рекомендуется применять при наплавке разнородных металлов, т.к. это приводит к значительному увеличению зоны сплавления, а в некоторых случаях, формированию дефектной структуры различных участков зоны сплавления [24].

Авторы работ [73, 74] выдвинули гипотезу, что снижение коэффициента перехода легирующих элементов из присадочного материала в покрытие при повышенных силах тока наплавки связано с избирательным испарением примесей, температура кипения которых ниже температуры кипения железа. В наибольшей степени это относится к марганцу, температура кипения которого (2150 °С) на 600 градусов ниже температуры кипения железа (2750 °С). Также подвержены избирательному испарению такие легирующие

элементы как хром и кремний. При неблагоприятных режимах наплавки может теряться до 6 % марганца и до 3 % хрома и кремния. Очевидно, что диффузионно-подвижные химические элементы, такие как азот, углерод, бор и др. при таких условиях наплавки испаряются с ещё более высокой скоростью.

Химический состав наплавленного покрытия зависит в значительной мере и от скорости наплавки. Так в работах [5, 75] показано, что увеличение скорости наплавки с 10 до 30 м/час позволило повысить коэффициент перехода основных легирующих элементов на 10...30 %. Авторы объясняют это меньшим временем воздействия горячей дуги на поверхность металла подложки и как следствие меньшим её проплавлением. При этом важно контролировать наличие сплошного металлургического сцепления наплавленного металла и подложки. Поскольку при превышении определённой скорости наплавки не происходит сплавление валиков наплавленного металла с подложкой. Эта скорость наплавки индивидуальная для каждого конкретного случая и зависит, в основном, от применяемых материалов и силы тока наплавки.

Кроме того снижение скорости наплавки или повышение силы тока дуги приводят к повышенному термическому воздействию на ранее наплавленные валики покрытия. Это приводит к их частичному или полному отпуску, а иногда и отжигу. Это приводит к снижению износостойкости и ряда других эксплуатационных характеристик покрытий.

При плазменно-порошковой наплавке разнородных материалов происходит изменение химического состава наплавленного покрытия в результате растворно-диффузионных процессов на границе твёрдой и жидкой фаз основного и наплавляемого металлов. Интенсивность этих процессов зависит от градиента концентраций, температуры сварочной ванны и скорости наплавки. Для высоколегированных сплавов, состоящих из многих химических элементов, растворно-диффузионные процессы будут

протекать по-разному для каждого элемента. Это приводит к образованию различных градиентов концентрации химического состава легирующих элементов и обуславливает формирование внутренних напряжений в зоне сплавления.

С целью снижения градиента концентраций химического состава легирующих элементов в зоне сплавления авторы работ [76...78] применили наплавку модулированным током. Благодаря периодическому уменьшению силы тока до значения дежурной дуги, наплавка модулированным током позволила уменьшить степень перегрева сварочной ванны и тем самым снизить подмешивание основного металла в покрытие. Кроме того авторы отмечают положительное влияние модуляции тока на структуру наплавленного металла – уменьшение размеров кристаллитов первичной структуры и снижение разброса микротвёрдости различных дендритных зёрен.

Как известно [26, 79] измельчение структурных составляющих сплавов благоприятно сказывается на его эксплуатационных свойствах. Измельчить структуру наплавленного металла возможно направленно воздействуя на сварочную ванну при её образовании, кристаллизации и последующем охлаждении.

Таким образом, помимо режимных параметров при плазменно-порошковой наплавке важным для формирования качественной и бездефектной структуры является управление термическим циклом сварочной ванны как на участке кривой нагрева, так и охлаждения. Перспективными методами воздействия на сварочную ванну для этих целей являются модуляция тока, обдув наплавленного покрытия воздухом и применение охлаждения подложки проточной водой при наплавке.

Для получения структуры и свойств покрытий, обеспечивающих их наилучшую износостойкость, при плазменной наплавке весьма значим выбор режимов нанесения. Сведения об эксплуатационных характеристиках

покрытий зачастую противоречивы, что, очевидно, связано с различными условиями эксплуатации наплавленных изделий. Это ещё раз подчёркивает необходимость обоснованного назначения режимов наплавки, применительно к конкретным условиям эксплуатации деталей.

Использование различных режимов упрочнения при плазменно-порошковой наплавке, обеспечивает возможности по созданию необходимого набора микроструктур и свойств деталей металлургического оборудования, а значит, к обеспечению максимально возможной их эксплуатационной стойкости.

1.6 Плазмотроны для плазменно-порошковой наплавки

Среди различных видов газоразрядной плазмы, электродуговая имеет наибольшее практическое применение. Это связано с тем, что электродуговой разряд является пока единственным средством для длительного нагрева газа до температур 5000...25000 °К без каких-либо ограничений по роду газа, давлению, электрической мощности.

По типу генерируемой плазмы, электродуговые генераторы делятся на:

- плазмотроны косвенного действия, генерирующие плазменную струю;
- плазмотроны прямого действия, генерирующие плазменную дугу;
- двудуговые плазмотроны, генерирующие плазменную дугу и струю одновременно.

Кроме того, в промышленной практике широкое применение нашли электродуговые горелки (не плазмотроны), генерирующие не обжатую, но стабилизированную дугу, имеющую значительно более низкую температуру (не выше 5000 °К), и как следствие худшие качественные показатели упрочнённого слоя, но, как правило, более высокую производительность [80].

В литературе последних лет приводится много примеров применения двудуговых плазмотронов для поверхностной обработки металлических

материалов. Так в работах [7, 9, 12, 32] указывается на неоспоримые преимущества плазменно-порошковой наплавки двудуговым плазмотроном. В иностранной литературе [9, 81] этот способ наплавки получил наибольшее распространение, когда присадочный порошок прогревается в плазменной струе, а подложку проплавляет плазменная дуга. При этом удаётся получать минимально возможное проплавление металла подложки, сравнимое с лазерной наплавкой. Этот способ наплавки получил название «Plasma Transfer Arc Coating» (PTA-coating), что дословно означает – наплавка транспортирующей плазменной дугой.

Наиболее часто применяемые конструкции плазмотронов для ППН, состоят из защитного сопла с патрубком для подачи присадочного порошка, плазменного сопла с патрубком для подачи газа, электрода, установленного внутри плазменного сопла и соединённого с отрицательным полюсом источника питания постоянного тока [11]. Недостатками данных плазмотронов являются возникающие при их использовании явления блуждания и прерывания дуги, неравномерность прогрева присадочного порошка или подложки, приводящие к нестабильному качеству формирующихся при наплавке покрытий.

Дальнейшее развитие плазменной техники направлено на усовершенствование конструкции плазмотронов и изыскание конструктивных решений, позволяющих изготавливать плазмотроны из типовых узлов стандартного сварочного оборудования, а также, на разработку универсальных плазмотронов позволяющих отдельно регулировать тепловложение в сварочную ванну и подложку.

1.7 Постановка цели и задач исследования

Как следует из литературного обзора, многие детали металлургического оборудования эксплуатируются в сложных условиях абразивного, ударного,

усталостного и прочих видов изнашивания. В большинстве случаев износ материалов является абразивным или преимущественно абразивным. Упрочнить такие детали возможно за счёт придания их поверхности комплекса физико-механических свойств, способных повысить возможность сопротивляться абразивному воздействию среды и повышающих усталостную прочность деталей.

Применение плазменно-порошковой наплавки, а также, использование современных наплавочных порошков, позволяет обеспечить высокие эксплуатационные свойства покрытий, которые недостижимы при традиционных способах производства изделий и зачастую превосходящие эксплуатационные свойства новых изделий.

Целью работы является исследование закономерностей формирования структуры и свойств износостойких покрытий систем Fe-C-Cr-V, Fe-C-Cr-Mn, Fe-C-Cr-W-V, дополнительно легированных азотом, полученных при различных режимах плазменно-порошковой наплавки с дополнительными технологическими воздействиями – модуляцией током и ускоренном охлаждении, а также, создание на этой основе наплавочных порошков обеспечивающих повышенные эксплуатационные свойства покрытий и специализированного наплавочного оборудования.

В соответствии с поставленной целью решаются следующие задачи:

1. Выявить закономерности формирования структуры и свойств покрытий системы легирования Fe-C-Cr-V и зоны сплавления при различных режимах плазменно-порошковой наплавки разработанным присадочным порошком типа 315X19Ф3 с дополнительными технологическими воздействиями при наплавке.

2. Выявить закономерности формирования структуры и свойств покрытий и зоны сплавления при различных режимах плазменно-порошковой наплавки присадочными порошками системы Fe-C-Cr-Mn и дополнительных технологических воздействиях при наплавке.

3. Установить влияние дополнительного легирования азотом на формирование структуры и свойств покрытий систем Fe-C-Cr-Mn, Fe-C-Cr-W-V.

4. Исследовать эволюцию структурно-фазового состава и эксплуатационных свойств наплавленных покрытий при нагреве до температур отпуска.

5. Проанализировать влияние химического состава и структуры покрытий на абразивную, ударно-абразивную и гидроабразивную износостойкость, а также, стабильность структуры и свойств покрытий при высокотемпературном изнашивании.

6. Показать возможности промышленного применения разработанной технологии плазменно-порошковой наплавки износостойких покрытий для восстановления изношенных деталей машин и оборудования и создания новых композитных материалов.

7. Разработать новую конструкцию плазмотрона для плазменно-порошковой наплавки покрытий.

2. ПРИМЕНЯЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Характеристика применяемых материалов

Как показано в главе 1, применение покрытий, имеющих структуру белых чугунов, для изготовления деталей, эксплуатирующихся в условиях различных видов изнашивания, приводит к значительному повышению их эксплуатационной стойкости. При этом покрытия разных систем легирования имеют различные, наиболее приемлемые сферы применения. В работе исследовали покрытия систем легирования Fe-C-Cr-V, Fe-C-Cr-Mn-N, Fe-C-Cr-W-Mo-V, полученные плазменно-порошковой наплавкой, разработанными нами порошковыми материалами [6, 16, 19, 32 и т.д.]. По химическому составу и структуре все исследованные покрытия являлись белыми чугунами. Химические составы исследованных наплавочных порошков приведены в таблице 3. В качестве материала полочки в большинстве случаев применяли образцы из углеродистой стали марки 45. Наплавка производилась на образцы, размерами 50×100×20 мм, в один или два слоя с обеспечением высоты наплавленного валика 2...4 мм.

Базовые наплавочные порошки (№№ 1, 3, 4) были изготовлены методом распыления расплава в инертной среде. Остальные исследуемые наплавочные порошки получали гранулированием исходных базовых порошков, с порошками азотированного феррокремния и феррохрома, на тарельчатом грануляторе с использованием специально разработанного связующего вещества [64] обеспечивающего необходимую прочность частиц порошков и неизменность химического состава покрытий при наплавке. Химический состав применяемых азотированных феррокремния и феррохрома приведён в таблице 4.

Таблица 3 – Химический состав наплавочных порошков, % масс

№	Fe	C	Cr	Mn	Si	N	W	Ni	V	Mo	Al
1	60,95	2,50	15,10	20,30	1,15	-	-	-	-	-	-
2	58,96	2,39	14,39	19,34	3,48	1,43	-	-	-	-	0,01
3	72,80	3,15	19,30	1,00	0,60	-	-	-	3,15	-	-
4	80,12	1,03	4,20	0,37	0,20	-	6,43	0,4	2,05	5,2	-
6	59,17	2,39	17,48	19,33	1,14	0,48	-	-	-	-	0,01
7	57,56	2,29	19,64	18,45	1,14	0,91	-	-	-	-	0,02
8	56,09	2,19	21,61	17,65	1,13	1,30	-	-	-	-	0,03
9	54,73	2,11	23,42	16,92	1,12	1,67	-	-	-	-	0,03
13	60,95	2,5	15,1	20,3	1,15	-	-	-	-	-	-
14	72,8	3,15	19,3	1,0	0,6	-	-	-	3,15	-	-
16	60,95	2,5	15,1	20,3	1,15	-	-	-	-	-	-
17	72,8	3,15	19,3	1,0	0,6	-	-	-	3,15	-	-
19	65,74	2,13	12,38	15,32	0,91	-	1,61	0,10	0,51	1,30	-
20	70,54	1,77	9,65	10,34	0,68	-	3,22	0,20	1,03	2,60	-
21	62,87	2,35	14,01	18,31	1,06	-	0,64	0,04	0,21	0,52	-
24	76,46	2,09	11,75	0,69	0,40	-	3,22	0,2	2,60	2,6	-
29	55,75	2,18	18,99	17,58	3,25	2,21	-	-	-	-	0,03
30	54,35	2,09	20,99	16,81	3,16	2,55	-	-	-	-	0,04
31	53,07	2,01	22,83	16,11	3,07	2,86	-	-	-	-	0,05

Таблица 4 – Химический состав азотированного феррокремния и феррохрома, % масс.

Наименование	C	Cr	Al	Mn	Ti	Si	N
Азотированный феррохром*	0,15	65,0	0,2	-	-	1,00	10,0
Азотированный феррокремний*	0,10	0,30	0,3	0,1	0,4	50,00	30,00

* - содержание серы в ферросплавах не превышает 0,02 %, фосфора не более 0,03 %, кислорода не более 0,2 %.

2.2 Оборудование для плазменно-порошковой наплавки

Наплавку производили с использованием разработанного авторами [82] двудугового плазмотрона. Отличительной особенностью данного

плазмотрона является то, что в нём одновременно горят две 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 подложкой (поверхностью наплавляемой детали). Принципиальная схема применяемого плазмотрона показана на рисунке 2.

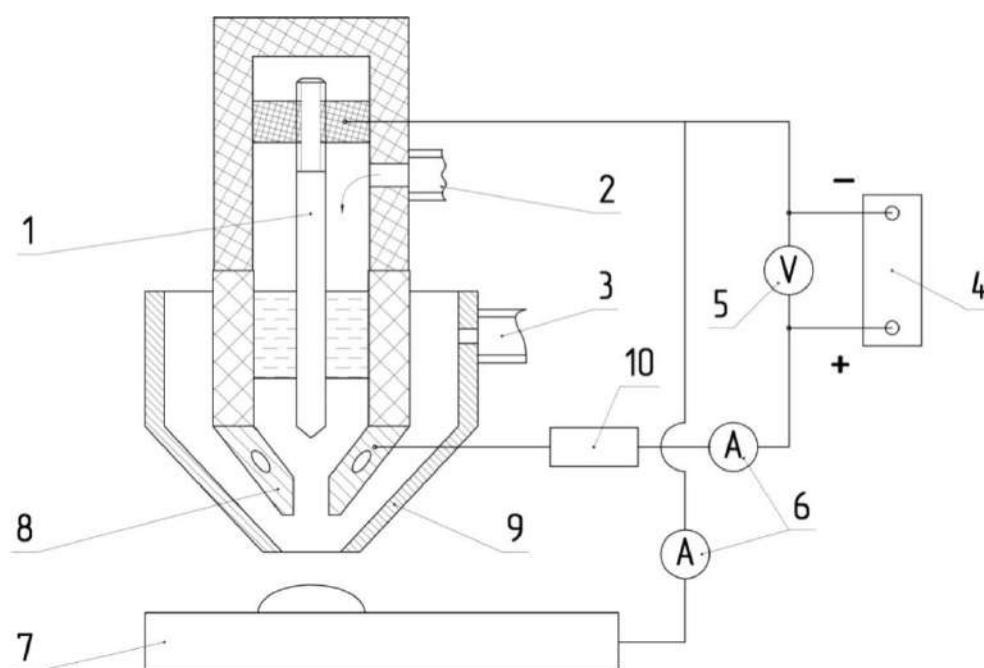


Рисунок 2 – Принципиальная схема разработанного двудугового плазмотрона для плазменно-порошковой наплавки:

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

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. Получение качественных валиков покрытия возможно только при осуществлении такой

схемы подключения, обеспечивающей стабильное общее тепловложение в деталь за счёт увеличения или уменьшения напряжения косвенной дуги при соответствующем уменьшении или увеличении напряжения прямой дуги, которые вызываются неконтролируемыми изменениями расстояния от среза сопла до наплавляемой детали. В результате этого, а также, благодаря кольцевой форме торца плазменного сопла, при наплавке исключены такие явления как блуждание и прерывание дуги, снижается тепловая нагрузка на сопло-анод, вследствие чего повышается стойкость плазмотрона до 300 часов его непрерывной работы, стабилизируется тепловложение в деталь, вследствие чего уменьшается проплавление подложки. В результате суммарный технический результат увеличивает срок службы плазмотрона.

Для получения стабильно высокого качества формирующихся покрытий в качестве электрода использовали лантанированный вольфрамовый стержень диаметром 1,8...4,0 мм с углом заточки 45°. Такой угол заточки вольфрамового лантанированного стержня позволяет исключить блуждание катодного пятна по поверхности электрода. Перемещением электрода, установленного внутри плазменного сопла, на резьбе, по вертикальной оси можно регулировать тепловые и диффузионные процессы в сварочной ванне, определяющие глубину проплавления подложки (детали).

Регулирование технологических параметров режима наплавки осуществляли по амперметрам и вольтметру в автоматическом режиме. Плазмотрон подключили к источнику постоянного тока 4 с крутопадающей вольт-амперной характеристикой ВДУ-500. При этом в качестве электрода 1 использовали лантанированный вольфрамовый стержень диаметром 1,8...4,0 мм. Плазмотрон соединён с источником плазмообразующего газа, подаваемого по патрубку 2. В качестве плазмообразующего, транспортирующего и защитного газа использовали аргон высшего сорта (ГОСТ 10157-79) с расходом 8; 25 и 10 л/мин соответственно. Плазмообразующий газ обжимает вспомогательную дугу косвенного

действия, горящую между катодом и анодом – плазменным соплом 8. При сближении плазмотрона с работающей вспомогательной дугой с наплавляемой подложкой 7 происходит ионизация дугового промежутка и зажигание основной дуги обратной полярности. Обе дуги питаются от одного источника постоянного тока мощностью 24 кВт. Однако сила тока вспомогательной дуги ограничена максимальным значением в 30 % от силы тока основной дуги за счёт встроенного балластного реостата 10. Присадочный порошок подавали по патрубку 3 и направляли в зону наплавки с помощью защитного сопла 9. Подачу присадочного порошка осуществляли с помощью порошкового питателя барабанного типа. Регулирование технологических параметров режима наплавки осуществляли по амперметрам 6 и вольтметру 5 в автоматическом режиме. Плазмотрон при наплавке был установлен на суппорте токарно-винторезного станка 1К62. Перемещением суппорта настройками станка осуществляли продольные и поперечные движения плазмотрона. Для регулирования привода станка используют частотный преобразователь «Веспер 5,5», позволяющий плавно изменять скорость вращения шпинделя в диапазоне от 0 до 50 об/с.

Описанный плазмотрон для плазменно-порошковой наплавки имеет увеличенный срок службы (стойкость плазмотрона увеличена до 300 часов его непрерывной работы) и обеспечивает стабильно высокое качество формирующихся покрытий за счёт исключения при наплавке таких явлений как блуждание и прерывание дуги, а также неравномерности прогрева присадочного порошка или подложки.

На разработанную конструкцию плазмотрона получен патент [82]. Плазмотрон позволяет обеспечить стабильно высокое качество формирующихся покрытий за счёт исключения при наплавке блуждания и прерывания дуги, неравномерности прогрева присадочного порошка или подложки, и обладает увеличенным сроком службы.

При проведении исследований проводили плазменно-порошковую наплавку деталей, предназначенных для восстанавливающей наплавки – штока гидроцилиндров, лопасти насосов, корпуса, ролики машин непрерывного литья заготовок и т.д. Наплавку первого слоя износостойких покрытий деталей типа «тела вращения» наплавливали по винтовой линии обратноступенчатым способом. Наплавку остальных слоев вели с поперечными колебаниями плазмотрона, как это описано в наших патентах на изобретение [83, 84].

2.3 Методики проведения испытаний на износостойкость

Для испытаний наплавленных покрытий на износостойкость, использовали образцы, вырезанные из наплавленных заготовок. Образцы с наплавленными покрытиями шлифовались для получения ровной площадки в средней части наплавленного металла.

Испытание на абразивную износостойкость при трении о нежёстко закреплённые абразивные частицы проводили по ГОСТ 23.208-79. В качестве абразива использовали электрокорунд зернистостью 16П, а в качестве эталона – отождённую сталь марки 45. Для недопущения превышения лунки износа выше глубины упрочнённого слоя время испытаний было ограничено 30 мин, несмотря на высокую твёрдость образцов. Схема испытаний приведена на рисунке 3. Суть метода заключается в следующем: испытуемый образец 1, закрепляется в образцедержателе 2 и прижимается к вращающемуся резиновому ролику 6 с определённым усилием. Нагрузка прижатия к ролику может регулироваться благодаря изменению величины подвешиваемого груза к рычагу 3, соосно закреплённому с образцедержателем. Одновременно с этим в зону контакта испытуемого образца и резинового ролика подается соответствующий условиям

проведения эксперимента абразив, находящийся в бункере 5 и направляемый в зону контакта благодаря направляющему лотку 4.

Износ образцов определяли взвешиванием на аналитических весах АДВ-200 с точностью до 2×10^{-4} г. до и после проведения испытания. Поверхности изнашивания подвергали металлографическому исследованию.

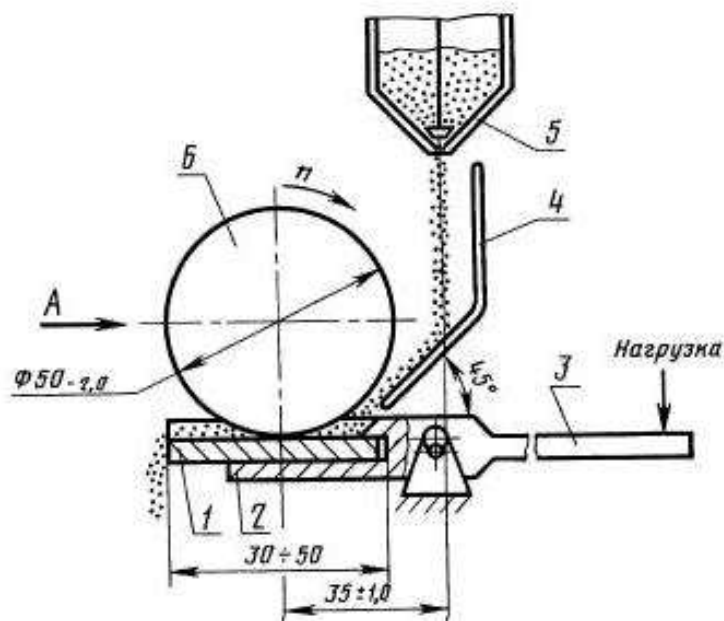


Рисунок 3 – Схема испытаний на изнашивание о нежёстко закреплённые абразивные частицы (пояснение в тексте)

Испытание на ударно-абразивную износостойкость. Испытание на ударно-абразивную износостойкость производили с использованием покрытий, полученных плазменно-порошковой наплавкой на торцы образцов диаметром 10 мм и длиной 40 мм. Испытания проводили по методике, описанной в ГОСТ 23.207-79. В качестве абразива использовали электрокорунд зернистостью 16П, а в качестве эталона – закалённую сталь 45. Схема испытаний приведена на рисунке 4. Суть метода заключается в следующем: испытуемый образец 1 закрепляется в ударном механизме 6, на который с обратной стороны помещаются съемные грузы массой до 30 кг. Благодаря эксцентриковому механизму 7 и торсионным натяжителям 5

обеспечивается ударное периодическое воздействие с ускорением $0,5 \dots 5 \text{ м/с}$ испытуемого образца о сменный вкладыш 3 наковальни 4. Одновременно с этим в зону контакта испытуемого образца о сменный вкладыш из бункера 8 по направляющему каналу 10 подается абразивный материал 10.

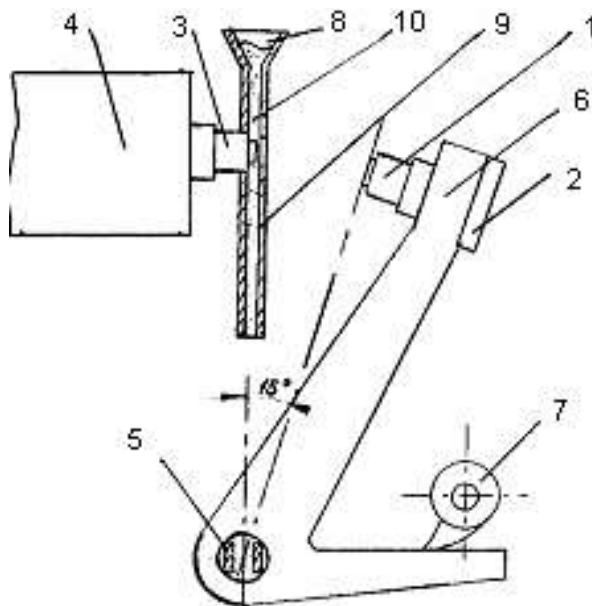
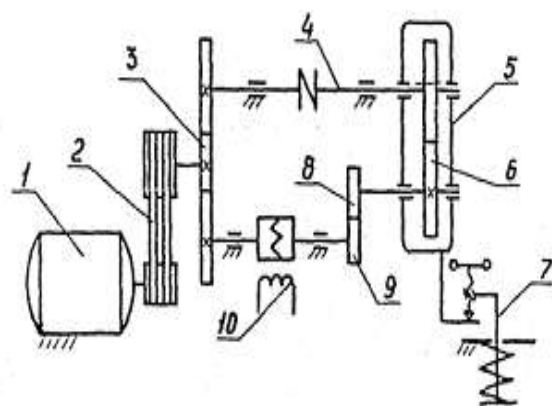


Рисунок 4 – Схема испытаний на ударно-абразивное изнашивание
(пояснения в тексте)

Для недопущения полного изнашивания покрытия, количество ударов о наковальню ограничивалось 1000. Износостойкость определяли весовым способом.

Испытание на фрикционное изнашивание. Испытания на фрикционное изнашивание проводили на автоматизированной машине трения СМЦ-2 по собственной методике, описанной в [85]. Машина трения СМЦ-2 состоит из механической части и электронного блока управления и контроля (рисунок 5). Основными узлами механической части является электродвигатель 1, ременная передача 2, редуктор 3, муфта 4, откидная каретка 5, зубчатая передача 6, механизм нагружения 7, индуктивный датчик

момента трения 10. На валах редуктора и зубчатой передачи установлены образец 8 и контр-тело 9. В блок управления и контроля входят: кнопки «ПУСК» и «СТОП», электрический счётчик числа циклов и цифровой блок, регистрирующий изменение момента трения и температуры в зоне контакта в процессе испытаний.



а



б

Рисунок 5 – Машина трения СМЦ-2 (описание в тексте):

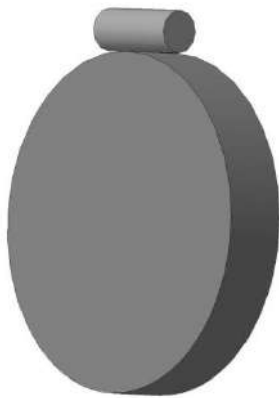
а – кинематическая схема, б – фото установки

Внешнюю нагрузку создавали с помощью винтового механизма нагружения. Путь трения определяли на основе данных снимаемых счётчиком оборотов. Момент трения в ходе эксперимента измеряли с помощью бесконтактного индуктивного датчика по скручиванию вала, замер температурных условий взаимодействия пары трения осуществляли контактным (с помощью термопары) и бесконтактным способом (бесконтактным пирометром), а регистрацию значений момента трения и температуры осуществляли с помощью электронно-вычислительного блока. В этот блок входят устройство оцифровки входящих сигналов и устройство вывода и обработки информации. Количество измерений, регистрируемых цифровым блоком, составляет 4 измерения в секунду. Погрешность измерений моментоизмерителя составляла 0,5 % (0,015 Н×м), точность измерений термопары составляла ± 1 °С.

При проведении испытаний обеспечивали следующие режимы работы машины трения СМЦ-2:

- работа на холостом ходу, без приложенной внешней нагрузки. В этот период происходит вращение только нижнего, приводного ролика с износостойким покрытием в течение 5 минут;
- прижатие верхнего ролика с предварительной нагрузкой 100 Н;
- приложение основной внешней нагрузки 350 Н;
- снятие триботехнических характеристик в автоматическом режиме.

Схема фрикционного изнашивания и процесс изнашивания показаны на рисунке 6.



а



б

Рисунок 6 – Фрикционное изнашивание образцов:

а – схема изнашивания, б – общий вид лабораторного оборудования

В ходе исследования контролировали параметры:

- момент трения $M_{тр}$;
- путь трения через счетчик оборотов исследуемого образца с возможностью задания предельного значения;
- время проведения испытания;
- температура в зоне трения;
- износ, весовым методом;

- состояние поверхности изношенного слоя;
- микроструктура, фазовый состав и микротвердость поверхности изнашивания.

Описанная методика испытаний на фрикционное изнашивание во многом схожа с методикой, описанной в [86], однако отличается от неё тем, что контр-тело расположено перпендикулярно оси испытуемого ролика. Это позволяет создать сплошную прямую линию соприкосновения испытуемого образца и контр-тела.

Коэффициент трения во фрикционном контакте определяли по формуле [86]:

$$f = \frac{2M_{\text{тр}}}{d_2 P}; \quad (2.1)$$

где: $M_{\text{тр}}$ - момент трения, Нм; d_2 – диаметр нижнего ролика, мм; P - нагрузка трибосопряжения, Н.

В качестве эталона использовали сталь 45, закалённую на твёрдость 50...52 HRC. В процессе испытаний ограничивали время проведения испытаний 60 с.

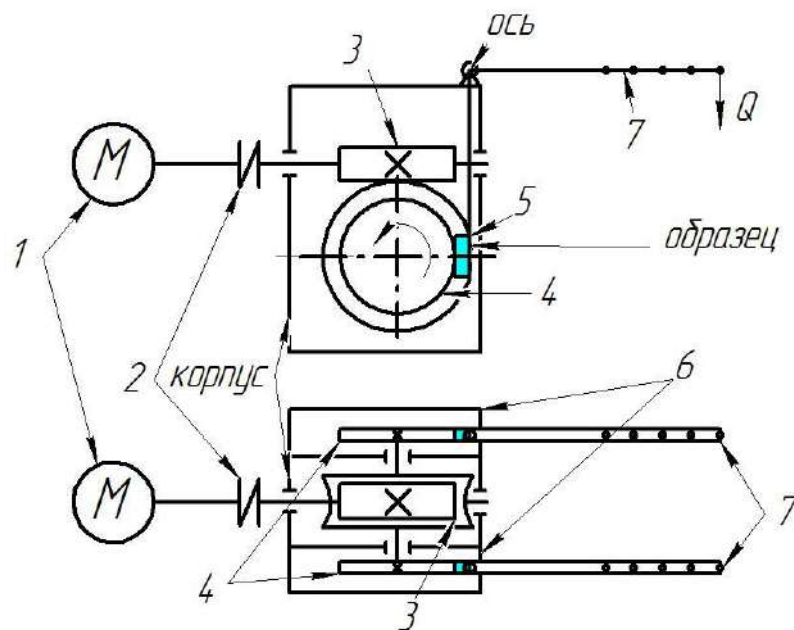
Испытание на гидроабразивную износостойкость. Испытаний на гидроабразивную износостойкость проводили по методике, изложенной в [88]. Для этого использовали специальный стенд, имеющий лоток с водно-абразивной смесью, образцедержатель, с закреплённым в нём испытуемым образцом, вращающийся резиновый диск, к которому прижимается испытуемый образец под постоянной нагрузкой в 100 Н. Отличие описанной методики испытаний на гидроабразивную износостойкость от известных ранее методик заключается в том, что испытания проходят при постоянном погружении образцов в гидроабразивную среду. Это позволяет исключить влияние динамических характеристик абразивной среды, при контакте с испытуемой поверхностью образца. Схема проведения испытаний и фото установки гидроабразивного изнашивания приведены на рисунке 7.



а



б



в

Рисунок 7 – Установка гидроабразивного изнашивания:

а – общий вид, б – схема изнашивания, в – кинематическая схема испытательной установки: 1 – привод; 2 - соединительная муфта; 3 - червячная передача; 4 - резиновые ролики, 5 - образцедержатель, 6 – ванны, содержащие абразивную суспензию; 7 - рычаги прижимающие образцы к резиновым роликам

Испытательная установка содержит: привод 1, соединительную муфту 2, червячную передачу 3, резиновые ролики 4, образцедержатель 5, ванны 6 содержащие абразивную суспензию и рычаги прижимающие образцы к резиновым роликам

резиновым роликам 7. Ванна, наполняемая абразивной суспензией, изготовлена из стали (рисунок 7, б). Колесо изготовлено из стали углеродистой обыкновенного качества по ГОСТ 380-94, которое вращается в центре ванны со скоростью 200 об/мин и состоит из двух металлических половин удерживающих промежуточное резиновое колесо участвующее непосредственно в процессе изнашивания. Направление вращения происходит от суспензии к образцу. Четыре лопасти прикреплены к внешней стороне колеса для поддержания абразива во взвешенном состоянии и доставке его к образцу. Образец должен быть толщиной не менее 5 мм и иметь площадь поверхности, достаточную для того, чтобы износ происходил в её пределах. Износостойкость определяли весовым способом.

2.4 Рентгеноструктурный анализ

Рентгенографический фазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 при напряжении 32 кВ, силе тока 10 мА, и использованием $\text{Mo} - \text{K}\alpha$ излучения (с циркониевым фильтром) в режиме записи на потенциометре и автоматической регистрацией на ПК с помощью программы «DIFWIN1». Скорость съёмки $V_{\text{сч}} = 2^\circ/\text{мин}$. Съёмку осуществляли в диапазоне углов $10...50^\circ$ с шагом отсечки $0,1^\circ$, время экспозиции 10 с. Дифрактограммы снимали со средней части наплавленных покрытий и зоны термического воздействия.

Для установления природы фаз, присутствующих в системе, из общего ряда полученных значений d_{HKL} выделили ряды, свойственные каждой фазе в отдельности. Затем сопоставляя их с табличными значениями и, проиндексировав соответствующие максимумы, определяли фазовые составляющие. Идентификацию металлических и карбидных фаз проводили по данным таблиц [89]. Объёмную долю аустенита рассчитывали по формуле [89, 90]:

$$Q_{\gamma} = \frac{1}{1 + 1,308 \frac{I_{220}^{\alpha}}{I_{222}^{\gamma}}} \times 100\%, \quad (2.2)$$

где: I_{220}^{α} – интенсивность линии 220 (для высокохромистого металла), или линии 211 (для углеродистой стали) α -фазы; I_{222}^{γ} – интенсивность линии 222 (для высокохромистого металла), или линии 311 или 222 (для углеродистой стали) аустенита (γ -Fe).

Средний размер частиц карбидной фазы определяли по уравнению Селякова–Шелера [90]:

$$d = \frac{\lambda}{\beta \cos \theta}, \quad (2.3)$$

где, d – средний диаметр частиц; β – физическое уширение дифракционных линий; θ – угол отражения.

2.5 Металлографические и дюрOMETрические исследования

Твёрдость наплавленного металла измеряли на приборе Роквелла по шкале «С» по ГОСТ 9013-59.

Измерения микротвёрдости проводили по ГОСТ 9450-76 на приборе ПМТ-3М с алмазной пирамидой Виккерса, под нагрузками 10, 20 и 50 г.

Графики распределения микротвёрдости по зоне сплавления покрытий и глубине зоны термического воздействия строили с шагом 40 мкм между центрами отпечатков. Величину нагрузки определяли исходя из особенностей микроструктуры покрытия (размеров структурных составляющих и их микротвёрдости). Микротвёрдость диффузионной и кристаллизационной прослойки, в связи с их незначительной толщиной, измеряли при нагрузке 20 г.

Микроструктуру исследовали методами оптической и электронной микроскопии. Приготовление шлифов для оптического металлографического анализа производили по стандартным методикам. Микроструктуру выявляли травлением в реактивах Марбле, а также, 5 %-ном растворе азотной кислоты в спирте. Структуру исследовали на микроскопе Meiji IM7000 при увеличениях 100, 200, 500 и 1000 крат. Количественную оценку микроструктуры производили с помощью автоматического анализатора изображений «Thixomet PRO» со встроенным набором стандартных методик.

Электронно-микроскопическое исследование проводили с помощью сканирующего растрового электронного микроскопа JSM-6490LV при ускоряющем напряжении 30 кВ. Исследование микроструктуры проводили на микрошлифах, используемых для оптической металлографии, в режимах вторичных и отраженных электронов при увеличениях от 30 до 50000 крат.

2.6 Моделирование температурных полей при плазменно-порошковой наплавке

Температурный режим формирования покрытий определяет их структуру и свойства, а значит необходимо учитывать при назначении режима упрочнения. Температура изделия и режим наплавки определяют объём ванны расплавленного металла, а также скорость охлаждения наплавленного валика и зоны термического влияния. Особенный интерес представляет скорость охлаждения в температурном интервале наименьшей устойчивости аустенита, от которой зависит микроструктура металла.

Температура зоны термического влияния, как функция от основных параметров процесса наплавки теплофизических констант, может быть определена исходя из известных соотношений [91, 92]:

$$T_{\text{пр}} = m \frac{IU\eta}{2\pi\lambda\delta} e^{-\frac{V_x}{2a}} \times K_0 \left(\frac{V_r}{2a} \right) + T_{\text{под}}, \quad (2.4)$$

где: U – напряжение дуги, В; I – сила тока дуги, А; η – термический К.П.Д. дуги; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/см×град; δ – толщина пластины, см; V – скорость наплавки (заковки), см/с; a – коэффициент температуропроводности, см²/с; K_0 – функция Бесселя первого рода нулевого порядка; r – расстояние до рассматриваемой точки от начала координат, см; m – коэффициент неравномерности прогрева.

Согласно методике [75] могут быть определены: скорость охлаждения в заданном интервале температур, время пребывания выше заданной температуры, ширина зоны нагрева и т.д.

Как показано в работе [92], скорость охлаждения V точек, находящихся на оси валика, наплавленного на полубесконечное тело, может быть приближенно вычислена по уравнению:

$$V = 2\pi\lambda \frac{(T-T_0)^2}{q/v}, \quad (2.5)$$

где, V – скорость охлаждения наплавленного металла °С/с; λ – коэффициент теплопроводности металла, кал/см×с; q – эффективная мощность дуги, кал/с; v – скорость перемещения дуги, см/с; T – мгновенная температура, при которой вычисляется скорость охлаждения, °С; T_0 – температура изделия, °С.

Граничным условием этой формулы является температура плавления металла. Соответственно скорость охлаждения наплавленного металла может быть определена исходя из этой формулы.

Теория тепловых процессов при сварке не позволяет с приемлемой точностью определять скорости кристаллизации наплавленного металла. Согласно [13, 75] скорость кристаллизации сварочной ванны мало зависит от режима наплавки, но сильно зависит от скорости перемещения плазмотрона. Однако на формирование первичной структуры наплавленного металла

скорость кристаллизации оказывает существенное влияние, оценить которое теоретически, к сожалению, не представляется возможным.

Согласно [92], возможно определить среднюю температуру сварочной ванны по выражению:

$$T_{\text{в}} = T_{\text{пл}} + \frac{C_{\text{ТВ}} \times (T_{\text{пл}} - T_0) - 2\omega_{\text{пл}}}{C_{\text{ж}}}, \quad (2.6)$$

Результаты, полученные при использовании формулы (2.6) носят приближённый характер и могут использоваться только в качестве грубого приближения, так как это выражение отражает только лишь зависимость температуры сварочной ванны от физико-химических характеристик присадочного материала, и не отражает зависимость от способа и режима наплавки.

Эффективный КПД нагрева металла подложки при ППН относительно невелик и составляет порядка 25 % от мощности выделяемой на дуге. Большая часть выделяемой теплоты расходуется на нагрев плазмообразующего газа и присадочного порошка (до 60 %). Поэтому для расчёта тепловых полей при наплавке возможно использовать схему нагрева точечным тепловым источником массивных тел, предложенную академиком Н.Н. Рыкалиным [15, 92].

2.7 Технология изготовления гранулированных порошков

Получаемые традиционным способом гранулированные порошки не могут быть использованы при плазменно-порошковой или лазерной наплавке из-за попадания в покрытие шлака, образующегося при взаимодействии металлов с силикатом натрия при его расплавлении. Гранулированные таким образом наплавочные порошки применяют лишь, при напылении с оплавлением самофлюсующихся сплавов. Для получения гранулированных

наплавочных порошков содержащих азотированные феррохром и феррокремний использовалась оригинальная методика, разработанная автором [64]. В её основе лежит классический способ гранулирования порошков на тарельчатом грануляторе с использованием связующих веществ. Особенностью разработанной технологии является применение связующего вещества на углеводородной основе. Это связующее вещество позволяет надёжно скреплять частицы порошков, не загрязнять наплавленный металл какими-либо включениями, создаёт дополнительную защитную атмосферу при наплавке, а также, обладает такими технологическими преимуществами по сравнению с жидким стеклом, как высокая скорость отвердевания (не более 2 часов), и высокая прочность склеивания частиц.

В качестве вещества связки применяли специально разработанную стирол-ароматическую композицию. После гранулирования полученные порошки подвергали сушке при 80 °С, что дополнительно ускоряло скорость твердения, и рассеву на ситах. При необходимости производили доизмельчение порошков в ручной ступке до фракционного состава 0,20...0,38 мм. Для недопущения пыления получаемых порошков контролировалось содержание фракции менее 0,2 мм в гранулированных наплавочных порошках не более 4,3 %, и фракции более 0,38 мм не более 4,1 %. Описанная технология приготовления наплавочных порошков подробно описана в патенте на изобретение [64].

3. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Cr-V ПРИ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКЕ И ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Экономическая потребность в повышении долговечности деталей машин приводит к необходимости разработки новых материалов, которые обладают повышенными эксплуатационными свойствами, и в первую очередь – высокой износостойкостью. Научные поиски в этом направлении привели к созданию дорогостоящих износостойких материалов, обладающих удовлетворительными эксплуатационными характеристиками. К их числу относят сплавы на основе кобальта (стеллиты), сплавы на основе никеля (хастеллой, литейные), твёрдые сплавы, а также, сормаиты – сплавы на основе железа, с высоким содержанием никеля. Все эти материалы обладают высокой стоимостью, в связи с повышенным содержанием дорогостоящих никеля, кобальта и вольфрама.

В связи с этим, в последние годы активно применяют плазменную и лазерную наплавку для изготовления деталей, обладающих повышенной износостойкостью [1, 2, 6, 9, 11]. При этом происходит значительная экономия материальных ресурсов, так как основу таких деталей изготавливают из углеродистых или малолегированных конструкционных сталей, а дорогостоящие, но износостойкие материалы применяют только для нанесения на поверхность.

Хромованадиевые высокоуглеродистые сплавы нашли широкое применение для изготовления цельбепсов [93], режущего [94, 95] и холодноштампового инструмента [96], рабочих элементов шламовых насосов [46] и других деталей испытывающих при эксплуатации абразивное изнашивание. На основе ранее проведенных исследований [19] был разработан состав порошка для плазменно-порошковой наплавки, 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 типа 315X19Ф3 выпускается под торговой маркой PLASMOTEC 19 и защищен патентом РФ [42]. Он предназначен для получения износостойких и коррозионностойких 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 покрытий наплавленных с использованием этого порошка, имеет сходство со структурой литых белых хромованадиевых чугунов, но имеет свои особенности, вызванные, прежде всего, спецификой технологии плазменно-порошковой наплавки (таблица 5). Режимы плазменно-порошковой наплавки присадочного порошка приведены в таблице 6.

Таблица 5 – Характеристика структуры покрытия PLASMOTEC 19 при различных режимах наплавки

№ наплавки	Режим наплавки	Тип структуры	Металлическая основа	Структурные составляющие
1	80 А	заэвтектический	γ -фаза в составе эвтектики $\gamma + \text{Me}_7\text{C}_3$	VC (V_2C)+K ₂ + эвтектика (γ +K ₂)
2	120 А	эвтектический	γ -фаза в составе эвтектики $\gamma + \text{Me}_7\text{C}_3$	VC (V_2C) + эвтектика (γ +K ₂)
3	180 А	доэвтектический	γ -фаза (дендр.) 82,02 %; α -фаза (скрытокрист.)	эвтектика (γ +K ₂) + дендриты А
4	120/60 А	доэвтектический	γ -фаза (дендр.) 37,67 %; α -фаза (скрытокрист.)	эвтектика (γ +K ₂) + дендриты А
5	180/80 А	доэвтектический	γ -фаза (дендр.) 62,08 %; α -фаза (скрытокрист.)	эвтектика (γ +K ₂) + дендриты А
6	180 А охл	эвтектический	γ -фаза в составе эвтектики $\gamma + \text{Me}_7\text{C}_3$	эвтектика (γ +K ₂)

Результаты рентгеноструктурного анализа (см. таблицу 5) показали, что при всех режимах наплавки фазовый состав металлической основы покрытий представляет γ -фаза (аустенит). Упрочняющими фазами в покрытии являются специальные карбиды хрома (Me_{23}C_6 и Me_7C_3), карбид ванадия (VC) и/или легированный цементит (Me_3C). Металлографические исследования показали, что в покрытиях могут формироваться три типа структур: доэвтектическая, эвтектическая или заэвтектическая.

Таблица 6 – Режимы наплавки

№ наплавки	Сила тока, А	Модуляция тока / охлаждения	Режим охлаждения	Средняя скорость охлаждения, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$	Средняя температура сварочной ванны, $^{\circ}\text{C}$	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	обдув воздухом	9,5	1850	6,48

Упрочняющими фазами в покрытии являются специальные карбиды хрома, карбиды ванадия и легированный цементит, образование которого нежелательно т.к. приводит к резкому снижению износостойкости.

Фазовый рентгеноструктурный анализ покрытий выявил наличие карбидов четырёх типов:

- K_1 – карбид типа M_{23}C_6 кубической структуры с параметром $a = 10,660 \text{ \AA}$;
- K_2 – карбид типа Me_7C_3 гексагональной структуры с 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 [97];

- K_3 – карбид цементитного типа Me_3C гексагональной структуры, с параметрами: $a = 4,5235 \text{ \AA}$, $c = 6,7353 \text{ \AA}$;

- карбид ванадия VC с гранецентрированной структурой, кристаллизующийся с некоторым недостатком углерода и параметром $a \approx 4,166 \text{ \AA}$. При значительной нехватке углерода этот карбид кристаллизовался в форме тригонального карбида V_2C .

Карбиды хрома и ванадия могут присутствовать в виде первичных структур, но чаще образуют эвтектики: $A + (Cr, V, Fe)_7C_3$ или $A + (Cr, V, Fe)_7C_3 + VC$.

Установлено, что наличие тех или иных фаз и структурных составляющих зависит от режима и термического цикла наплавки, определяющих температуру перегрева сварочной ванны, скорость её кристаллизации и последующего охлаждения покрытия. Регулируя температурно-временные параметры процесса наплавки, возможно, получать различные структурно-фазовые состояния наплавленного металла, и регулировать тем самым уровень напряжений и абразивной стойкости покрытий.

3.1 Влияние содержания ванадия на структуру и свойства покрытий

В работах [44, 98, 99] показано, что комплексное легирование высокохромистых износостойких покрытий малыми добавками таких карбидообразующих элементов как ванадий или молибден значительно повышает абразивную износостойкость таких сплавов за счёт модифицирования карбидной фазы и получению эффекта композиционного упрочнения. Исключительно высокий комплекс прочностных и вязкостных свойств может быть получен также при одновременном легировании

карбидообразующими и не карбидообразующими элементами [18], такими как марганец и кремний. В этом случае, возможно получать относительно высокую ударную вязкость металлической основы, и как следствие повышенную способность к удержанию карбидной фазы в металлической матрице. Для целей получения износостойких покрытий эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания с незначительными ударными нагрузками нами были предложены высокоуглеродистые хромистые сплавы, в которых получена инверсная эвтектическая структура на базе карбида хрома типа Me_7C_3 [97]. Такие сплавы хорошо себя зарекомендовали при изготовлении литых изделий горного оборудования [88, 101]. Однако в случае получения наплавленных покрытий схожего химического состава происходит некоторое снижение их эксплуатационных свойств, по сравнению с литыми изделиями. Это связано с тем, что кристаллизация наплавленных покрытий происходит при значительно более высоких скоростях, в связи с чем эффект модифицирования карбидной фазы не успевает реализоваться в полной мере и в структуре таких покрытий одновременно с карбидами высших сингоний присутствуют в некотором количестве карбиды цементитного типа.

С целью исследования влияния содержания ванадия на формирование структуры и свойств были изучены покрытия различных составов, отличающиеся друг от друга содержанием ванадия от 0,18 до 3,15 % масс. В каждой серии исследованных покрытий при переменном содержании ванадия, количество остальных легирующих элементов оставалось неизменным.

Как видно из рисунка 8 наблюдается определённая связь между микротвёрдостью эвтектики, химическим составом, структурой, и количеством избыточной фазы, её типом и строением. При одинаковом строении матрицы – металлической основы покрытий, а также, объёмной доле избыточной фазы, наибольшей твёрдостью и износостойкостью

обладают покрытия имеющие в составе наименьшее количество карбидов цементитного типа, обладающих меньшей твёрдостью, по сравнению с карбидами высших сингоний.

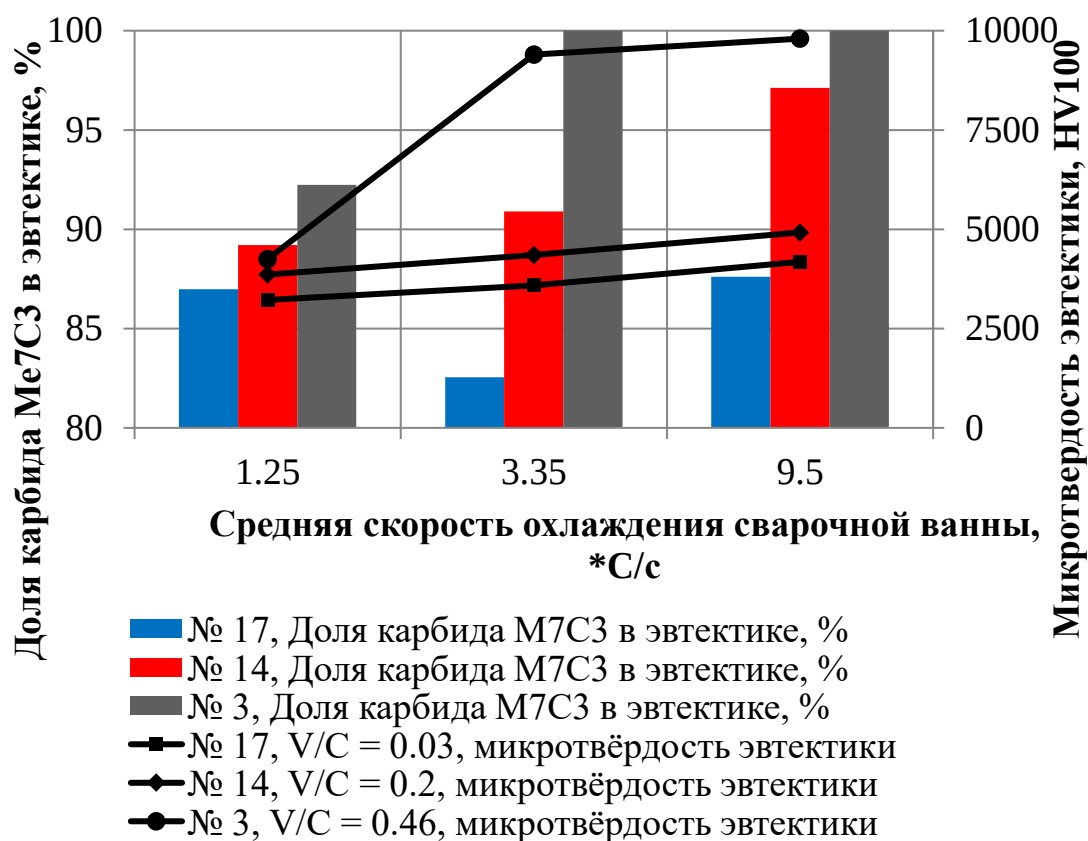


Рисунок 8 – Зависимость доли карбида Me_7C_3 в структуре покрытий на микротвёрдость эвтектики

Из литературных данных известно [102...104], что повышение содержания ванадия в покрытиях исследуемой системы легирования будет приводить к инверсии карбидной фазы с понижением количества карбидов цементитного типа и образованием вместо них специальных карбидов хрома. Остаётся невыясненным вопрос экономически обоснованного содержания ванадия, которое гарантированное обеспечит исключение формирования карбидов типа Me_3C при плазменно-порошковой наплавке.

Сравнение структуры и свойств покрытий системы легирования Fe-C-Cr-V имеющих близкие содержания марганца (0,91...1,0 %), углерода

(3,1...3,15 %) и хрома (18,4...20,8 %), но различное содержание ванадия (таблица 7) показывает, что с повышением содержания ванадия твёрдость и абразивная износостойкость возрастают, а объёмная доля карбидов типа Me_3C снижается.

Таблица 7 – Химический состав, строение и свойства покрытий при различном содержании ванадия

№ покрытия	Режим наплавки	Тип наплавленного металла	Химический состав, % масс			Cr/C %, ат	V/C %, ат	Тип карбида	Твердость, HRC	Микротвердость эвтектики, МПа
			C	Cr	V					
17	180 A	280X17	2,78	16,74	0,2	1,39	0,04	Me_3C	52,3	3220
17	120 A	300X18	3,02	17,85	0,21	1,36	0,04	Me_3C	54,5	3590
17	180 A охл	280X17	2,83	16,73	0,21	1,37	0,04	Me_3C	55,6	4180
14	180 A	280X19Ф	2,79	18,92	1,13	1,57	0,22	$\text{Me}_3\text{C}+\text{Me}_7\text{C}_3$	54,1	3860
14	120 A	300X20Ф	3,01	20,17	1,17	1,55	0,22	$\text{Me}_3\text{C}+\text{Me}_7\text{C}_3$	57,2	4350
14	180 A охл	280X19Ф	2,82	18,93	1,16	1,55	0,22	$\text{Me}_3\text{C}+\text{Me}_7\text{C}_3$	57,9	4920
3	180 A	280X18Ф3	2,84	17,56	3,02	1,43	0,49	$\text{Me}_3\text{C}+\text{Me}_7\text{C}_3$	59	4250
3	120 A	300X19Ф3	3,03	18,72	3,12	1,43	0,47	Me_7C_3	61,2	9400
3	180 A охл	290X18Ф3	2,87	17,56	3,09	1,41	0,49	Me_7C_3	62,1	9800

При содержании ванадия в составе наплавочного порошка в количестве 3 % масс и более в структуре покрытий полностью перестают формироваться карбиды типа M_3C , при любых режимах наплавки, т.е. даже при скоростях охлаждения порядка 9,5 °C/с что приводит к повышению твёрдости и износостойкости покрытий.

Микроструктура наплавленных покрытий типа 280X17 и 300X18 (содержащих ванадия 0,2 % масс.) имеет доэвтектический тип (рисунок 9).

Дендриты сформированы металлографически различной аустенитной основой, имеющей микротвёрдость HV_{20} в пределах 300...360. С повышением скорости охлаждения покрытия в ряду режимов наплавки 180

А, 120 А, 180 А охл, микротвёрдость аустенита незначительно повышается от 300 до 360 HV_{20} соответственно, а его относительное содержание снижается с 72 % до 42 % соответственно (рисунок 13). Междендритное пространство заполнено эвтектикой на основе Me_3C - Me_7C_3 -аустенит. Повышение скорости охлаждения приводит к незначительному снижению среднего межпластинчатого расстояния в эвтектике с 8 мкм до 6 мкм и повышению её микротвёрдости с 3220 до 4180 МПа (рисунок 14), что возможно объяснить более чем двукратным снижением доли карбида типа Me_3C в составе эвтектики с 48 до 21 % (рисунок 15) в пользу карбида типа Me_7C_3 .

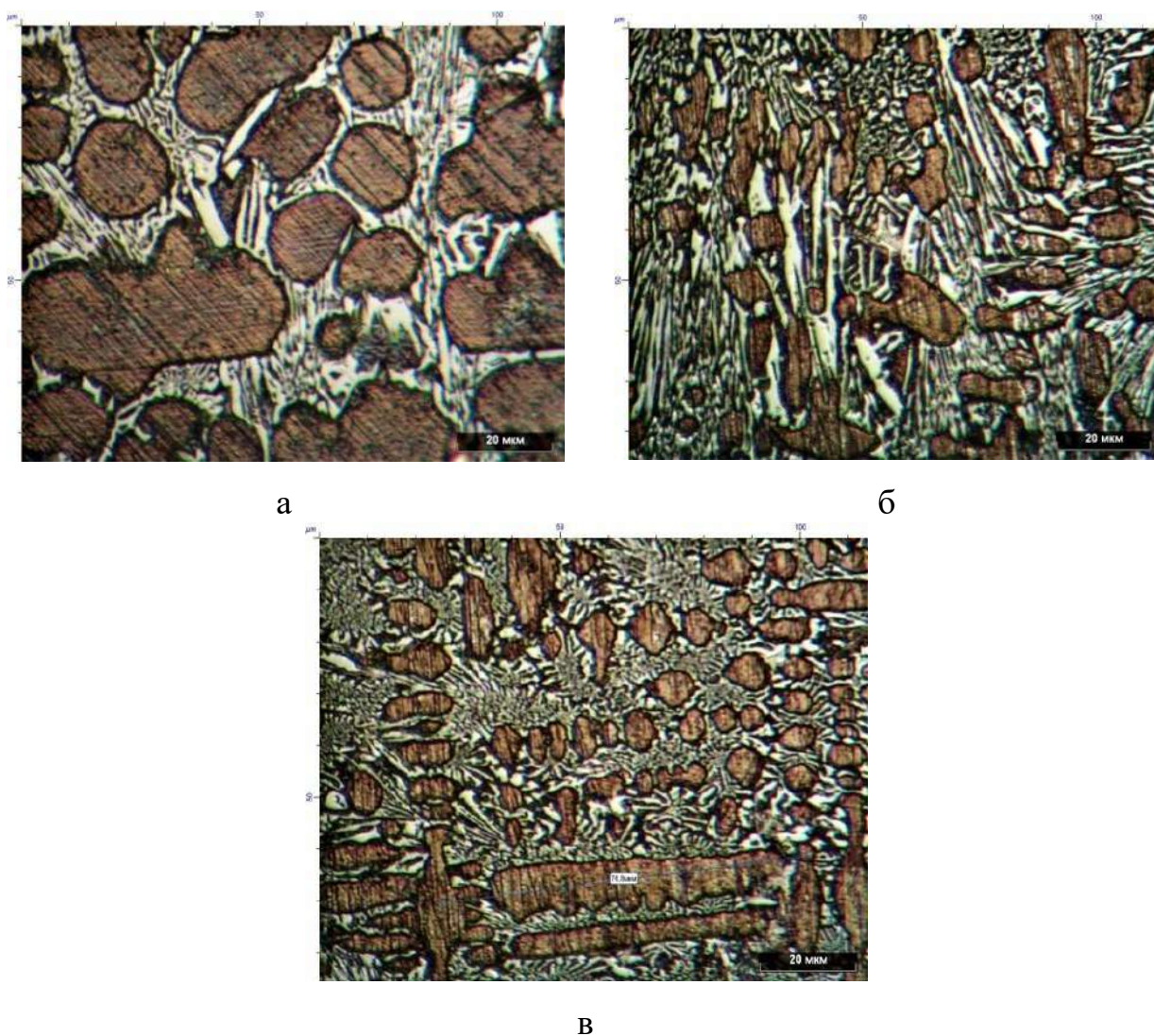


Рисунок 9 – Микроструктура покрытий с шифром № 17, наплавленных на различных режимах (x500):

а – 180 А; б – 120 А; в – 180 А охл

Структура наплавленного металла имеющего на порядок большее содержание ванадия ($V \approx 1,15$ % масс) также имеет доэвтектический тип (рисунок 10).

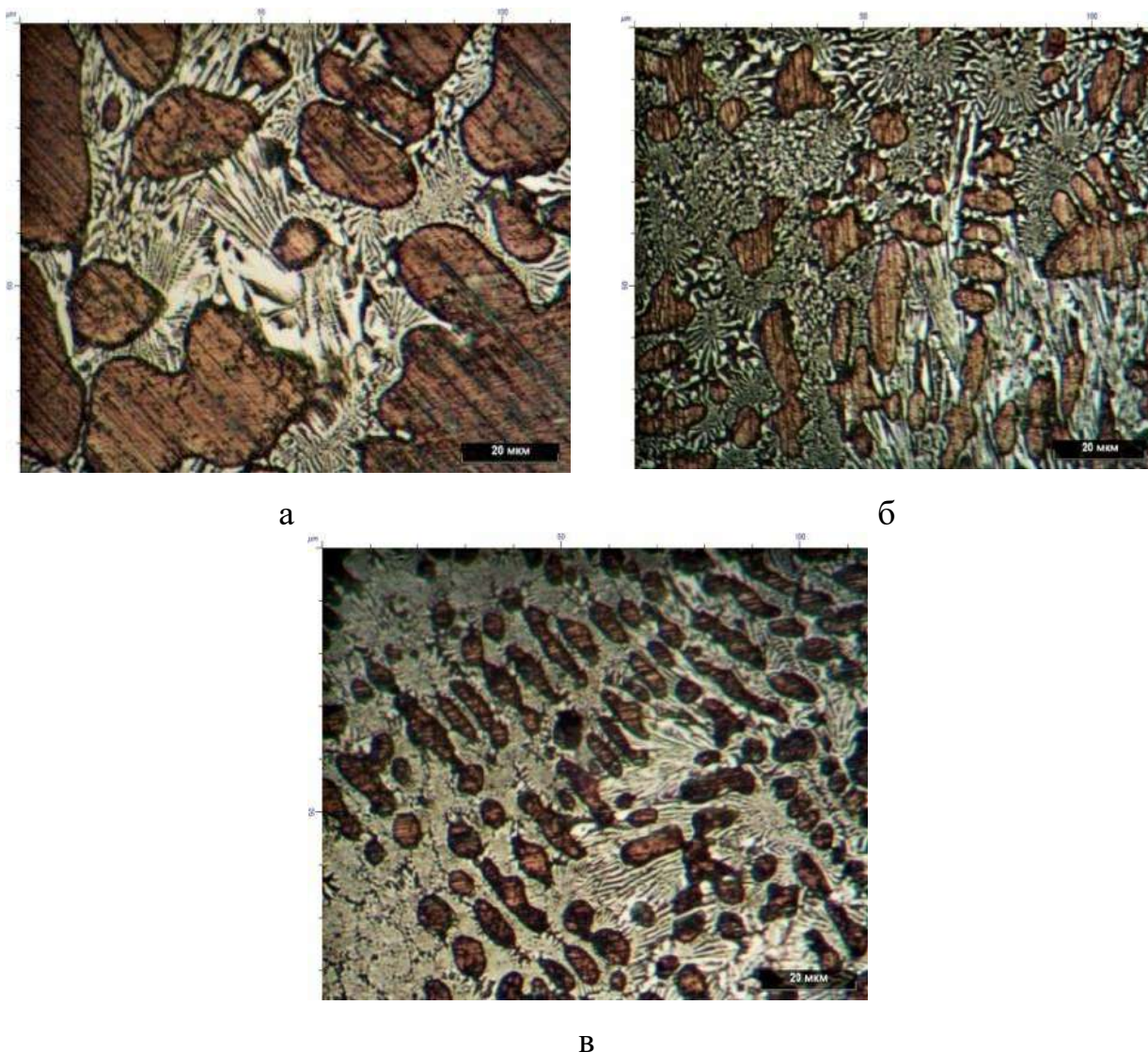


Рисунок 10 – Микроструктура покрытий с шифром № 14, наплавленных на различных режимах (x500):
а – 180 А; б – 120 А; в – 180 А охл

Влияние скорости охлаждения при наплавке на характеристики структуры аналогично, однако в связи с практически полным исчезновением карбида цементитного типа (содержание Me_3C не более 5 %) наблюдается значительное повышение износостойкости покрытий (см. рисунок 8).

При дальнейшем увеличении в покрытиях содержания ванадия до $\approx 3\%$ масс. их структура претерпевает значительные изменения. Помимо полного исключения образования карбидов цементитного типа на всех режимах наплавки происходит изменение типа формируемой структуры с доэвтектической на псевдоэвтектическую при наплавке на режимах 120 А и 180 А охл, имеющих повышенную скорость охлаждения (рисунок 11, 12).

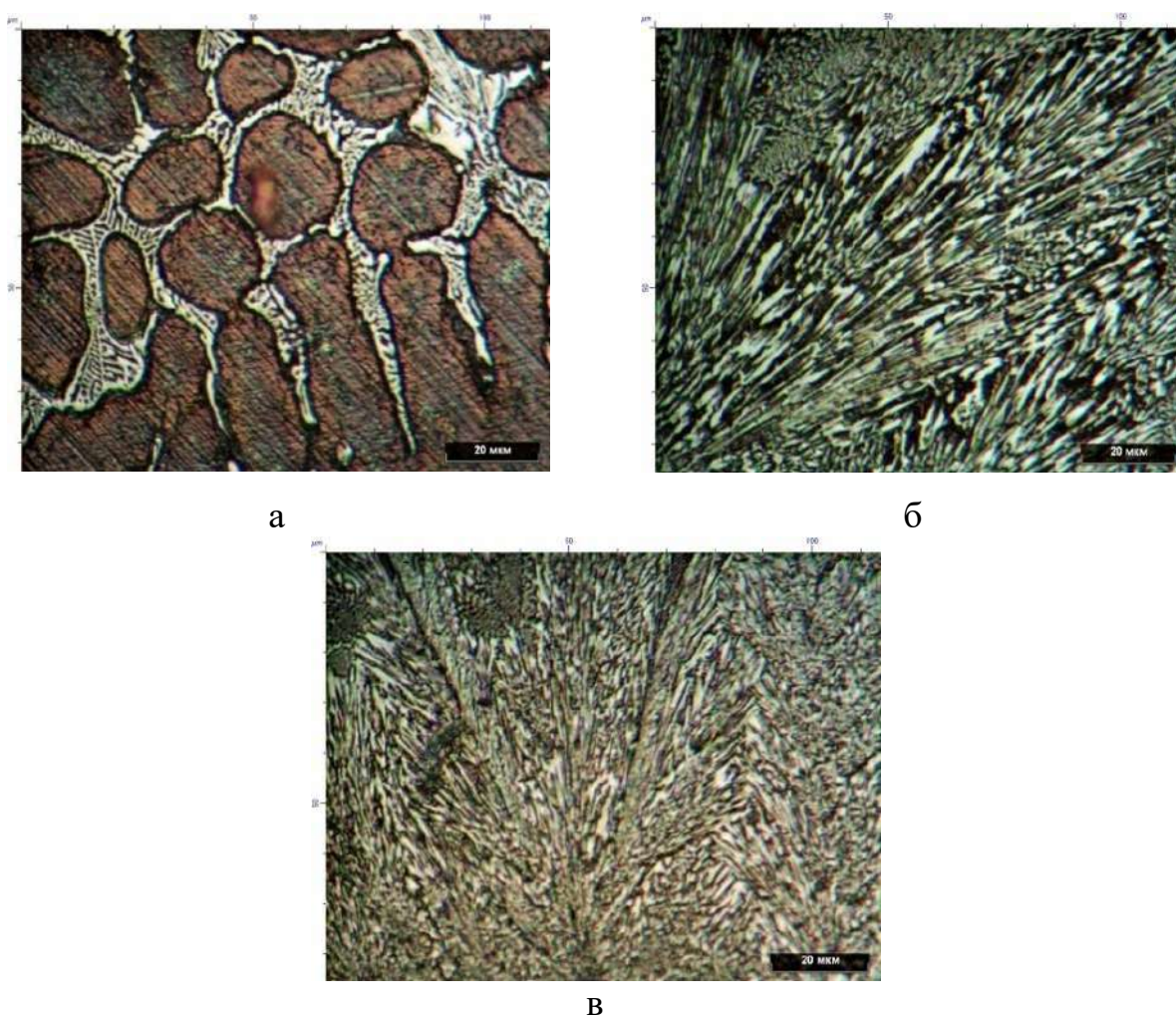


Рисунок 11 – Микроструктура покрытий с шифром № 3, наплавленных на различных режимах (x500):
а – 180 А; б – 120 А; в – 180 А охл

Повышение содержания ванадия приводит к увеличению доли эвтектики, а при содержании ванадия 3,15 % полному предотвращению выделения избыточной фазы и образованию псевдоэвтектической

структуры. Это наблюдается на режимах с повышенной скоростью охлаждения, вне зависимости от средней температуры сварочной ванны.

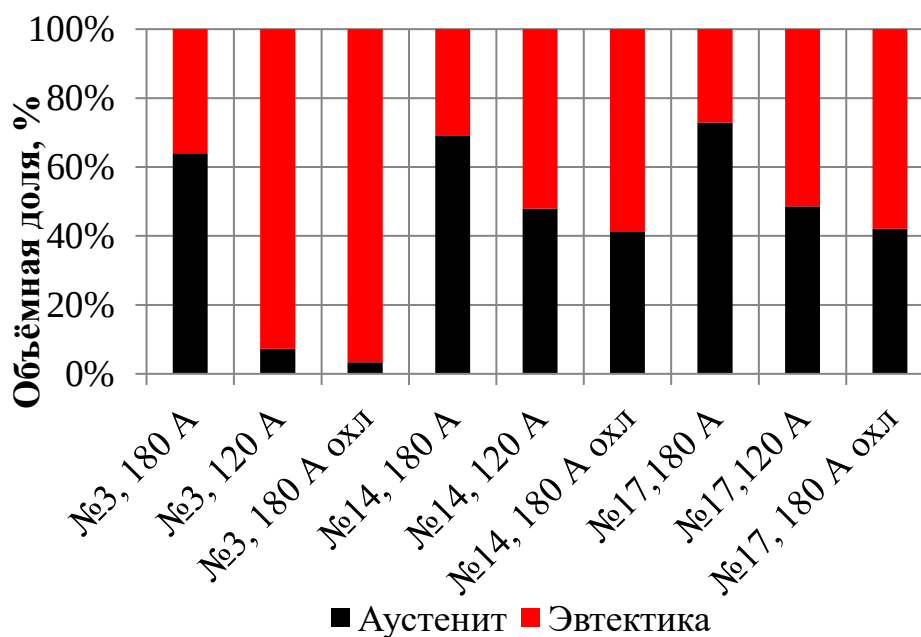


Рисунок 12 - Зависимость объёмной доли структурных составляющих от содержания ванадия и режима наплавки

Повышение содержания ванадия при прочих равных условиях приводит к повышению содержания эвтектики и соответствующему снижению содержания избыточной фазы что объясняется смещением влево эвтектической точки на фазовой диаграмме. Также, помимо изменения в структуре покрытий, повышение содержания ванадия приводит к изменению химического состава фаз и к перераспределению легирующих элементов между металлической основой и карбидной фазой. За счёт предотвращения выделения избыточной фазы металлическая основа эвтектики содержит большее количество углерода и хрома, что приводит к значительному повышению её микротвёрдости до более чем 9000 МПа, что в совокупности с уменьшением межпластинчатого расстояния до 1,5 мкм (рисунок 14) приводит к повышению износостойкости покрытий более чем в 3 раза.

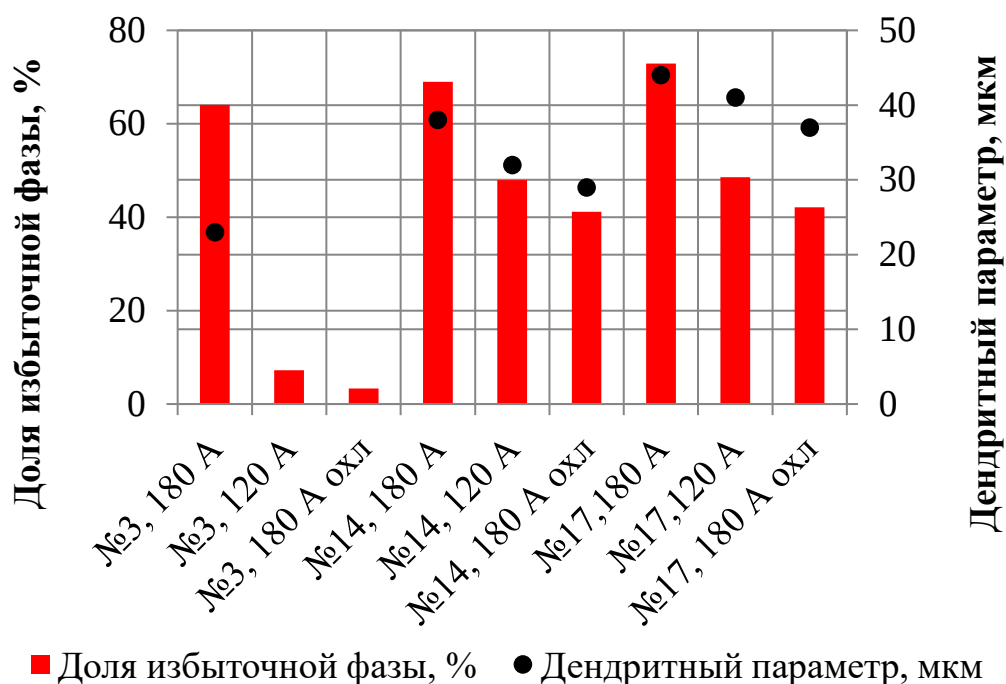


Рисунок 13 - Зависимость доли избыточной фазы и дендритного параметра от содержания ванадия и режима наплавки

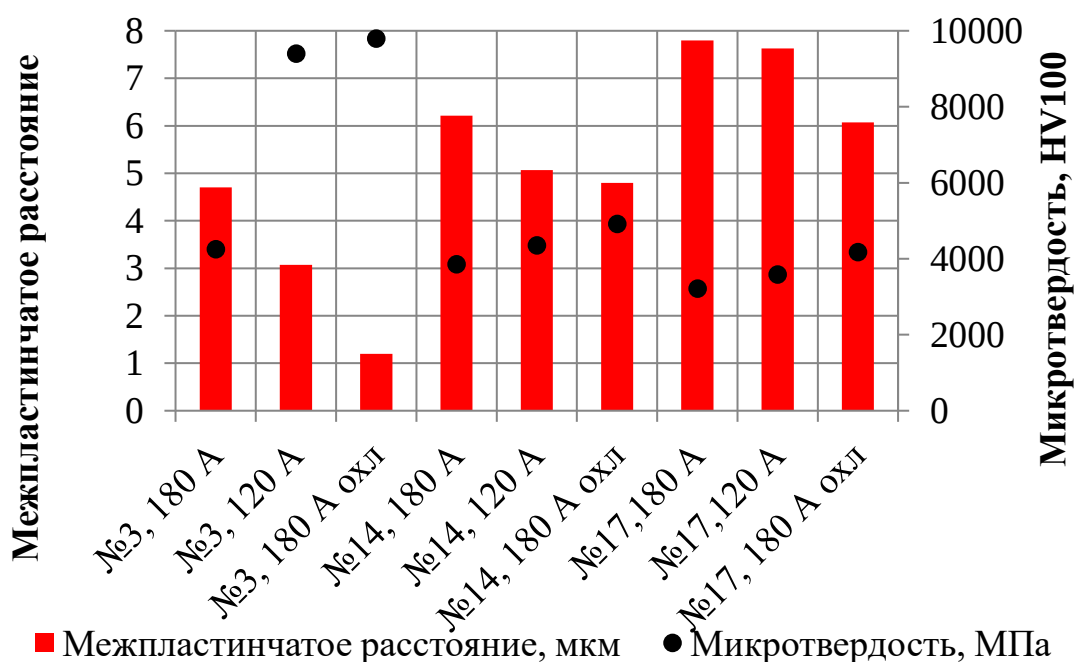


Рисунок 14 – Зависимость межпластинчатого расстояния в эвтектике и её микротвёрдости от содержания ванадия и режима наплавки

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, а её микротвёрдость повышается на 10...20 %. Также на повышение микротвёрдости эвтектики оказывает влияние снижение содержания карбида цементитного типа в пользу карбида типа Me_7C_3 при повышении скорости охлаждения при наплавке. Поэтому для дальнейших исследований в качестве объекта исследований были выбраны покрытия типа 315X19Ф3 содержащие около 3 % ванадия.

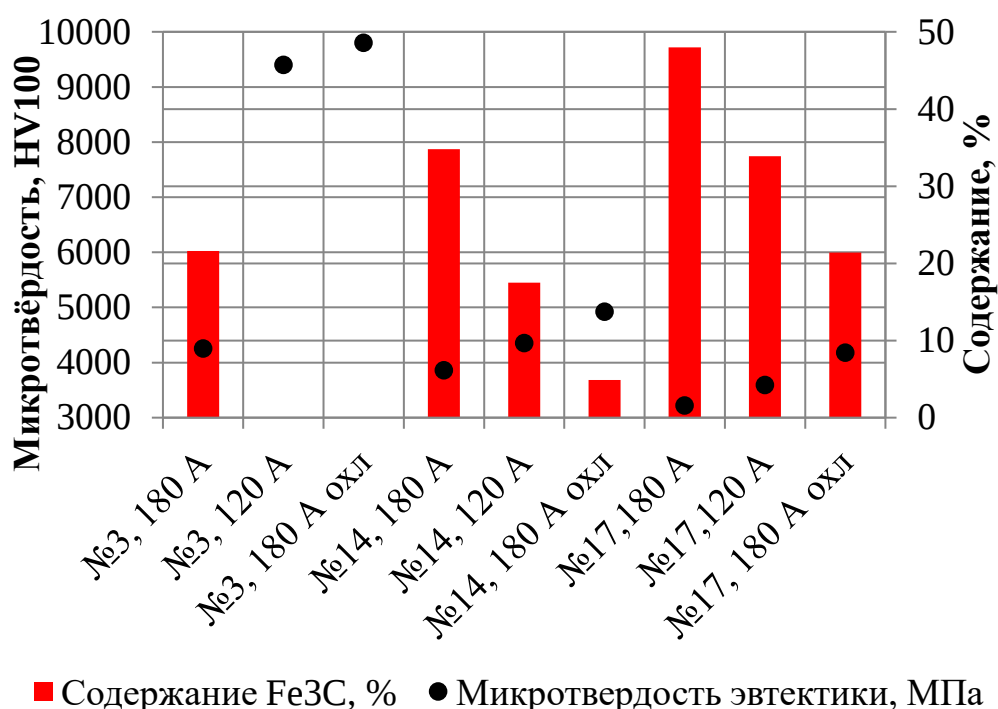


Рисунок 15 - Зависимость объёмной доли Me_3C в структуре эвтектики от содержания ванадия и режима наплавки

Анализ факторов оказывающих влияние на износостойкость рассматриваемых покрытий показывает, что значительное её повышение может быть связано не столько с количеством эвтектической фазы, сколько с качеством, т.е. содержанием в структуре хрупких и относительно не твёрдых карбидов типа Me_3C , межпластинчатым расстоянием в эвтектике и количеством избыточной фазы. Поэтому при наплавке следует избегать таких режимов, которые приводят к значительному перераспределению таких элементов как углерод, хром и ванадия между эвтектикой и

избыточной фазой и обеднению за счёт этого всех фазовых составляющих эвтектики.

3.2 Структура и свойства покрытия типа 315X19Ф3, наплавленного на различных режимах

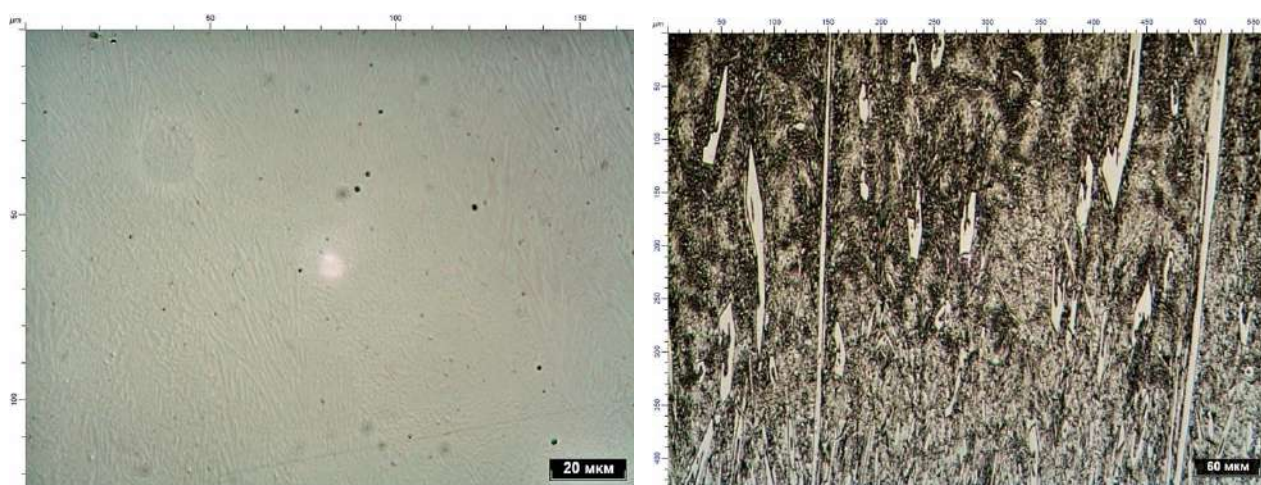
При двудуговой плазменно-порошковой наплавке порошком типа 315X19Ф3 на подложку из стали 45 на общем токе 80 А (режим № 1), ток основной дуги составляет 56 А, а ток вспомогательной дуги (косвенного действия) составляет 24 А. Из-за недостаточного нагрева присадочного порошка не происходит образования металлургической связи наплавленного металла с подложкой, а образуются разрозненные группы несплавившихся с подложкой глобулярных участков присадочного материала. Основной причиной несплавления является малая сила тока основной дуги (56 А), так как глубина зоны оплавления подложки не превышает 50 мкм, что не достаточно для образования сварочной ванны.

Микроструктура образующихся глобулей представлена на рисунке 16. Малая степень перегрева сварочной ванны выше температуры ликвидус и высокая скорость кристаллизации привели к направленному формированию первичных кристаллов карбида хрома типа Me_7C_3 осью C перпендикулярно подложке (вдоль направления теплоотвода). Микротвёрдость таких карбидов, измеренная вдоль их главной оси C , составляет 12290 МПа. Микротвёрдость пластинчатой эвтектики составляет 5700 МПа.

Образовавшаяся при наплавке на токе 80 А структура глобулей покрытия имеет заэвтектическое строение структуры (см. рисунок 16, б). Объёмная доля первичных карбидов хрома составляет 19,5 %, однако, для степени эвтектичности 1,43 это количество является значительным.

Также в структуре наплавленного металла металлографически выявляются светлые округлые частицы (см. рисунок 16, а), в количестве 7,7

% и со средним диаметром 1,12 мкм, которые по морфологическим признакам могут быть идентифицированы как карбид ванадия VC или V_2C .



а

б

Рисунок 16 – Микроструктура покрытия типа 315X19Ф3, наплавленного на общем токе 80 А:

а – карбиды ванадия VC, нетр, $\times 1000$; б – средняя часть, $\times 200$

Направленное формирование первичных карбидов Me_7C_3 и наличие относительно высокого количества карбидов ванадия VC определяют высокую твердость такого покрытия 63,7 HRC, однако невозможность получить правильные валики наплавленного металла и плохое сцепление с подложкой не позволяет использовать этот режим для наплавки, что приводит к необходимости повышать силу тока наплавки.

Двудуговая плазменно-порошковая наплавка по режиму № 2 (общий ток 120 А) приводит к формированию правильных валиков покрытия высотой 3 мм и образованию прочной связи наплавленного слоя с подложкой. В структуре основной части покрытия выделяются зоны с различным строением: средняя и верхняя части валика наплавленного металла (рисунок 17, а). Также металлографически обнаруживается зона переменных концентраций по изменению травимости структуры, и кристаллизационная прослойка.

Анализ дифрактограммы, снятой со средней части наплавленного металла (таблица 8), показал присутствие пяти линий, относящихся к матрице с ГЦК решёткой, с параметром $a = 3,6081 \text{ \AA}$, несколько большим чем период чистого γ -железа $a_\gamma = 3,571 \text{ \AA}$ [89]. Наблюдающееся совпадение относительной интенсивности линий матрицы и табличных значений интенсивностей линий для γ -железа позволяет заключить, что матрица наплавленного металла представляет собой аустенит [18]. Морфологические особенности также определяют её как легированное γ -железо (рисунок 19, б).

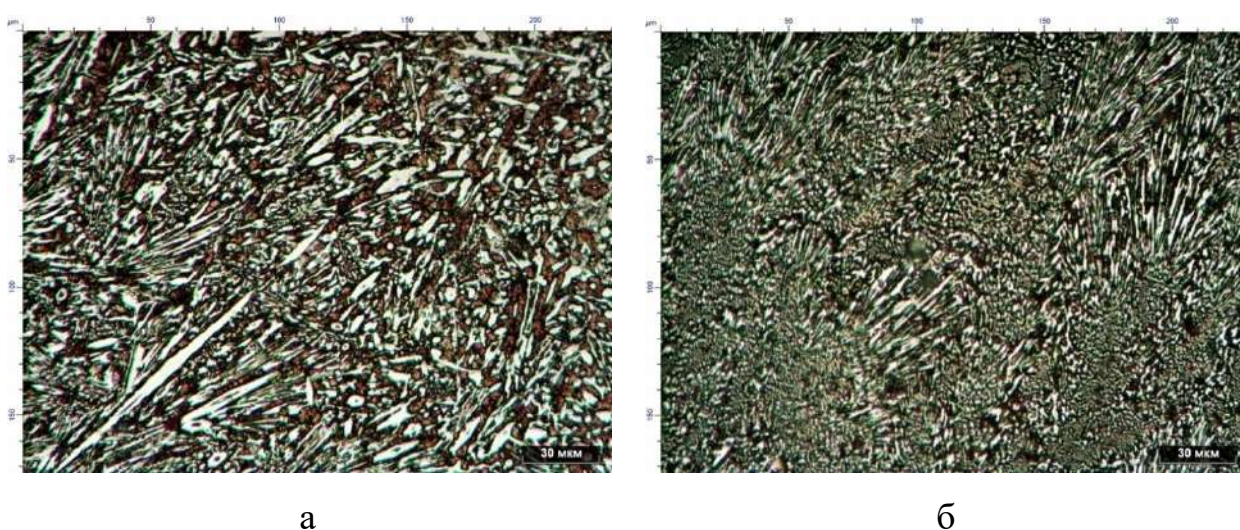


Рисунок 17 – Микроструктура покрытия типа 315X19Ф3, наплавленного на общем токе 120 А, $\times 500$:

а – верхняя часть; б – средняя часть

В объёме аустенитной матрицы равномерно распределена карбидная фаза. Присутствуют частицы, характерной для первичного карбида хрома Me_7C_3 , карандашной формы (рисунок 19, б), а также веерообразная эвтектика на базе карбида Me_7C_3 микротвёрдостью 9400 МПа. Общее количество карбидной фазы составляет 24,5 %, со средним расстоянием между карбидами 3,37 мкм. Наличие линий (220) и (422) на дифрактограмме



а



б

Рисунок 18 – Панорамное изображение структуры покрытия типа 315Х19Ф3:

а – наплавка на токе 120 А; б – наплавка на токе 180 А

(рисунок 22) с межплоскостными расстояниями 1,4974 Å, и 0,8383 Å соответственно, не накладывающихся на линии других фаз, позволяет предположить о наличии в наплавленном металле помимо карбида типа Me_7C_3 , собственного карбида ванадия VC, а наличие линий (101), (102) и (112) с межплоскостными расстояниями 2,2024 Å, 1,7202 Å и 1,2395 Å соответственно, также не накладывающихся на линии других фаз, позволяет предположить наличие и карбида V_2C . Это предположение подтверждается металлографически, однако различить карбиды VC и V_2C не представляется возможным (рисунок 19, а). Объёмная доля карбида ванадия не высока и составляет 2,08 %. Металлографически выявляемый карбид ванадия имеет округлое строение частиц со средним диаметром 0,96 мкм и средним расстоянием между частицами 87,30 мкм. Расчёт размеров частиц VC и V_2C по уширению соответствующих дифрактолиний по уравнению (2.2), показал значительно меньшие значения среднего размера карбидов ванадия 0,143...0,179 мкм, что говорит о наличии большого количества карбидных частиц, не выявляемых металлографически.

Таблица 8 – Параметры кристаллических решёток фаз в покрытии типа 315X19Ф3 наплавленном на общем токе 120 А

Фаза	Тип решётки	Параметры решётки, Å	
		<i>a</i>	<i>c</i>
α -фаза (мартенсит)	Тетрагональная	2,8446	2,8508
γ -фаза (аустенит)	ГЦК	3,6081	-
M_7C_3	Гексагональная	13,909	4,6274
M_{23}C_6	ГЦК	10,662	-
VC	Кубическая	4,2353	-
V_2C	Тригональная	2,8668	4,7727

Расчёт дифрактограммы снятой со средней части наплавленного металла показывает, что в покрытии присутствует цементит, идентифицируемый по линиям (130) и (233), не накладывающимся на линии других фаз. Расчётные

параметры решётки цементита $a = 4,55142 \text{ \AA}$ и $c = 6,7825 \text{ \AA}$, что близко к табличным значениям [89].

Данные металлографического анализа свидетельствуют о наличии светлых частиц скруглённой формы, располагающихся в зоне сплавления и нижней части средней зоны покрытия (рисунок 20, а). Частицы, обладающие схожим строением, обнаруживаются и в металле подложки, расположенные вдоль линии сплавления (рисунок 20, б). Микротвёрдость частиц расположенных в наплавленном металле составляет 13000 МПа, а расположенных в металле подложки 12200 МПа. Данные рентгеноструктурного анализа, измерения микротвёрдости и металлографические исследования позволяют идентифицировать светлые частицы округлой формы в зоне сплавления и нижней части средней зоны покрытия как цементит.

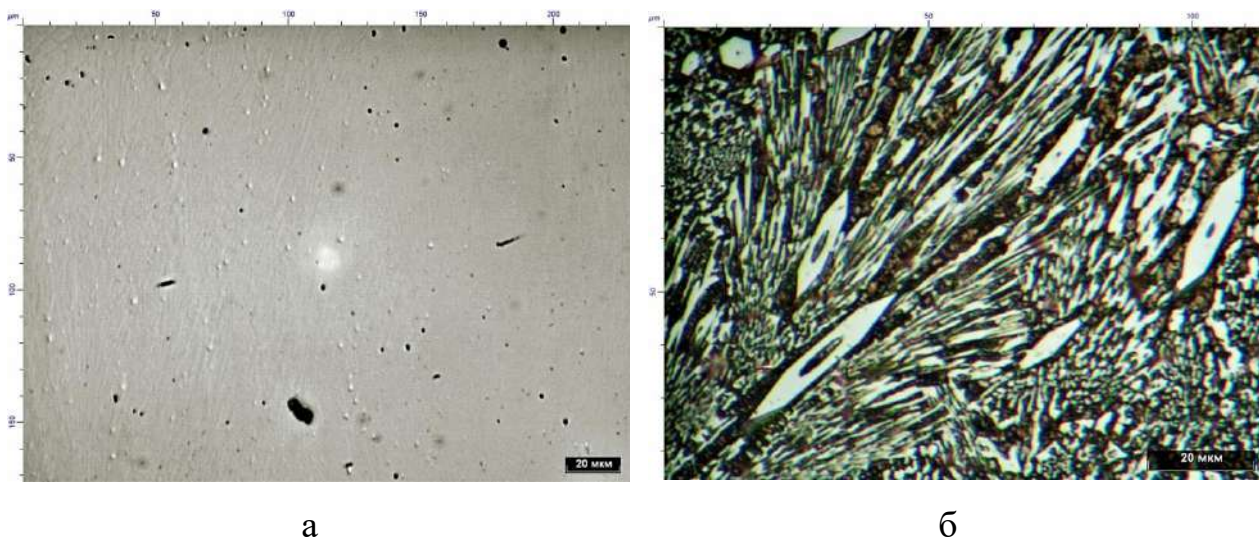


Рисунок 19 – Структура покрытия типа 315Х19Ф3, наплавленного на общем токе 120 А:

а – карбиды ванадия, не травлено, $\times 1000$; б – карбиды Me_7C_3 , $\times 1000$

Можно предположить, что при проплавлении подложки дугой сварочная ванна образуется за счёт частиц присадочного порошка, а также ферритных и перлитных зёрен, находящихся вдоль линии сплавления. При этом цементитные пластинки перлита не успевают раствориться в жидкой фазе

сварочной ванны, а только лишь коагулируют и всплывают на некоторую высоту, оставаясь в наплавленном металле. Отсутствие металлографически различимых коагулированных частиц цементита в средней зоне наплавленного металла подтверждает вывод о попадании цементита в покрытие из металла подложки, так как высвободившийся из оплавленных перлитных зёрен цементит по мере перемешивания в средней части покрытия растворяется и становится металлографически неразличимым. К тому же, хромованадиевые чугуны при содержании хрома 18,61 % и ванадия 3,25 % обладают полностью инвертированной структурой, в которой цементит образовываться при кристаллизации не должен [98].

Наличие цементита негативно сказывается на износостойкости и эксплуатационных свойствах покрытия, поэтому необходимо обеспечить режимы наплавки, при которых подмешивание металла подложки будет минимальным [1].

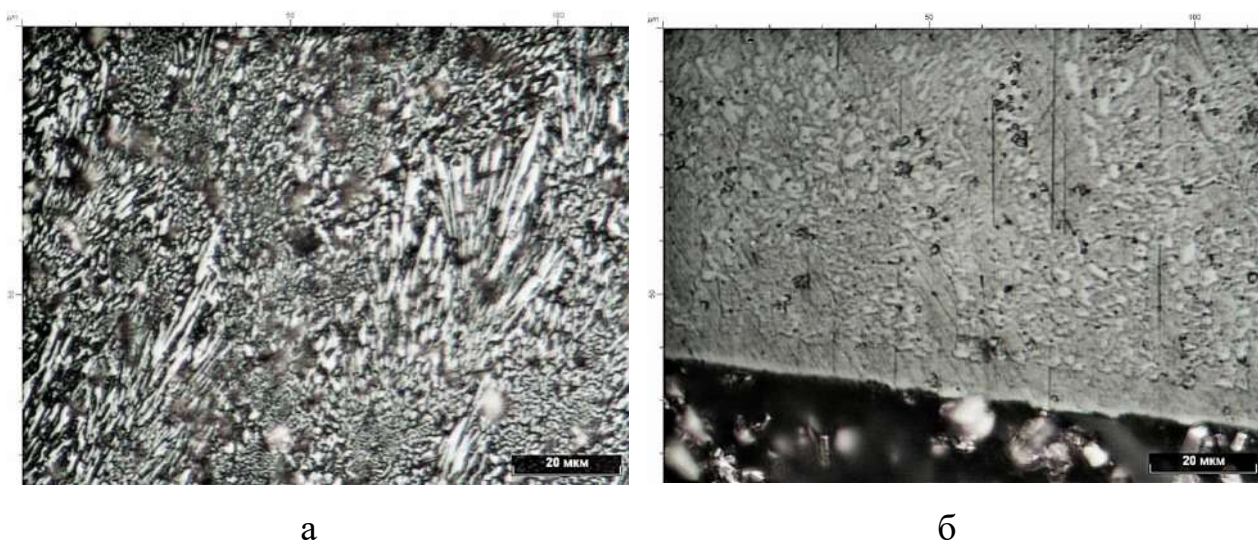


Рисунок 20 – Частицы цементита в покрытии типа 315Х19Ф3 наплавленном на общем токе 120 А:

а – в нижней части средней зоны, $\times 1000$; б – в металле подложки, $\times 1000$

При наплавке покрытия типа 315Х19Ф3 на общем токе 180 А, в структуре основной части наплавленного металла выделяются следующие

характерные зоны: верхняя часть сплавления валика (рисунок 21, а) и средняя часть (рисунок 21, б).

Повышение силы тока до 180 А привело к формированию доэвтектической структуры покрытия (см. рисунок 21), взамен эвтектической, образующейся при наплавке на токе 120 А. Это происходит в следствие меньших коэффициентов перехода (таблица 15) легирующих элементов, таких как углерод и хром, так и значительным перегревом сварочной ванны и меньшей скоростью её кристаллизации (см. таблица 5), вследствие чего кристаллизация покрытия сдвигается по тальвеге в сторону доэвтектических структур [26].

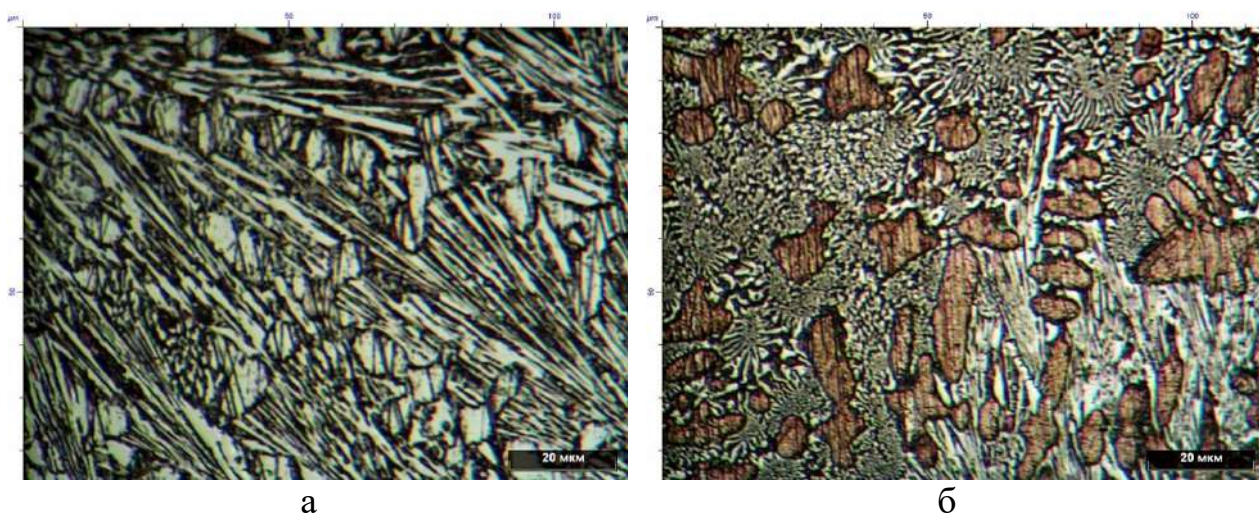


Рисунок 21 – Микроструктура покрытия типа 315X19Ф3, наплавленного на общем токе 180 А:

а – верхняя часть, $\times 1000$; б – средняя часть, $\times 1000$

Повышение степени перегрева сварочной ванны и уменьшение коэффициента перехода ванадия, приводят также к полному исчезновению карбидов ванадия VC, выявляемых металлографически. Хотя результаты рентгеноструктурного анализа (таблица 9) показывают наличие линий (111) и

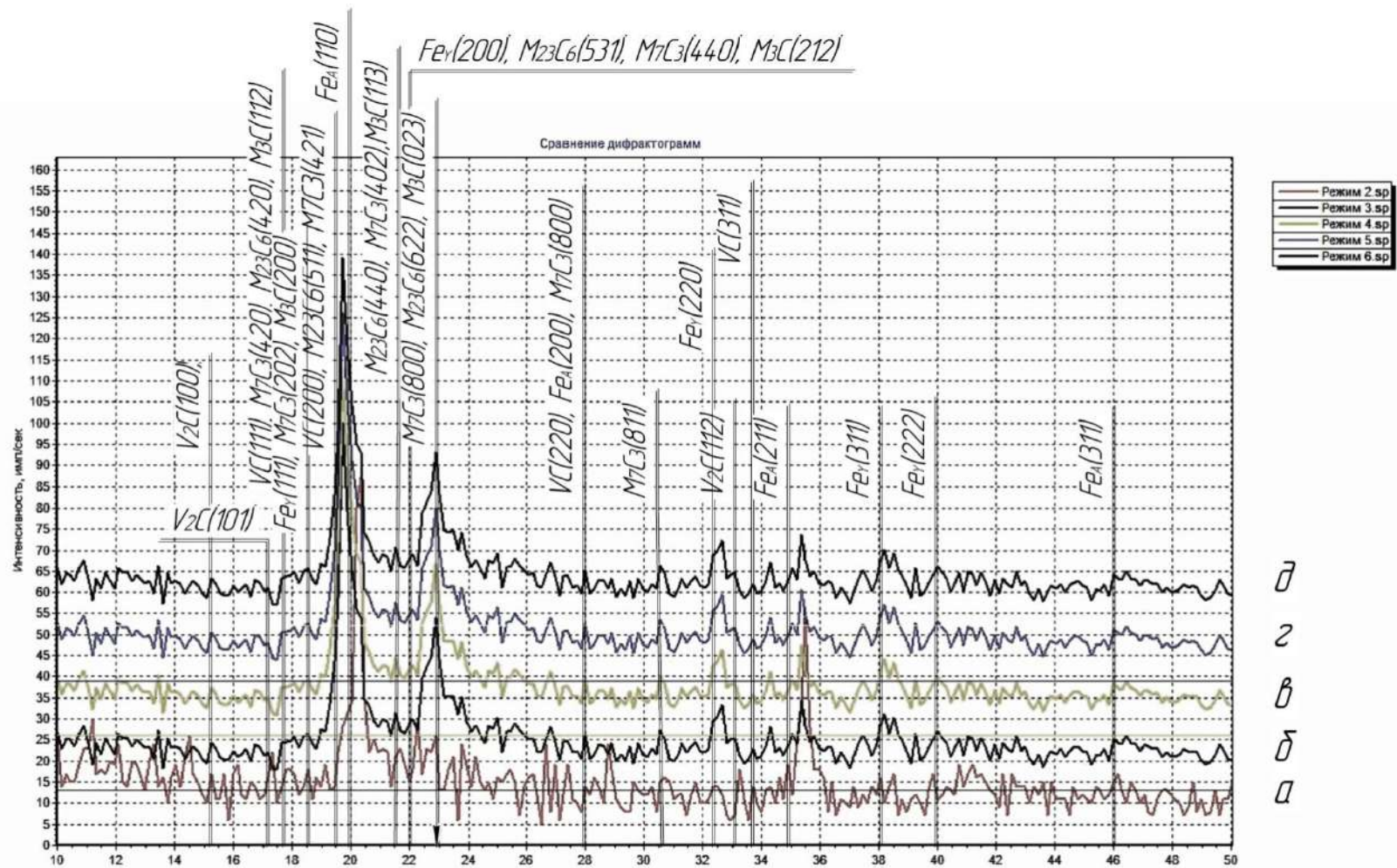


Рисунок 22 – Дифрактограммы покрытия 315X19Ф3, наплавленного на токах:

а – 120 А; б – 180 А; в – 120/60 А; г – 180/80 А; д – 180 А (обдув 0,2 МПа)

(222) с межплоскостными расстояниями 2,4163 Å и 1,1925 Å соответственно, принадлежащих карбиду ванадия VC. Средний размер частиц карбида ванадия, вычисленный по уравнению (2.2), составляет 0,010...0,116 мкм.

Анализ данных металлографического, рентгеноструктурного анализов и измерения микротвёрдости свидетельствует, что металлической основой покрытия является аустенит, с параметром решётки $a = 3,581$ Å, несколько меньшим чем параметр решетки аустенита полученного при наплавке на токе 120 А (3,6081 Å) и практически совпадающим с табличным значением (3,571 Å) [89]. Аустенит образует дендритные кристаллиты с развитыми осями первого и второго порядка и микротвёрдостью 3200 МПа. Максимальная длина осей первого порядка дендритных кристаллов не превышает 50 мкм, длина осей второго порядка не превышает 30 мкм, а дендритный параметр составляет 16...20 мкм.

Таблица 9 – Параметры кристаллических решёток фаз в покрытии наплавленном на общем токе 180 А

Фаза	Тип решётки	Параметры решётки, Å	
		a	c
α -фаза (мартенсит)	Тетрагональная	2,8424	2,9598
γ -фаза (аустенит)	ГЦК	3,581	-
M_7C_3	Гексагональная	13,848	4,48985
$M_{23}C_6$	ГЦК	10,536	-
M_3C	Ромбическая	4,0951	6,78282
VC	Кубическая	4,1852	-

Анализ данных рентгеноструктурного анализа свидетельствует, что карбидная фаза покрытия наплавленного на токе 180 А представлена карбидами Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$ и Me_3C . Причём в отличие от покрытия полученного наплавкой на токе 120 А, при наплавке на токе 180 А все карбиды дают не менее двух дифрактолиний, не накладывающихся на линии других фаз. Структура покрытия имеет доэвтектическое строение. В

междендритном пространстве находится эвтектика пластинчатого и розеточного строения. Среднее межпластинчатое расстояние в эвтектике 4,03 мкм. Микротвёрдость пластинчатой эвтектики выше чем розеточной эвтектики, и составляет 8000 МПа и 7300 МПа соответственно.

Рентгенографически обнаружено наличие цементита по линиям (200), (120), (211), (212), (130) и (134) не накладывающимся на линии других фаз со средним размером частиц 0,329...0,449 мкм, попавшим в покрытие из оплавленной части подложки.

В верхней зоне наплавленных покрытий, как при наплавке на токе 120 А, так и при наплавке на токе 180 А, структура значительно отличается от структуры металла из средней зоны. Во всех случаях в верхней части валика образуются крупные карбидные кристаллы, которые по морфологическим характеристикам могут быть определены как карбид хрома M_7C_3 (см. рисунки 17, а и 21, а).

Таким образом, управляя тепловложением, за счёт изменения силы тока при плазменной наплавке присадочным порошком 315Х19Ф3, возможно получить различные по типу формирующейся структуры покрытия – доэвтектические, эвтектические или заэвтектические.

3.3 Влияние дополнительных технологических воздействий на структуру и свойства покрытий

Как показано в главе 1, измельчение структурных составляющих сплавов благоприятно сказывается на эксплуатационных свойствах. Измельчить структуру наплавленного металла возможно направленно воздействуя на сварочную ванну при её образовании, кристаллизации и последующем охлаждении.

Одним из способов направленного воздействия на кристаллизацию сварочной ванны является введение модуляции тока при наплавке [76...78].

Также регулирование термического цикла плазменной наплавки возможно принудительным ускоренным охлаждением наплавленного валика металла потоком холодного сухого воздуха. Изменяя скорость подачи воздуха и расстояние от воздушной форсунки до сварочной ванны, можно обеспечить широкий интервал скоростей охлаждения наплавленного металла.

Для выяснения влияния параметров модуляции тока и режимов ускоренного охлаждения на формирование структуры и свойств покрытия производили наплавку по режимам 4...6 (см. таблица 6). Панорамное изображение структуры сформированных покрытий показано на рисунке 23. Металлографические и физические характеристики структуры приведены в таблице 10.

При наплавке покрытия на режиме № 4, обеспечивается минимальное тепловложение в сварочную ванну, а значит и минимальный перегрев выше температуры ликвидус. Охлаждение наплавленного металла осуществляли на спокойном воздухе. Образуется покрытие, обладающее доэвтектической структурой. В средней части покрытия (рисунок 24) формируется направленно-ориентированная дендритная структура с развитыми осями первого и второго порядка.

Особенностью микроструктуры средней части покрытия является наличие ярко выраженных участков, сформированных при токах импульса и токах паузы. В моменты тока паузы сварочная ванна уменьшается в размерах и ускоренно охлаждается, при этом происходит направленное формирование дендритных кристаллов главной осью перпендикулярно к границам сварочной ванны и вдоль направления теплоотвода при кристаллизации (см. рисунок 24, а). Микротвёрдость γ -фазы составляет 4600 МПа. Введение модуляции тока 120/60 А с частотой 1 Гц приводит к уменьшению толщины осей дендритов, и удлинению осей первого порядка до 140...160 мкм, по сравнению с наплавкой на токе 180 А. Дендритный параметр уменьшается до 6...8 мкм.

В междендритном пространстве формируется эвтектическая структура пластинчатого строения со средним расстоянием между пластинами 3,1 мкм

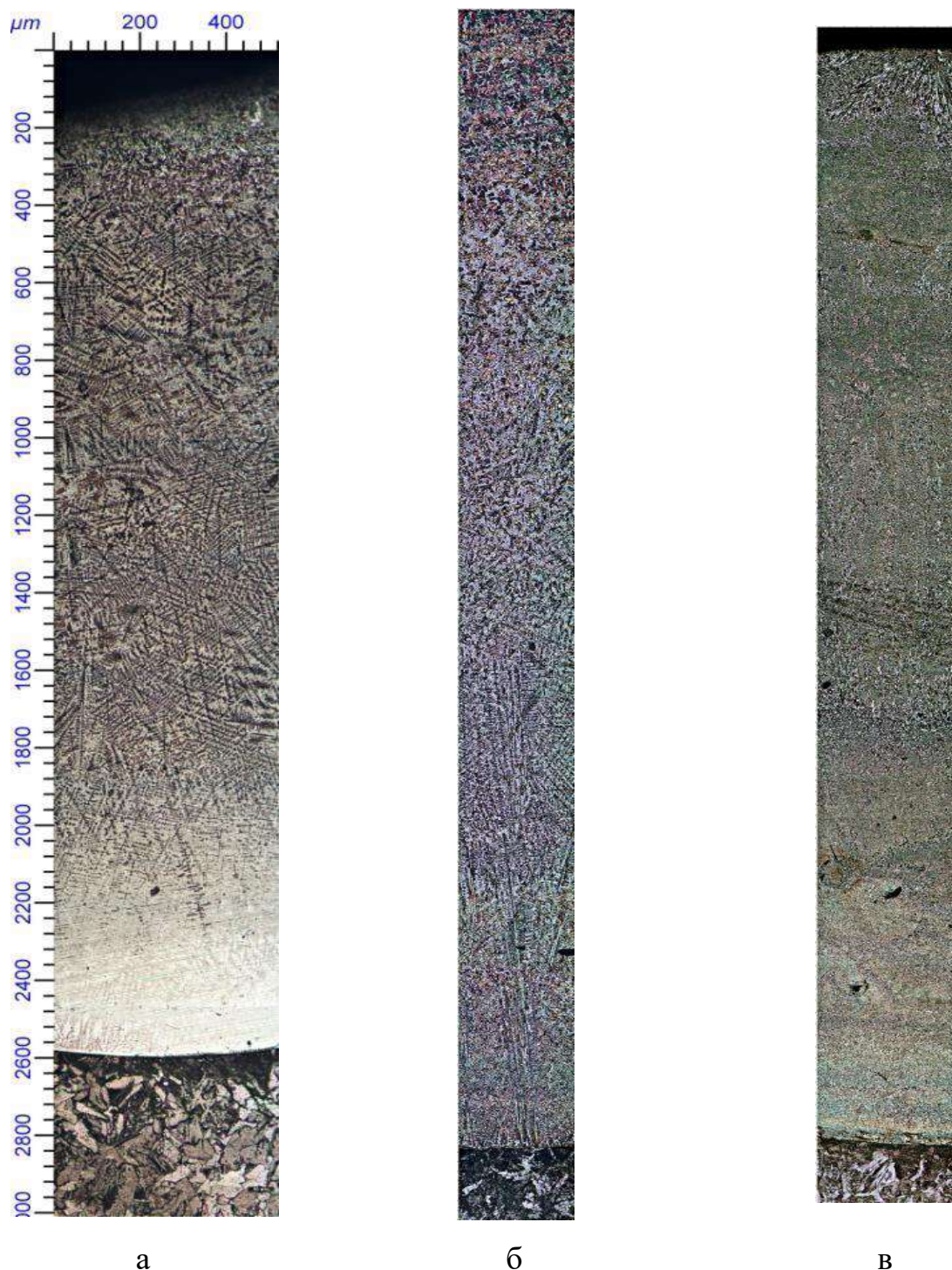


Рисунок 23 – Панорамное изображение структуры покрытия типа 315X19Ф3:

а – наплавка с модуляцией тока 120/60 А, 1 Гц; б – наплавка с модуляцией тока 180/80 А, 2 Гц; в – наплавка на токе 180 А с дополнительным охлаждением обдувом воздухом

и микротвёрдостью 6000 МПа, а также очень тонкая эвтектика розеточного строения микротвёрдостью 4500 МПа.

Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что карбидная фаза представлена карбидами VC , V_2C , Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$ (таблица 11).

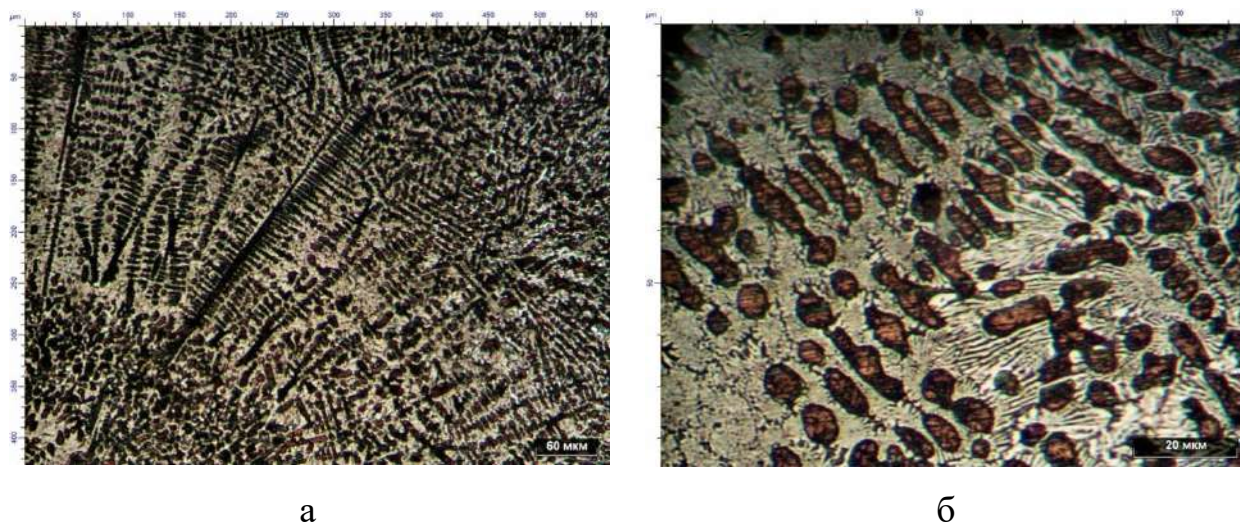


Рисунок 24 – Микроструктура покрытия типа 315X19Ф3, наплавленного с модуляцией тока 120/60 А, 1Гц:

а – зона ускоренного охлаждения, $\times 200$; б – средняя часть, $\times 1000$

Таблица 10 – Качественные характеристики покрытий

Режим наплавки	Структура	Толщина слоя	Пористость	Трещины	Твёрдость
А		мм	%	шт, на 100 мм	HRC
120/60, частота 1Гц	доэвтектическая	2,6	2,1	0	59
180/80, частота 2 Гц	доэвтектическая	4,7	2,0	0	59,5
180, охл. воздухом	эвтектическая	4,92	4,8	1	62,1

Металлографически карбиды ванадия VC и V_2C не выявляются, т.к. средний размер их частиц, рассчитанный по уравнению (2.2), составляет 0,011...0,045 мкм. Образование карбидов ванадия столь малых размеров

означает, что модуляция тока способствует значительному растворению карбидов ванадия в расплаве и насыщению им расплава.

Микротвёрдость дендритов аустенита в покрытии, наплавленном на режиме 4, выше чем при наплавке на токе 180 А (режим № 3), также как и микротвёрдость эвтектики, что можно объяснить значительным растворением карбидов ванадия в расплаве, вследствие чего повышается содержание ванадия в металлической основе. К тому же некоторое сближение карбидных частиц в эвтектике и повышение их дисперсности также способствует повышению микротвёрдости эвтектики и износостойкости такой структуры в целом [99].

Таблица 11 – Параметры кристаллических решёток фаз в покрытии типа 315X19Ф3 наплавленном с модуляцией тока 120/60 А с частотой 1 Гц.

Фаза	Тип решётки	Параметры решётки, Å	
		<i>a</i>	<i>c</i>
α -фаза (мартенсит)	Тетрагональная	2,8801	3,0605
γ -фаза (аустенит)	ГЦК	3,5845	-
M_7C_3	Гексагональная	14,0036	4,4613
$M_{23}C_6$	ГЦК	10,663	-
VC	Кубическая	4,1852	-
V_2C	Гексагональная	2,9465	4,6015

При наплавке на режиме № 5, с модуляцией тока 180/80 А с частотой 2 Гц, формируется структура покрытия доэвтектического типа (рисунок 25). При этом дендриты аустенита образуют каркас, особенно в верхней части покрытия с расстоянием между осями второго порядка 8...12 мкм и микротвёрдостью 3800 МПа.

В междендритном пространстве расположена эвтектика пластинчатого строения $\gamma + K_2$ со средним межпластинчатым расстоянием 4,7 мкм и микротвёрдостью 4250 МПа, а также грубые карбидные пластинки неправильной формы, располагающиеся в основном на границах эвтектических и дендритных областей (рисунок 25, б).

Анализ данных рентгеноструктурного анализа (таблица 12) показал наличие линий, относящихся к карбиду ванадия VC , со средним размером частиц $0,008...0,036$ мкм. Помимо карбидов ванадия рентгенографически обнаруживается только карбид Me_7C_3 . Крупные частицы неправильной формы, расположенные на границах эвтектических и аустенитных областей, представляют собой, предположительно, стержни карбида Me_7C_3 , расположенные перпендикулярно к основной части карбидов в эвтектике.

Введение модуляции тока приводит к полному исчезновению металлографически различимых карбидов ванадия и диспергированию структуры по сравнению с наплавкой без модуляции тока (режим № 3).

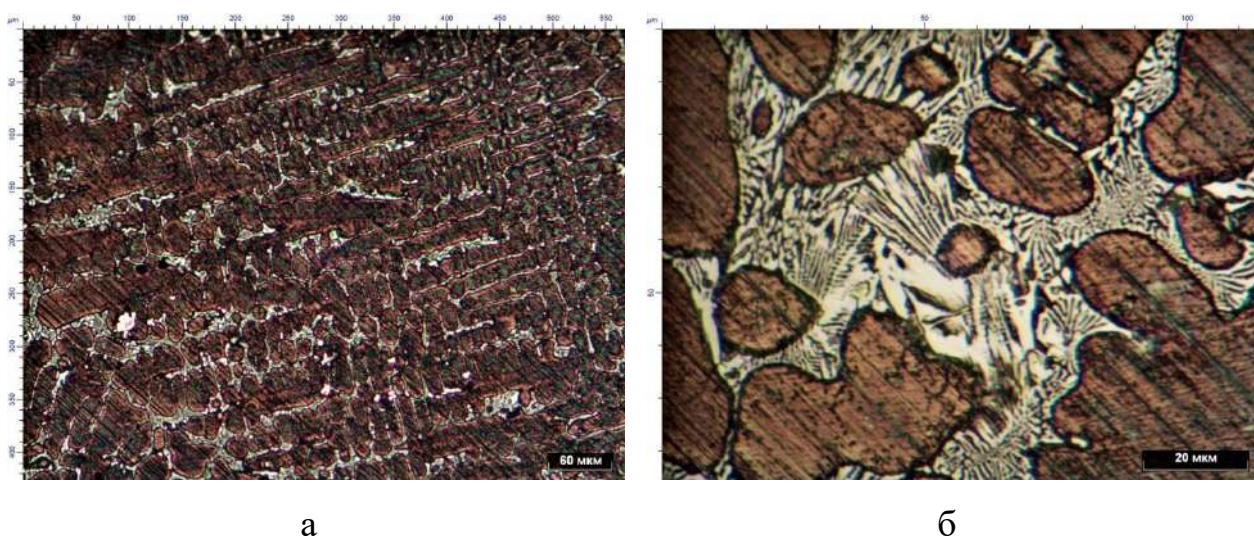


Рисунок 25 – Микроструктура покрытия типа 315X19Ф3 наплавленного с модуляцией тока 180/80 А, 2Гц:

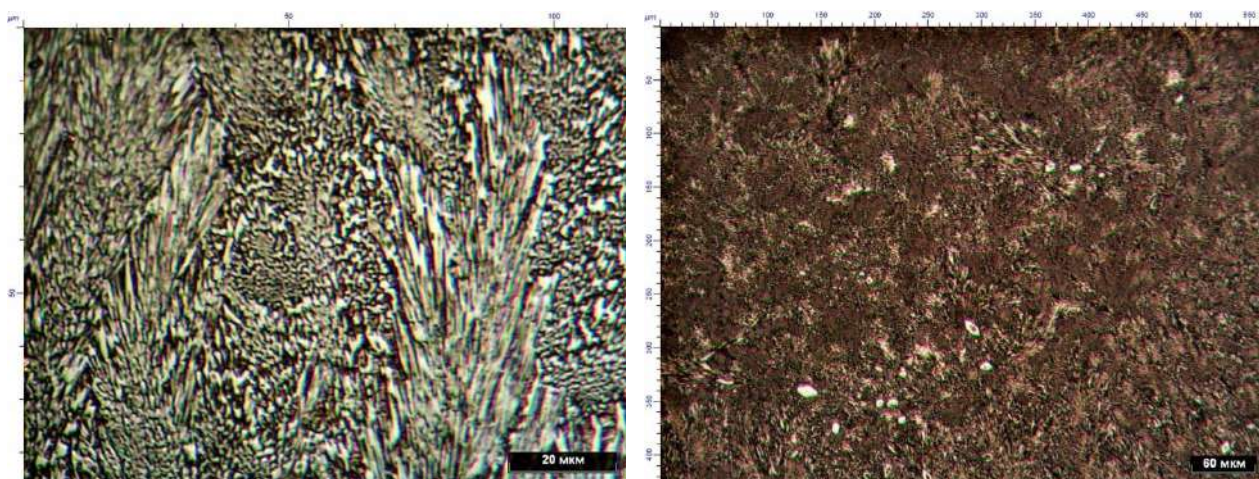
а – общее строение, $\times 200$; б – эвтектика, $\times 1000$

При наплавке покрытия 315X19Ф3 на режиме № 6 (общий ток 180 А, обдув воздухом 0,2 МПа), формируется структура покрытия эвтектического типа (рисунок 26). Металлографически выявляется незначительное количество первичных карбидов Me_7C_3 в количестве 3,2 % (рисунок 26, б) со средним размером в поперечнике 16,4 мкм. Столь малое количество металлографически выявляемых карбидов хрома типа Me_7C_3 не приводит к

изменению в целом эвтектической структуры. Аустенит полностью находится в эвтектических колониях пластинчатого и розеточного строения. Микротвёрдость эвтектики и пластинчатого и розеточного строения одинакова и составляет 9800 МПа.

Таблица 12 – Параметры кристаллических решёток фаз в покрытии типа 315Х19Ф3, наплавленном с модуляцией тока 180/80 А с частотой 2 Гц

Фаза	Тип решётки	Параметры решётки, Å	
		<i>a</i>	<i>c</i>
α -фаза (мартенсит)	Тетрагональная	2,8353	2,9502
γ -фаза (аустенит)	ГЦК	3,6088	-
M_3C	Ромбическая	4,55142	6,7825
M_7C_3	Гексагональная	14,1388	4,1409
VC	Кубическая	4,1623	-



а

б

Рисунок 26 – Микроструктура покрытия типа 315Х19Ф3, наплавленного на токе 180 А с обдувом воздухом 0,2 МПа:

а – морфология эвтектики, $\times 1000$; б – общий вид, $\times 200$

Плазменно-порошковая наплавка с охлаждением покрытия потоком воздуха приводит к существенному сближению карбидных частиц в эвтектике до 1,2 мкм, и ориентацией колоний перпендикулярно к металлу

подложки, что и предопределяет высокую микротвёрдость такой эвтектики и износостойкость покрытия в целом.

Анализ данных рентгеноструктурного анализа (таблица 13) средней части покрытия свидетельствует о наличии линий (111) и (400) с межплоскостными расстояниями соответственно 2,4378 Å и 1,0369 Å, что позволяет предположить о наличии карбида ванадия VC. Однако размеры карбидных частиц, вычисленные по уравнению (2.2), составляют 0,09...0,18 мкм, что не позволяет наблюдать их в оптическом микроскопе.

Таблица 13 – Параметры кристаллических решёток фаз в покрытии типа 315X19Ф3, наплавленном на общем токе 180 А с обдувом воздухом 0,2 МПа

Фаза	Тип решётки	Параметры решётки, Å	
		<i>a</i>	<i>c</i>
α -фаза (мартенсит)	Тетрагональная	2,8607	3,0714
γ -фаза (аустенит)	ГЦК	3,5285	-
M_7C_3	Гексагональная	13,7752	5,0675
$M_{23}C_6$	ГЦК	10,736	-
VC	Кубическая	4,224	-

Вышеизложенное позволяет заключить, что введение дополнительных технологических воздействий на сварочную ванну при плазменно-порошковой наплавке позволяет значительно изменять ход кристаллизации покрытия, что приводит к изменению типа формирующейся структуры. При этом повышается скорость кристаллизации сварочной ванны и, как следствие, увеличивается концентрационное переохлаждение металла, достигающее максимальных значений в центральной части шва. Это должно приводить к некоторому повышению ударной вязкости наплавленного металла и снижению склонности к образованию трещин. Так при введении модуляции тока образуется структура доэвтектического типа, а при охлаждении потоком воздуха давлением 0,2 МПа структура приобретает эвтектический характер. При этом и модуляция тока и ускоренное

охлаждение воздухом приводят к повышению дисперсности формирующейся структуры и сближению расстояния между карбидами в эвтектике.

3.4 Влияние режимов плазменно-порошковой наплавки на термический цикл покрытий, твёрдость и износостойкость

При плазменной наплавке происходит угар легирующих элементов, зависящий как от режима наплавки, так и от характеристик используемого оборудования и применяемой технологии наплавки, в связи с чем, химический состав наплавленного покрытия может значительно отличаться от химического состава присадочного порошка. В работе [7] приведены данные о коэффициенте перехода легирующих элементов из присадочной порошковой смеси в наплавленный металл. Эти данные свидетельствуют о значительном угаре всех легирующих элементов, и особенно, наиболее важных, таких как углерод и хром. Низкие коэффициенты перехода в работе [7] связаны, очевидно, с техническими характеристиками используемого плазмотрона, а в частности: невозможностью отдельного регулирования тепловложения в сварочную ванну и нагрева присадочного порошка, применение высокоамперной конструкции, ввод порошка непосредственно в дугу и некоторыми другими.

В нашей работе для отдельного регулирования тепловложения в сварочную ванну и присадочный порошок использовался двудуговой плазмотрон, стабильно работающий при общем токе 10...200 А [82]. При наплавке таким плазмотроном происходит меньший перегрев сварочной ванны, а частицы присадочного порошка не подвержены длительному нагреву непосредственно в дуге, а прогреваются плазменной струёй, работающей от дуги косвенного действия, имеющей максимальную силу тока равную 30 % от общего тока.

В результате коэффициенты перехода всех легирующих элементов из присадочного порошка в наплавленный металл значительно повышаются по сравнению с литературными данными [1, 2, 7, 9].

Кроме конструкции плазмотрона и технологии наплавки на химический состав наплавленного металла оказывает значительное влияние состав металла подложки, на которую производили наплавку. Так при использовании подложек из легированных марок сталей содержание некоторых легирующих элементов в покрытии может превышать их содержание в присадочном порошке [40]. Учитывая выше сказанное, для обеспечения необходимого химического состава покрытия необходимо знать коэффициенты перехода легирующих элементов из порошка в покрытие и химический состав материала подложки.

Плазменную наплавку можно выполнять одиночными кольцевыми валиками, для наплавки кромок цилиндрических деталей, а также, накладывать валики по винтовой линии, для снижения коробления изделий [83, 84].

При наплавке одиночными валиками наибольшее влияние на формирование шва оказывают: ток наплавки, скорость перемещения плазмотрона, расход присадочного порошка. Увеличение силы тока и уменьшение скорости наплавки приводит к значительному нагреву металла подложки и значительному её проплавлению. Чрезмерное повышение скорости наплавки или понижение силы тока ниже определённого предела, приводит к нарушению формирования правильных валиков наплавляемого металла.

Изменяя режимы плазменно-порошковой наплавки, можно получать широкую гамму структурно-фазовых состояний, физико-механических и эксплуатационных свойств покрытия, не изменяя химический состав присадочного порошка. При этом формирующиеся структуры средней зоны и зоны сплавления обладают принципиально различными свойствами, в связи с

чем, необходимо было выявить такую структуру и режим наплавки её формирующий, которая обладала бы максимальной износостойкостью.

Данные, приведённые ранее, свидетельствуют, что изменение режима наплавки приводит к существенным изменениям в структуре наплавленного металла, что непосредственным образом влияет на его твёрдость, износостойкость и прочие эксплуатационные свойства.

Наиболее важным технологическим параметром процесса плазменно-порошковой наплавки является тепловложение в сварочную ванну, определяющее среднюю её температуру и длительность пребывания выше температуры ликвидус. Вторым, не менее важным параметром процесса наплавки, является скорость наплавки, которая регулирует как геометрические характеристики наплавленного металла (толщину, высоту, коэффициент формы), так и скорость кристаллизации наплавленного металла [92].

Наплавку проводили со скоростью 1 мм/с, обеспечивающим необходимые геометрические размеры шва. Введение модуляции тока позволяет увеличить скорость кристаллизации за счёт принудительного уменьшения размеров сварочной ванны. Повышение силы тока наплавки и связанный с этим перегрев сварочной ванны выше температуры ликвидус влияет на однородность расплава и параметры последующей кристаллизации. С увеличением силы тока от 80 А до 180 А, средняя температура ванны увеличивается с 1450 °С до 1850 °С (таблица 14). В работе [100] отмечается, что с повышением температуры перегрева с 1400 °С до 1600 °С, увеличивается временное сопротивление и стрела прогиба высокохромистого чугуна, однако происходит растворение твёрдых и износостойких карбидов ванадия, а также, больший угар легирующих элементов.

Условия кристаллизации наплавленного металла играют исключительно важную роль. Меняя условия кристаллизации, можно изменять первичную

структуру покрытия в широких пределах. Особенно сильное воздействие на параметры структуры оказывают скорость кристаллизации и скорость последующего охлаждения покрытия. С их увеличением выше определённого значения происходит смена типа формирующейся структуры с доэвтектической на эвтектическую [24, 25].

Обратное влияние на тип формирующейся первичной структуры оказывает тепловложение и связанный с ним перегрев сварочной ванны. Повышение тепловложения приводит к большему угару легирующих элементов и снижению углеродного эквивалента, а значит к образованию доэвтектической структуры.

Оценить степень влияния этих факторов очень сложно, однако с точки зрения смены типа первичной структуры, наиболее чувствительными к ним, являются чугуны, близкие к эвтектическому составу, каким и является порошковый наплавочный материал типа 315Х19Ф3.

Таблица 14 – Температурно-энергетические параметры в зависимости от режима наплавки

№ п/п	Режим наплавки	Тепловло жение, кВт	Средняя температура ванны, °С	Перегре в, °С	Средняя скорость охлаждения, °С/с
1	80	2,88	1450	150	99,32
2	120	4,32	1600	300	66,22
3	180	6,48	1850	550	44,14
4	120/60 1 Гц	3,24	1500	200	88,29
5	180/80 2 Гц	4,68	1700	400	61,29
6	180 обдув 0,2 МПа	6,48	1750	450	198,58

Помимо скорости кристаллизации на формирование структуры и свойств непосредственное влияние оказывает скорость охлаждения металла, а также, воздействие на него тепловых полей от соседних валиков.

Повышение скорости охлаждения препятствует выделению вторичных структур. Излишне высокая скорость охлаждения может привести к образованию трещин в наплавленном металле или зоне сплавления. Тепловое воздействие от соседних валиков приводит к выделению вторичных структур и протеканию процессов отпуска. Повторное тепловое воздействие на наплавленные валики от наложения соседних отражает термический цикл наплавки, показанный на рисунке 27 (более подробно в разделе 3.7).

Определение скорости охлаждения металла, наплавленного на режимах 2...5, производили по формуле (2.9), используя положения теории сварочных процессов (рисунок 28), а скорость охлаждения металла, наплавленного на режиме 6 с обдувом воздухом, производили по формуле Ньютона, считая поток воздуха однофазной охлаждающей средой, не изменяющей своего агрегатного состояния.

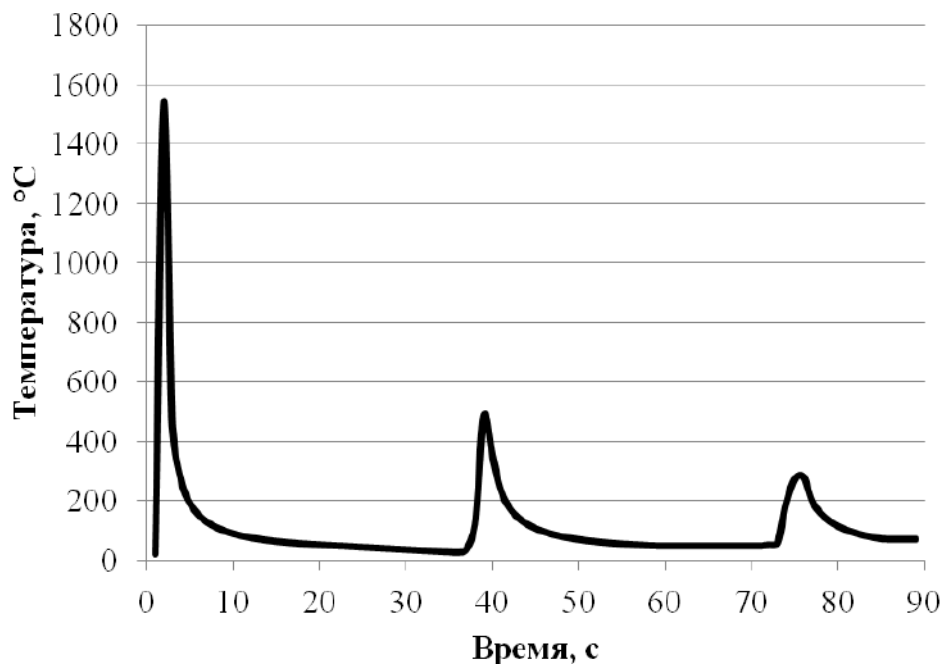


Рисунок 27 – Термический цикл точек на оси валика при наплавке штока на режиме № 6

Наиболее интенсивно наплавленные валики охлаждаются при обдуве их потоком воздуха (режим наплавки № 6).

Этому же режиму наплавки соответствует и значительный перегрев сварочной ванны выше температуры ликвидус сплава, что обеспечивает наиболее полное растворение хрома и ванадия в расплаве и образование дисперсной эвтектической структуры.

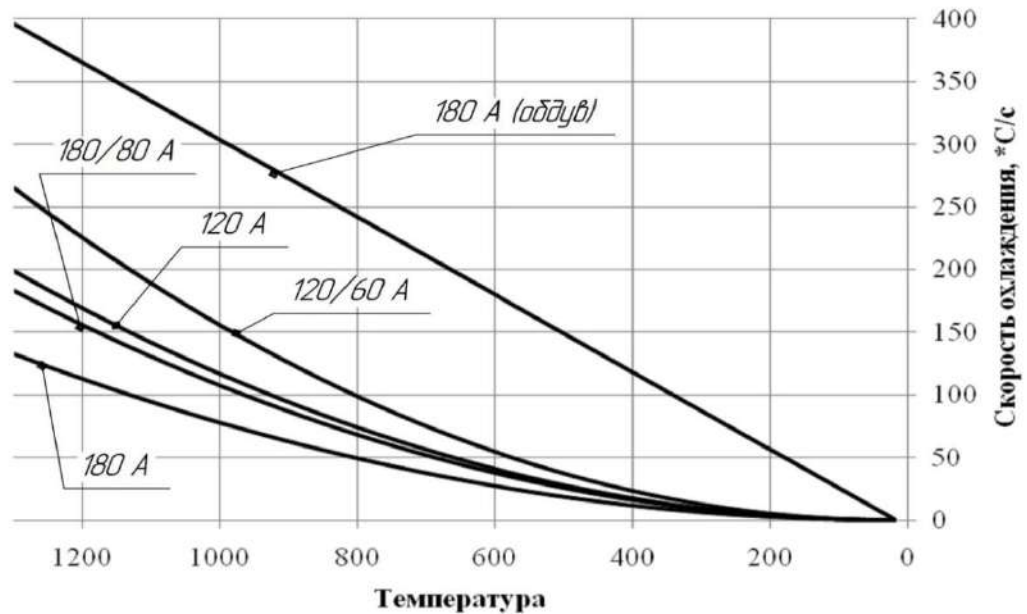


Рисунок 28 – Расчётные скорости охлаждения наплавленного металла в зависимости от режима наплавки

Как показано в данной работе, а также в более ранних наших работах [12, 19, 45], максимальная износостойкость хромованадиевых чугунов определяется оптимальным соотношением хрома и углерода и соответствует содержанию 18 % масс хрома и 2,8...3,0 % масс углерода. А дополнительное легирование такого чугуна 3 % ванадия позволяет в два раза повысить микротвёрдость эвтектики [32] и трещиностойкость сплава. Там же отмечается, что наименьший уровень остаточных напряжений наблюдается в чугунах, близких по составу к эвтектическому. С удалением от эвтектической концентрации повышается уровень остаточных напряжений в чугуне. Поэтому в качестве критерия стойкости сплава к образованию холодных трещин может являться степень его эвтектичности.

Исследуемые покрытия системы легирования Fe-C-Cr-V при содержании легирующих элементов, (см. таблицу 15), являются белыми хромованадиевыми чугунами, близкими по составу к эвтектическому. Степень эвтектичности, рассчитанная по [25]:

$$S_{\text{э}} = \frac{\%C}{4,3 - 0,3\%Si + 0,03\%Mn - 0,07\%Ni - 0,05\%Cr} \quad (3.1)$$

для химического состава присадочного порошка составляет $S_{\text{ЭПрисад}}$ составляет 0,989, а для химического состава покрытий составляет $S_{\text{ЭПокр}} = 1,3437 \dots 1,4369$ в зависимости от режима наплавки.

Во всех случаях отклонения от эвтектичности составов покрытий не велико, что позволяет заключить, что данный химический состав обеспечивает высокую трещино- и износостойкость покрытий.

Для определения режима наплавки, обеспечивающего наивысшую абразивную износостойкость наплавленного металла, исследовали влияние силы тока и дополнительных технологических воздействий на формирование структуры и свойств покрытия и зоны сплавления с металлом подложки. В качестве дополнительного технологического воздействия применяли модуляцию тока, а также ускоренное охлаждение наплавленного металла обдувом холодным сухим воздухом.

На рисунке 29 показано изменение износостойкости покрытий типа 315X19Ф3, наплавленных на различных режимах. У покрытий, имеющих доэвтектическую структуру, с повышением твёрдости абразивная износостойкость снижается, а для покрытий с эвтектической структурой повышение твёрдости приводит к повышению абразивной износостойкости. Повышение тепловложения при наплавке приводит к переходу от кристаллизации заэвтектических структур к кристаллизации доэвтектических структур. Это сопровождается снижением твёрдости и абразивной износостойкости. Наивысшей износостойкостью обладает металл,

наплавленный на режиме 6, имеющий структуру тонкой эвтектики, и обладающий наивысшей твёрдостью.

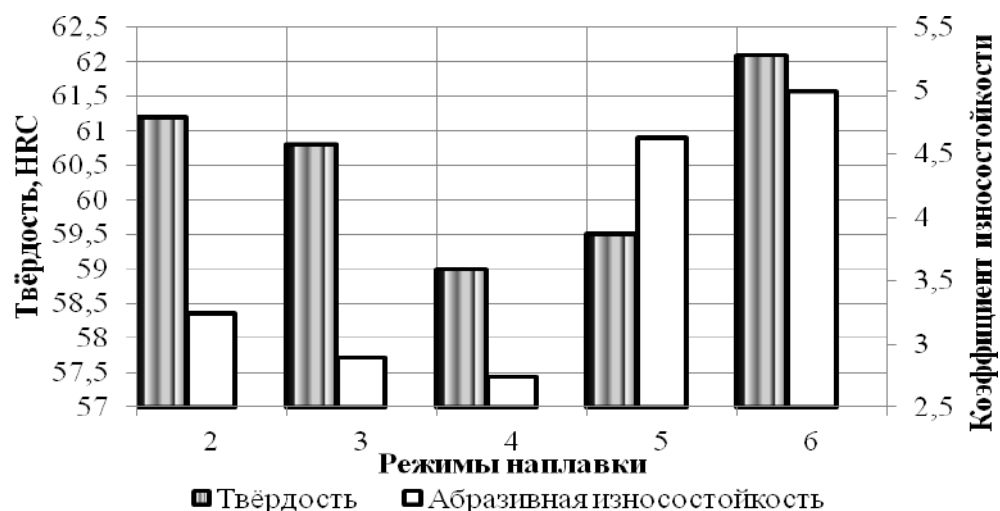


Рисунок 29 – Зависимость твёрдости и абразивной износостойкости от режима наплавки

При испытании наплавленных покрытий на ударно-абразивное изнашивание наилучшей износостойкостью обладает покрытие, наплавленное на режиме 4 (рисунок 30).

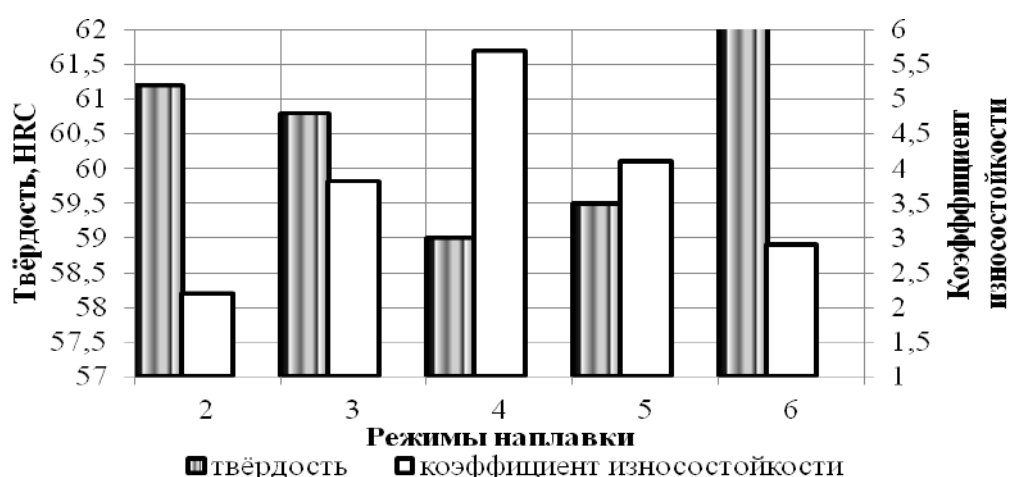


Рисунок 30 – Зависимость твёрдости и ударно-абразивной износостойкости от режима наплавки

Таблица 15 – Химический состав наплавочных материалов, покрытий, коэффициенты перехода и степень эвтектичности в зависимости от режима наплавки

№ п/п	Режим наплавки		Содержание элементов, %						S _r
			Fe	C	Cr	V	Si	Mn	
	Основа (Сталь 45)	%	осн.	0,49	0,6	-	0,2	0,42	-
	Присадочный порошок	%	осн.	3,15	19,3	3,15	0,6	1,0	0,989
	Коэффициент перехода [14]	K _{пер}	-	0,6-0,68	0,74-0,82	-	0,5-0,6	0,66-0,7	-
1	80А	%	осн.	3,31	19,02	3,29	1,35	1,62	1,4369
		K _{пер}	0,981	1,051	0,985	1,04	2,25	1,62	
2	120А	%	осн.	3,23	18,61	3,25	1,36	1,68	1,4277
		K _{пер}	0,987	1,025	0,964	1,032	2,27	1,68	
3	180А	%	осн.	3,12	17,68	3,09	1,39	1,76	1,409
		K _{пер}	1,002	0,99	0,916	0,981	2,32	1,76	
4	120/60А, 1Гц	%	осн.	2,91	16,81	2,92	1,32	1,59	1,3821
		K _{пер}	1,023	0,924	0,871	0,927	2,2	1,59	
5	180/80А, 2Гц	%	осн.	2,82	14,97	2,87	1,33	1,58	1,3437
		K _{пер}	1,049	0,895	0,776	0,911	2,217	1,58	
6	180А, (обдув воздухом)	%	осн.	3,03	17,60	3,05	1,35	1,64	1,3606
		K _{пер}	1,007	0,962	0,912	0,968	2,25	1,64	

Видно, что наивысшей ударно-абразивной износостойкостью обладает покрытие, имеющее наименьшую твёрдость, со структурой в виде узких дендритных аустенитных полей, имеющих относительно высокую микротвёрдость, и способных прочно закреплять частицы упрочняющих фаз и одновременно с этим претерпевать деформации без образования трещин.

3.5 Влияние режимов наплавки на формирование структуры и свойств зоны сплавления

На работоспособность наплавленного металла и прочность связи его с основным металлом, влияет степень проплавления, характер образующихся промежуточных сплавов и диффузионных процессов, протекающих в приграничных участках сварочной ванны. В связи с неодинаковой интенсивностью конвективных потоков, вызываемых градиентом температуры жидкости в различных зонах ванны, вблизи границы сплавления возможно образование слоёв, в которых перемешивание, т.е. усреднение состава жидкости практически не происходит.

Режим наплавки в значительной степени определяет структуру зоны сплавления [101]. При повышении расхода присадочного порошка, при заданном значении силы тока, увеличивается толщина наплавленного металла, а подмешивание основного металла уменьшается. Все исследованные образцы наплавливали при подаче присадочного порошка не менее 5 кг/ч, что обеспечивало долю участия основного металла в наплавленном не более 5 %, даже при наплавке на токе 180 А.

Зона сплавления отличается неоднородностью строения и свойств. При всех режимах наплавки она состоит из кристаллизационной прослойки (КП), примыкающей к видимой границе раздела подложка/наплавленный металл со стороны наплавленного металла и диффузионной прослойки (ДП),

примыкающей со стороны подложки. Под диффузионной прослойкой расположена зона термического воздействия (ЗТВ).

При наплавке на токе 120 А (режим 2) образуются правильные валики покрытия шириной 6 мм и высотой 4 мм. Граница раздела наплавленного металла с подложкой представляет собой ровную линию (рисунок 31, б), к которой со стороны наплавленного металла примыкает кристаллизационная прослойка толщиной 10...15 мкм, сформированная, по видимому, легированным аустенитом, микротвёрдостью 3700 МПа. Видимая граница раздела подложка/наплавленный металл достаточно ровная, что позволяет сделать вывод о незначительном проплавлении подложки и участия металла основы в наплавленном. В верхней части зоны сплавления наблюдается незначительное количество глобулярных карбидов (рисунок 31, а), всплывших из подложки при её проплавлении. Наибольшая высота, на которой встречались частички цементита – 550 мкм от границы раздела. Логично предположить, что и сама зона сплавления, а точнее зона переменных концентраций, формирующаяся при плазменно-порошковой наплавке, не имеющая явно выраженной границы, будет ограничена высотой всплывания карбидных частичек из металла основы.

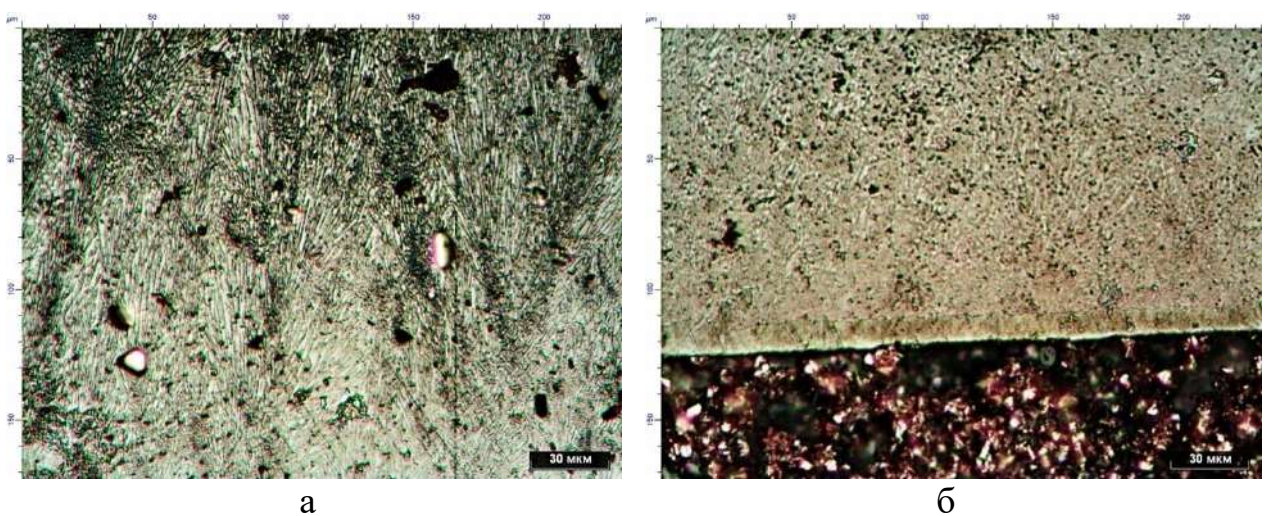


Рисунок 31 – Зона сплавления покрытия типа 315Х19Ф3, наплавленного на токе 120 А:

а – верхняя часть зоны сплавления, $\times 500$; б – кристаллизационная прослойка, $\times 500$

Вблизи зоны сплавления структура наплавленного металла характеризуется уменьшением размеров эвтектических колоний и межпластинчатого расстояния в эвтектике, по сравнению с металлом из средней части покрытия, что связано с более высокими скоростями кристаллизации металла наплавки на дне сварочной ванны.

Характер изменения твёрдости через границу раздела подложка/наплавленный металл показан на рисунке 36. Угол наклона линии тренда ($\tan \alpha$) твёрдости, позволяет судить о напряжениях в зоне сплавления, вызванных резким изменением свойств подложки и наплавленного металла.

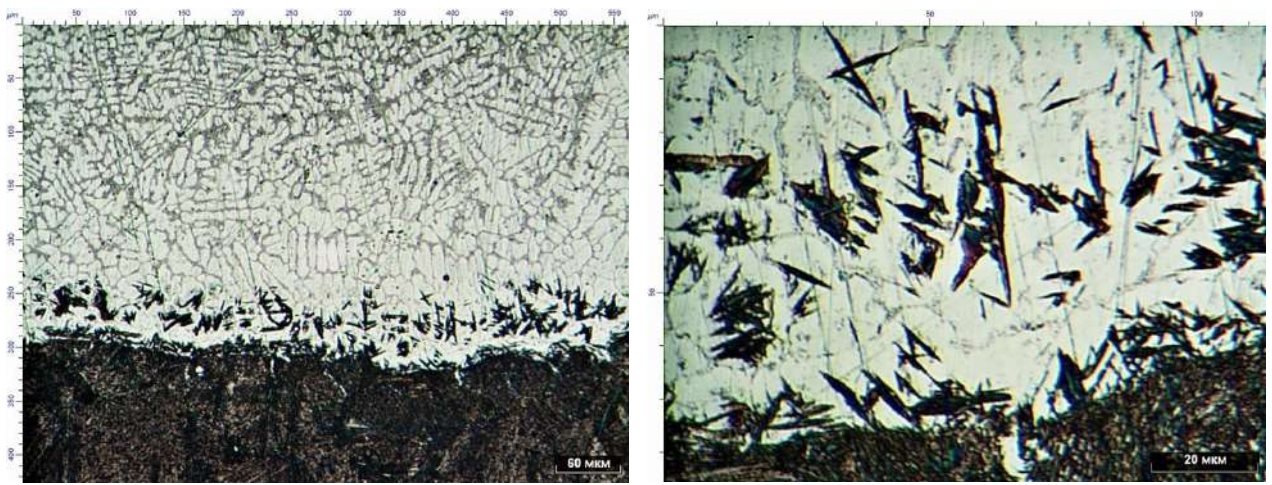
Наивысшую трещиностойкость обеспечивает зона сплавления, в которой свойства наплавленного металла и свойства подложки изменяются плавно и без резких скачков, а в микроструктуре отсутствуют мартенситные и ферритные составляющие, а также крупные кристаллиты карбида хрома типа Me_7C_3 . Дозированный нагрев металла подложки при плазменно-порошковой наплавке, исключая излишний её перегрев и небольшую глубину проплавления позволяет сформировать наилучшую с точки зрения обеспечения трещиностойкости структуру зоны сплавления [1].

Наплавка на режиме 3 (ток 180 А) приводит к образованию в зоне сплавления крупных мартенситных кристаллов располагающихся в аустенитной кристаллизационной прослойке и на расстоянии до 70 мкм от неё вглубь наплавленного металла (рисунок 32).

Такая аустенито-мартенситная зона имеет повышенную микротвёрдость, значительно отличающуюся от микротвёрдости аустенитной зоны и металла зоны переменных концентраций.

Мартенситные пластинки формируют сплошную прослойку вдоль всей границы раздела подложки с наплавленным металлом. Подобная структура образуется из-за слишком большого проплавления металла основы в результате чего повышается содержание железа и понижается содержание

хрома в приграничных с подложкой областях покрытия, в следствие чего точка M_n повышается и протекает аустенитно-мартенситное превращение.



а

б

Рисунок 32 – Зона сплавления покрытия типа 315X19Ф3, наплавленного на токе 180 А:

а – общий вид, $\times 200$; б – кристаллизационная прослойка, $\times 1000$

Наплавка на режиме № 4 с наложением модуляции тока приводит к изменениям структуры не только в средней части наплавленного металла, но и в зоне сплавления (рисунок 33). Непосредственно к видимой границе раздела со стороны наплавленного металла примыкает кристаллизационная прослойка толщиной 10...15 мкм, которая по характеру травления, морфологическим признакам и дюрOMETрическим характеристикам соответствует аустениту. Изменение твёрдости в зоне сплавления покрытия наплавленного с модуляцией тока 120/60 А, частотой 1 Гц показано на рисунке 36, б.

Наплавка на пятом режиме, с введением модуляции тока 180/80 А с частотой 2 Гц, приводит к формированию в средней части покрытия доэвтектической структуры наплавленного металла, а в зоне сплавления – широкой кристаллизационной прослойки аустенита, толщиной, в среднем,

300 мкм (рисунок 34). Изменение твёрдости в зоне сплавления показано на рисунке 36.

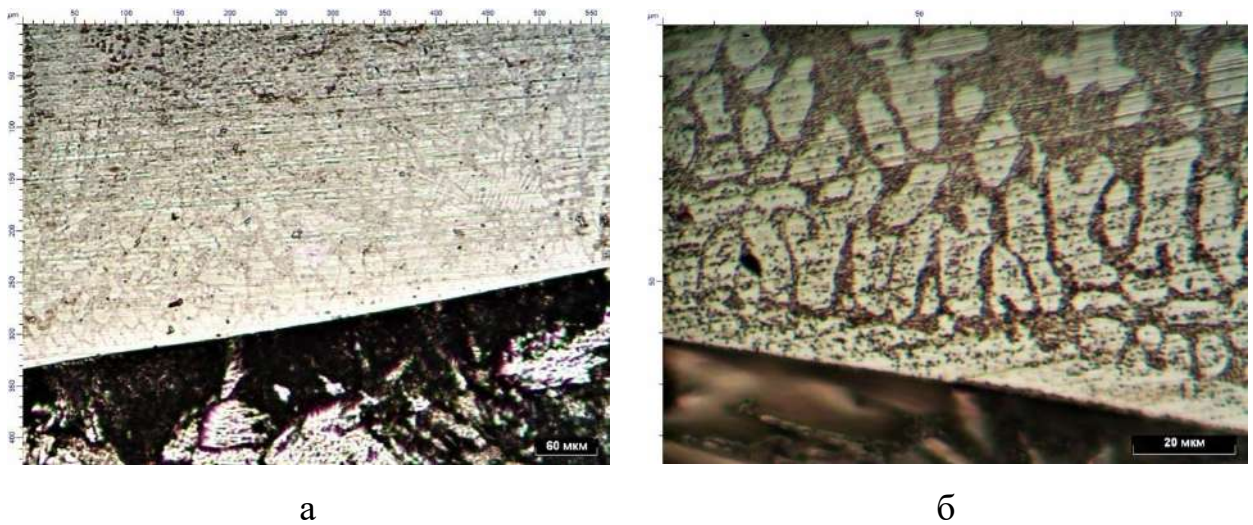


Рисунок 33 – Зона сплавления покрытия типа 315Х19Ф3 наплавленного с модуляцией тока 120/60 А, 1 Гц:

а – общий вид, $\times 200$; б – кристаллизационная прослойка, $\times 1000$

В зоне сплавления также присутствуют мартенситные кристаллы, однако они располагаются менее компактно, и занимают практически всю зону сплавления по толщине. Практически каждый мартенситный кристалл содержит в себе сферические частички карбидов, похожих на сфероидизированный цементит, попавший в наплавленный металл из подложки при импульсном её проплавлении пульсирующей дугой (рисунок 34, б).

Наплавка на режиме № 6 приводит к формированию ровной линии границы раздела наплавленного металла и подложки (рисунок 35). Со стороны покрытия к границе раздела примыкает кристаллизационная прослойка образованная аустенитом. Видно, что карбидные частички пересекают границу раздела и поднимаются в покрытие, принимая форму близкую к сферической.

Толщина кристаллизационной прослойки при наплавке на режиме 6 составляет 7...10 мкм, что вполне достаточно, для обеспечения демпфирующих свойств и снижения склонности к трещинообразованию.

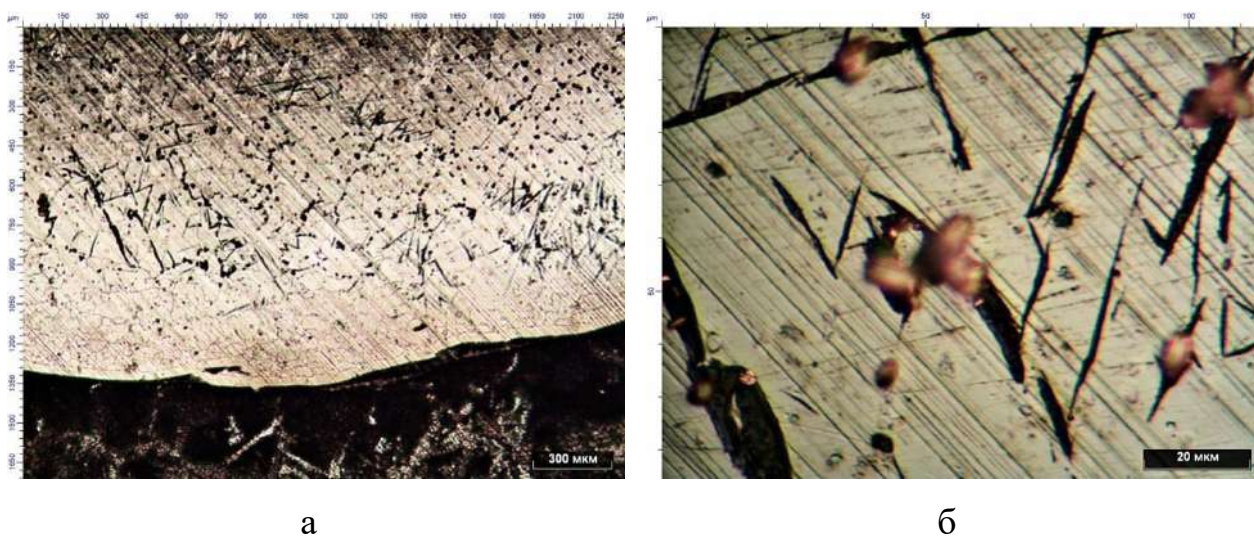


Рисунок 34 – Зона сплавления покрытия типа 315X19Ф3, наплавленного с модуляцией тока 180/80 А, 2 Гц:

а – общий вид, $\times 50$; б – морфология мартенситных кристаллов, $\times 1000$

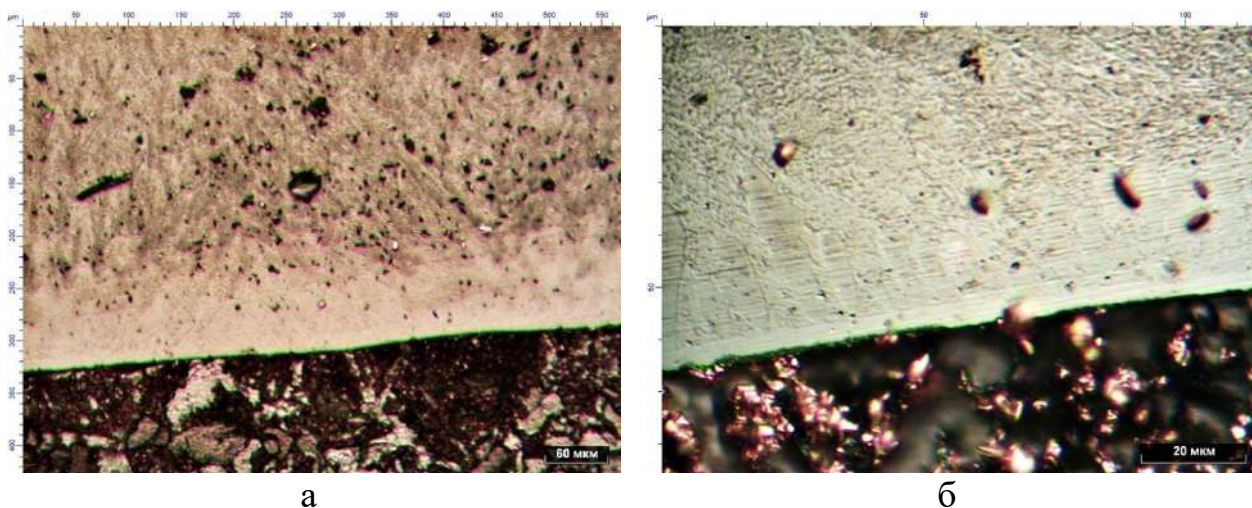


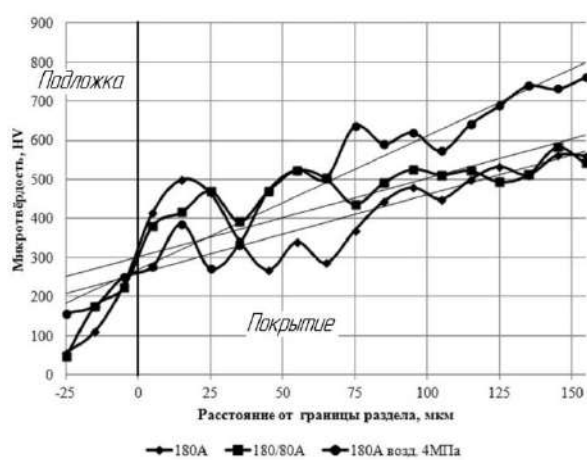
Рисунок 35 – Зона сплавления покрытия типа 315X19Ф3, наплавленного на токе 180 А с обдувом воздухом:

а – общий вид, $\times 200$; б – граница раздела, $\times 1000$

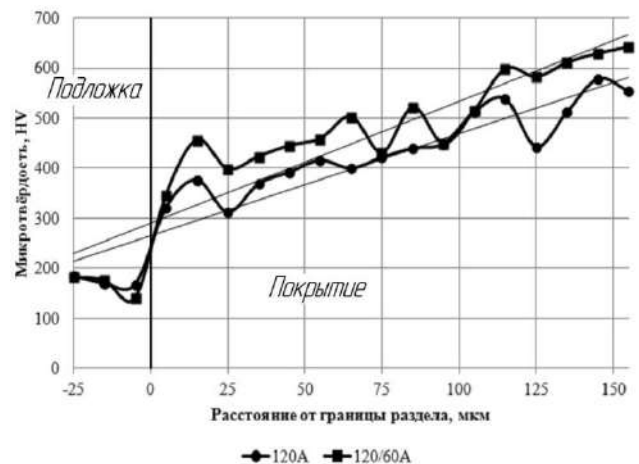
Согласно данным приведенным на рисунке 36, наиболее интенсивно микротвёрдость возрастает при наплавке на 6 режиме, этому же режиму соответствует и наивысшая износостойкость покрытия. Высокие значения твёрдости характерны для покрытий, имеющих эвтектическую структуру.

Резкий рост микротвёрдости в зоне сплавления при наплавке на режиме 6 связан с формированием узкой зоны сплавления наплавленного металла с подложкой. Оптически различимая кристаллизационная прослойка имеет толщину не более 20 мкм, что также подтверждается данными микрорентгеноспектрального анализа (рисунок 37 и таблица 16).

Результаты металлографического анализа зоны сплавления покрытий при плазменно-порошковой наплавке, в частности измерение толщины и твёрдости кристаллизационной прослойки, позволяют судить о склонности наплавленного металла к образованию трещин и способности противостоять их образованию при эксплуатации. Анализ полученных данных полностью подтверждают предположение о необходимости наплавки на таких режимах, при которых формируется плотная кристаллизационная прослойка аустенита с твёрдостью средней между твёрдостью металла подложки и покрытия.



а



б

Рисунок 36 – Распределение микротвёрдости по зоне сплавления покрытий, наплавленных при:

а – большом тепловложении; б – малом тепловложении

Данные, приведённые на рисунках 36 и 37, показывают, что введение дополнительных технологических воздействий при плазменно-порошковой

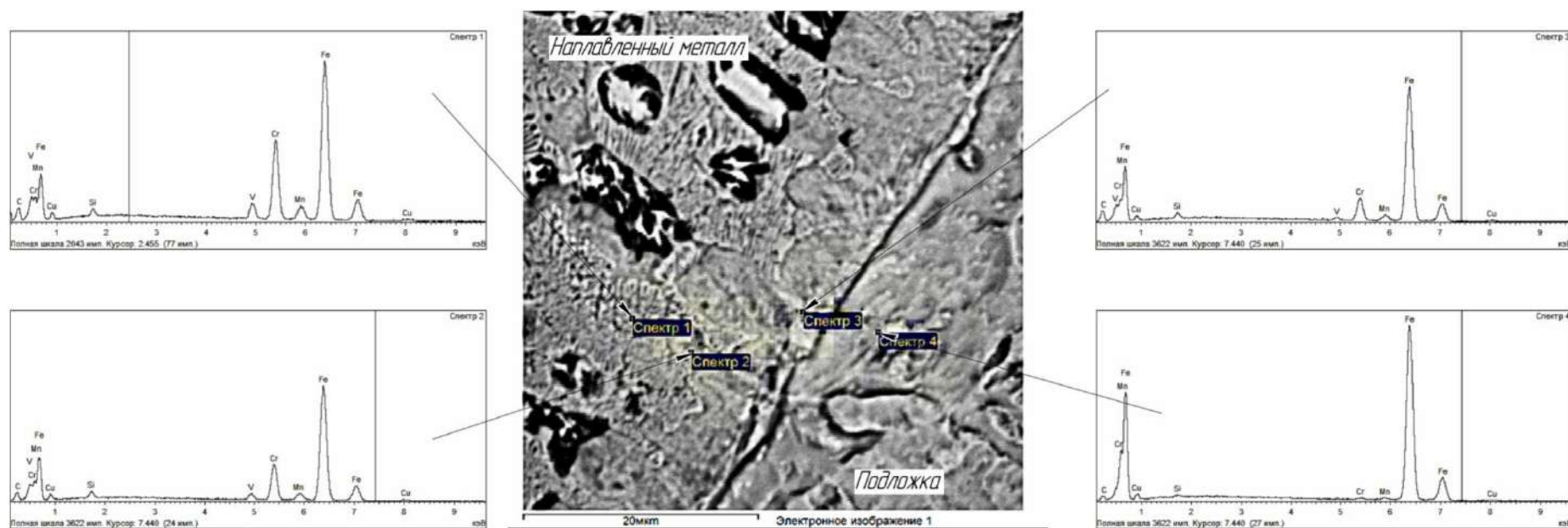


Рисунок 37 – Микроструктура и спектрограммы химического состава точек в зоне сплавления покрытия типа 315X19Ф3, наплавленного на токе 180 А с обдувом воздухом, $\times 2500$

Таблица 16 – Химический состав анализируемых точек в зоне сплавления покрытия 315X19Ф3 наплавленного на режиме 6

	Si	Mn	Cr	V
Спектр 1	0,91	1,66	18,63	3,36
Спектр 2	1,29	1,19	13,1	1,83
Спектр 3	0,98	1,22	7,34	0,69
Спектр 4	0,31	0,69	0,38	-

наплавке износостойких покрытий весьма эффективно. Наилучшие результаты достигнуты при наплавке на режимах, при которых сварочная ванна перегревается до больших температур, что приводит к растворению и диспергированию карбидов ванадия и насыщению расплава ванадием, и затем ускоренно охлаждается. Эвтектический аустенит при этом в значительной степени насыщен хромом и ванадием, что повышает его микротвёрдость и прочностные свойства в целом, а значит, способствует лучшему закреплению карбидов, и повышению трещино- и ударостойкости. Этому же способствует и формирование в зоне сплавления, аустенитной кристаллизационной прослойки достаточной толщины (не менее 10 мкм) и твёрдости.

Наплавка на токе 180 А с введением принудительного охлаждения наплавленного металла, позволяет сформировать зону сплавления с плавным переходом свойств от подложки к наплавленному металлу, благодаря формированию кристаллизационной прослойки высоколегированного аустенита, и недопущению образования мартенсита в зоне сплавления.

Таким образом, особенностью металлургического сцепления покрытий типа 315X19Ф3 с подложкой, является непостоянство химического состава, структуры и свойств покрытий по толщине, а также, наличие внутренних напряжений, вызванных как усадочными явлениями при кристаллизации сварочной ванны, так и неоднородностью его фазового состава по толщине. Распределение микротвёрдости в зоне сплавления может быть принято как показатель качества формируемых покрытий.

3.6 Сравнение покрытия типа 315X19Ф3 с традиционными материалами

Традиционно известные износостойкие материалы обладают такими технологическими недостатками, при плазменно-порошковой наплавке, как склонность к трещинообразованию, необходимость проведения дополнительной термической обработки, хрупкость и т.д. Эти обстоятельства

не позволяют активно применять их при плазменной или лазерной наплавке для формирования износостойких покрытий.

Для исключения описанных выше недостатков, нами был разработан и запатентован порошковый сплав под торговой маркой PLASMOTEC 19, предназначенный для плазменной и лазерной наплавки [42]. Состав этого наплавочного порошка приведен в таблице 17 (№ 3). Разработанный порошковый сплав обладает повышенными по сравнению с известными аналогами эксплуатационными свойствами, при относительно невысокой стоимости.

Таблица 17 – Химический состав исследуемых наплавочных порошков

Наименование наплавочного порошка	Fe	Ni	C	Si	Mn	W	Mo	V	Cr	Al	B
Nistelle C (Delloro Stellite Ltd. Германия)	5,5	Осн.	0,12	0,9	0,9	4,5	17,5	-	16,4	-	-
Сормайт № 2 (Полема, Россия)	Осн.	-	2,9	1,88	0,73	-	-	-	24,1	0,7	2,3
Сплав № 3 PLASMOTEC 19	Осн.	-	3,1	0,8	0,8	-	-	3,91	19,3	0,74	-

Для сравнения качественных характеристик покрытий из известных марок наплавочных материалов (см. таблицу 17) с характеристиками покрытия на основе порошка PLASMOTEC 19 были изготовлены образцы из стали марки 45, на которые производили однослойную плазменно-порошковую наплавку с использованием известных наплавочных порошков импортного и отечественного производства, а также, разработанного авторами наплавочного порошка. Химический состав исследованных присадочных материалов приведён в таблице 17. Далее проводили металлографические исследования сформированных покрытий по известным методикам. Для оценки стойкости покрытий к абразивному и ударно-

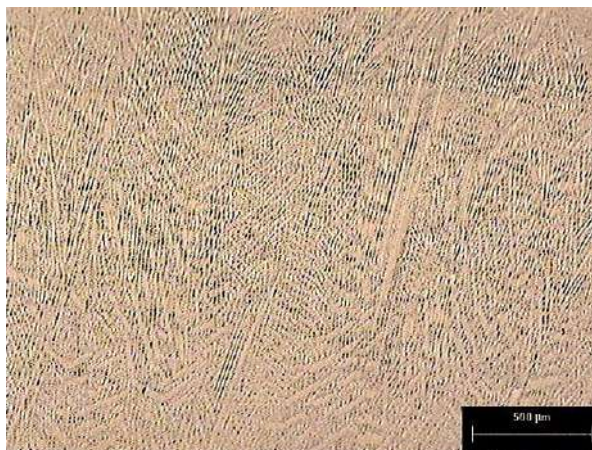
абразивному изнашиванию производили испытание специально подготовленных образцов на испытательных стендах.

Плазменно-порошковую наплавку порошком Nistelle C (Delloro Stellite Ltd, Германия) производили на режимах, рекомендованных производителем [105]. Ток наплавки поддерживали на уровне 150 А, производительность наплавки по присадочному порошку составила 24 г/мин (1,44 кг/ч) при скорости наплавки 10 см/мин.

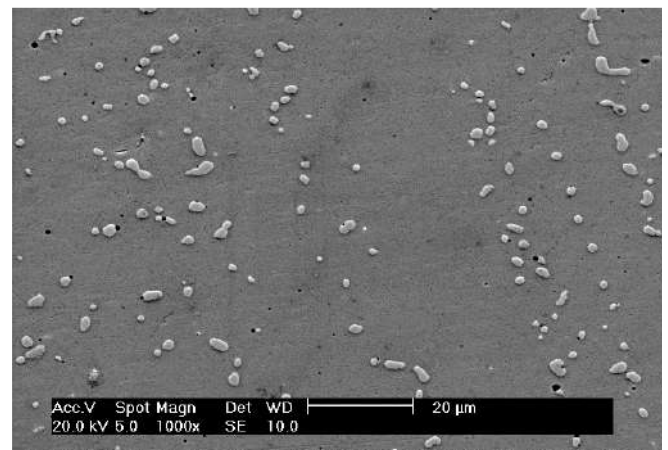
Сформированное покрытие не имело поверхностных дефектов в виде трещин или отслоений от подложки, и характеризовалось высоким коэффициентом наплавки при отсутствии склонности к трещинообразованию. Твёрдость покрытия после наплавки составила 28 HRC. Микроструктура средней части покрытия Nistelle C, показанная на рисунке 38, в наплавленном состоянии характеризуется мультимодальным распределением упрочняющей фазы в объёме металлической основы – легированного никелевого аустенита. Упрочняющей фазой покрытия являются эвтектические хромомолибденовые карбиды. Такая микроструктура не обеспечивает достаточную технологическую пластичность и вязкость наплавленного покрытия, и не позволяет осуществлять бездефектную наплавку толстых и многослойных покрытий. Для придания необходимых эксплуатационных характеристик (абразивной и ударно-абразивной износостойкости) это покрытие необходимо подвергнуть дополнительной термической обработке – нормализации при температуре 1000 °С. Микроструктура покрытия после термической обработки показана на рисунке 38, б.

Проведение нормализации приводит к перекристаллизации микроструктуры, в результате чего значительная часть псевдоэвтектических карбидов растворяются в аустените, приводя к гомогенизации его химического состава, и в первую очередь, перераспределяя хром и молибден между металлической матрицей и термодинамически стабильной карбидной фазой. Взамен псевдоэвтектических карбидов в термически обработанном

покрытии Nistelle С обнаружены вторичные карбиды, которые по металлографическим характеристикам возможно идентифицировать как карбиды молибдена и вольфрама типа $(\text{Mo-W})_2\text{C}$. Твёрдость покрытия после термической обработки повысилась до 62 HRC, вследствие изменения химического состава металлической основы, вызванного растворением в ней псевдоэвтектических карбидов, и повышением её легирования такими элементами как хром, железо, и углерод, при сохранении качественных характеристик равновесных эвтектических карбидов. Кроме того, выделение вторичных карбидов, имеющих округлое строение, взамен скелетообразных псевдоэвтектических карбидов должно приводить к повышению ударно-абразивной износостойкости, одновременно с повышением пластичности, за счёт меньшего выкрашивания таких карбидов.



а, ×500



б, ×1000

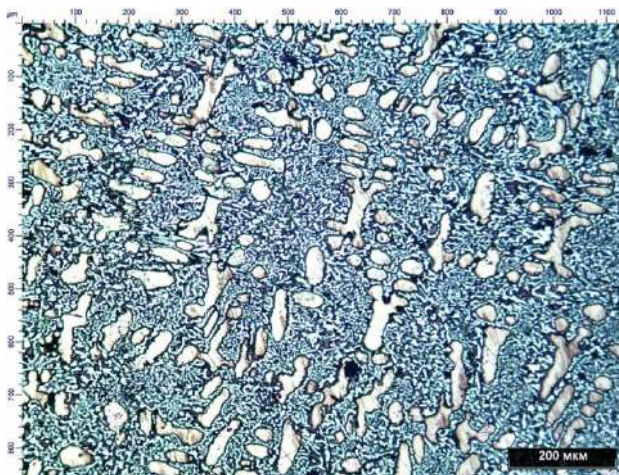
Рисунок 38 – Микроструктура покрытия Nistelle С [105]:

а – после наплавки, б – после термической обработки

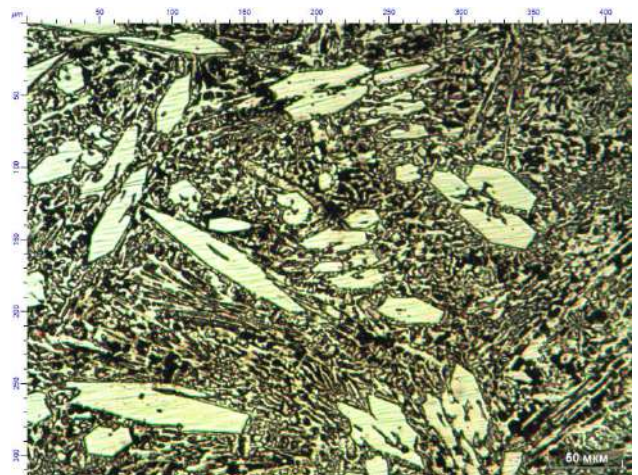
К недостаткам наплавочного порошка Nistelle С относят сложную и дорогостоящую технологию нанесения покрытия, включающую операции наплавки и последующей термообработки, а также, дороговизну исходного порошка, благодаря высокому содержанию никеля, вольфрама и молибдена. Кроме того, на практике, в большинстве случаев, отсутствует возможность

проводить нормализацию с использованием термического оборудования, в результате чего её приходится проводить, используя имеющиеся в наличии средства термического воздействия – плазменный или газопламенный нагрев. Это в свою очередь приводит к невозможности получения однородного гомогенизированного аустенита, и, как следствие, к неравномерному по химическому составу и свойствам покрытия, в разных частях деталей.

Покрытие, полученное при плазменной наплавке порошком Сормайт 2, обладает твёрдостью 62 HRC непосредственно после наплавки. При этом образуется незначительное количество разгрузочных трещин в верхних слоях наплавленного металла, что свидетельствует о недостаточной пластичности металлической основы покрытия. Микроструктура покрытия приведена на рисунке 39.



а



б

Рисунок 39 – Микроструктура покрытия Сормайт № 2:

а – средняя часть покрытия, $\times 100$; б – верхняя часть покрытия, $\times 500$

Очевидно, что образование разгрузочных трещин в наплавленном металле произошло из-за того, что данный сплав способен формировать не только доэвтектическую, но и заэвтектическую структуру в зависимости от скорости охлаждения. Таким образом, ускоренно охлаждающиеся слои

валика наплавленного металла, находящиеся ближе к поверхности приобретают заэвтектическую структуру, склонную к лёгкому образованию трещин. Кроме того, как показывает производственный опыт, в ряде случаев, например, при наплавке деталей, подвергаемых при эксплуатации наряду с абразивным и ударному воздействию, происходит преждевременное, хрупкое разрушение покрытия наплавленного Сормайтот № 2, путём образования микросколов и выкрашивания. Также, при наплавке данным сплавом, трудно обеспечить стабильное качество и постоянные свойства формируемых покрытий, т.к. большой допустимый разброс в содержании углерода и хрома обеспечивают формирование структуры как доэвтектического, так и заэвтектического типа, что не позволяет обеспечить стабильные значения твёрдости и износостойкости. Наличие бора в составе сплава обеспечивает образование твёрдых боридов хрома и железа, что в условиях ударного нагружения приводит к хрупкому разрушению и выкрашиванию, а следственно – преждевременному разрушению наплавленного слоя.

Однослойная плазменная наплавка порошком PLASMOTEC 19 приводит к формированию композитной структуры наплавленного металла, состоящей из мелкодисперсной тройной эвтектики легированного аустенита карбида хрома Cr_7C_3 и карбида ванадия, а также округлых карбидов $(\text{V}, \text{Cr})\text{C}$ (рисунок 40). Такая структура имеет веерообразное строение эвтектических колоний с направлением роста главных осей карбидной фазы перпендикулярно подложке и вдоль главного направления теплоотвода.

Из литературы известно [97], что на абразивную износостойкость высокоуглеродистых хромистых сплавов, при прочих равных условиях, значительное влияние оказывает ориентировка карбидной фазы. При перпендикулярной ориентации главных осей карбидов по отношению к направлению действия абразивных частиц износостойкость оказывается выше, чем при ином расположении карбидов. Благодаря наличию в составе описываемого наплавочного порошка хрома, ванадия и углерода в заданном соотношении при наплавке формируется инвертированная структура

покрытия, в результате чего хрупкие карбиды типа Me_3C замещаются более твёрдыми и прочными карбидами типа Me_7C_3 , направленными главными осями вдоль направления теплоотвода при охлаждении. Это приводит к ориентации дисперсных эвтектических карбидов типа Me_7C_3 в направлении теплоотвода, т.е. перпендикулярно наплавляемой подложке. В результате формируются покрытия с твёрдостью не менее 55 HRC, обладающие высокой стойкостью к абразивному и ударно-абразивному изнашиванию.

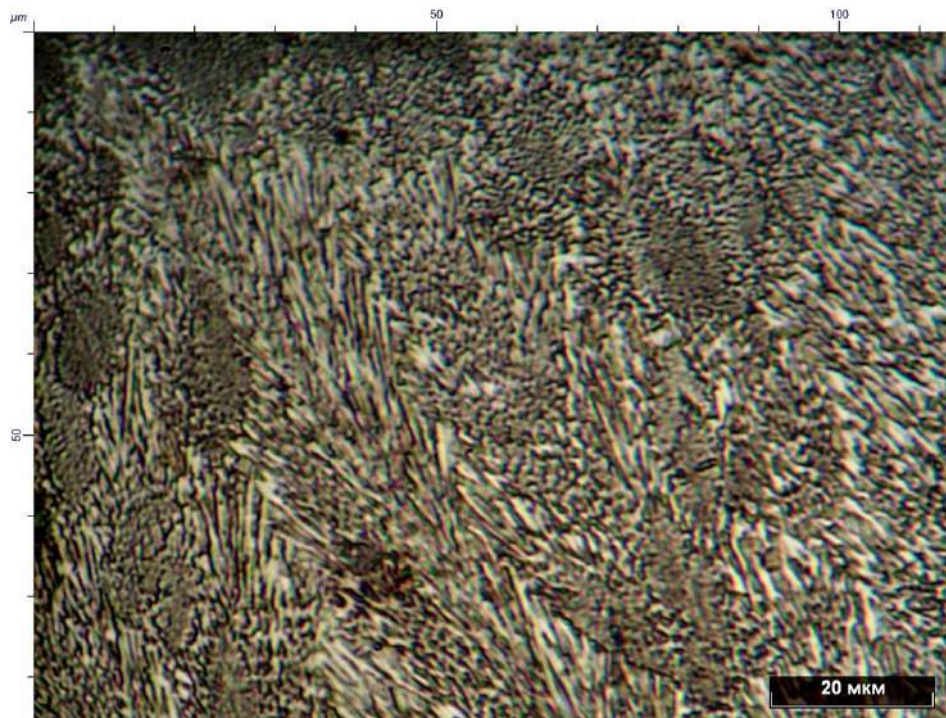


Рисунок 40 – Микроструктура покрытия PLASMOTEC 19, $\times 1000$

Наличие ванадия в составе покрытия приводит к формированию тройной аустенито-хромованадиевой эвтектики в структуре взамен хромо-аустенитной эвтектики. Это способствует повышению ударной вязкости за счёт диспергирования карбидной фазы эвтектики. Кроме того, совместное действие хрома в количестве более 17 % и ванадия, приводит к инверсии структуры, заключающейся в полном исчезновении избыточных карбидов цементитного типа, и появлении взамен их карбидов типа $(\text{V,Cr})\text{C}$. Это также повышает уровень ударной и ударно-абразивной износостойкости покрытий,

т.к. указанные карбиды обладают более высокой твёрдостью по сравнению с карбидами цементитного типа и округлой формой, что и обеспечивает высокую ударно-абразивную износостойкость таких покрытий.

Наличие в составе наплавочного порошка алюминия в количестве 0,74 % приводит к снижению порообразования при наплавке за счёт повышения жидкотекучести наплавленного металла, а также, снижения сродства с кислородом, в следствии чего, металл, находящийся в сварочной ванне, претерпевает меньшее окисление.

Испытания на абразивную и гидро-абразивную износостойкость по описанным выше методикам дало следующие результаты (рисунок 41 и 42).

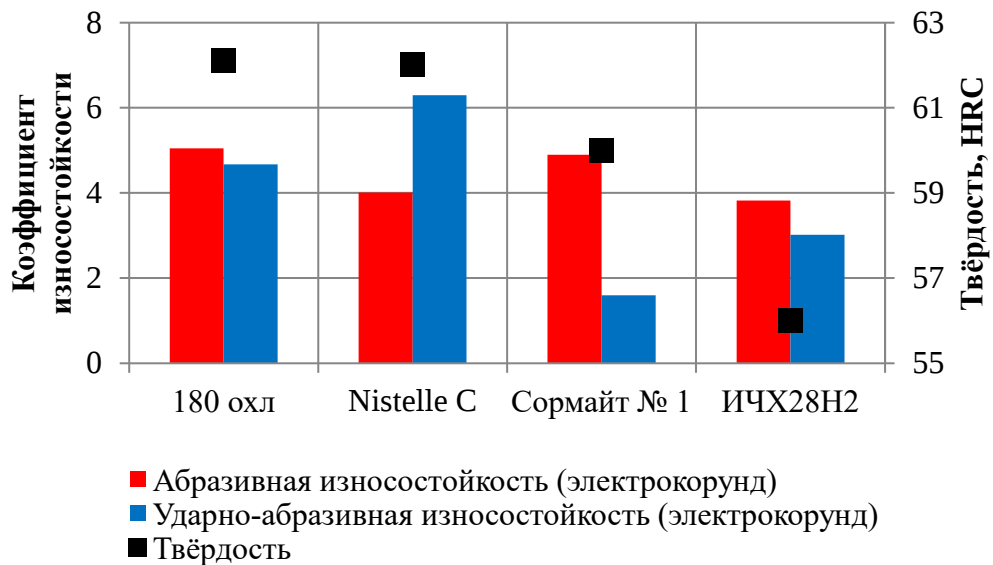


Рисунок 41 – Результаты испытания на абразивную износостойкость

Видно, что все типы наплавочных порошков обладают относительно высокой абразивной износостойкостью и твёрдостью. Покрытие PLASMOTEC 19 обладает наилучшим комплексом свойств (абразивной и ударно-абразивной износостойкостью) из исследованных. Пониженная твёрдость этого покрытия до 55 HRC, позволяет обеспечить необходимые эксплуатационные свойства, а также, способность покрытия к обработке резанием, чего не могут обеспечить высокотвёрдые покрытия.

Для достижения наивысших свойств наплавленного металла рекомендуется использовать такие способы нанесения, которые обеспечивают минимальное термическое воздействие на металл основы, а также незначительную глубину зоны проплавления, например, плазменно-порошковую наплавку или лазерную наплавку.

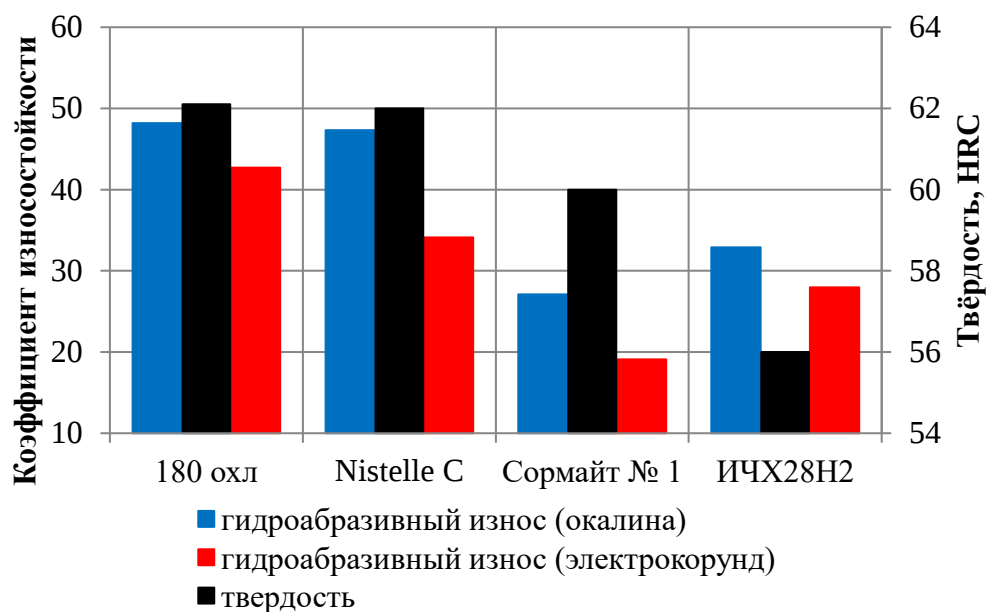


Рисунок 42 – Результаты испытаний на гидро-абразивную износостойкость

Результаты сравнительных испытаний материалов применяемых для изготовления и восстановления многих деталей металлургического оборудования представленные на рисунках 41 и 42 показывают, что традиционно применяемые материалы, такие как чугун ИЧХ28Н2, Сормайт 1 и Nistelle C значительно уступают в уровне абразивной износостойкости разработанному нами покрытию, наплавленному на рациональном для данных условий эксплуатации режиме.

3.7 Влияние нагрева наплавленных покрытий на структуру и свойства

При наплавке деталей малого сечения, таких как штока гидроцилиндров, происходит значительный перегрев металла основы и ранее наплавленных валиков покрытия. При этом формируется значительная отличная термическая история по сравнению с наплавкой массивных тел. Основным отличием наплавки деталей малого сечения является протекание процессов вторичной закалки и отпуска наплавленных покрытий. В случае наплавки по винтовой линии, происходит периодический кратковременный ускоренный нагрев до температур отпуска, приводящий к протеканию двух и трехкратного отпуска при ускоренном нагреве и естественном охлаждении покрытий. Температура нагрева и длительность нахождения в высокотемпературном состоянии в значительной мере определяет структурно-фазовый состав покрытий, влияя в первую очередь на склонность аустенита к распаду и к выделению избыточного карбида, а также, на перераспределение химических элементов между металлической основой и эвтектикой, изменяя их микротвёрдость и износостойкость покрытий в целом. При этом в зависимости от режимов винтовой наплавки, возможно обеспечить различные температурно-временные характеристики валиков наплавленного металла, а значит и получить различные по структурно-фазовому составу и свойствам (в первую очередь износостойкости) покрытия.

Для определения влияния температуры нагрева на структурно-фазовый состав и свойства покрытий были проведены исследования заключающиеся в печном нагреве до температур 200...650 °С покрытий, наплавленных на различных режимах, с выдержкой при указанных температурах 1 час. После чего были проведены испытания на твёрдость. Результаты исследований приведены на рисунке 43.

Для всех испытанных образцов происходит резкое снижение твёрдости до уровня 50...56 HRC уже после нагрева до температур 200 °С. Дальнейшее повышение температуры отпуска приводит к некоторому плавному снижению твёрдости еще на 1...3 HRC. Однако при нагреве до температур

450...550 °С для всех режимов наплавки наблюдается повышение твёрдости на 1...5 единиц HRC, показанное на рисунке 43. Температура, при которой наблюдается такой подъём твёрдости и является температурой отпускоустойчивости покрытий, т.к. дальнейшее повышение температуры испытаний приводит во всех случаях к резкому снижению твёрдости покрытий.

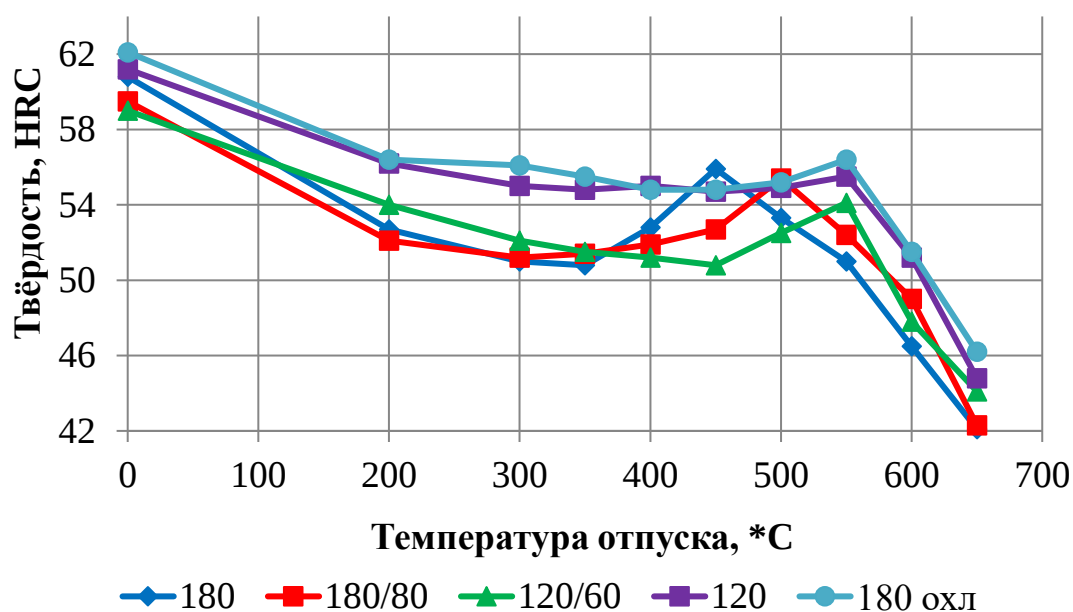


Рисунок 43 – Результаты испытаний на отпускоустойчивость

Наивысшей отпускоустойчивостью обладает покрытие наплавленное на режиме 180 А с охлаждением воздухом. В этом случае твердость более 55 HRC сохраняется вплоть до температуры 550 °С. Покрытие наплавленное на этом режиме и непосредственно после наплавки имеет максимальную из испытанных твердость, составляющую 62,1 HRC.

Очевидно, что повышенная отпускоустойчивость покрытия наплавленного на режиме 180 А с охлаждением воздухом, по сравнению с покрытиями, наплавленными на других режимах связано с особенностями структурно-фазовых изменений происходящих в структуре, и в частности с распадом переохлажденного аустенита при отпуске.

Повышение температуры отпуска до 450...550 °С приводит к выделению дисперсных карбидов по границам субзёрненной структуры аустенита (рисунок 44). Наблюдается снижение чёткости границы аустенитных областей примыкающих к эвтектике за счёт их большей травимости. Очевидно это связано с тем, что данные участки основного металла имеют меньшую легированность в первую очередь хромом и углеродом, и потому распад аустенита начинается на этих участках в первую очередь.

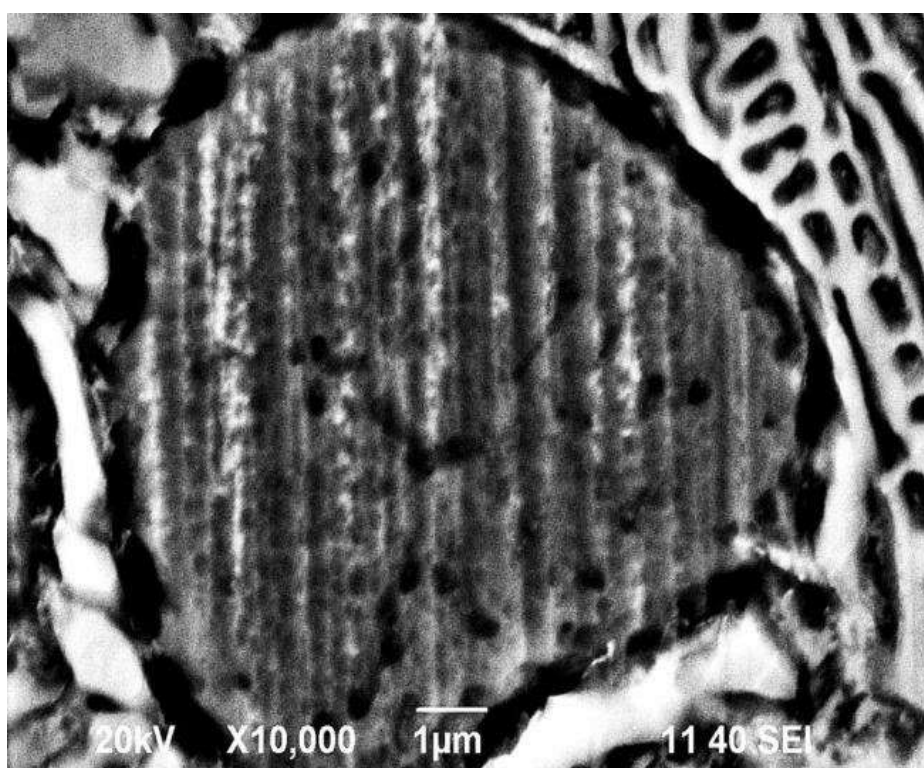


Рисунок 44 – Выделение карбидных частиц в объёме аустенитных областей

Результаты рентгеноструктурного анализа показывают, что при указанных температурах отпуска происходит выделение карбидов $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ в значительных количествах, что и приводит к повышению микротвёрдости и твёрдости покрытий (рисунок 45).

Выделение карбидов из аустенита приводит к обеднению твёрдого раствора углеродом и хромом и повышению мартенситной точки. При последующем охлаждении на участках аустенита обедненного легирующими

элементами (в первую очередь примыкающих к эвтектике и по границам субзерен) выделяется скрытоигольчатый мартенсит (рисунок 46), что

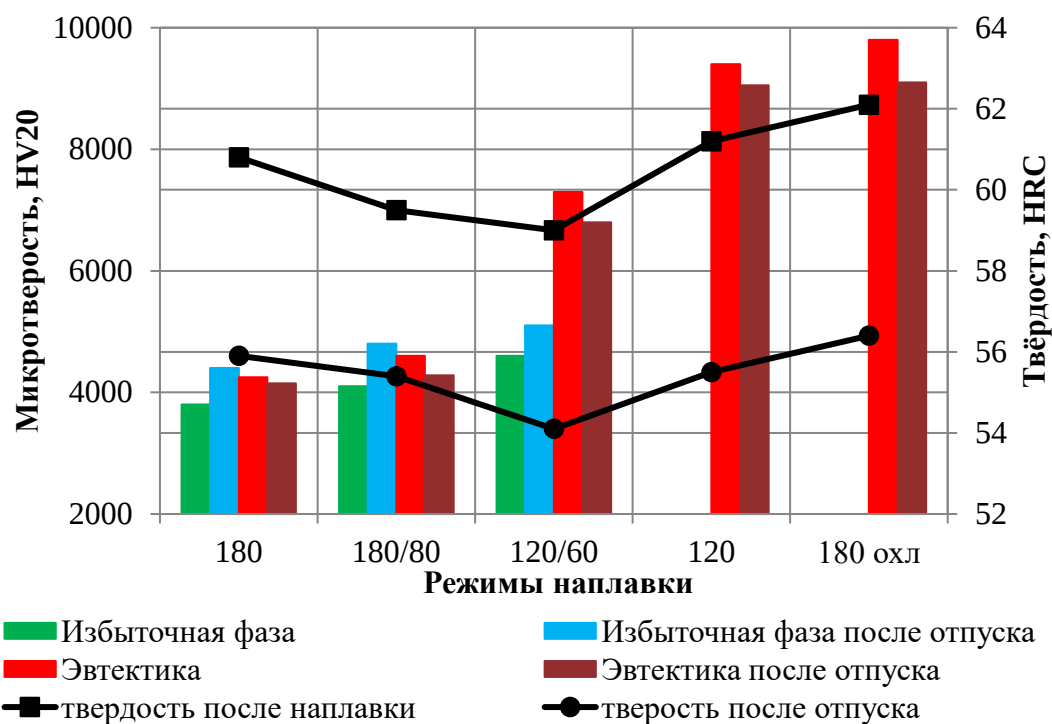


Рисунок 45 - Микротвёрдость структурных составляющих и твёрдость покрытий после наплавки и после отпуска на максимальную твёрдость

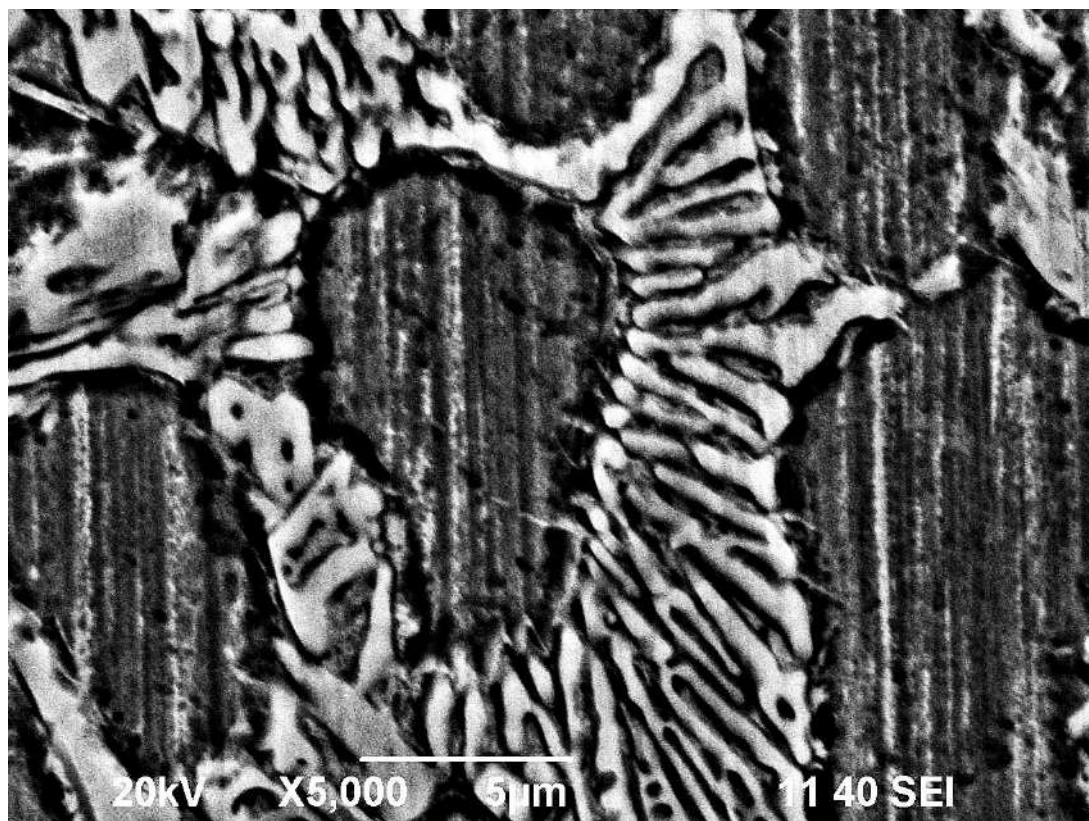
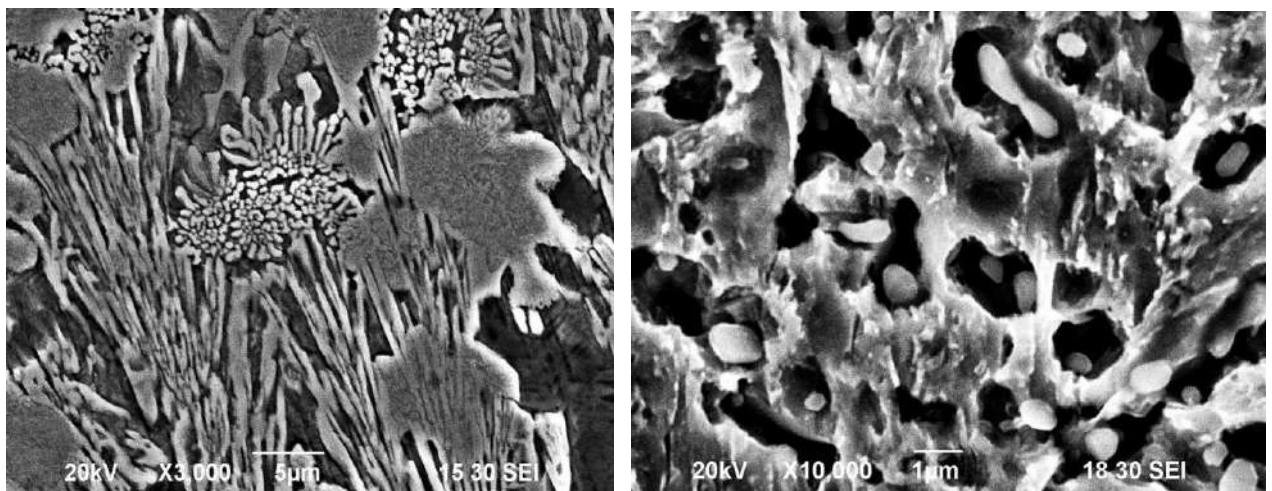


Рисунок 46 – Выделение скрытоигольчатого мартенсита по границам дендритов аустенита

приводит к повышению микротвёрдости металлической основы.

В результате такой термической обработки значительно увеличивается травимость твёрдого раствора. Он приобретает более тёмную окраску в местах обеднения хромом и углеродом. Результаты электронно-микроскопического исследования подтверждают наличие значительного количества выделившихся дисперсных карбидов. Повышение температуры отпуска выше 350 °С резко интенсифицирует процесс выделения карбидов как по телу дендритных кристаллов, так и в объёме эвтектических колоний. Эвтектические колонии претерпевают значительные изменения. Происходит частичная сфероидизация эвтектических карбидов протекающая с наибольшей скоростью при температурах более 500 °С. Средний размер таких карбидов не превышает 1,2 мкм (рисунок 47).



а

б

Рисунок 47 – Сфероидизация эвтектических карбидов (температура отпуска 550 °С):

а – строение эвтектики после отпуска; б – морфология выделившихся карбидных частиц

В результате этого повышается твёрдость покрытий и ударно-абразивная износостойкость, а абразивная износостойкость остаётся на прежнем уровне для большинства режимов наплавки вплоть до температур отпуска соответствующих максимальной твёрдости (400...550 °С). Превышение этих температур отпуска приводит к резкому снижению твёрдости и износостойкости при всех видах изнашивания в связи с полным распадом аустенита и разрушением первичной эвтектической структуры.

3.8 Принципы обеспечивающие рациональное структурообразование покрытий системы Fe-C-Cr-V

В результате проведенных исследований были сформулированы следующие принципы рационального структурообразования покрытий, заключающиеся в определении таких режимных параметров, которые обеспечат получение наиболее износостойких покрытий:

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 (рисунок 48).

2. Наибольшую абразивную износостойкость имеет структура, обладающая большим количеством эвтектики и меньшим количеством избыточной фазы. Это обеспечивается при повышении средней скорости охлаждения покрытий выше 3 °С/с. 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 49).

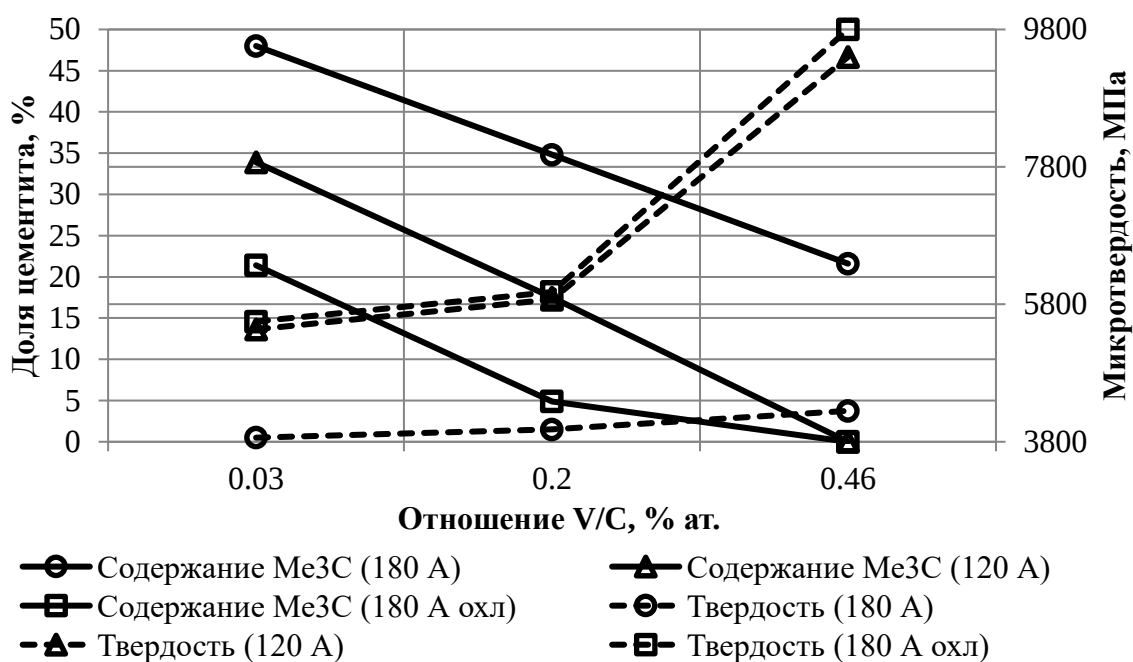


Рисунок 48 – Влияние доли цементита на микротвёрдость эвтектики в зависимости от отношения ванадия к углероду



Рисунок 49 – Влияние режимов наплавки на долю эвтектики и её микротвёрдость

3.9 Выводы по главе

1. Регулирование режимов плазменно-порошковой наплавки, позволяет изменять тип формирующихся покрытий от доэвтектического до заэвтектического, при неизменном составе присадочного порошка, изменять количество и характер распределения фазовых составляющих. Это способствует получению псевдоэвтектических структур.

2. Проведённые исследования показали, что введение дополнительных технологических воздействий при плазменно-порошковой наплавке (модуляции тока и обдува воздухом) приводит к повышению средней скорости охлаждения покрытий с 44 °С/с двух до 198 °С/с. При этом формируется направленно ориентированная структура покрытий, обладающая наивысшей абразивной и ударно-абразивной износостойкостью. Введение модуляции тока приводит образованию направленно-ориентированной доэвтектической структуры и эффективному диспергированию структурных составляющих покрытия. Введение принудительного охлаждения покрытия воздухом приводит к формированию структуры эвтектического типа, обладающего максимальной твёрдостью и абразивной износостойкостью, что связано с направленной ориентацией эвтектических колоний перпендикулярно подложке и сближению расстояния между карбидами в эвтектике до 1,2 мкм.

3. Введение модуляции тока и обдува воздухом позволяет получить равномерное распределение микротвёрдости по зоне сплавления за счёт формирования кристаллизационной прослойки, состоящей из аустенита, без мартенситных кристаллов. Покрытие, наплавленное на режиме № 6, при силе тока 180 А и обдуве воздухом, обладает максимальной твёрдостью (61 HRC) и абразивной износостойкостью ($K_{и} > 5$). Наивысшей ударно-абразивной износостойкостью ($K_{и} > 5,5$), обладает покрытие наплавленной на режиме № 4, с модуляцией тока 120/60 А с частотой 1 Гц.

4. Использование наплавочного порошка PLASMOTEC 19 (типа 315X19Ф3) обеспечивает формирование покрытий, обладающих наилучшим комплексом эксплуатационных свойств по сравнению с испытанными. Кроме того это покрытие не нуждается в последующей термической обработке, и при необходимости может быть обработано резанием.

5. Снижая тепловложение в сварочную ванну и повышая скорость кристаллизации и последующего охлаждения покрытий за счёт применения модуляции тока и обдува воздухом можно эффективно управлять структурообразованием, морфологией выделяющихся фаз. Так даже при минимальном содержании ванадия (менее 0,22 % масс.) при повышении скорости охлаждения более 3 °C/с доля эвтектики увеличивается с 38 до 92 %. При этом объёмная доля карбидов цементитного типа снижается в два раза.

6. Повышение содержания ванадия в покрытиях системы Fe-C-Cr-V до 3 % приводит к полному исчезновению карбидов типа Me_3C даже при невысоких скоростях охлаждения. При этом формируется плотная эвтектическая структура с межпластинчатым расстоянием не превышающем 1,2 мкм. Это приводит к существенному повышению износостойкости покрытий в условиях безударного абразивного изнашивания. Однако разработанный состав PLASMOTEC 19 уступает известному наплавочному материалу Nistelle C (и другим подобным материалам) по уровню ударно-абразивной износостойкости, что ограничивает область его применения.

Недостаточная ударно-абразивная износостойкость покрытия PLASMOTEC 19 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. Это объясняется необходимостью обеспечения более полного легирования металлической

основы (аустенита) компонентами повышающими прочность и стабильность аустенита. Такими элементами могут быть марганец и хром при содержании более 15 % 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 даёт основание полагать, что покрытия системы легирования Fe-C-Cr-Mn будут обладать достаточно высокой ударостойкостью, наряду с сохранением высокой безударной абразивной стойкости.

Кроме того в последнее десятилетие отмечается повышенный интерес отечественных и зарубежных исследователей к применению азота в качестве легирующего элемента литых сплавов и покрытий. Использование азота в ряде случаев позволяет достигать уникальных свойств, по сравнению с безазотистыми сплавами аналогичного назначения. Оптимальное легирование азотом позволяет значительно повысить коррозионную стойкость сплавов, прочность, ударостойкость [102...109] и т.д. Совместное легирование Fe-C-Cr-Mn сплавов углеродом и азотом позволяет увеличить прочностные и коррозионные свойства сплавов, а также износостойкость в целом за счёт высокой доли мартенсита деформации (до 30) образующегося в зоне контакта с абразивом.

4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АЗОТА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Cr-Mn

Износостойкие сплавы и покрытия классической системы легирования Fe-C-Cr известны с середины 20-го века. Эти материалы обладают относительно высокой абразивной износостойкостью в условиях безударного изнашивания, в связи с чем в России пользуются популярностью такие белые износостойкие чугуны как ИЧХ16, ИЧХ32, производимые по ГОСТ 7769, наплавочные электроды EutecTrode XuperAbraTec 5006 (Castolin Eutectic), и наплавочные порошки ПГ-С27, ПГ-УС25 и некоторые другие, производимые по ГОСТ 21448. Однако эти износостойкие материалы оказываются недостаточно стойкими в условиях ударного воздействия, и тем более в условиях сильного ударного воздействия, совмещенного с абразивным изнашиванием.

Легирование износостойких сплавов этой системы марганцем в интервалах 5...20 %, позволяет получить в них стабильную аустенитную структуру металлической основы, что приводит к повышению ударной вязкости и значений при разрушении на трёхточечный изгиб, однако вместе с тем, снижается абразивная износостойкость сплавов, в связи с образованием в структуре карбидов цементитного типа Me_3C , а также, снижению их твёрдости. Легирование марганцовистого аустенита кремнием до 2,65 % или алюминием до 2 % приводит к значительному повышению склонности такого аустенита к нестабильности при механических воздействиях [107], что может положительно сказаться на ударно-абразивной и гидроабразивной износостойкости. В связи с чем, необходимо обеспечить правильный выбор легирования сплавов применительно к условиям эксплуатации, и в первую очередь обоснованно выбрать соотношения Mn/C и Cr/C.

Применительно к плазменно-порошковой наплавке остаются невыясненными сварочно-технологические характеристики подобных сплавов. А именно – трещиностойкость, склонность к межкристаллитной

коррозии и коррозионная стойкость, а также, износостойкость при различных видах изнашивания. Для определения описанных выше характеристик исследовали покрытия полученные наплавкой базовым порошком системы легирования Fe-C-Cr-Mn. Химический состав базового наплавочного порошка приведён в таблице 18.

Таблица 18 – Химический состав базового наплавочного порошка

Марка	C	Cr	Mn	Si	S	P
ПР-250X15Г20С	2,51	15,10	20,30	1,15	0,014	0,03

4.1 Структура и свойства покрытий, формирующихся при наплавке порошком системы Fe-C-Cr-Mn

В настоящей работе были изучены особенности формирования структуры покрытия типа 250X15Г20С при многослойной (2-х...4-х слойной) плазменной наплавке в средней части наплавленного металла и зоне сплавления, а также, проведен анализ влияния технологических воздействий и режимов наплавки на химический и фазовый состав, толщину и свойства зоны сплавления. Наплавку производили плазмотроном прямой полярности, варьируя силу тока в пределах 80...180 А и применяя модуляцию тока.

На работоспособность наплавленного металла и прочность связи его с основным металлом, влияет степень проплавления, характер образующихся промежуточных сплавов и диффузионных процессов, протекающих в приграничных участках сварочной ванны. В связи с неодинаковой интенсивностью конвективных потоков, вызываемых различными температурами жидкости в различных зонах ванны, вблизи границы сплавления возможно образование слоёв, в которых перемешивания, т.е. усреднения состава жидкости практически не происходит. Таким образом, изучение процессов происходящих в зоне сплавления и определения рациональных режимов наплавки является весьма актуальной задачей.

Режим наплавки в значительной степени определяет структуру всех зон наплавленных валиков метлла. При плазменной наплавке подложка быстро прогревается, процесс идет при крутом подъёме кривой теплового насыщения, что приводит к образованию глубокой зоны проплавления и значительному подмешиванию основного металла в наплавленный. Для обеспечения равномерного формирования валика, с плавным переходом структуры и свойств от подложки к наплавленному металлу, наиболее эффективно управление мощностью дуги, величиной тепловложения и расходом присадочного материала. Повышая коэффициент наплавки, при заданном значении силы тока, увеличивается толщина наплавленного металла, а подмешивание основного металла уменьшается. Все исследованные образцы наплавлились при подаче присадочного порошка не менее 5 кг/ч, что обеспечивало долю участия основного металла в наплавленном не более 5 %, даже при наплавке на токе 180 А. В таблице 19 приведены характеристики микроструктуры покрытий, наплавленных на различных режимах.

Таблица 19 – Характеристика микроструктуры покрытий

№ п/п	Режим наплавки, А	Структура	Толщина слоя, мм	Пористость, %	Трещины, Шт, на 100 мм	Твёрдость, HRC
1	80	заэвтектическая	несплавление	-	-	-
2	120	заэвтектическая	2,15	12	9	57,8
3	180	заэвтектическая	3,34	4,2	1	56,1
4	120/60, частота 1Гц	эвтектическая	2,6	1,8	0	59,2
5	180/80, частота 2 Гц	заэвтектическая	3,52	3,7	0	58,4

При наплавке на токе 80 А образуются правильные валики наплавленного металла, однако сплавления с подложкой не происходит, что может быть объяснено высокой поверхностной энергией наплавливаемого металла и его низкой жидкотекучестью.

Повышение силы тока до 120 А приводит к формированию правильных валиков наплавленного металла, однако покрытие обладает значительной рассеянной пористостью вызванной, значительной вязкостью расплавленного металла и высокими растягивающими напряжениями, образующимися при кристаллизации сварочной ванны. На 100 мм отрезке наплавленного металла обнаружено 9 трещин, имеющих выход на поверхность валика.

В наплавленном металле можно выделить три зоны (рисунок 48), а в металле подложки – зону термического воздействия. При плазменно-порошковой наплавке зона сплавления отличается неоднородностью строения и свойств. При всех режимах наплавки зона сплавления состоит из кристаллизационной прослойки (КП), примыкающей к видимой границе раздела подложка/наплавленный металл со стороны наплавленного металла и диффузионной прослойки (ДП), примыкающей со стороны подложки. Под диффузионной прослойкой расположена зона термического воздействия (ЗТВ).

При наплавке на токе 120 А формируется покрытие обладающее эвтектическим типом структуры (рисунок 50) с разряженной формой эвтектики (рисунок 51), состоящей из карбидов типа Me_7C_3 и аустенитной металлической основы. В зоне сплавления формируется непрерывная кристаллизационная прослойка толщиной 12 мкм. Результаты количественного металлографического анализа (рисунок 52 и таблица 20) показали, что в средней части наплавленного металла объёмная доля первичный карбидов составляет 19,7 %, при среднем диаметре по Ферету 8,14 мкм и со средним расстоянием между карбидами 21,3 мкм.

Металлографический анализ показал, что в структуре наплавленного металла наблюдается рассеянная пористость. Поры имеют неправильную форму и рваные края, располагаясь на границе растущих эвтектических кристаллов. Объёмная доля пор довольно высока – 12 %. Они являются естественными концентраторами напряжений и готовыми микротрещинами, способствуя хрупкому разрушению наплавленного металла по межзёрённому

механизму. Покрытие, обладающее подобной структурой, имеет не высокую ударостойкость априори, и не пригодно для наплавки оборудования испытывающего ударные нагрузки при эксплуатации.

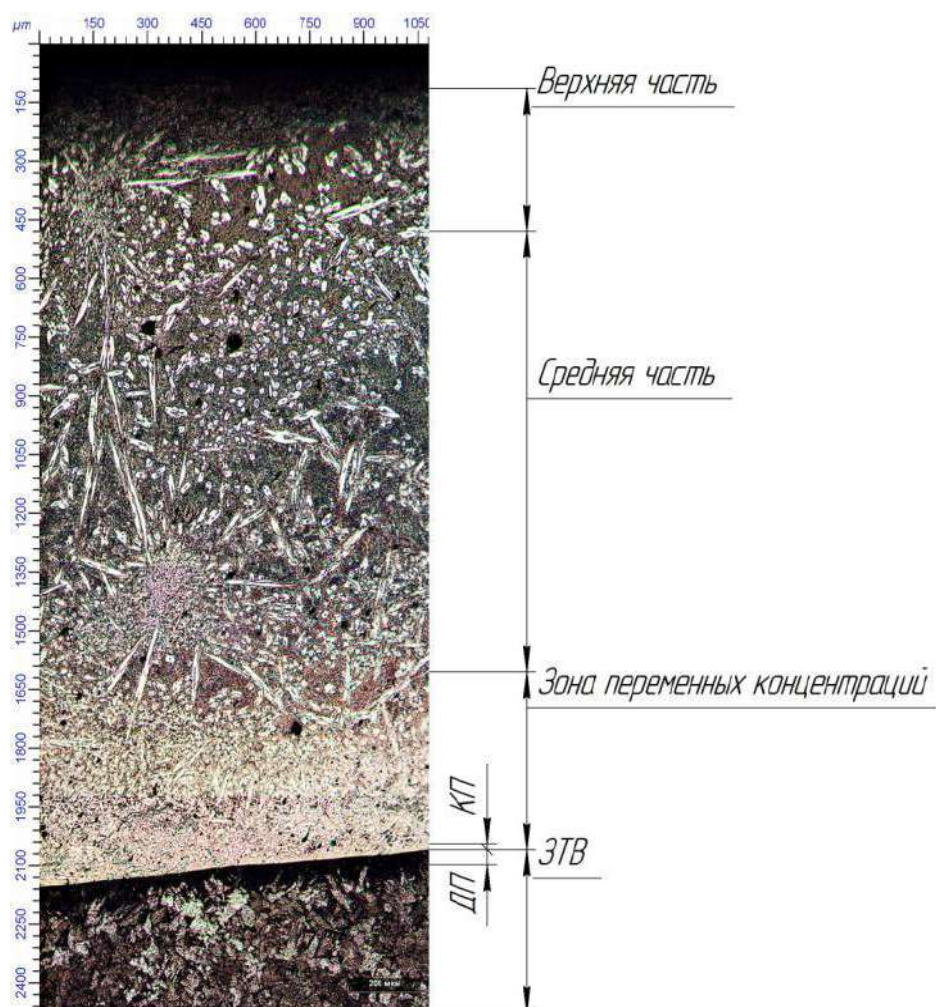


Рисунок 50 – Панорамное изображение структуры покрытия 250X15Г20С, наплавленного на токе 120 А, $\times 100$

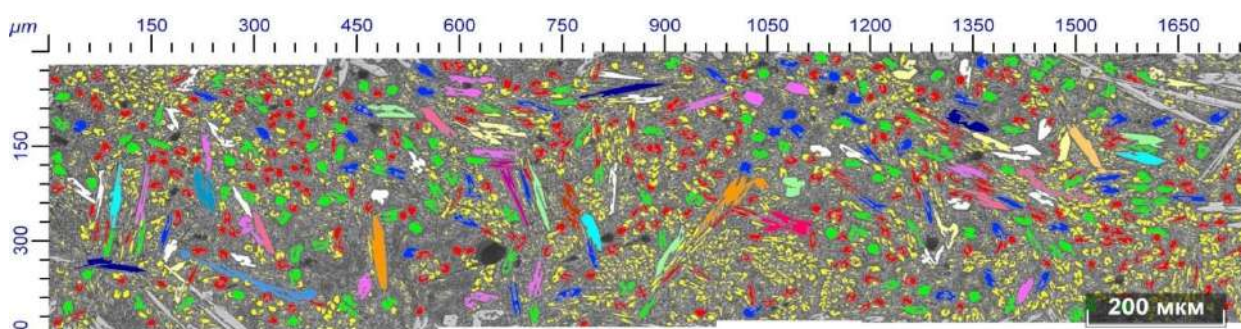


Рисунок 51 – Количественный металлографический анализ покрытия 250X15Г20С, наплавленного на токе 120 А

Таблица 20 – Металлографические характеристики микроструктуры покрытия 250Х15Г20С, наплавленного на токе 120 А

Структурные составляющие	Объёмная доля, %	Средний диаметр по Ферету, мкм	Среднее расстояние между карбидами, мкм	Микротвёрдость, МПа
Карбиды типа Me_7C_3	19,7	8,14	21,3	8100
Эвтектика	80,3	-	-	4314



а



б

Рисунок 52 – Микроструктура покрытия 250Х15Г20С, наплавленного на токе 120А:

а – средняя часть, $\times 500$; б – зона сплавления, $\times 500$

Покрытие типа 250Х15Г20С наплавленное на токе 180 А имеет структуру, напоминающую структуру белых чугунов заэвтектического типа. Упрочняющей фазой, как и при наплавке на токе 120 А, являются карбиды типа M_7C_3 , образованные хромом и марганцем. При повышении силы тока со 120 А до 180 А объёмная доля карбидной фазы понижается с 19,7 % до 14,4 %. Двойная аустенито-хромистокарбидная эвтектика увеличивается в размерах, межпластинчатое расстояние в ней также увеличивается, что вместе со снижением объёмной доли карбидов типа Me_7C_3 приводит к незначительному понижению твёрдости с 57,8 HRC до 56,1 HRC. Важно, что

повышение силы тока до 180 А привело к формированию более плотной структуры наплавленного металла, содержащей лишь 4,2 % пор и 1 трещину, выходящую на поверхность валика.

При наплавке на токе 180 А также формируется покрытие с заэвтекктическим типом структуры (рисунки 53 и 54). Объёмная доля карбидов типа Me_7C_3 составляет 14,4 %, при среднем диаметре по Ферету 10,2 мкм и расстоянии между карбидными частицами 30,1 мкм (таблица 21).

Металлографические исследования средней части покрытия наплавленного на токах 120 А и 180 А показали, что металлическая основа наплавленного металла типа 250X15Г20С, после травления реактивом Марбле, окрашивается в тёмно-коричневый цвет, и может быть идентифицирована как высоколегированный аустенит. На тёмном аустенитном поле равномерно распределены частицы упрочняющих фаз: карбидная эвтектика пластинчатого строения и кристаллы первичных карбидов, которые по морфологическим признакам могут быть идентифицированы как карбиды хрома типа Me_7C_3 (характерные шестигранные призмы, равномерно расположенные в наплавленном металле и имеющие различную ориентировку оси C). Микротвёрдость аустенитно-карбидной эвтектики составляет 4314...6145 МПа, а микротвёрдость карбидов хрома вдоль оси C – 8100...8500 МПа, поперёк оси C – 10550 МПа. Распределение легирующих элементов между металлической основой и карбидной фазой показано на рисунке 55 и таблице 22.

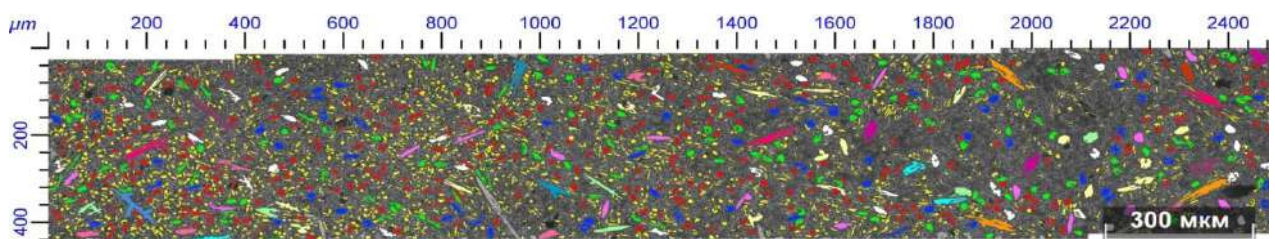


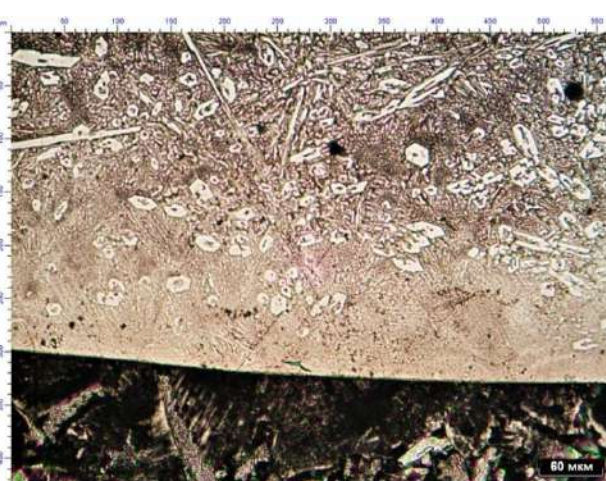
Рисунок 53 – Количественный металлографический анализ покрытия 250X15Г20С, наплавленного на токе 180

Таблица 21 – Металлографические характеристики микроструктуры покрытия 250Х15Г20С, наплавленного на токе 180 А

Структурные составляющие	Объёмная доля, %	Средний диаметр по Ферету, мкм	Среднее расстояние между карбидами, мкм	Микротвёрдость, МПа
Карбиды типа Me_7C_3	14,4	10,2	30,1	8500
Эвтектика	85,6	-	-	6145



а



б

Рисунок 54 – Микроструктуры покрытия 250Х15Г20С наплавленного на токе 180 А:

а – средняя часть, $\times 1000$; б – зона сплавления, $\times 100$

Из рисунка 55 видно, что марганец относительно равномерно распределён между металлической основой и карбидной фазой. Хром в большей степени участвует в формировании карбидной фазы, и лишь 10 % имеющегося в составе хрома легируют аустенит. Кремний, по результатам РСМА, обнаруживается только в аустените, повышая склонность его к упрочнению при деформации. Углерод также, как и марганец равномерно участвует в легировании аустенита и образовании карбидов. Таким образом, можно заключить, что карбидная фаза представлена карбидом типа

$(\text{Fe,Cr,Mn})_7\text{C}_3$, а металлическая основа марганцовисто-кремнистым аустенитом.

Вблизи зоны сплавления структура наплавленного металла характеризуется уменьшением размеров карбидов хрома и межпластинчатого расстояния в эвтектике, что может быть объяснено более высокими скоростями кристаллизации металла наплавки на дне сварочной ванны, в связи с теплоотводом в подложку, по сравнению с металлом из средней части ванны.

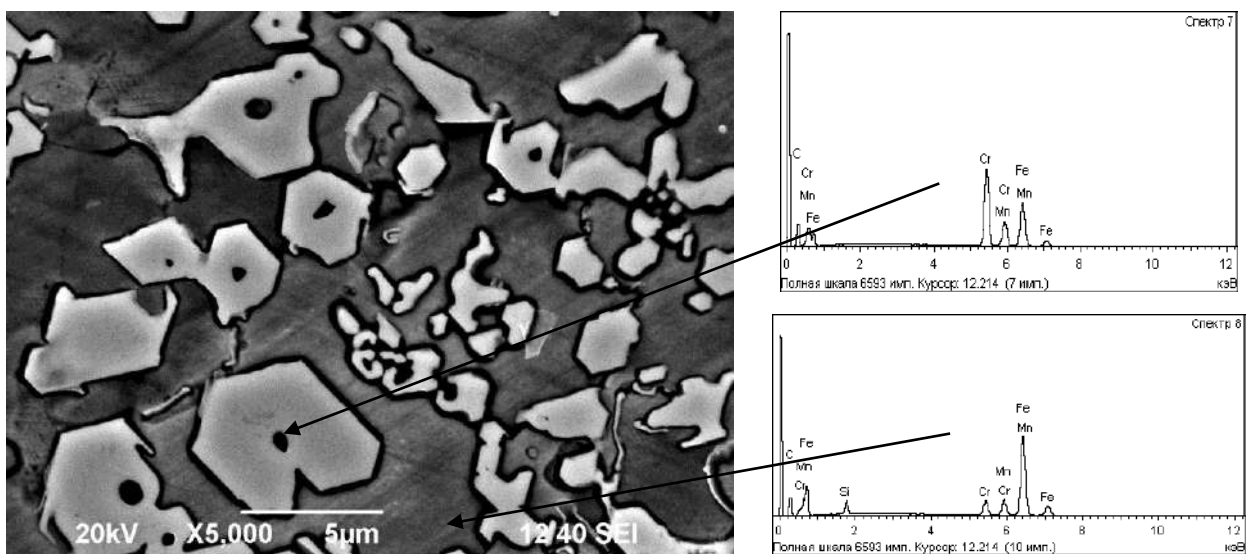


Рисунок 55 – Химический состав эвтектических фаз покрытия 250X15Г20С, наплавленном на токе 180 А

Формирование кристаллизационной прослойки в зоне сплавления металлографически не обнаружено, в результате чего наблюдается рост отдельных карбидных частиц эвтектики непосредственно от подложки. Такое строение зоны сплавления приводит к снижению стойкости наплавленного металла к распространению трещин под действием внешних нагрузок.

Наилучшую трещино- и ударостойкость обеспечивает зона сплавления, в которой свойства наплавленного металла и свойства подложки изменяются плавно и без резких скачков, а в микроструктуре отсутствуют мартенситные и ферритные составляющие, а также, крупные первичные кристаллиты

карбида типа Me_7C_3 . Дозированный нагрев металла подложки при плазменно-порошковой наплавке, исключая излишний её перегрев и небольшую глубину проплавления позволяет сформировать оптимальную с точки зрения обеспечения трещино- и ударостойкости структуру зоны сплавления. Однако наличие первичных кристаллов карбида хрома в микроструктуре средней части наплавленного металла предопределяет не высокую ударостойкость такого покрытия. В связи с чем, исследовалось влияние модуляции тока на структуру, и свойства наплавляемого металла.

Модуляцию проводили по двум режимам:

- 1) 120/60 А с частотой 1 Гц;
- 2) 180/80 А с частотой 2 Гц.

При наплавке с модуляцией тока по режиму 1 происходит изменение типа кристаллизации наплавленного металла по сравнению с наплавкой без модуляции. Микроструктура металла наплавленного с модуляцией 120/60 А с частотой 1 Гц приобретает эвтектическое строение (рисунок 56, а), по сравнению с заэвтектическим типом металла наплавленного без модуляции тока (рисунок 52, а). Изменение характера кристаллизации и подавление выделения первичных карбидов хрома при введении модуляции тока, происходит вследствие образования неравновесного избытка эвтектики при повышении скорости кристаллизации, что согласуется с данными авторов [38]. При этом повышается твёрдость наплавленного металла до 59,2 НРС. Пористость покрытия составляет 1,8 %, что является вполне допустимым значением. Трещин выходящих на поверхность валика не обнаружено.

Характер зоны сплавления также претерпевает значительные изменения. Непосредственно у видимой границы раздела со стороны наплавленного металла формируется сплошная кристаллизационная прослойка толщиной 10...15 мкм (рисунок 54, б), которая примыкает к подложке с одной стороны, и образует металлическую основу эвтектической структуры наплавленного металла, с другой стороны. По характеру травления, морфологическим признакам и дюрометрическим характеристикам зона сплавления

соответствует аустениту. Распределение микротвёрдости в зоне сплавления покрытия 250Х15Г20С наплавленного с модуляцией тока 120/60 А, частотой 1 Гц показан на рисунке 58.

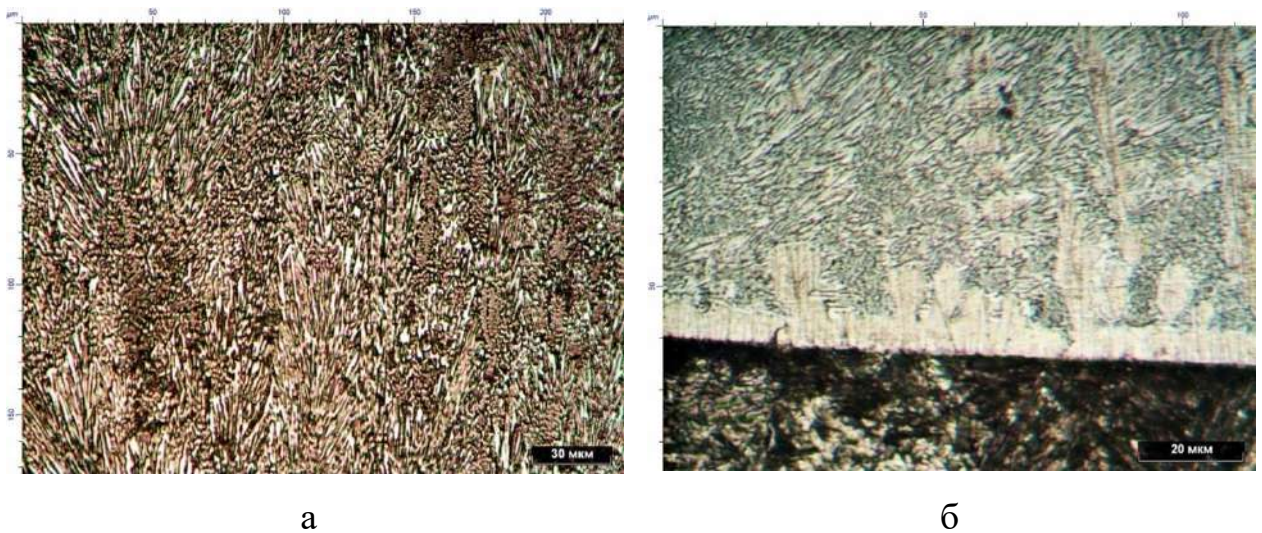


Рисунок 56 – Микроструктура покрытия 250Х15Г20С, наплавленного с модуляцией тока 120/60 А, частота 1 Гц:

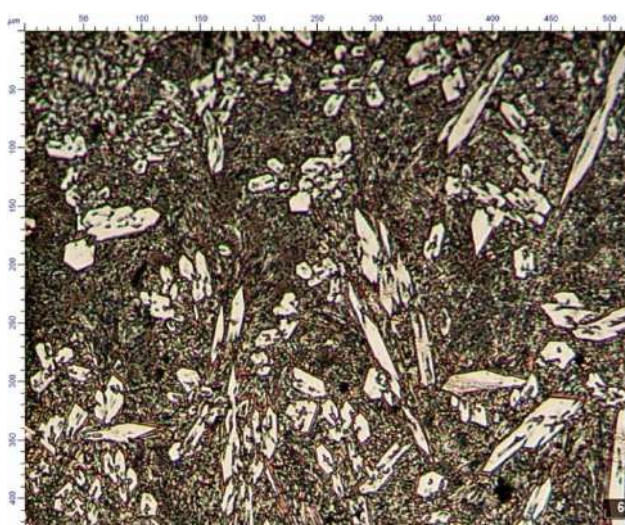
а – средняя часть, $\times 500$; б – зона сплавления, $\times 1000$

Наплавка на втором режиме, с введением модуляции тока 180/80 А с частотой 2 Гц, приводит к формированию в средней части покрытия заэвтектической структуры наплавленного металла (рисунок 57, а), а в зоне сплавления – тонкой кристаллизационной прослойки, толщиной 4...6 мкм (рисунок 57, б), которая по дюрOMETрическим измерениям идентифицируется как легированный аустенит. Количество первичных карбидов хрома в структуре возрастает до 23 %, при этом кристаллиты измельчаются, а расстояние между ними снижается до 18,1 мкм. Это приводит к повышению твёрдости покрытия, по сравнению с наплавкой на токе 180 А без модуляции тока. Распределение микротвёрдости по зоне сплавления показано на рисунке 56.

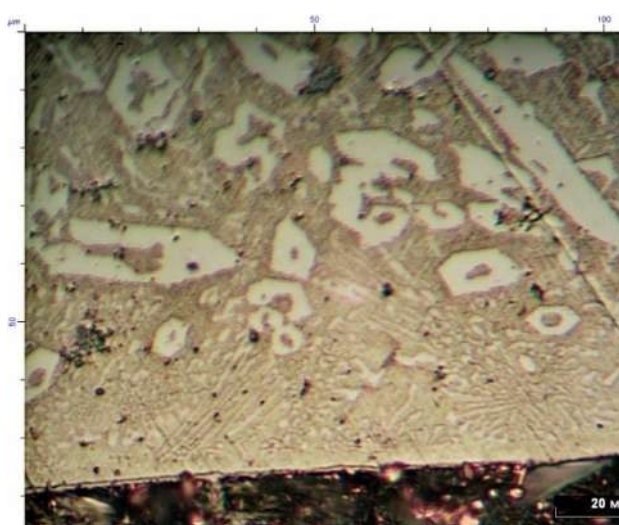
При плазменно-порошковой наплавке толщина зоны сплавления редко превышает 80...100 мкм, а толщина диффузионной прослойки в металле

Таблица 22 – Металлографические характеристики микроструктуры покрытия 250Х15Г20С, наплавленного на токе 180 А

Структурные составляющие	Объёмная доля, %	Средний диаметр по Ферету, мкм	Среднее расстояние между карбидами, мкм	Микротвёрдость, МПа
Карбиды типа Me_7C_3	23,1	8,6	18,1	8200
Эвтектика	76,9	-	-	6000



а



б

Рисунок 57 – Микроструктуры покрытия 250Х15Г20С, наплавленного с модуляцией тока 180/80 А, частота 2 Гц:

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

подложки составляет величины в несколько микрон, или даже доли микрон, поэтому сравнивая распределение микротвёрдости в зоне сплавления на отрезке в 120 мкм, можно судить о характере напряжённого состояния зоны сплавления, не затрагивая среднюю часть покрытия. Для определения среднеагрегатной твёрдости наплавленного металла при измерении её по методу Виккерса, использовали нагрузку 100 г, а для измерения твёрдости в тонких слоях (диффузионная и кристаллизационная

прослойки), а также, для измерения микротвёрдости отдельных структурных составляющих использовали нагрузку 20 г.

Характер изменения микротвёрдости на границе раздела подложка/наплавленный металл оценивали на пути в 120 мкм, причём первые три отпечатка производили в металле подложки, а остальные в наплавленном металле. Угол наклона линии тренда ($\tan \alpha$) микротвёрдости, проведённой на отрезке в 120 мкм, позволяет судить о напряжённости зоны сплавления, вызванной резким изменением свойств подложки и наплавленного металла.

Интенсивность набора микротвёрдости отражает коэффициент при X ($\tan \alpha$) в уравнении линии тренда, приведённом у кривых на рисунке 58. Согласно этим данным, наиболее интенсивно микротвёрдость возрастает при наплавке без модуляции при силе тока 180 А. При введении модуляции 180/80 А с частотой 2 Гц, повышение микротвёрдости происходит с меньшим темпом, однако это не приводит к плавному изменению её от металла подложки до наплавленного металла. Введение модуляции тока 120/60 А с частотой 1 Гц приводит к изменению микротвёрдости в зоне сплавления с наименьшей интенсивностью, что косвенно подтверждает меньшую напряжённость в зоне сплавления.

Результаты металлографического анализа зоны сплавления покрытий при плазменно-порошковой наплавке, в частности измерение толщины и микротвёрдости кристаллизационной прослойки (если она формируется), позволяют судить о склонности наплавленного металла к образованию трещин и способности противостоять их образованию при эксплуатации. Анализ полученных данных полностью подтверждают предположение о необходимости наплавки на таких режимах, при которых формируется плотная кристаллизационная прослойка аустенита с твёрдостью средней между твёрдостью металла подложки и покрытия.

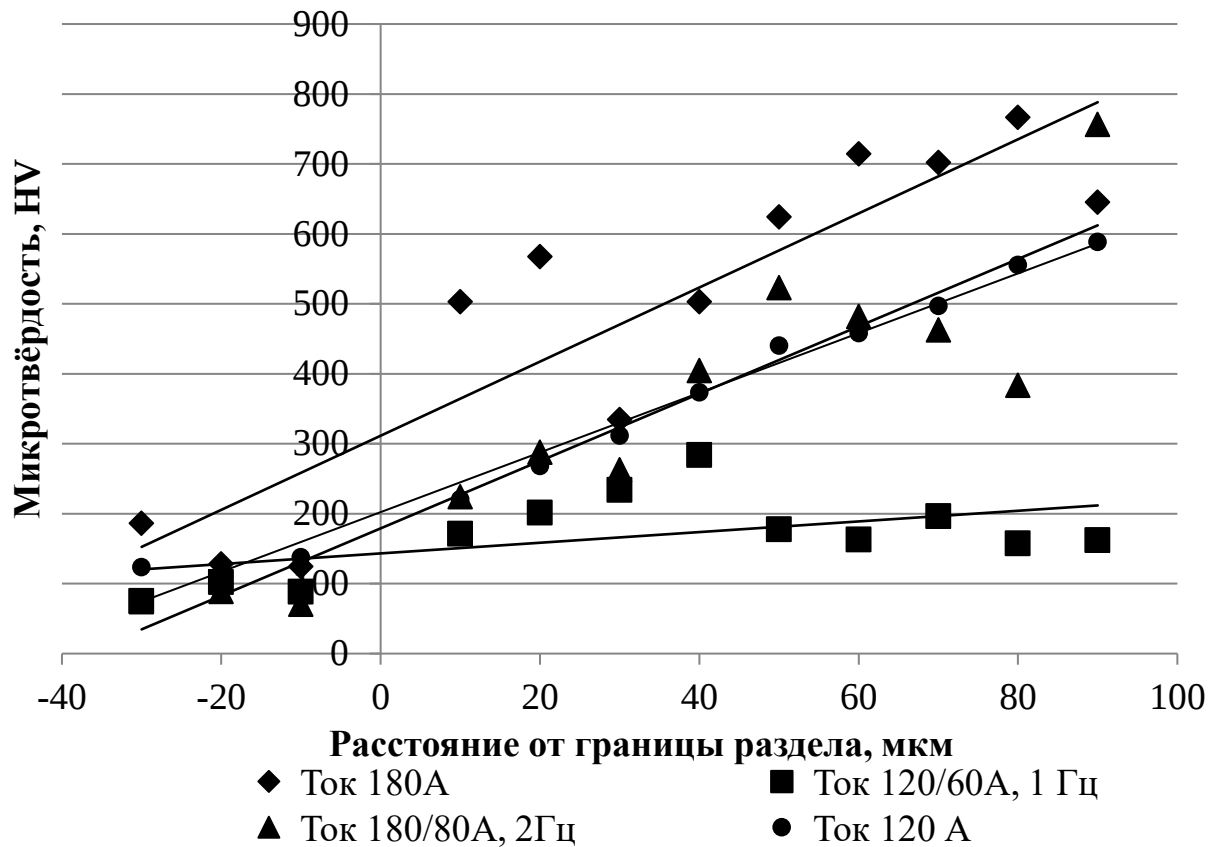


Рисунок 58 – Характер распределения микротвёрдости по зоне сплавления, в зависимости от режима наплавки

Данные приведённые на рисунке 58 показывают, что введение модуляции тока при плазменно-порошковой наплавке износостойких покрытий весьма эффективно. Наилучшие результаты достигаются при наплавке на режимах, при которых не происходит чрезмерного перегрева сварочной ванны, и первичные кристаллы карбидов хрома не выделяются. Эвтектический аустенит при этом в значительной степени насыщен хромом и марганцем, что повышает его микротвёрдость и прочность в целом, а значит, способствует лучшему закреплению карбидов, и повышению трещино- и ударостойкости. Этому же способствует и формирование в зоне сплавления, аустенитной кристаллизационной прослойки достаточной толщины (не менее 10 мкм) и оптимальной твёрдости.

Наплавка с введением модуляции тока 120/60 А частотой 1 Гц, позволяет сформировать зону сплавления с плавным переходом свойств от

подложки к наплавленному металлу, благодаря формированию кристаллизационной прослойки высоколегированного аустенита. При этом микроструктура средней части наплавленного металла приобретает эвтектический тип, а твердость повышается на 1,5...3 HRC. Такое строение зоны сплавления и средней части наплавленного металла обеспечивает наилучшую ударо- и трещиностойкость покрытия.

Таким образом, ППН базовым порошком с шифром 1 типа 250X15Г20С в один слой приводит к формированию покрытий толщиной более 3 мм. 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.

К сожалению, наплавка порошка типа 250X15Г20С, даже на режимах с максимальным тепловложением, приводит к получению высокопористых покрытий (более 15 % об.), непригодных для эксплуатации. Пример такого покрытия показан на рисунке 59.

Анализ покрытий наплавленных на различных режимах показало, что для снижения пористости наряду с наплавкой на максимальных токах, т.е. с максимальным перегревом сварочной ванны, эффективным является повышение содержания хрома, который снижет 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. На рисунке 60 показана зависимость пористости от содержания легирующих элементов в

покрытии, формирующихся при различных режимах наплавки, а на рисунке 62 химический состав металлической основы покрытий.

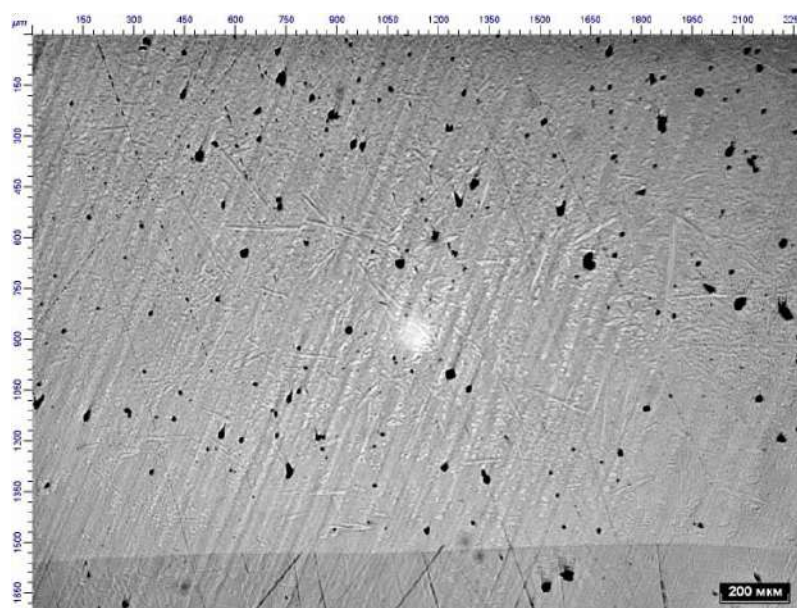


Рисунок 59 – Пористость покрытия № 1 (250Х15Г20С) при наплавке на токе 180 А

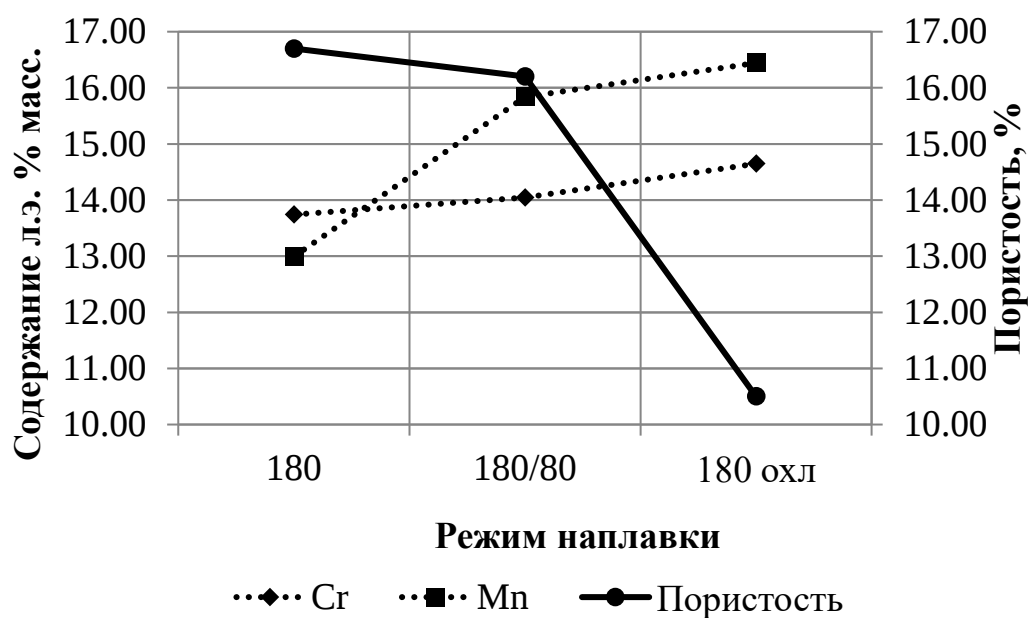


Рисунок 60 – Влияние содержания хрома и марганца на пористость покрытий, полученных наплавкой порошка № 1 (250Х15Г20С) при различных режимах

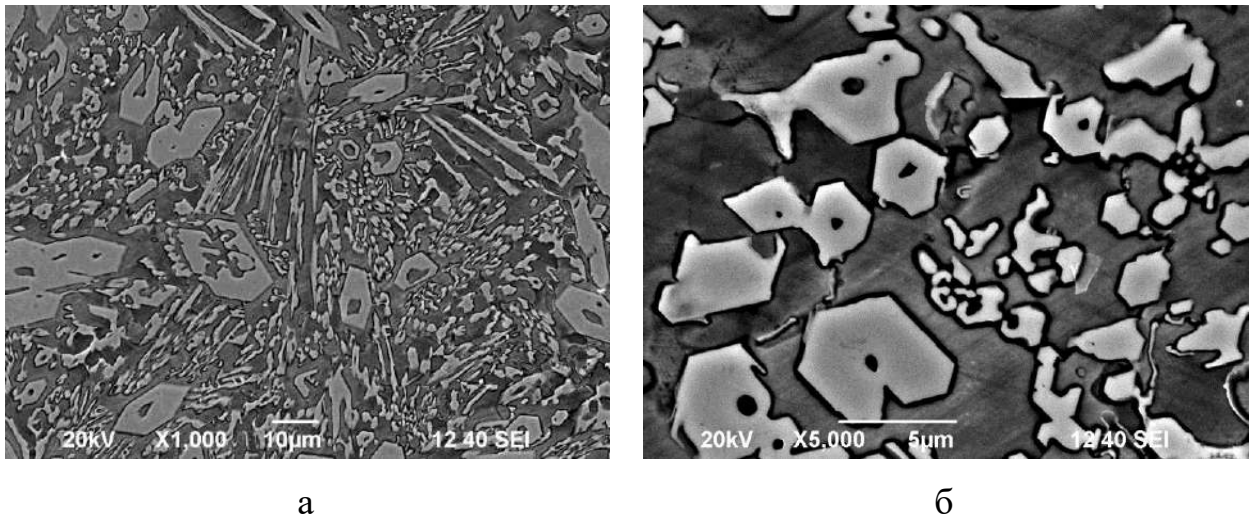


Рисунок 61 – Структура покрытия № 1 (250X15Г20С) при наплавке на токе 180 А: а – х 2500; б – х 5000

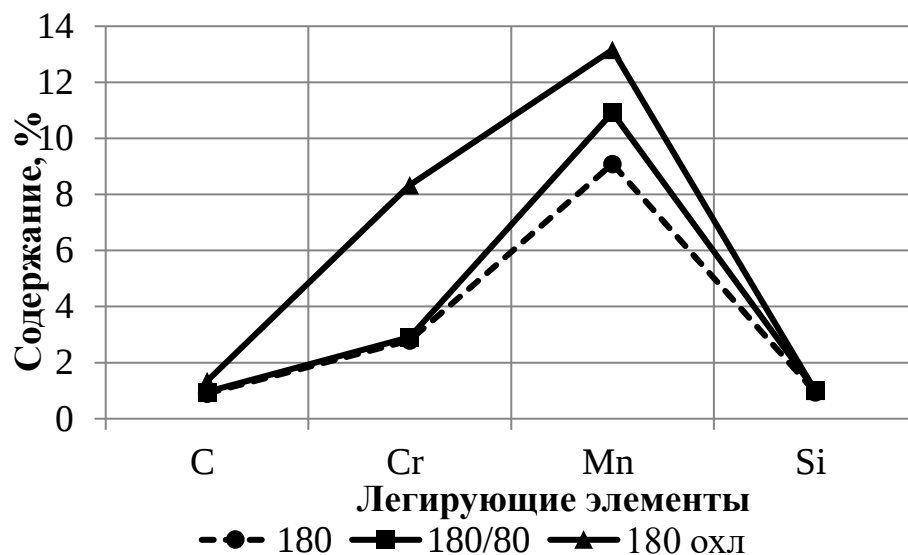


Рисунок 62 – Химический состав металлической основы покрытий на основе порошка № 1 (250X15Г20С) полученных при различных режимах наплавки

Повышение скорости охлаждения при наплавке, при прочих равных условиях, приводит к повышению содержания легирующих элементов в металлической основе (рисунок 62), в первую очередь хрома и азота. Это приводит к получению более высокой микротвёрдости металлической основы (рисунок 63). Дальнейшие исследования данной системы легирования проводили при наплавке с максимальным тепловложением и

естественным охлаждением максимальным тепловложением и ускоренным охлаждением за счёт обдува воздухом, а также, при введении модуляции тока.

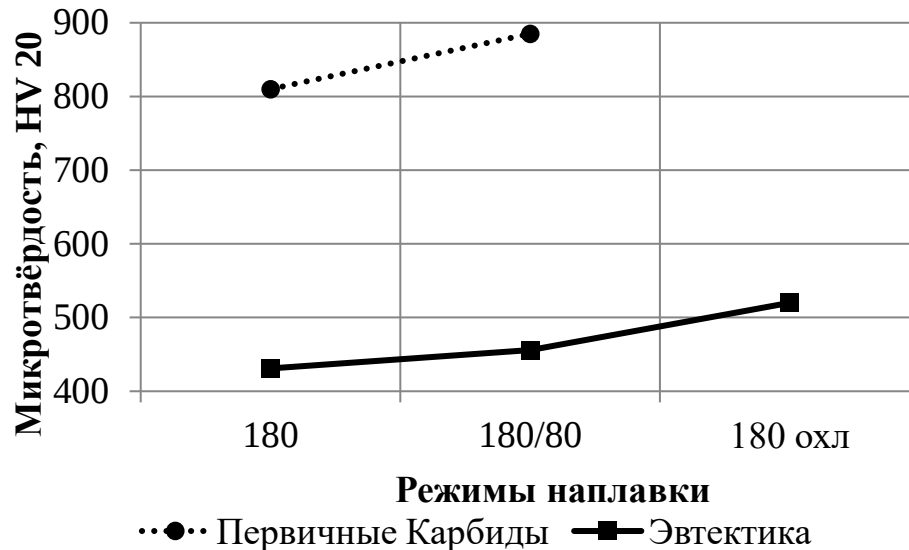


Рисунок 63 – Микротвёрдость структурных составляющих покрытий на основе порошка № 1 (250X15Г20С) полученных при различных режимах наплавки

4.2 Влияние азота на формирование структуры покрытий системы Fe-C-Cr-Mn

Как показано в обзоре литературы [25, 26, 108...110] для эксплуатации в условиях ударных нагрузок и одновременного абразивного изнашивания рекомендуются сплавы с аустенитной структурой металлической основы. При этом для обеспечения способности удерживать частицы упрочняющей фазы в структуре, аустенит должен в процессе изнашивания претерпевать мартенситное или полидеформационное превращение [59]. Степень его стабильности по отношению к фазовому превращению обеспечивает итоговую износостойкость покрытий в конкретных условиях эксплуатации. Большинство традиционных наплавочных материалов применяемых для

упрочнения деталей, не выдерживают нагрузок, возникающих в деталях при ударно-абразивном изнашивании, в связи с неспособностью металлической основы наплавленного металла приспособляться к условиям абразивного изнашивания при воздействии ударных нагрузок. В связи с этим, целью данной работы являлось исследование влияния легирования азотом наплавленного металла системы Fe-C-Cr-Mn-Si на ударно-абразивную износостойкость и изучение особенностей формирования структуры и свойств покрытий, при плазменно-порошковой наплавке.

Основными трудностями применения азота является его высокая диффузионная подвижность при высоких температурах, и связанный с этим повышенный угар, а также, склонность азотированных сплавов к чрезмерному росту зерна, что может полностью нивелировать всё положительное влияние от легирования азотом.

В связи с этим в настоящее время активно разрабатываются технологии обоснованного применения азота в металлических сплавах и покрытиях. Применительно к износостойким покрытиям, азот применяется с целью повысить износостойкость, одновременно с ударной вязкостью, а также, для повышения коррозионной стойкости покрытий.

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, а также, технологическими параметрами плазменно-порошковой наплавки: расходом присадочного порошка, силой тока, скоростью наплавки и др. Путём правильного выбора режима наплавки применительно к конкретной детали, 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.

Благодаря возможности применения различных технологических воздействий при наплавке технология плазменно-порошковой наплавки стала широко применимой для восстановления и упрочнения деталей, в тех случаях, когда другие способы наплавки оказываются технологически или экономически не приемлемы [43]. Для обеспечения получения наплавленного металла с максимально возможными высокими значениями физических и механических свойств, плазменно-порошковую наплавку производят на таких режимах, при которых глубина проплавления металла подложки стремится к минимальному своему значению, и доля участия основного металла в наплавленном металле также минимальна.

Известно [102], что низкоуглеродистые хромомарганцевые аустенитные сплавы, содержащие 0,5...1,0 азота превосходят сталь Гадфильда по стойкости к адгезионному изнашиванию при повышенных температурах более чем в 2 раза, а такие стали как 12X18H9 или 20X18H10T не менее чем в 5...70 раз. Такие условия изнашивания создаются например в подшипниках скольжения, шейках роторов и др. Повышенную износостойкость азотсодержащих сплавов авторы работ [57, 106] обуславливают в первую очередь положительным влиянием азота на прочность и теплостойкость аустенита. Между тем в этих работах отмечается, что введение азота не приводит к существенному росту абразивной износостойкости, а также к повышению сопротивления сталей адгезионному изнашиванию при трении с малыми скоростями, т.е. при изнашивании в условиях нормальных температур.

Несмотря на широкое применение азота для легирования сталей, чугунов и специальных сплавов, в научной и технической литературе, в настоящее время недостаточно сведений о влиянии азота на эксплуатационные свойства высокоуглеродистых сплавов, в т.ч. белых износостойких чугунов. Тем более, недостаточно сведений о возможности

применения азота как легирующего элемента высокоуглеродистых покрытий. Однако, имеющиеся научные результаты [104] позволяют предположить, что в условиях определённого легирования азот способен положительно влиять на ударно-абразивную износостойкость высокоуглеродистых хромомарганцевых покрытий типа 250X15Г20С за счёт формирования дендритных кристаллов аустенита правильной геометрической формы и повышения микротвёрдости металлической основы и карбидной фазы.

Наплавку опытных образцов производили плазмотроном комбинированного действия на токах 120А, 180А, с охлаждением на спокойном воздухе или при обдуве воздухом.

Наплавочные смеси получали смешиванием базового наплавочного порошка типа 250X15Г20С с порошком азотированного феррохрома или феррокремния в различных соотношениях. Химический состав используемых порошковых материалов и полученных композиций приведён в таблицах 23 и 24.

Таблица 23 – Химический состав наплавочных смесей

№	Fe	C	Cr	Mn	Si	N	Al
1	60,95	2,50	15,10	20,30	1,15	-	-
2	58,96	2,39	14,39	19,34	3,48	1,43	0,01
6	59,17	2,39	17,48	19,33	1,14	0,48	0,01
7	57,56	2,29	19,64	18,45	1,14	0,91	0,02
8	56,09	2,19	21,61	17,65	1,13	1,30	0,03
9	54,73	2,11	23,42	16,92	1,12	1,67	0,03
29	55,75	2,18	18,99	17,58	3,25	2,21	0,03
30	54,35	2,09	20,99	16,81	3,16	2,55	0,04
31	53,07	2,01	22,83	16,11	3,07	2,86	0,05

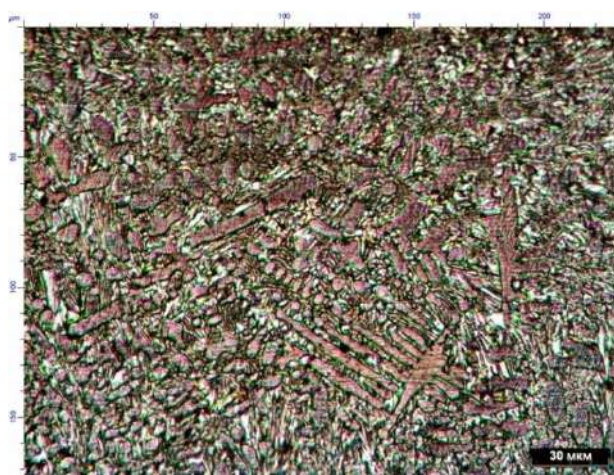
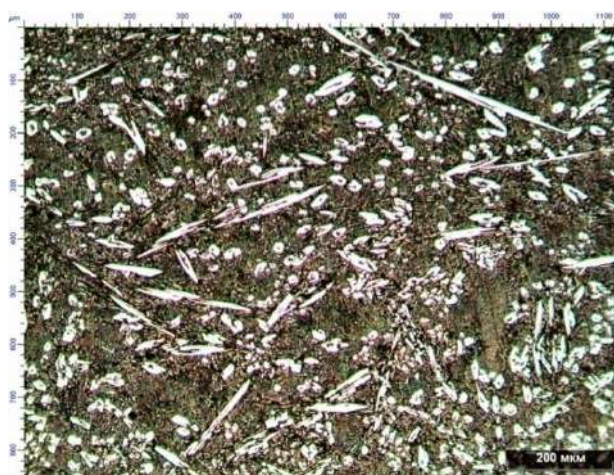
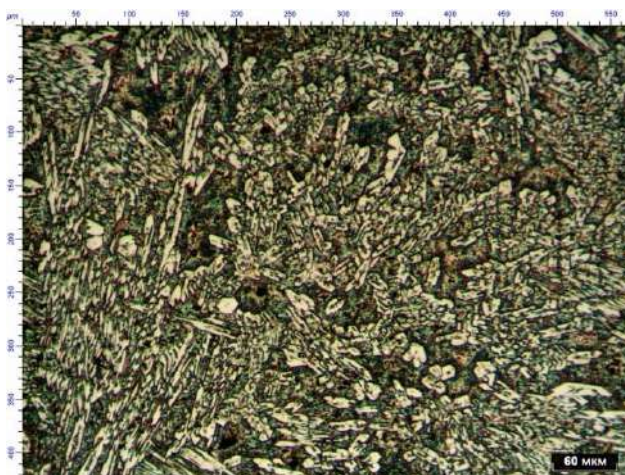
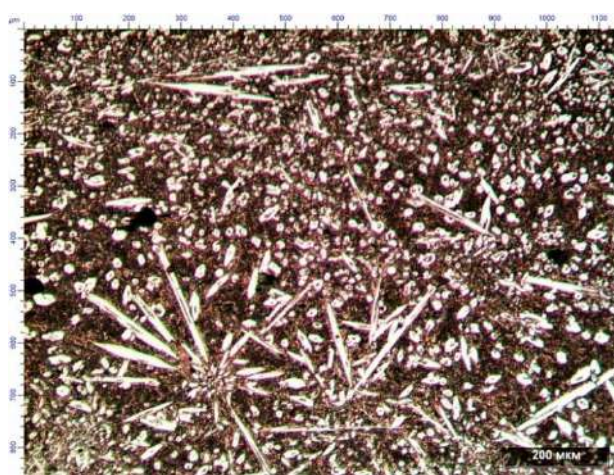
Таблица 24 – Химический состав азотированных ферросплавов

Наименование	C	Cr	Al	Mn	Ti	Si	N
Азотированный феррохром	0,15	65,0	0,2	-	-	1,00	10,0
Азотированный феррокремний	0,10	0,30	0,3	0,1	0,4	50,00	30,00

Структура и свойства покрытий типа 250X15Г20С наплавленных на токах 80 А, 120 А и 180 А подробно описаны в разделе 4.1, и характеризуются наличием значительного количества крупных частиц избыточного карбида хрома типа Me_7C_3 вырожденного строения (рисунок 64, а).

По мнению авторов работ [25, 26, 106 и др.] в условиях воздействия ударных нагрузок наличие в микроструктуре избыточных карбидов хрома типа Me_7C_3 отрицательно сказывается на его ударно-абразивной износостойкости. К тому же, содержание марганца в наплавочном материале в количестве около 20 % приводит к высокой концентрации его не только в аустените, но и в карбидах хрома, снижая их микротвёрдость [25]. Повысить сопротивляемость ударным нагрузкам такого металла возможно дополнительно легировав его элементами, способствующими: повышению растворимости марганца в аустените, облегчению протекания полидеформационного превращения в аустените при воздействии ударных нагрузок, расширению области существования γ -фазы, и способными к образованию собственных твёрдых упрочняющих фаз. Единственным элементом, отвечающим всем предъявляемым требованиям, является азот [59].

С целью легирования покрытий азотом к базовому наплавочному порошку типа 250X15Г20С подмешивали азотированный феррохром и феррокремний (см. таблица 24). При этом получали наплавленный металл различных структурных типов с содержанием азота в наплавочном порошке от 0,48 % до 2,86 %. В [59] показано, что содержание азота в металле в количестве около 0,3 % обеспечивает сохранение аустенитной структуры Fe-Cr-Mn сплавов при любых скоростях кристаллизации, а также, дестабилизирует его по отношению к $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращению, снижая энергию дефектов упаковки. При этом максимальное количество ϵ -фазы (упорядоченных и неупорядоченных дефектов упаковки) после деформации приобретают сплавы с содержанием марганца около 20 %. Таким образом

а, $\times 200$ б, $\times 500$ в, $\times 200$ г, $\times 100$ д, $\times 200$ е, $\times 100$

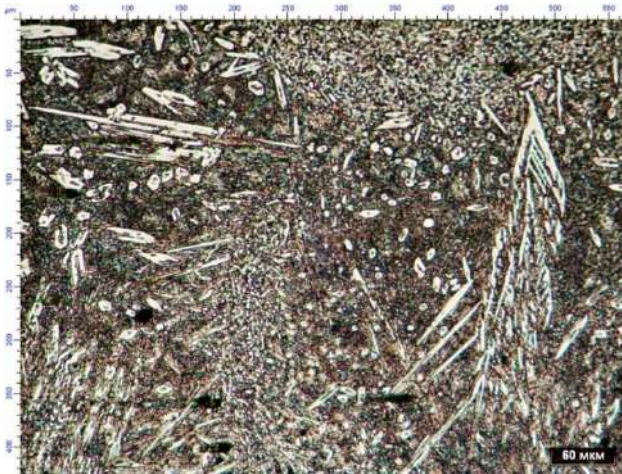
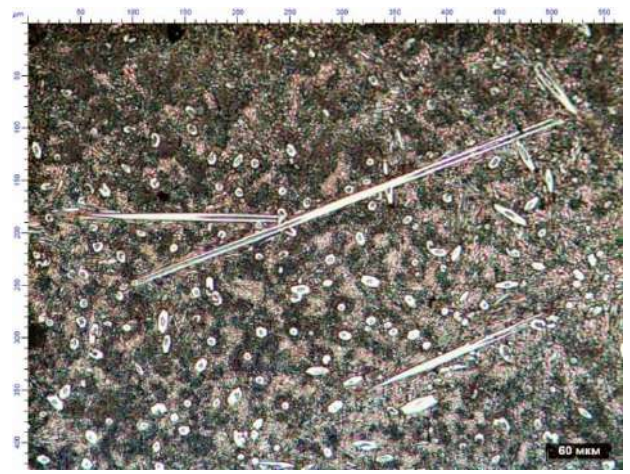
ж, $\times 200$ з, $\times 200$ и, $\times 200$

Рисунок 64 – Структура покрытий наплавленных на токе 120 А ($\times 1000$):

а – № 1 (тип 250Х15Г20С); б – № 2 (тип 240Х14Г19АС3); в – № 6 (тип 240Х17Г19АС); г – № 7 (тип 230Х19Г18АС); д – № 8 (тип 220Х21Г17АС); е – № 9 (тип 210Х23Г17АС); ж – № 29 (тип 210Х19Г17А2С3); з – № 30 (тип 210Х21Г17А2С3); и – № 31 (тип 200Х23Г16А2С3)

введение азота повышает склонность металлической основы наплавленного металла к полидеформационному превращению при воздействии ударных нагрузок и способствует лучшему закреплению карбидных частиц в аустените. Микроструктура азотсодержащих покрытий, полученных при наплавке на токах 120 А, 180 А, а также, 180 А с дополнительным охлаждением покрытий обдувом воздухом показаны на рисунках 64, 69, 71.

Во всех случаях металлическая основа после травления реактивом Марбле окрашивается в тёмно-коричневый цвет, и может быть идентифицирована как высоколегированный аустенит. Об этом также свидетельствуют данные рентгеноструктурного анализа. Азот не образует собственных упрочняющих фаз и в основном легирует аустенит, хотя смещение интерференционных линий интенсивностей карбида хрома Me_7C_3 и некоторое увеличение параметра его решётки, а также повышение микротвёрдости свидетельствует о некотором его растворении и в карбидной фазе.

Наплавка на токе 120 А приводит к формированию структуры покрытий преимущественно заэвтектического типа. Причём со снижением отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$ структура приобретает стабильно заэвтектический тип. В таблице 25 покрытия выстроены в ряд по убыванию отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$. Видно что снижение отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$ приводит к получению наиболее дисперсной первичной структуры при $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ} = 3,95$. Дальнейшее снижение отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$ приводит к получению более грубой структуры покрытий.

Таблица 25 – Зависимость типа формирующейся структуры при наплавке на токе 120 А от отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$

Шифр покрытия	Тип покрытия	$Ni_{эКВ}$	$Cr_{эКВ}$	$Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$	Тип структуры
1Б	230X14Г17С	79,08	15,9	4,973584906	Заэвтектический
2Б	220X14Г15АС2	80,625	18,07	4,461815163	Доэвтектический
6Б	230X17Г17АС	77,565	18,175	4,267675378	Эвтектический
7Б	210X19Г16АС	75,44	20,215	3,731882266	Заэвтектический
29Б	200X18Г15АС3	76,61	22,235	3,445468855	Заэвтектический
8Б	210X21Г16АС	74,125	22,125	3,348768918	Заэвтектический
30Б	200X20Г15АС3	74,59	24,02	3,105328893	Заэвтектический
9Б	200X22Г15АС	72,605	23,86	3,042958927	Заэвтектический
31Б	190X21Г14АС3	72,365	25,66	2,82014809	Заэвтектический

Количество карбидной фазы в покрытиях находится в прямой зависимости от отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$, повышение которого приводит к

снижению количества эвтектики. Исследование морфологии эвтектики позволяет сделать вывод о том, что эвтектический аустенит стремится кристаллизоваться в форме вырожденных дендритов, что хорошо видно на рисунке 65.

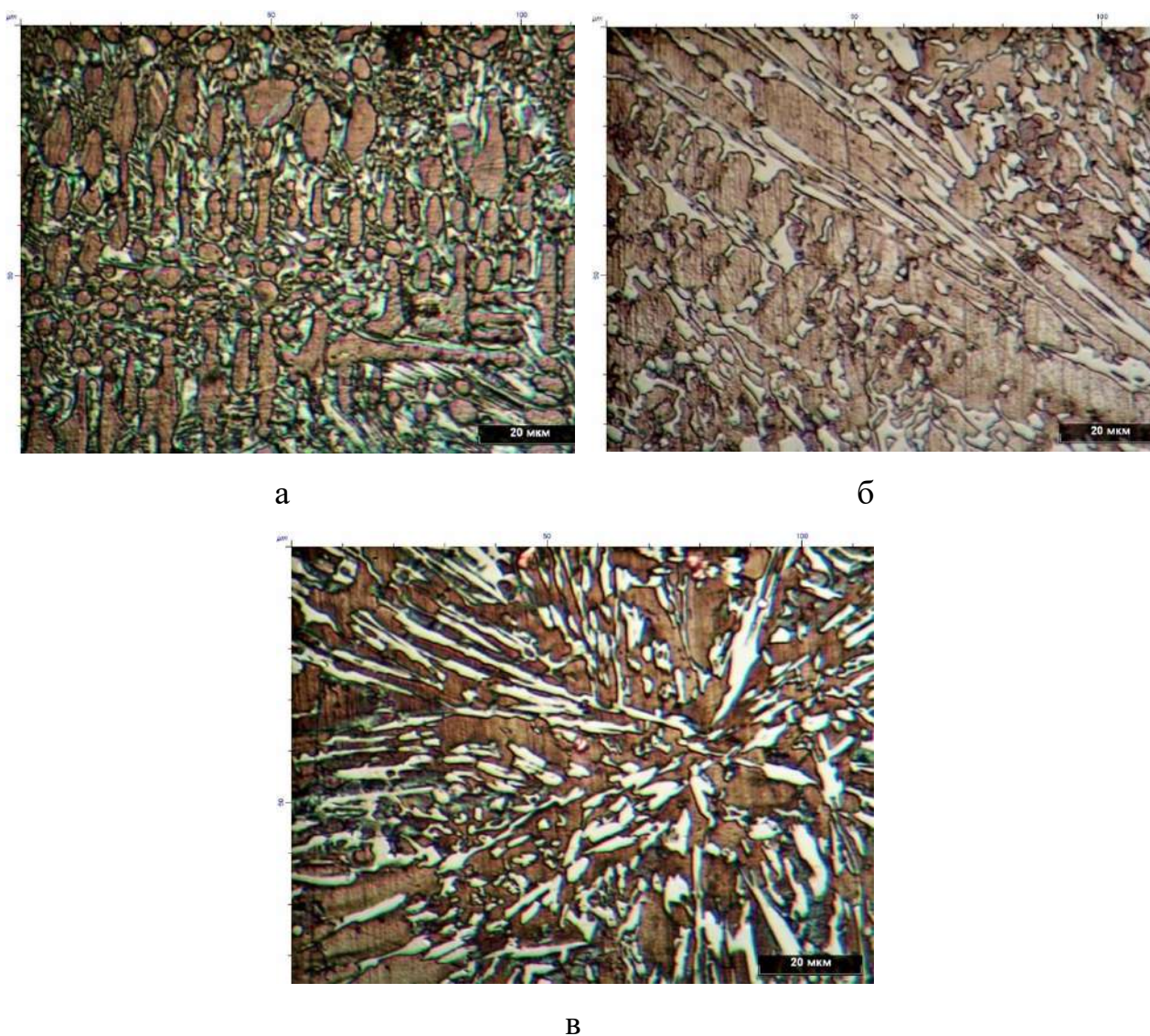


Рисунок 65 – Морфология аустенита (x500):

а – покрытие типа 240X14Г19АС3; б – покрытие типа 240X17Г19АС; в –
покрытие типа 210X21Г17А2С3

На рисунке 66 показана диаграмма отражающая влияние химического состава на тип формируемой структуры покрытий, полученных при наплавке на токе 120 А. В таблице 26 приведены данные количественного

металлографического и дюрOMETрического анализов микроструктуры покрытий, наплавленных на токе 120 А. Анализ приведённых в таблице данных показывает, что на твёрдость наплавленных покрытий наибольшее влияние оказывает микротвёрдость той фазы, которая превалирует в структуре. Так как количество карбидной фазы в покрытиях не превышает 30 %, то основной вклад в уровень твёрдости вносит микротвёрдость эвтектики. Диаграмма, приведённая на рисунке 67, показывает влияние объёмной доли структурных составляющих покрытий на их интегральную твёрдость, а на рисунке 68 показано влияние микротвёрдости структурных составляющих на интегральную твёрдость покрытий. Наблюдается прямая зависимость между интегральной твёрдостью и суммарной твёрдостью отдельных структурных составляющих в отношении к их объёмной доле в структуре.

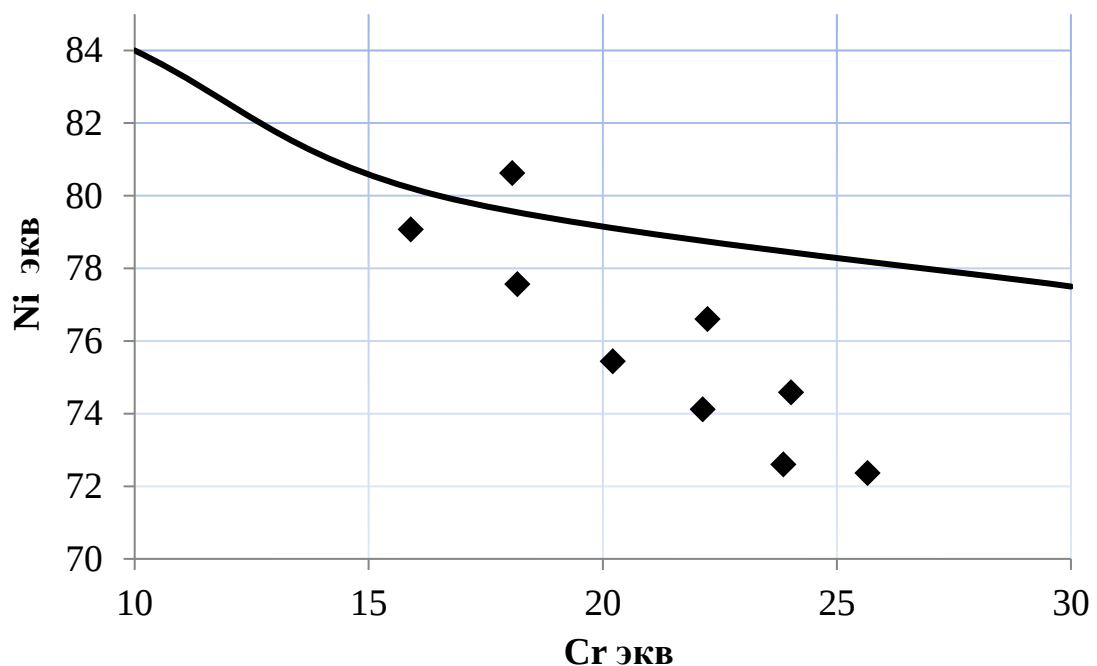


Рисунок 66 – Диаграмма влияния химического состава на тип формируемой структуры получаемой при наплавке на токе 120 А

Наплавка при более высоком токе – 180 А, также как и наплавка на токе 120 А, приводит к существенным изменениям микроструктуры формирующихся покрытий.

Таблица 26 – Количественная оценка структуры и твёрдость покрытий, наплавленных на токе 120 А

Шифр	Твёрдость, HRC	Количество эвтектики, %	Микротвёрдость эвтектики, HV	Количество первичных карбидов, %	Микротвёрдость первичных карбидов, HV
1	57,8	80,3	431,4	19,7	810,7
2	59,3	37,5	420,3	-	-
6	51,6	78,2	397,5	21,8	811,1
7	59,2	76,6	363,1	23,4	880,5
8	59,8	75,7	304,4	24,3	912,2
9	60,6	72,0	270,4	28,0	970,3
29	58,5	82,7	385,1	17,3	818,0
30	52,5	70,5	290,8	29,5	830,0
31	54,0	78,6	360,0	21,4	920,2

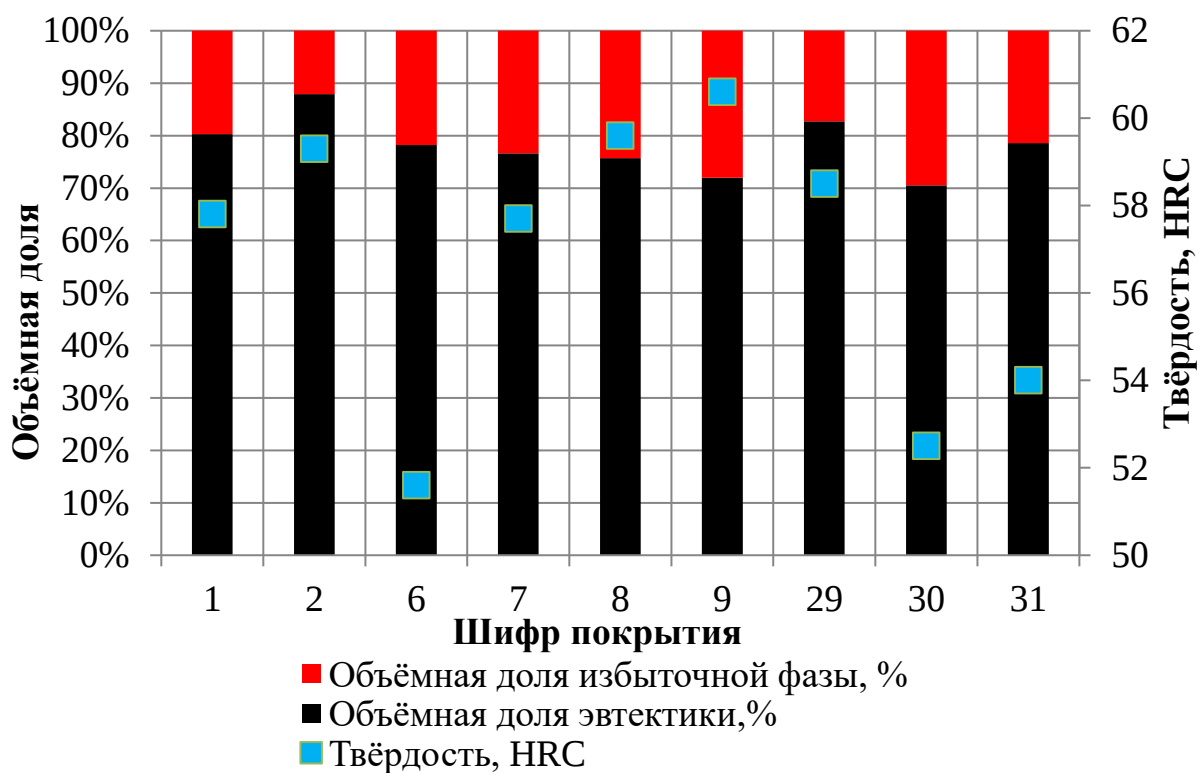


Рисунок 67 – Влияние объёмной доли структурных составляющих на интегральную твёрдость покрытий, наплавленных на токе 120 А

В большинстве случаев образуется эвтектическая или доэвтектическая структура покрытий. Происходит измельчение структурных составляющих –

эвтектики и избыточной фазы. Образуются единичные кристаллы первичных карбидов, что связано с химической неоднородностью расплава. Они находятся в структуре эвтектики или связаны с ней общим происхождением, и имеют высокую дисперсность.

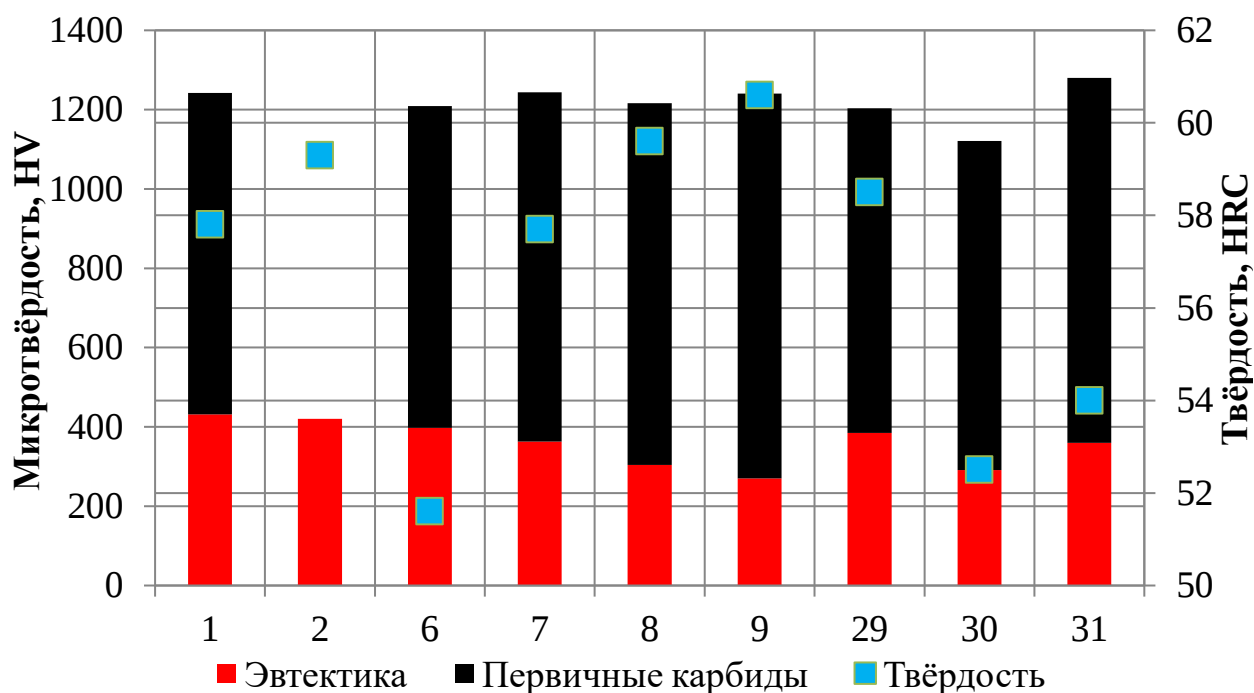
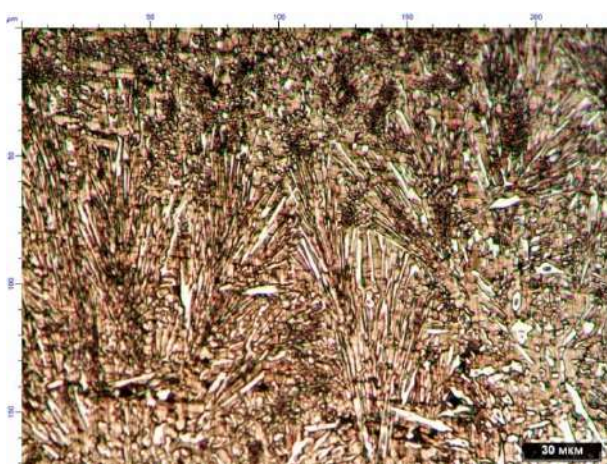
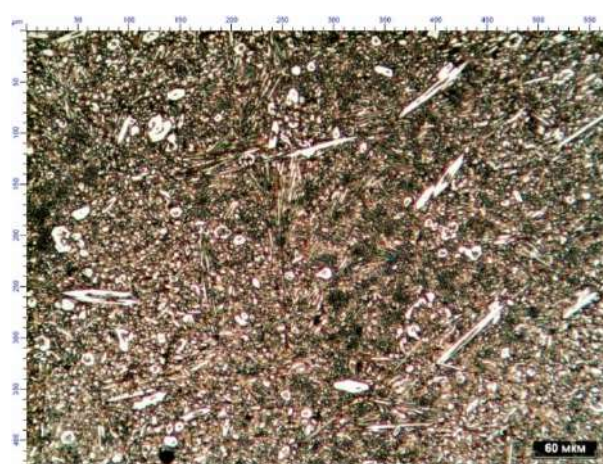
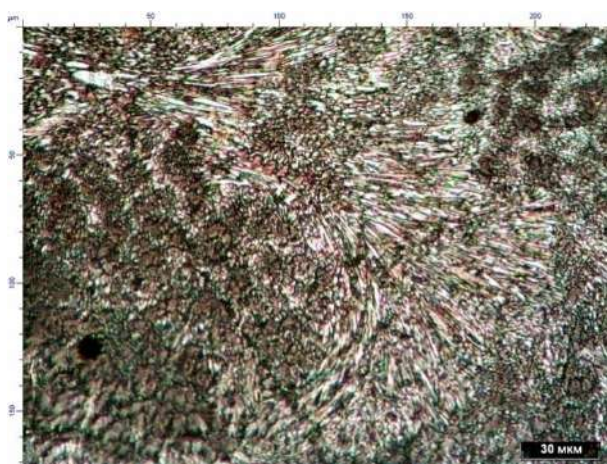
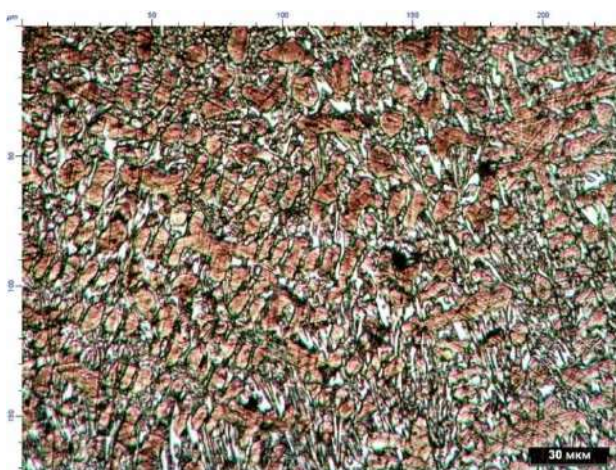


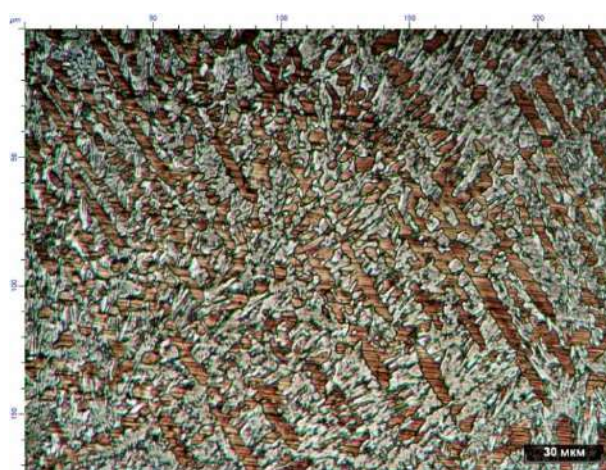
Рисунок 68 – Влияние микротвёрдости структурных составляющих на интегральную твёрдость покрытий, наплавленных на токе 120 А

Изменения произошедшие в структуре при повышении силы тока наплавки, приводят к перераспределению химических элементов между металлической основой и избыточной фазой. При снижении отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$ структура приобретает стабильно эвтектический тип. В таблице 27 покрытия выстроены в ряд по убыванию отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$. Видно что снижение отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$ приводит к получению наиболее дисперсной первичной структуры при $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ} = 3,95$. Дальнейшее снижение отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$ приводит к получению более грубой структуры покрытий.

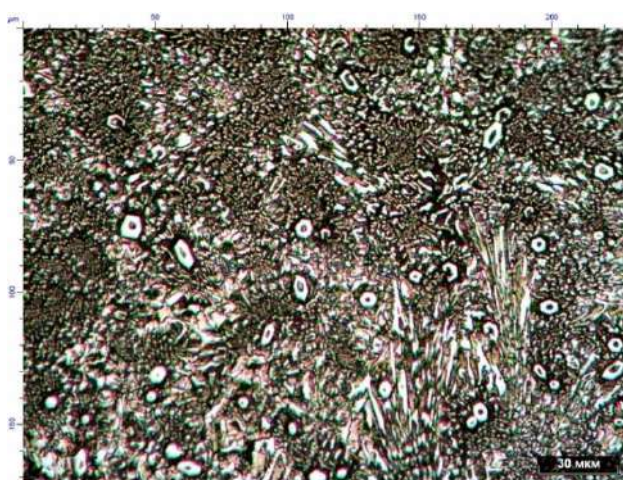
а, $\times 200$ б, $\times 500$ в, $\times 500$ г, $\times 200$ д, $\times 500$ е, $\times 200$



ж, ×500



з, ×500



и, ×500

Рисунок 69 – Структура покрытий наплавленных на токе 180 А:

а – № 1 (тип 250X15Г20С); б – № 2 (тип 240X14Г19АС3); в – № 6 (тип 240X17Г19АС); г – № 7 (тип 230X19Г18АС); д – № 8 (тип 220X21Г17АС); е – № 9 (тип 210X23Г17АС); ж – № 29 (тип 210X19Г17А2С3); з – № 30 (тип 210X21Г17А2С3); и – № 31 (тип 200X23Г16А2С3)

Количество карбидной фазы в покрытиях находится в прямой зависимости от отношения $Ni_{э\text{КВ}}/Cr_{э\text{КВ}}$, повышение которого приводит к снижению количества эвтектики. Исследование морфологии эвтектики позволяет сделать вывод о том, что эвтектический аустенит стремится кристаллизоваться в форме вырожденных дендритов, что хорошо видно на рисунке 60. На рисунке 70 показана диаграмма отражающая влияние

химического состава на тип формируемой структуры покрытий, полученных при наплавке на токе 180 А.

Таблица 27 – Зависимость типа формирующейся структуры при наплавке на токе 120 А от отношения $Ni_{экв}/Cr_{экв}$

Шифр покрытия	Тип покрытия	$Ni_{экв}$	$Cr_{экв}$	$Ni_{экв}/Cr_{экв}$	Тип структуры
1	250X15Г20С	85,15	16,825	5,060921248	Заэвтектический
2	240X14Г19АС3	98,213	19,595	5,012145956	Доэвтектический
6	240X17Г19АС	87,125	19,19	4,540125065	Эвтектический
29	210X19Г17А2С3	100,71	23,865	4,219987429	Доэвтектический
7	230X19Г18АС	88,845	21,35	4,161358314	Эвтектический
30	210X21Г17А2С3	101,705	25,73	3,952778857	Доэвтектический
8	220X21Г17АС	90,125	23,305	3,867195881	Эвтектический
31	200X23Г16А2С3	102,675	27,435	3,742482231	Эвтектический
9	210X23Г17АС	91,8	25,1	3,657370518	Эвтектический

В таблице 28 приведены данные количественного металлографического и дюрOMETрического анализов микроструктуры покрытий, наплавленных на токе 180 А. Анализ приведённых в таблице данных показывает, что на интегральную макротвёрдость наплавленных покрытий наибольшее влияние оказывает микротвёрдость той фазы, которая превалирует в структуре.

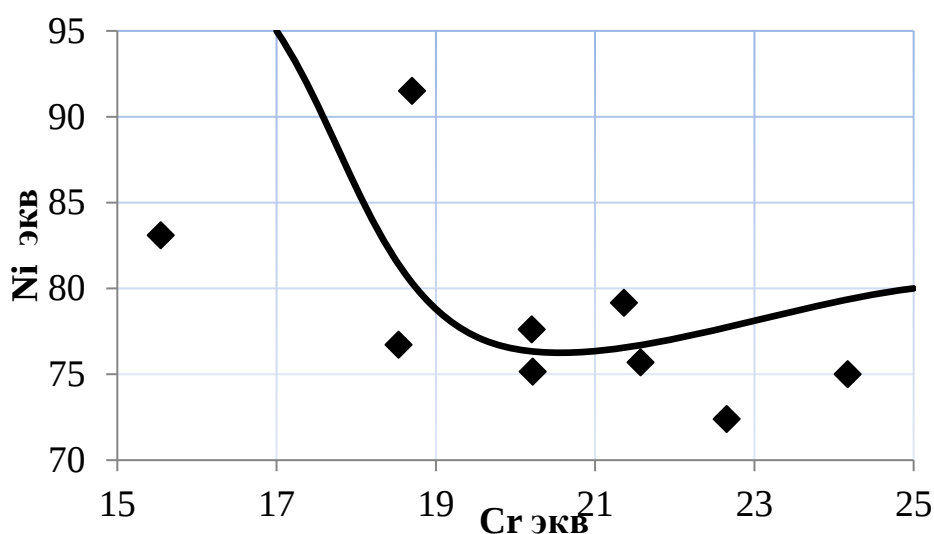


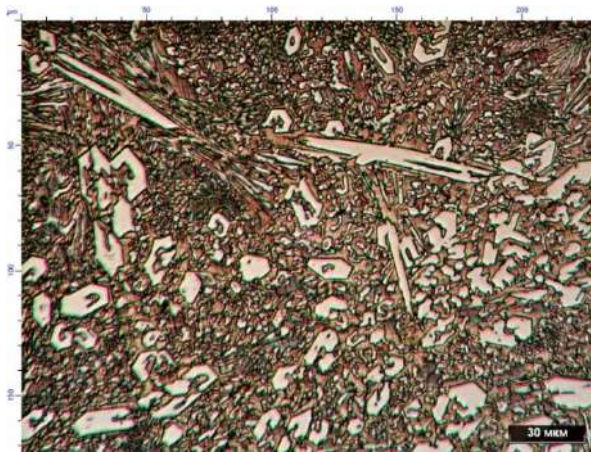
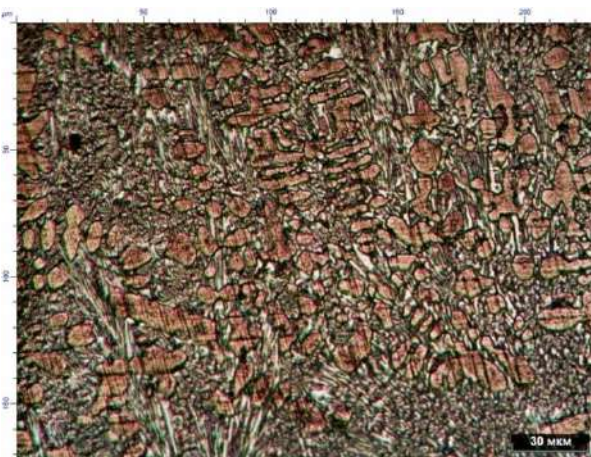
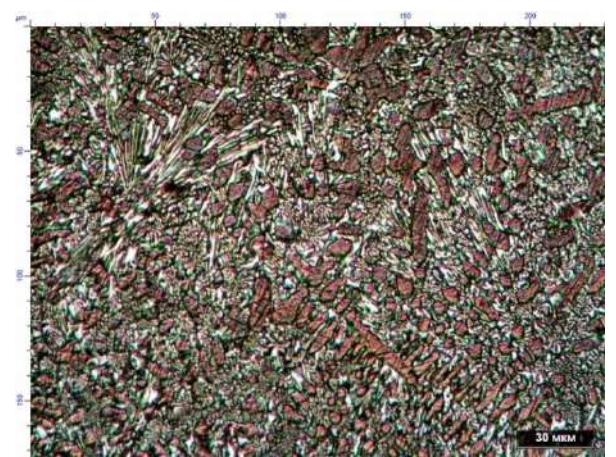
Рисунок 70 – Диаграмма влияния химического состава на тип формируемой структуры получаемой при наплавке на токе 180 А

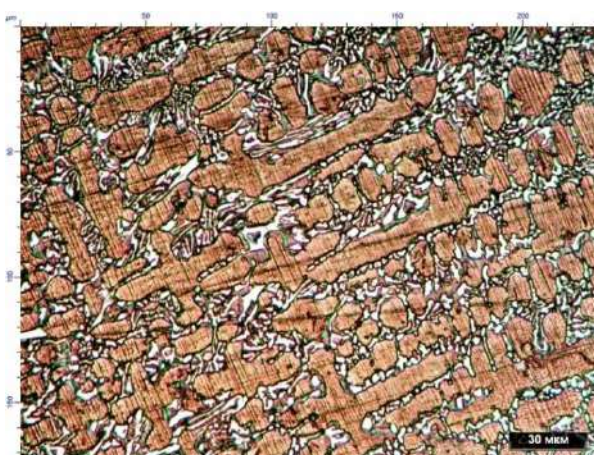
Таблица 28 – Зависимость типа формирующейся структуры при наплавке на токе 180 А от отношения $Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$

Шифр покрытия	Тип покрытия	$Ni_{эКВ}$	$Cr_{эКВ}$	$Ni_{эКВ}/Cr_{эКВ}$	Тип структуры
1	250X15Г20С	83,1	15,545	5,34577	Заэвтектический
2	240X14Г19АС3	91,51	18,7	4,893583	Доэвтектический
6	240X17Г19АС	76,73	18,53	4,140853	Доэвтектический
29	210X19Г17А2С3	79,17	21,36	3,706461	Доэвтектический
7	230X19Г18АС	75,15	20,215	3,717536	Заэвтектический
30	210X21Г17А2С3	77,62	20,205	3,841623	Доэвтектический
8	220X21Г17АС	75,69	21,57	3,50904	Эвтектический
31	200X23Г16А2С3	75,01	24,17	3,103434	Эвтектический
9	210X23Г17АС	72,4	22,65	3,196468	Заэвтектический

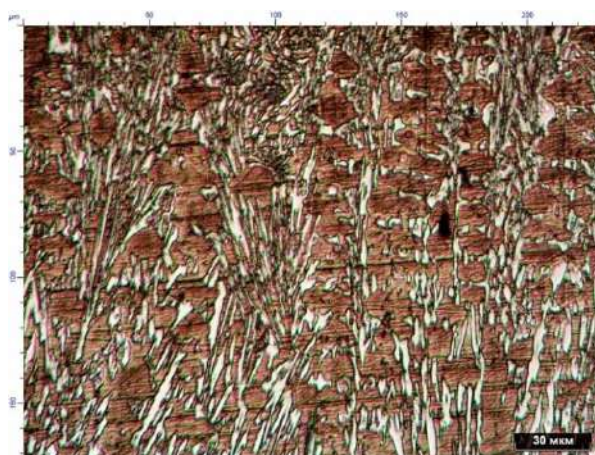
Микроструктура покрытия 240X17Г19АС, наплавленного на токах 80, 120, и 180 А с охлаждением на воздухе, а также, на токе 180 А с охлаждением обдувом воздухом, приведена на рисунках 64, 69 и 71. Рентгеноструктурным и металлографическим анализом не обнаружено образование мартенсита, даже при кристаллизации с последующим ускоренным охлаждением.

Металлической основой покрытия типа 240X17Г19АС наплавленного на токе 80 А является аустенит, который в основном находится в эвтектике, также в структуре содержится 11,8 % об. карбонитридов $M_7(CN)_3$. Повышение силы тока до 120 А приводит к изменению типа кристаллизации наплавленного металла с заэвтектического на эвтектический. При этом частицы карбонитридов приобретают вытянутое строение, вдоль направлений теплоотвода в сварочной ванне, а эвтектический аустенит кристаллизуется в форме вырожденных дендритов. Подобную структуру можно охарактеризовать как разряжено-эвтектическую (рисунок 65, б).

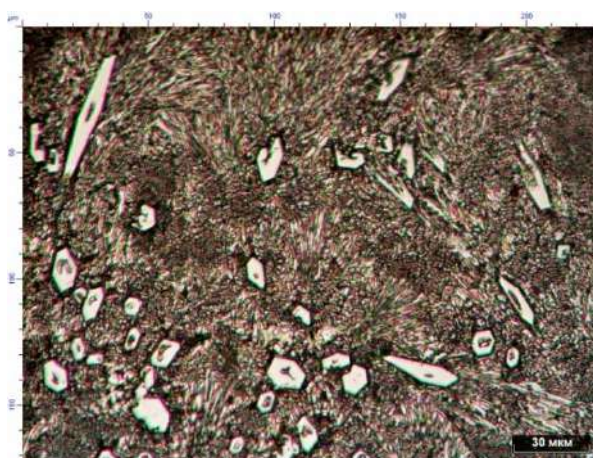
а, $\times 500$ б, $\times 500$ в, $\times 500$ г, $\times 500$ д, $\times 500$ е, $\times 500$



ж, ×500



з, ×500



и, ×500

Рисунок 71 – Структура покрытий наплавленных на токе 180 А с
дополнительным обдувом воздухом:

а – № 1 (тип 250Х15Г20С); б – № 2 (тип 240Х14Г19АС3); в – № 6 (тип 240Х17Г19АС); г – № 7 (тип 230Х19Г18АС); д – № 8 (тип 220Х21Г17АС); е – № 9 (тип 210Х23Г17АС); ж – № 29 (тип 210Х19Г17А2С3); з – № 30 (тип 210Х21Г17А2С3); и – № 31 (тип 200Х23Г16А2С3)

При наплавке на токе 180А с охлаждением образцов на воздухе в средней части покрытия формируется доэвтектическая структура металла (рисунок 69). Дендриты аустенита имеют неправильную форму, без преимущественных направлений роста. В междендритном пространстве расположена аустенито-хромистокарбидная эвтектика зернистого строения на базе карбида Me_7C_3 . Повышение скорости охлаждения металла

наплавленного на токе 180 А, путём обдува воздухом наплавленного валика, приводит к формированию правильных дендритных кристаллитов аустенита ориентировано расположенных вдоль направлений теплоотвода. Даже в средней части сварочной ванны (рисунок 71) дендриты аустенита имеют правильное строение с максимальной длиной осей первого порядка – 80 мкм, второго – 50 мкм. При этом с повышением скорости кристаллизации и последующего охлаждения микротвёрдость эвтектики повышается с 530 до 760 МПа, что приводит и к повышению ударно-абразивной износостойкости (рисунок 72).

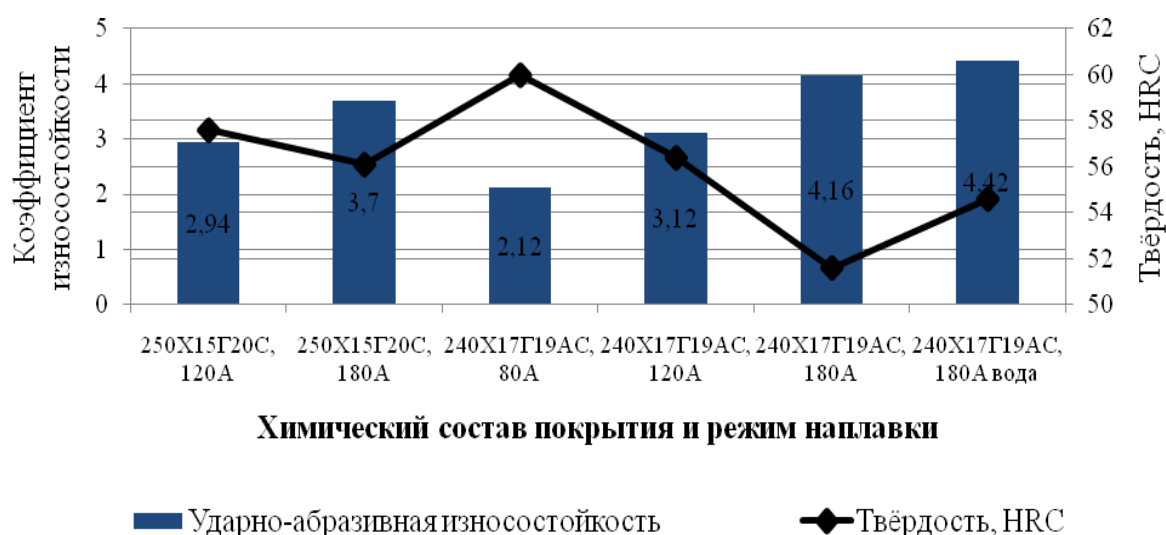


Рисунок 72 – Зависимость ударно-абразивной износостойкости и твердости от режима наплавки

Наличие азота в количестве около 0,5 % способствует повышению ударно-абразивной износостойкости наплавленного металла, при прочих равных условиях, на 6...10 %, в зависимости от режима наплавки. При этом с повышением силы тока твердость снижается, как при наплавке с азотом, так и без него. Это связано с большим перегревом сварочной ванны, образующимся при наплавке на токе 180 А, и последующей кристаллизацией с меньшей скоростью, чем при наплавке на токе 120 А, или тем более 80 А. Согласно принципам кристаллизации сложнолегированных сплавов

формирование её структуры происходит по тальвегам, смещающим, в этом случае эвтектическую точку в сторону больших содержаний углерода, тем сильнее, чем меньше скорость кристаллизации.

Скорость последующего за кристаллизацией охлаждения также влияет на формирование структуры и свойств наплавленного металла. Некоторое ускорение охлаждения способствует образованию дендритных кристаллов правильной формы, с равномерно расположенными по объёму сварочной ванны структурными составляющими, ориентированными перпендикулярно подложке. Это приводит к повышению твёрдости и значительному росту ударно-абразивной износостойкости.

Таким образом, для работы в условиях ударных нагрузок и одновременного воздействия абразива эффективно дополнительное легирование азотом хромомарганцевого покрытия. Режим наплавки должен обеспечить низкую скорость кристаллизации сварочной ванны и ускоренное её последующее охлаждение. Дополнительное легирование азотом и правильно подобранный режим наплавки позволяют повысить ударно-абразивную износостойкость по сравнению с базовым наплавочным материалом.

4.3 Влияние режимов наплавки на структуру, твёрдость и износостойкость покрытий

Авторами [106...108] было показано, что стабилизировать аустенитную структуру в сплавах системы Fe-Cr-Mn возможно за счёт дополнительного легирования такими сильными аустенитизаторами как никель или азот.

В работах [109, 110] отмечается, что совместное легирование высокоуглеродистых сплавов марганцем и азотом позволяет повысить равновесное содержание азота в сплаве, за счёт расширения области растворимости азота в аустените, а также, стабилизировать аустенит к мартенситному превращению под действием деформации. Кроме того, это

позволит привести к повышению степени деформационного упрочнения под действием пластической деформации, и как следствие, должно обеспечить повышение ударно-абразивной и гидроабразивной износостойкости таких сплавов.

Таким образом, совместное легирование сплавов на основе железа углеродом марганцем и азотом, позволяет существенно повысить физические и эксплуатационные свойства сплавов. Остаются не до конца исследованными концентрационные соотношения легирующих элементов, обеспечивающие максимальный уровень свойств, а также, влияние дополнительных легирующих элементов, таких как хром, кремний и т.д.

Влияние легирования азотом на физические и эксплуатационные свойства наплавленных покрытий относительно мало изучено, относительно его влияния на свойства чугунов и сталей. Можно полагать [111] что азот в количестве более 0,05 % может существенно изменять эксплуатационные свойства сталей и чугунов. Сверхравновесное содержание азота (более 0,1...0,2 % для сталей и более 0,45 для аустенитных чугунов) приводит к образованию пересыщенного твёрдого раствора внедрения, что в свою очередь приводит к упрочнению металлической основы сплава. Однако пересыщенные азотом твёрдые растворы имеют меньшие напряжения второго рода, по сравнению с твёрдыми растворами пересыщенными углеродом. Таким образом, азот одновременно повышая прочностные свойства аустенита, повышает также и его пластические свойства, в связи с известным снижением энергии дефектов упаковки [59]. Логично предположить, что азот и в высокоуглеродистых хромистых наплавленных покрытиях оказывает аналогичное воздействие на металлическую основу покрытий, способствуя повышению прочности закрепления карбидной фазы. Одновременно с этим азот легирует карбидную фазу и повышает её микротвёрдость. Таким образом, легирование наплавленного металла азотом должно благоприятно воздействовать на износостойкость покрытий. Невыясненным остаётся вопрос о технологически обоснованной

концентрации азота в покрытии, которая обеспечит наивысший уровень эксплуатационных свойств.

С целью изучения влияния азота на сопротивление покрытий абразивному и гидроабразивному изнашиванию исследовали наплавленные покрытия, химический состав которых и режим наплавки приведены в таблице 29.

Анализ данных приведенных в таблице 30 показал, что повышение тепловложения при наплавке (повышение силы тока) приводит к снижению коэффициентов перехода всех легирующих элементов, и в особенности азота. Это может быть объяснено как повышенным угаром элементов при прохождении через активную зону струи плазмотрона, так и с более длительным нахождением сварочной ванны в расплавленном состоянии. Введение дополнительного обдува воздухом наплавленных валиков в большинстве случаев приводит к изменениям микроструктуры – повышению дисперсности и рассредоточению карбидной фазы, и измельчению структуры в целом, однако, не способно сколько-нибудь значимо повысить коэффициент перехода азота и других легирующих элементов. В таблице 30 приведены средние коэффициенты перехода легирующих элементов в зависимости от режима наплавки.

Микроструктура наплавленных покрытий во всех случаях представляет собой характерную для белых хромистых чугунов структуру. Различные режимы наплавки приводят к получению разных по химическому составу покрытий и формированию различных типов микроструктуры покрытий, при использовании порошка одного химического состава. Это связано со следующими факторами:

- различное тепловложение приводит к различным коэффициентам перехода легирующих элементов и как следствие к получению покрытий различного химического состава;

Таблица 29 – Химический состав Fe-C-Cr-Mn-N покрытий в зависимости от режима наплавки

Шифр	Тип порошка	Режим наплавки	Химический состав покрытия, %, масс					
			Fe	C	Cr	Si	Mn	N
1Б	250Х15Г20С	120 А	66,81	2,34	14,49	0,94	17,76	-
1В	250Х15Г20С	180 А	69,90	2,25	13,88	0,80	15,42	-
1Е	250Х15Г20С	180 А, воздух	70,87	2,27	13,89	0,82	14,42	-
2Б	240Х14Г19АС3	120 А	65,93	2,24	13,81	2,84	17,01	0,41
2В	240Х14Г19АС3	180 А	69,36	2,14	13,23	2,42	14,69	0,30
2Е	240Х14Г19АС3	180 А, воздух	69,36	2,17	13,24	2,46	14,60	0,34
6Б	240Х17Г19АС	120 А	65,15	2,25	16,78	0,93	17,01	0,13
6В	240Х17Г19АС	180 А	68,34	2,15	16,08	0,79	14,69	0,10
6Е	240Х17Г19АС	180 А, воздух	68,27	2,17	16,10	0,81	14,70	0,12
7Б	230Х19Г18АС	120 А	63,74	2,14	18,85	0,91	16,24	0,26
7В	230Х19Г18АС	180 А	66,92	2,05	18,07	0,80	14,02	0,19
7Е	230Х19Г18АС	180 А, воздух	66,94	2,07	18,06	0,79	14,00	0,21
8Б	220Х21Г17АС	120 А	62,42	2,06	20,74	0,93	15,53	0,38
8В	220Х21Г17АС	180 А	65,65	1,97	19,88	0,79	13,41	0,27
8Е	220Х21Г17АС	180 А, воздух	65,70	1,99	19,80	0,80	13,39	0,31
9Б	210Х23Г17АС	120 А	61,23	1,98	22,48	0,92	14,89	0,48
9В	210Х23Г17АС	180 А	64,45	1,89	21,55	0,79	12,86	0,35
9Е	210Х23Г17АС	180 А, воздух	64,23	1,92	21,54	0,80	13,03	0,40
29Б	210Х19Г17А2С3	120 А	63,00	2,04	18,23	2,67	15,46	0,64
29В	210Х19Г17А2С3	180 А	66,26	1,95	17,47	2,28	13,53	0,46
29Е	210Х19Г17А2С3	180 А, воздух	66,38	1,97	17,48	2,31	13,30	0,53
30Б	210Х21Г17А2С3	120 А	61,79	1,96	20,15	2,58	14,78	0,70
30В	210Х21Г17А2С3	180 А	65,04	1,88	19,31	2,20	12,94	0,51
30Е	210Х21Г17А2С3	180 А, воздух	64,85	1,90	19,54	2,23	12,77	0,61
31Б	200Х23Г16А2С3	120 А	60,68	1,88	21,91	2,50	14,17	0,74
31В	200Х23Г16А2С3	180 А	63,93	1,80	20,99	2,14	12,40	0,54
31Е	200Х23Г16А2С3	180 А, воздух	63,59	1,82	21,35	2,17	12,24	0,65

- повышение скорости кристаллизации сварочной ванны, как за счёт снижения её перегрева, так и за счёт повышения скорости охлаждения (обдув воздухом) приводит к повышению неравновесности формирующихся структур, что может быть продемонстрировано отклонением степени эвтектичности. Наплавка на повышенном токе приводит к формированию более равновесной структуры, приближенной к той, которая могла бы быть получена в условиях равновесной кристаллизации покрытий данного химического состава. На рисунках 73...77 приведены микроструктуры средней части исследуемых покрытий.

Для всех исследованных покрытий наплавка на токе 180 А (режимы В) приводит к образованию наиболее равновесной структуры, насколько это возможно при плазменно-порошковой наплавке. Это подтверждается также значениями степени эвтектичности покрытий определёнными по методике [43].

Таблица 30 – Средние коэффициенты перехода легирующих элементов

Шифр	Режим наплавки	Коэффициент перехода, доли				
		C	Mn	Cr	Si	N
Б	120 А	0,94	0,88	0,96	0,82	0,29
В	180 А	0,90	0,77	0,92	0,70	0,21
Е	180 А, воздух	0,91	0,76	0,92	0,71	0,24

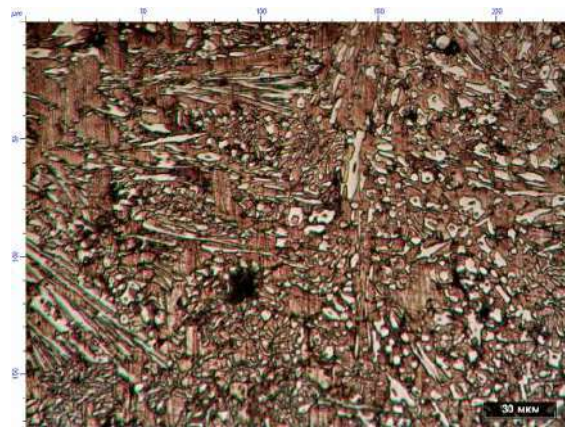
Разница между степенью эвтектичности покрытия (ΔS), определенной по химическому составу ($S_{\text{э.хим}}$) и степенью эвтектичности определенной по количеству эвтектики в микроструктуре покрытий ($S_{\text{э.стр}}$) наглядно характеризует отклонение от термодинамически более равновесного состояния структуры покрытия, сформированной при соответствующем режиме наплавки [113]. В таблице 31 приведены степени эвтектичности покрытий, определённые двумя способами.



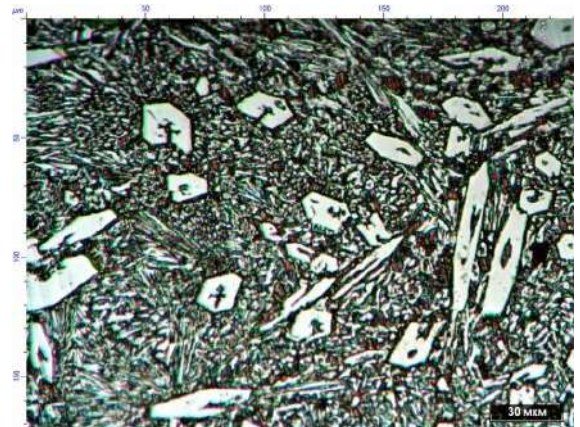
а



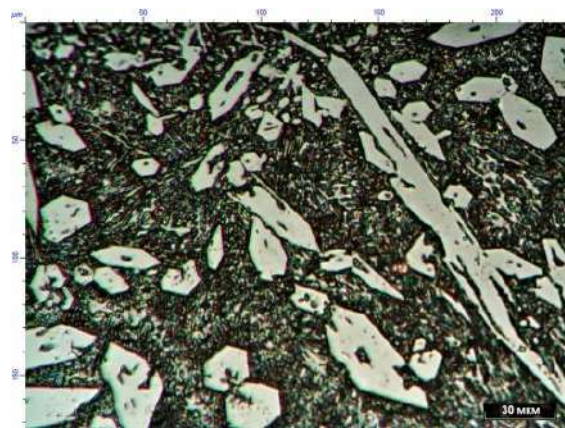
б



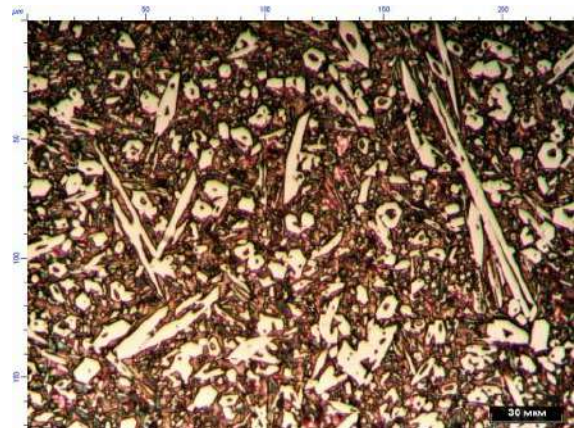
в



г



д



е

Рисунок 73 – Микроструктура покрытий (при содержании $\approx 1\%$ Si)
наплавленных на токе 120 А ($\times 500$):

а – 1Б, 250Х15Г20С; б – 2Б, 240Х14Г19АС3; в – 6Б, 240Х17Г19АС; г – 7Б,
230Х19Г18АС; д – 8Б, 220Х21Г17АС; е – 9Б, 210Х23Г17АС

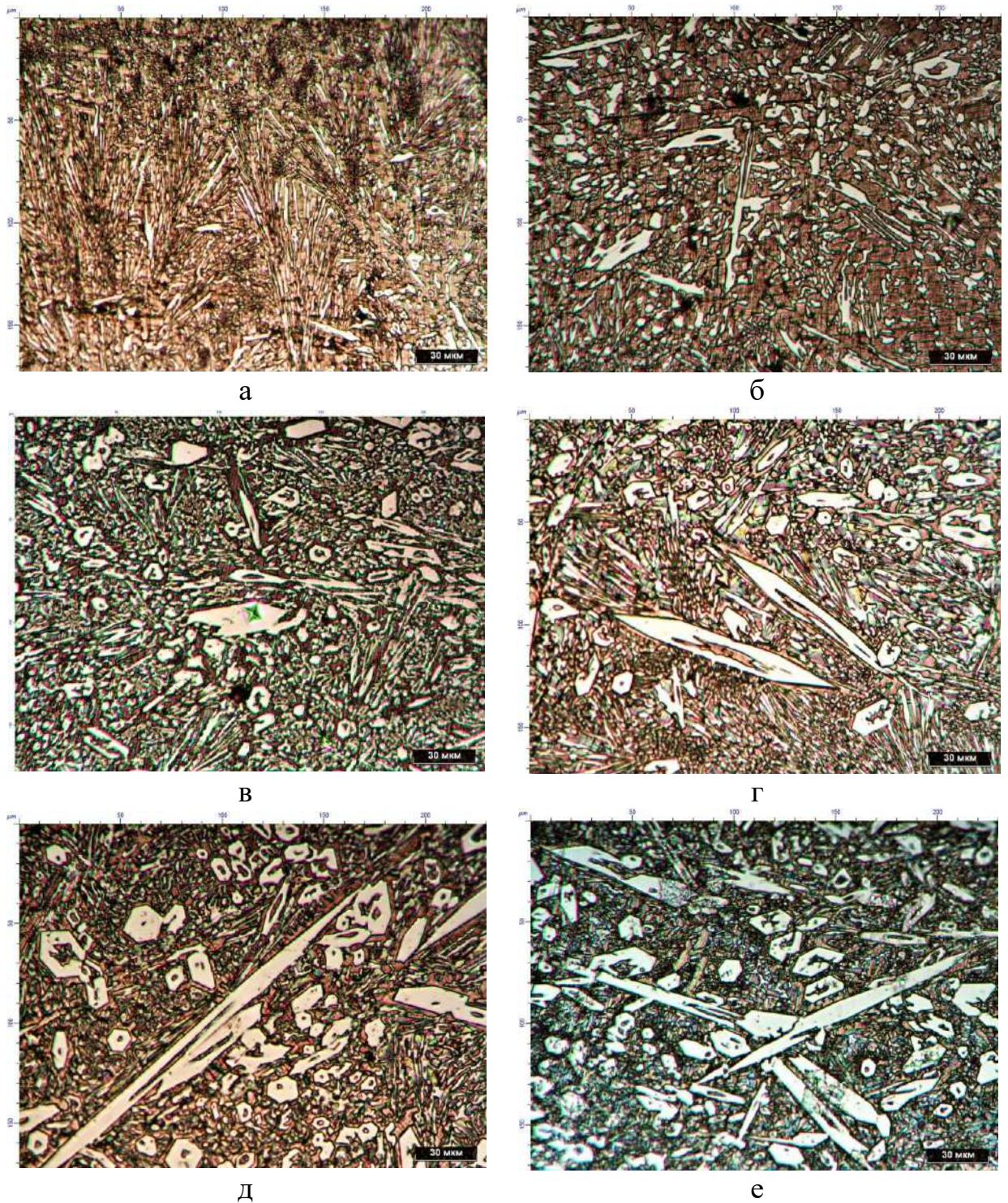


Рисунок 74 – Микроструктура покрытий (при содержании $\approx 1\%$ Si) наплавленных на токе 180 А ($\times 500$):
а – 1В, 250Х15Г20С; б – 2В, 240Х14Г19АС3; в – 6В, 240Х17Г19АС; г – 7В, 230Х19Г18АС; д – 8В, 220Х21Г17АС; е – 9В, 210Х23Г17АС

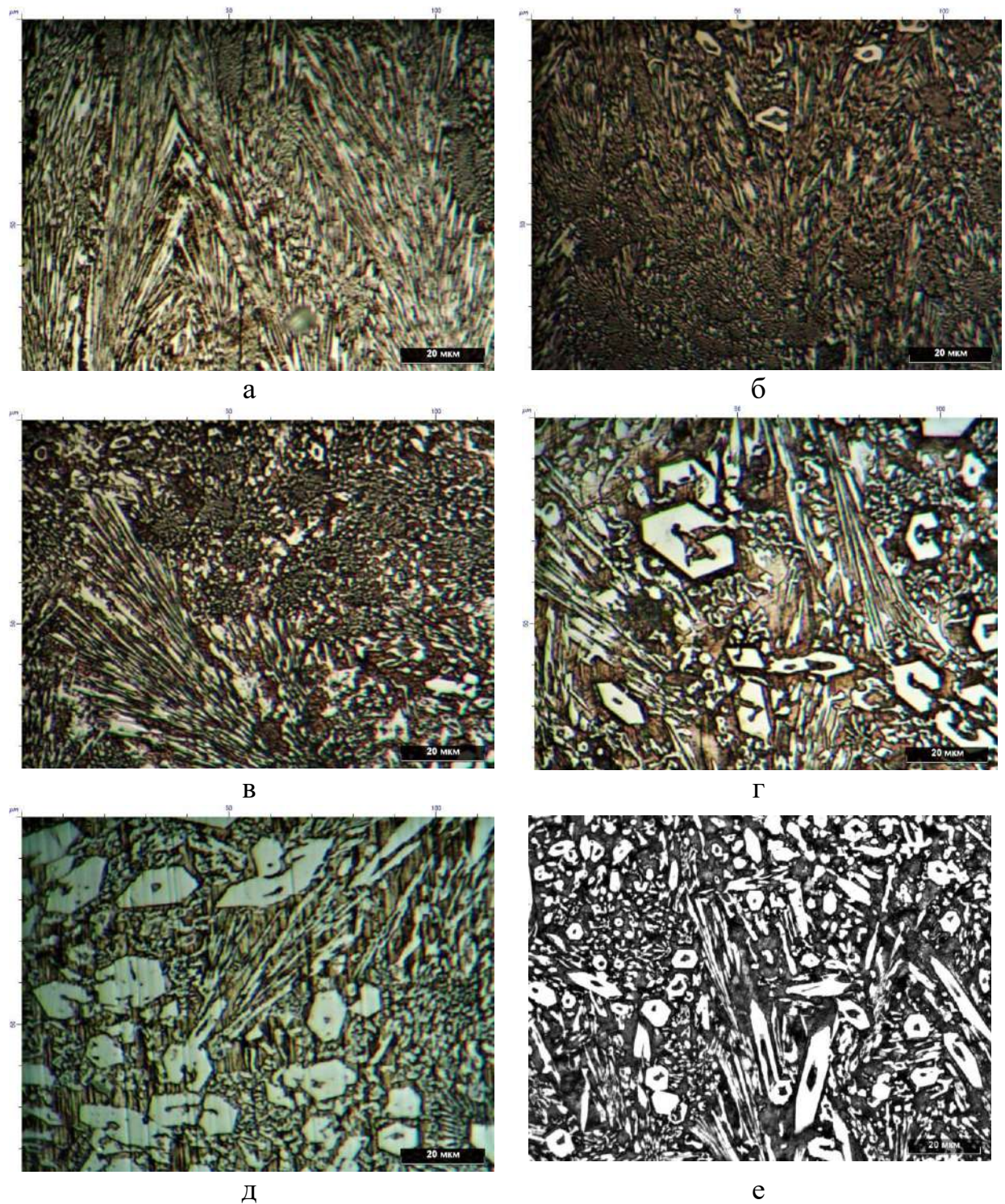
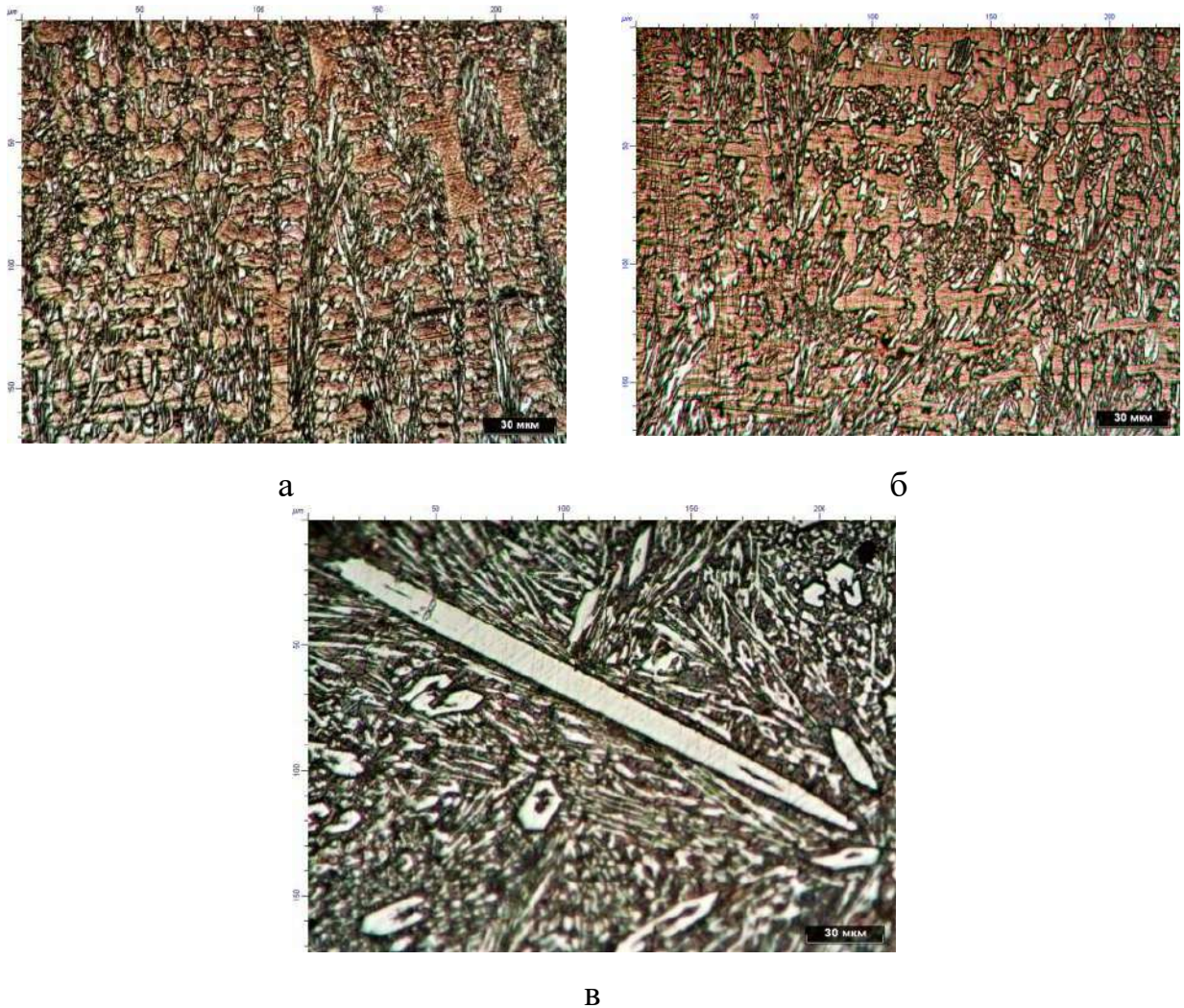


Рисунок 75 – Микроструктура покрытий (при содержании $\approx 1\%$ Si) наплавленных на токе 180 А с дополнительным обдувом воздухом ($\times 1000$): а – 1Е, 250Х15Г20С; б – 2Е, 240Х14Г19АС3; в – 6Е, 240Х17Г19АС; г – 7Е, 230Х19Г18АС; д – 8Е, 220Х21Г17АС; е – 9Е, 210Х23Г17АС

Рисунок 76 – Микроструктура покрытий (при содержании $\approx 3\%$ Si)
направленных на токе 120 А ($\times 500$):
а – 29Б, 210Х19Г17А2С3; б – 30Б, 210Х21Г17А2С3; в – 31Б, 200Х23Г16А2С3

Наплавка на токе 120 А (режимы Б) приводит к формированию наиболее неравновесной структуры из исследованных, характеризующейся наиболее высокими значениями ΔS для каждого типа наплавочного порошка. В большинстве случаев наплавка на низком токе, при меньшем тепловложении, приводит к формированию покрытий обладающих заэвтектическим типом структуры. Поскольку в сплавах исследуемой системы легирования эвтектика принадлежит к аномальному типу, формируется частично ориентированная, в соответствии с направлением кристаллизации, структура эвтектики определяемая морфологией и характером ветвления ведущей фазы – карбида.



В
Рисунок 77 – Микроструктура покрытий (при содержании $\approx 3\%$ Si)
наплавленных на токе 180 А ($\times 500$):
а – 29В, 210Х19Г17А2С3; б – 30В, 210Х21Г17А2С3; в – 31В,
200Х23Г16А2С3

Введение дополнительного обдува воздухом наплавленных валиков покрытий (режимы с шифром В) не приводит к изменению степени эвтектичности само по себе, однако из-за некоторого отличия в химическом составе таких покрытий от химического состава, сформированного на режимах В, происходит некоторое отклонение от термодинамически более равновесного состояния. При этом формируется направленно-ориентированная эвтектика аномальная типа $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ -аустенит. Это не приводит к смене типа покрытия с доэвтектического на заэвтектическое или наоборот, но проявляется в изменении количества карбидной и эвтектической фаз в микроструктуре покрытий, а также, в изменении

химического состава выделяющихся фаз, их микротвёрдости и строении эвтектики.

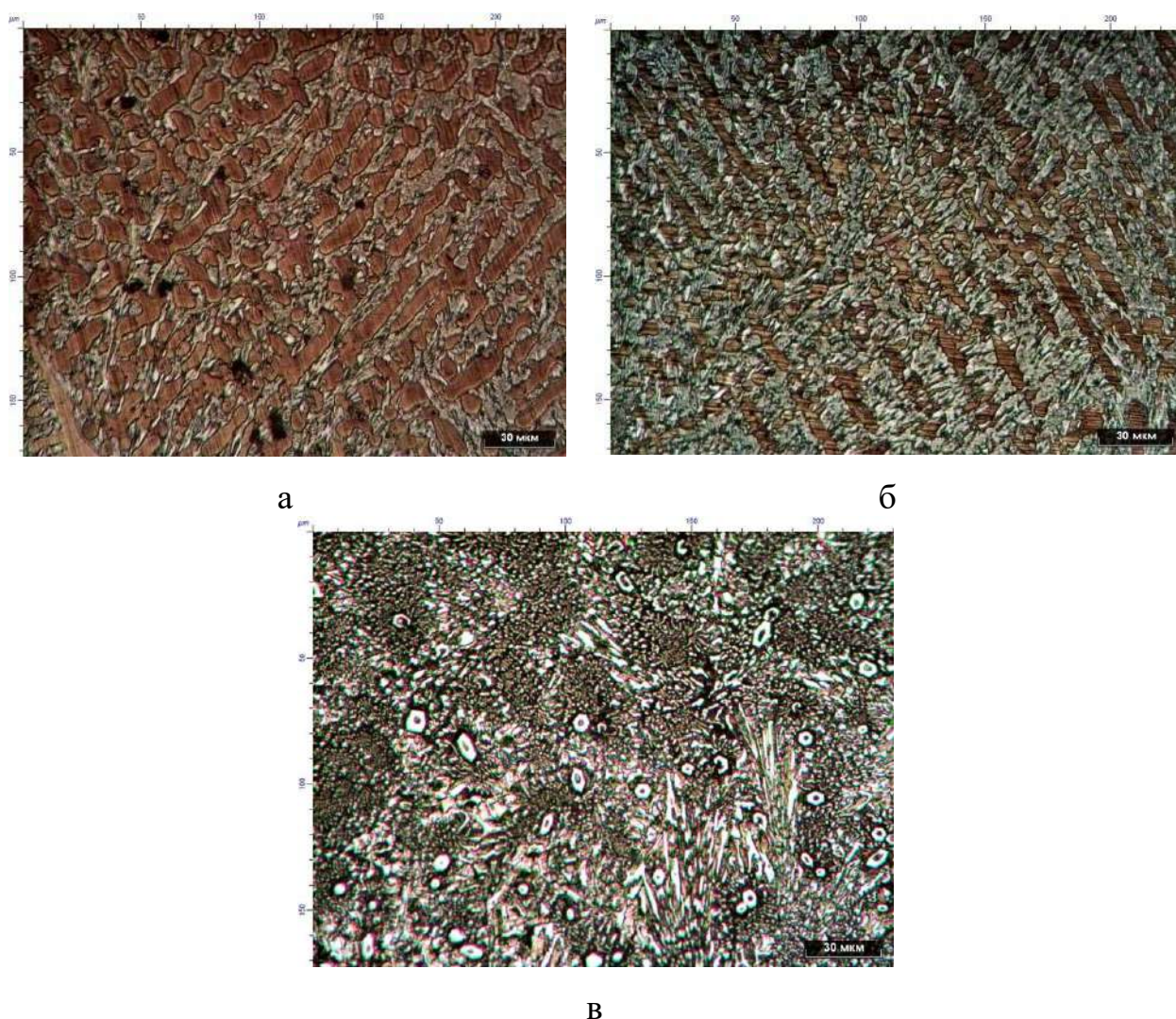


Рисунок 78 – Микроструктура покрытий (при содержании $\approx 3\%$ Si) наплавленных на токе 180 А с дополнительным обдувом воздухом ($\times 500$): а – 29Е, 210Х19Г17А2С3; б – 30Е, 210Х21Г17А2С3; в – 31Е, 200Х23Г16А2С3

Повышение скорости охлаждения приводит к получению волокнистой структуры эвтектики вместо обычной нерегулярной. Очевидно, что повышение скорости охлаждения при наплаве на режимах с дополнительным обдувом воздухом, приводит к повышению концентрационного переохлаждения по углероду и хрому, поэтому определяющим фактором для роста и развития эвтектики (лидирующей фазы) является не кристаллографическая анизотропия гексагональных карбидов типа Me_7C_3 , а

диффузия на границе фронта кристаллизации. В этих условиях становится очевидным причины измельчения эвтектики и снижения межпластинчатого расстояния в ней.

Таблица 31 – Степени эвтектичности покрытий, определённые различными способами

Шифр	Тип покрытия	Описание микроструктуры	Sэ.хим	Sэ.стр	ΔS
1Б	230Х14Г17С	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,611	1,2	0,589
1В	230Х14Г15С	Эвтектическая. Разряженная эвтектика на базе карбида типа Me_7C_3	0,587	1,15	0,563
1Е	230Х14Г14С	Эвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,598	1,1	0,502
2Б	220Х14Г15АС2	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,685	1,3	0,615
2В	210Х13Г15АС2	Эвтектическая. Разряженная эвтектика на базе карбида типа Me_7C_3	0,638	0,8	0,162
2Е	220Х13Г15АС2	Эвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,65	0,9	0,25
6Б	230Х17Г17АС	Эвтектическая. Разряженная эвтектика на базе карбида типа Me_7C_3	0,609	1,1	0,491
6В	220Х16Г15АС	Эвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,581	1,0	0,419
6Е	220Х16Г15АС	Эвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,587	1,0	0,413
7Б	210Х10Г16АС	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,599	1,1	0,501
7В	200Х18Г14АС	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,573	0,9	0,327
7Е	210Х18Г14АС	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,578	1,05	0,472
8Б	210Х21Г16АС	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,597	1,2	0,603
8В	200Х20Г13АС	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,567	1,0	0,433
8Е	200Х20Г13АС	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,573	1,0	0,427
9Б	200Х22Г15АС	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,591	1,15	0,559
9В	190Х22Г13АС	Заэвтектическая. Карбид типа Me_7C_3 и веерная эвтектика	0,56	1,1	0,54
9Е	190Х22Г13АС	Заэвтектическая. Карбид типа	0,569	1,05	0,481

Шифр	Тип покрытия	Описание микроструктуры	Sэ.хим	Sэ.стр	ΔS
		Me ₇ C ₃ и веерная эвтектика			
29Б	200Х18Г15АС3	Доэвтектическая. Дендриты аустенита и эвтектика	0,668	1,2	0,532
29В	200Х17Г14АС2	Доэвтектическая. Дендриты аустенита и эвтектика	0,619	0,75	0,131
29Е	200Х17Г13АС2	Доэвтектическая. Дендриты аустенита и эвтектика	0,628	0,8	0,172
30Б	200Х20Г15АС3	Заэвтектическая. Карбид типа Me ₇ C ₃ и веерная эвтектика	0,661	0,9	0,239
30В	190Х19Г13АС2	Доэвтектическая. Дендриты аустенита и эвтектика	0,613	0,85	0,237
30Е	190Х20Г13АС2	Доэвтектическая. Дендриты аустенита и эвтектика	0,625	0,7	0,075
31Б	190Х21Г14АС3	Заэвтектическая. Карбид типа Me ₇ C ₃ и веерная эвтектика	0,652	1,1	0,448
31В	180Х21Г12АС2	Заэвтектическая. Карбид типа Me ₇ C ₃ и веерная эвтектика	0,603	1,0	0,397
31Е	180Х21Г12АС2	Эвтектическая. Карбид типа Me ₇ C ₃ и веерная эвтектика	0,617	1,0	0,383

Результаты металлографического, дюрOMETрического и рентгеноструктурного анализов приведены на рисунке 79 и обобщены в таблице 32.

Таблица 32 – Результаты металлографического и дюрOMETрического анализов

Шифр	Твёрдость, HRC	Микротвёрдость, HV		Объёмная доля, %			
		Эвтектика	Избыточная фаза	Избыточный аустенит	Избыточный карбид	Эвтектика	Поры
1Б	57,8	559	1773	-	29,7	61,1	9,2
1В	56,1	573	-	-	-	99,6	19,0
1Е	59,2	546,8	-	-	-	99,8	6,4
2Б	59,3	312,4	840/1052	-	34,20	61,8	4,0
2В	51,2	297	-	-	-	98,69	1,6
2Е	55,2	278,1	-	-	-	95,2	2,5
6Б	54,4	356,7	-	-	-	91,03	6,5
6В	51,6	333,6	-	-	-	98,41	4,1
6Е	54,4	211,4	-	-	-	96,00	4,0
7Б	54,8	258,4	708,5	-	28,40	66,1	5,5
7В	51,8	290,2	721,9	-	14,2	66,38	0,8
7Е	54,8	311	818,6	-	16,8	82,0	1,2
8Б	55,7	480,3	789	-	41,1	56,7	2,2

Шифр	Твёрдость, HRC	Микротвёрдость, HV		Объёмная доля, %			
		Эвтектика	Избыточная фаза	Избыточный аустенит	Избыточный карбид	Эвтектика	Поры
8В	52,2	475	750,4	-	1,8	97,8	0,4
8Е	55,7	312,3	-	-	22,4	100	-
9Б	56,2	218,6	828/1338	-	28,55	69,05	2,4
9В	53,4	427,7	810,9	-	22,14	77,06	0,8
9Е	56,2	511	830/1480	-	25,61	73,29	1,1
29Б	58,5	227,6	104	26,3	-	73,7	3,3
29В	54,7	248,3	129	68,27	-	31,75	-
29Е	58,4	244,5	177	54,12	-	45,88	-
30Б	52,5	311,6	902	-	21,37	78,63	-
30В	57,1	327	156,2	48,65	-	51,39	-
30Е	59,6	386,5	188	42,17	-	57,83	-
31Б	54,0	362	810/937	-	8,24	91,76	-
31В	54,8	388,5	167	-	10,0	-	-
31Е	58,8	496,1	-	-	-	96,88	-

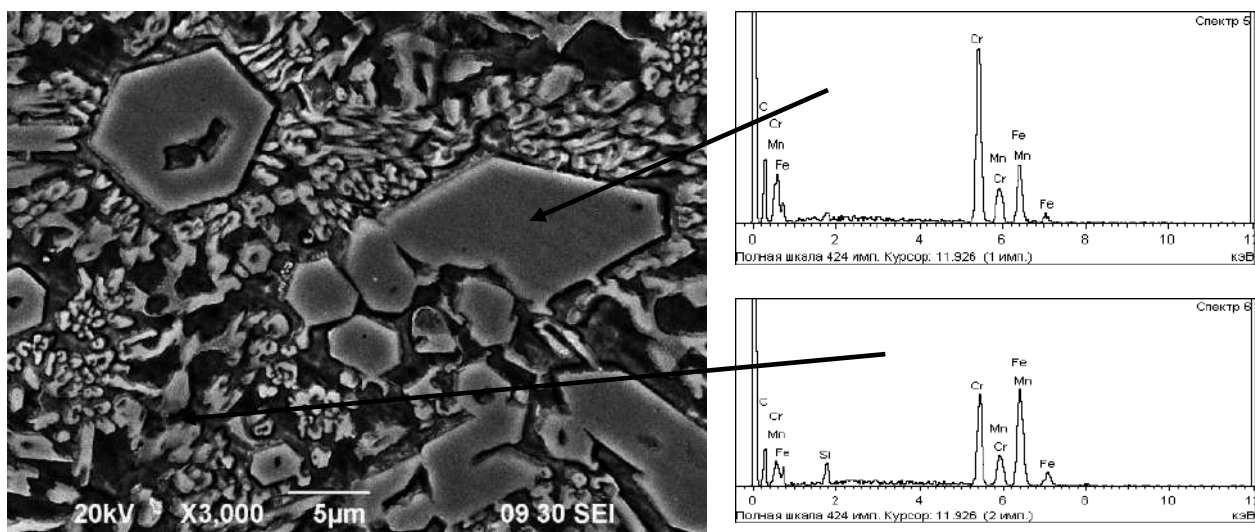


Рисунок 79 – РСМА анализ структуры покрытия № 31 Е (180Х21Г12АС2)

В таблице 32 в столбце «избыточная фаза» приведена микротвёрдость первичных карбидов типа Me_7C_3 или дендритов аустенита, в зависимости от того структура какого типа соответствует данному покрытию. При этом в случае заэвтектической структуры приведена микротвёрдость карбидов типа Me_7C_3 , где в числителе микротвёрдость измеренная поперек оси C , а в знаменателе микротвёрдость измеренная вдоль оси C . Результаты показывают что микротвёрдость карбидов типа Me_7C_3 измеренная вдоль оси

C , в среднем в 1,5 раза выше, чем микротвёрдость этих же карбидов, измеренная поперек оси C . Полученные выводы подтверждаются ранее проведёнными исследованиями [25, 26, 79].

Анализ приведённых данных показывает, что на формирование типа структуры наибольшее значение оказывают температурно-временные условия кристаллизации сварочной ванны. С повышением скорости кристаллизации покрытия увеличивается количество зародышей избыточной фазы, в результате чего снижается количество эвтектики. Снижение скорости кристаллизации сварочной ванны и её перегрев приводят к формированию микроструктуры с большим содержанием эвтектики. При этом азот и углерод расходуются в большей степени на образование избыточной фазы и её легирование, т.к. она первая выделяется из расплава. Это подтверждают данные РСМА анализа покрытий (рисунок 79), на которых видно, что азот в большей степени находится в избыточной фазе и лишь в незначительная часть азота находится в эвтектике. Это характерно абсолютно для всех покрытий. При этом азот участвуя в формировании избыточной фазы покрытия способствует повышению её микротвёрдости. Это характерно как для доэвтектической структуры, так и для заэвтектической структуры. При этом не удалось обнаружить простой зависимости между содержанием азота и микротвёрдостью структурных составляющих покрытий, также как и между содержанием азота и объёмной долей структурных составляющих покрытий. Это связано с тем, что формирование структуры плазменных покрытий происходит в сверхнеравновесных условиях, сильно отличимых от термодинамических условий характерных для структуры литых сплавов. Поэтому воздействие азота на формирование структуры в наплавленных покрытиях всегда сопровождается воздействием других основных структурообразующих элементов – углерода, хрома и марганца. Поэтому для оценки роли азота в структурообразовании и формировании свойств покрытий необходимо учитывать их совместное и одновременное воздействие.

4.4 Влияния режимов наплавки и легирования азотом на структуру и свойства покрытий системы Fe-C-Cr-Mn

Изучаемые сплавы по содержанию кремния можно разбить на две группы: с содержанием $\approx 1\%$ Si, и с содержанием $\approx 3\%$ Si. Влияние азота на свойства покрытий системы Fe-C-Cr-Mn-Si при различном содержании кремния качественно одинаково. Однако более выраженное воздействие на повышение свойств покрытий азот оказывает при повышенном содержании кремния, а также при более высоких скоростях кристаллизации покрытий. На рисунках 80 и 84 показаны химические составы получаемых покрытий при содержании $\approx 1\%$ Si, но при различной скорости охлаждения.

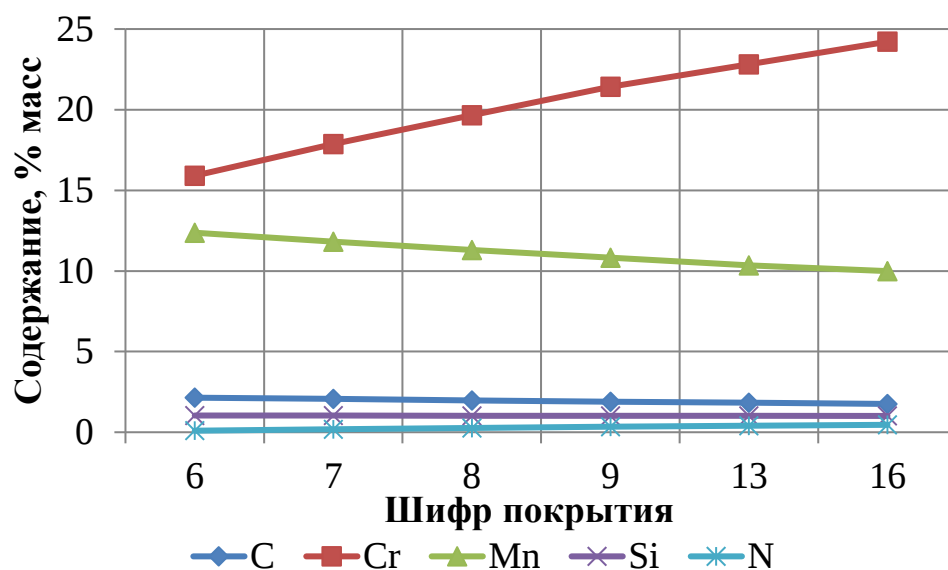


Рисунок 80 – Химический состав покрытий наплавленных на токе 180 А

Азотсодержащие покрытия данной системы легирования содержащие около 1% кремния при наплавке с максимальным перегревом сварочной ванны и спокойным охлаждением на воздухе формируют структуру заэвтектического типа на базе карбида типа Me_7C_3 (см. рисунок 74). Формируется вырожденная эвтектика характеризующаяся малым количеством карбидной фазы. 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 % а азота более 0,26 % к выделению избыточной фазы – первичных карбидов типа Me_7C_3 в количестве до 20 %.

Повышение содержания азота и хрома приводит к изменению в соотношении структурных составляющих в покрытиях в сторону увеличения содержания избыточных карбидов и снижению доли эвтектики (рисунок 81).

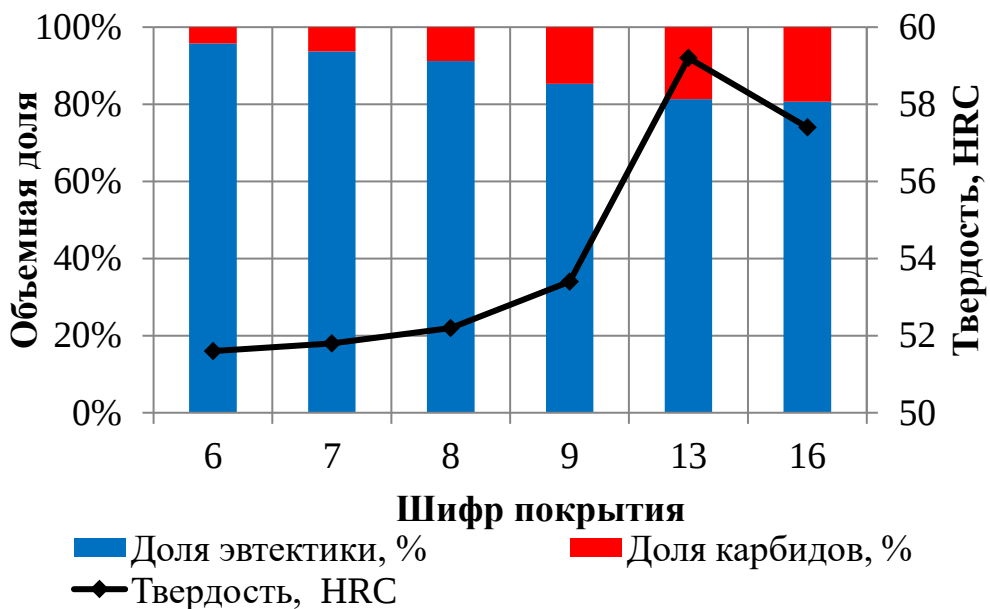


Рисунок 81 – Влияние объёмной доли структурных составляющих на твёрдость покрытий

Это в свою очередь приводит к снижению микротвёрдости избыточной фазы и повышению микротвёрдости эвтектики. Твёрдость покрытий претерпевает рост и достигает максимума у покрытия с шифром 13, что связано, очевидно, с более резким ростом микротвёрдости эвтектики, по сравнению с одновременным падением твёрдости избыточной фазы (рисунок 83). Также повышение содержания хрома и азота приводит к снижению

пористости до 5 %, что однако является довольно значительным (рисунок 82).

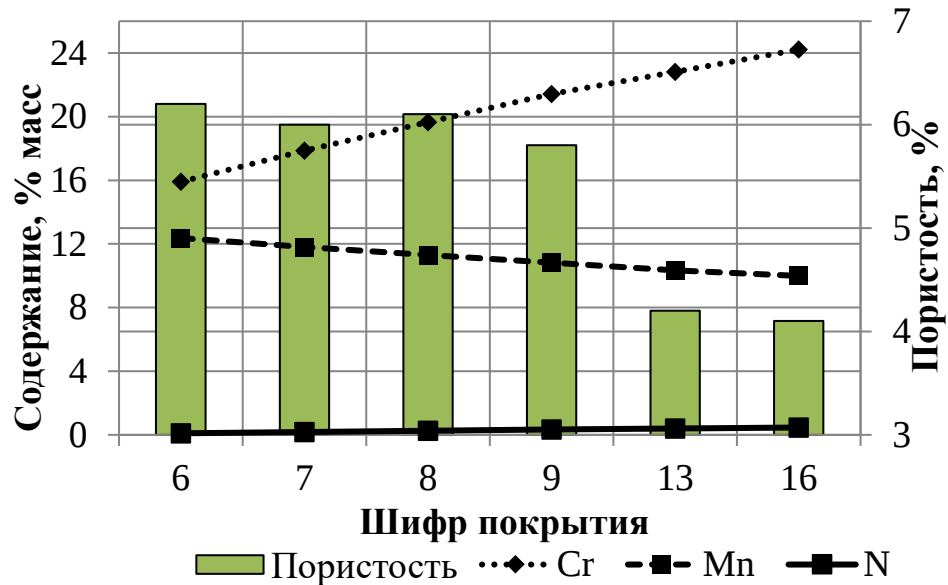


Рисунок 82 – Влияние содержания хрома, марганца и азота на пористость покрытий при содержании кремния ≈ 1 %

Снижение пористости при одновременном повышении содержания хрома и азота происходит из-за повышения объёмной доли избыточной фазы – первичных карбидов хрома, на образование которых расходуется значительная часть азота, а также, повышения растворимости азота в твёрдом растворе [114], тем самым понижается пересыщение азотом равновесной концентрации в твёрдом растворе и поэтому понижается склонность к порообразованию наплавленного металла. Это подтверждают также данные рисунка 83, показывающие, что одновременное повышение содержания хрома и азота приводит к повышению микротвёрдости эвтектики потому что растворимость азота в твёрдом растворе зависит от содержания хрома и с его повышением до 20 %, растворимость азота повышается до 0,25 % при температуре 1600 °C [114].

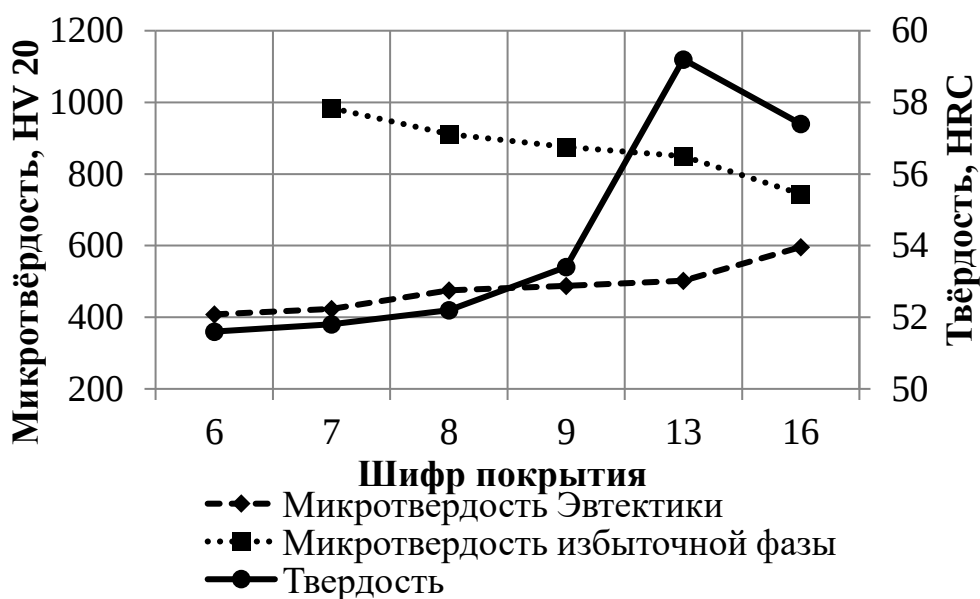


Рисунок 83 – Влияние микротвёрдости структурных составляющих на твёрдость покрытий

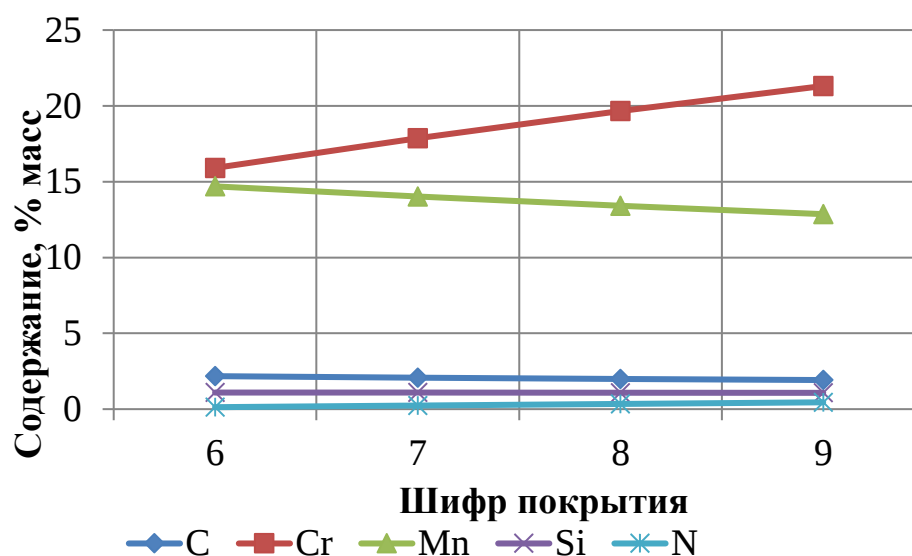


Рисунок 84 – Химический состав покрытий наплавленных на токе 180 А с дополнительным охлаждением воздухом

Таким образом, действие азота на свойства покрытий исследованной системы легирования заключается повышении микротвёрдости эвтектики, за счёт преимущественного легирования металлической основы.

Введение дополнительного охлаждения воздухом при наплавке исследуемых покрытий приводит к повышению скорости охлаждения и

кристаллизации покрытия и к эффективному снижению межпластинчатого расстояния в эвтектике с 18 мкм до 2 мкм и ориентации эвтектических колоний в направлении теплоотвода. При повышении содержания хрома более 21 % и азота более 0,3 % происходит выделение избыточных карбидов на базе карбида Me_7C_3 (рисунок 85), что в свою очередь приводит к значительному повышению макротвёрдости покрытий. При этом средний размер избыточной фазы уменьшается и для покрытия № 16 не превышает 20 мкм, что также благоприятно сказывается на твёрдости покрытий.

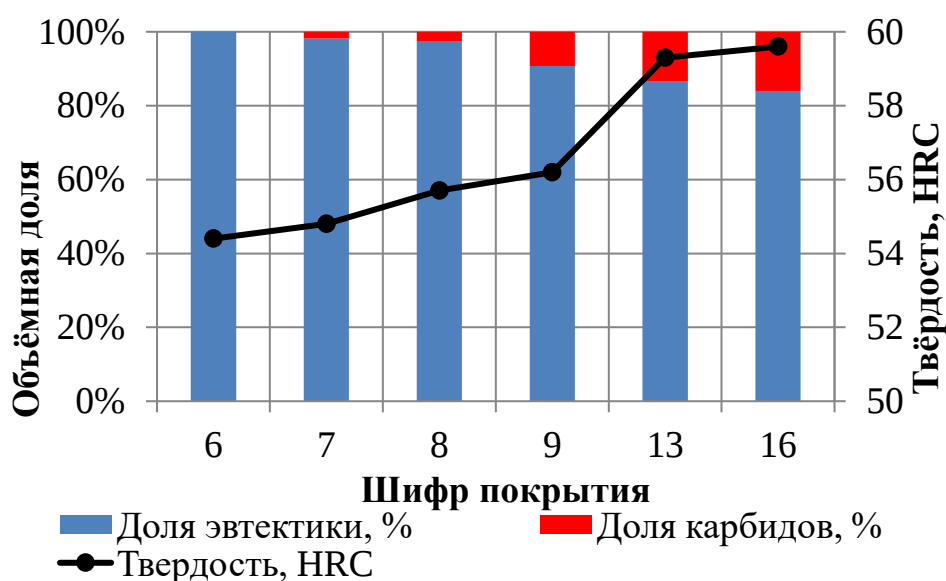


Рисунок 85 – Влияние объёмной доли структурных составляющих на твёрдость покрытий при наплавке с охлаждением обдувом воздухом

Повышение содержания хрома и азота также как и в случае наплавки с охлаждением на воздухе, приводит к снижению доли эвтектики и повышению доли избыточной фазы при одновременном повышении микротвёрдости эвтектики и снижению микротвёрдости избыточной фазы (рисунок 87). Межпластинчатое расстояние в эвтектике не изменяется и находится на уровне 2 мкм. Также повышение содержания хрома и азота приводит к снижению пористости покрытий (рисунок 86), как и в случае наплавки с охлаждением на спокойном воздухе.

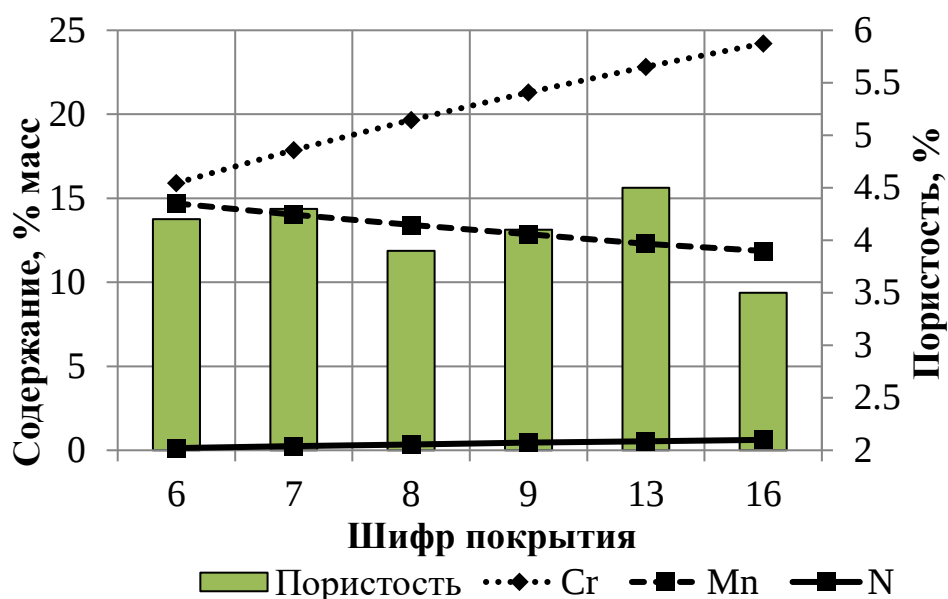


Рисунок 86 – Влияние содержания хрома, марганца и азота в покрытии на пористость при наплавке с охлаждением обдувом воздухом

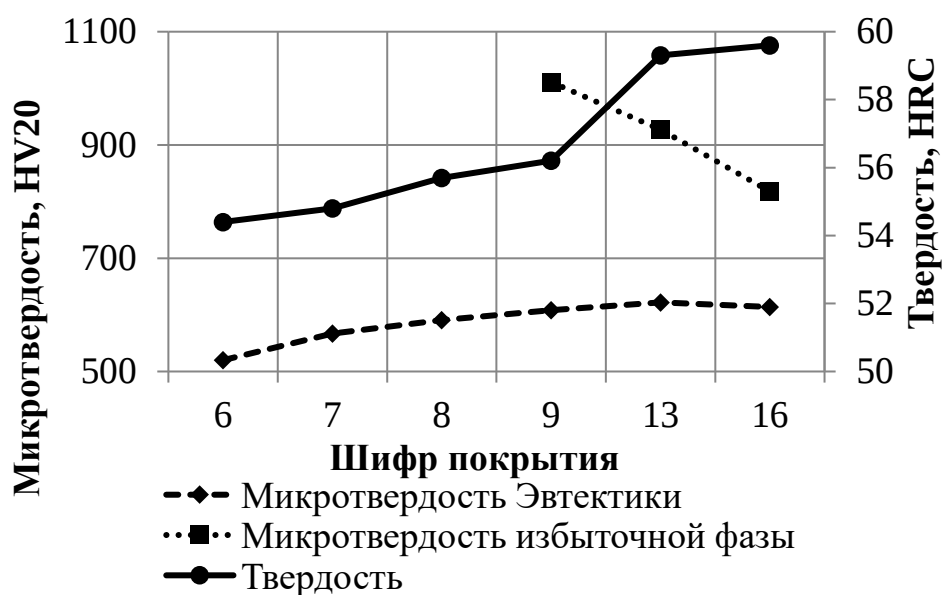


Рисунок 87 – Влияние микротвёрдости структурных составляющих на твёрдость покрытий при наплавке с охлаждением обдувом воздухом

В целом повышенная скорость охлаждения приводит к блокированию выделения избыточной фазы (рисунок 88 и 89) и при прочих равных условиях для покрытий с одинаковыми шифрами избыточная фаза имеет меньшие размеры и меньшую объёмную долю.

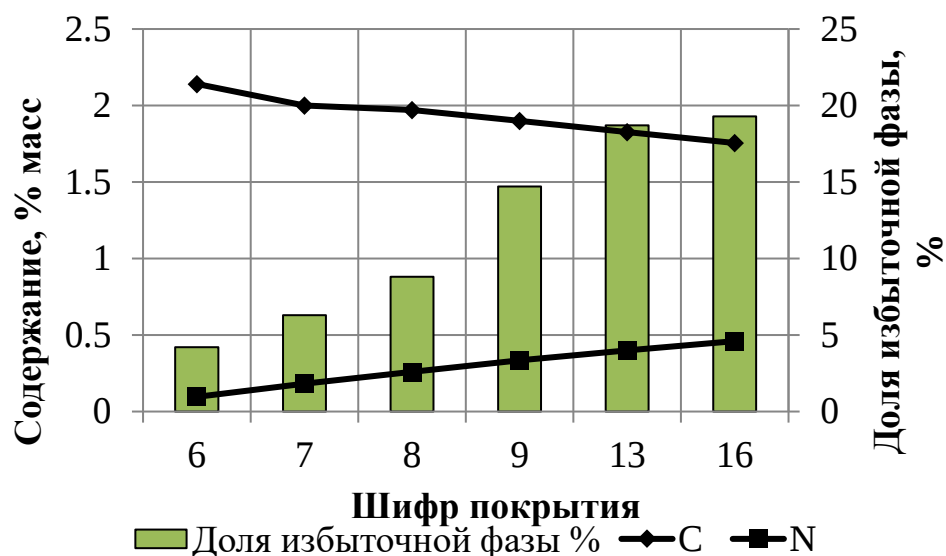


Рисунок 88 – Влияние содержания углерода и азота на количество избыточной фазы покрытий наплавленных режиме 180 А

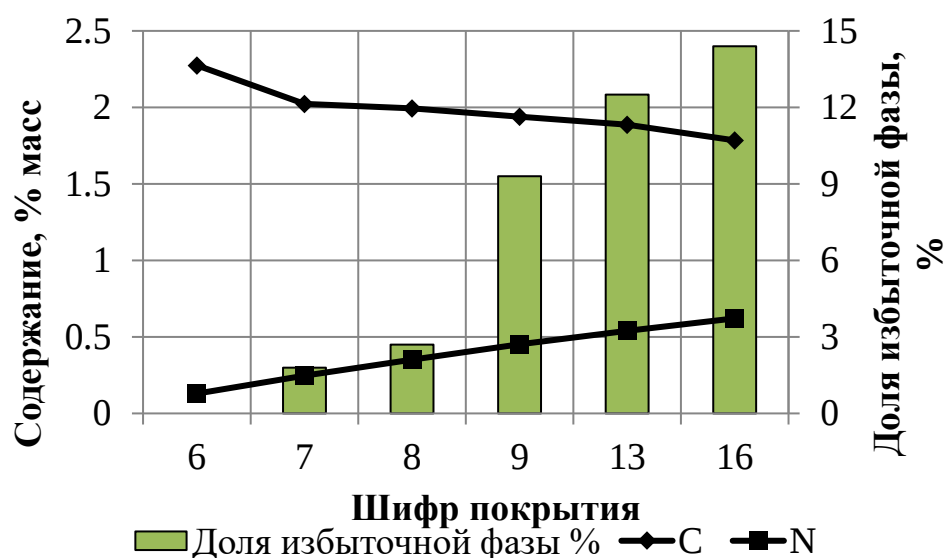


Рисунок 89 – Влияние содержания углерода и азота на количество избыточной фазы покрытий наплавленных режиме 180 А с обдувом воздухом

Это благоприятно сказывается на легированности эвтектических карбидов и аустенита, что подтверждается повышением микротвёрдости эвтектики, что приводит и к повышению твёрдости покрытий на 2...4 HRC.

Повышение легированности твёрдого раствора хромом, азотом и углеродом при введении обдува наплавленного металла воздухом косвенно подтверждают также данные РСМА исследований (рисунок 90).

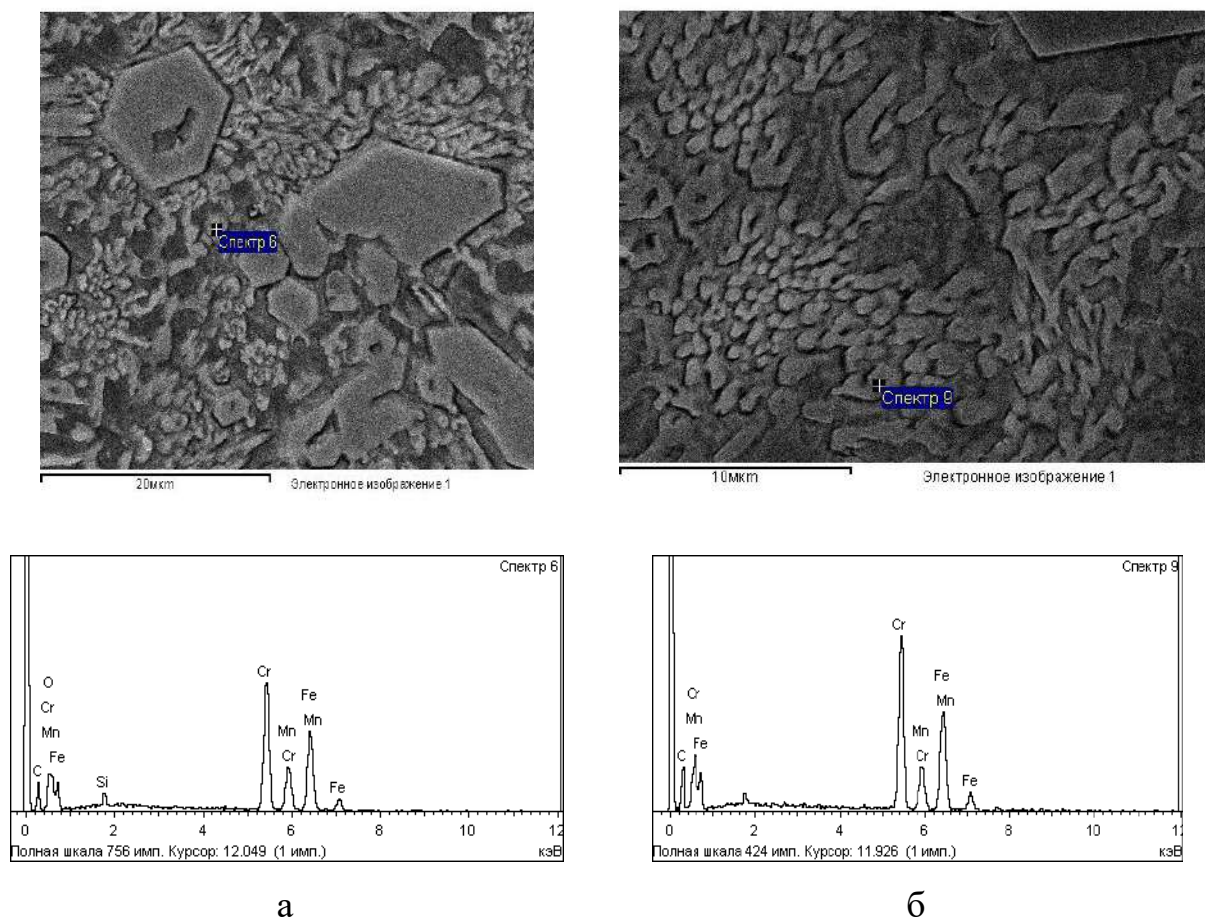


Рисунок 90 – РСМА анализ покрытия с шифром 30 при наплавке:

а – ток 180 А; б – ток 180 А с дополнительным обдувом воздухом

Влияние легирования покрытий азотом на микротвёрдость эвтектики и твёрдость покрытий в целом удалось установить однозначно. Однако основной вопрос заключается в определении влияния азота на износостойкость при различных условиях изнашивания и установление на основе этих данных наилучших условий применения легирования азотом износостойких покрытий системы легирования Fe-C-Cr-Mn. Механизм влияния азота на структуру и свойства покрытий весьма сложен и не до конца раскрыт. Очевидно, что азот смещает влево эвтектическую точку, способствуя образованию эвтектической структуры взамен доэвтектической даже при недостаточном количестве углерода. При этом происходят изменения в структуре эвтектики. Она становится более плотной,

повышается её микротвёрдость (в большей степени за счёт повышения микротвёрдости металлической основы). Легирование азотом изначально заэвтектических сплавов приводит к повышению доли избыточной фазы, даже в случае если это сопровождается некоторым снижением общего содержания углерода (рисунок 89). Это объясняется тем что избыточная фаза кристаллизуется с немольным соотношением компонентов при недостатке углерода что также подтверждается снижением микротвёрдости такой избыточной фазы (см. рисунок 83 и 87). Стоит отметить, что в случае если количество углерода и азота, а также условия кристаллизации покрытий позволяют сформироваться избыточной фазе (первичным карбидам) без дополнительного легирования азотом, то тип структуры при введении азота принципиально не меняется. Происходит лишь качественное изменение структуры, выражающееся в повышении доли избыточной фазы, снижении межпластинчатого расстояния в эвтектике и измельчению структурных составляющих. При этом на металлическую основу легирование азотом действует во всех случаях одинаково – происходит повышение микротвёрдости аустенита (рисунок 91), в т.ч. и эвтектического. Повышение преимущественного расходования азота на повышение легированности твёрдого раствора подтверждают также данные рентгеноструктурного анализа (таблица 34). Повышение содержания азота с 0,1 до 0,6 % масс. в покрытиях приводит к значительному изменению параметра решётки с $a = 3,581 \text{ \AA}$ до с $a = 3,8086 \text{ \AA}$ [88].

По данным рентгеноструктурного анализа азот в покрытиях системы легирования Fe-C-Cr-Mn-Si не образует собственных фаз, а расходуется на легирование металлической основы и карбидной фазы. В исследуемом интервале содержаний азота не обнаружено выделений нитридов. Таким образом можно заключить что основное действие азота заключается в твёрдорастворном упрочнении металлической основы и повышении объёмной доли избыточной фазы. С точки зрения структурообразования азот

способствует образованию псевдоэвтектических структур, даже при значительном отклонении от равновесной степени эвтектичности.

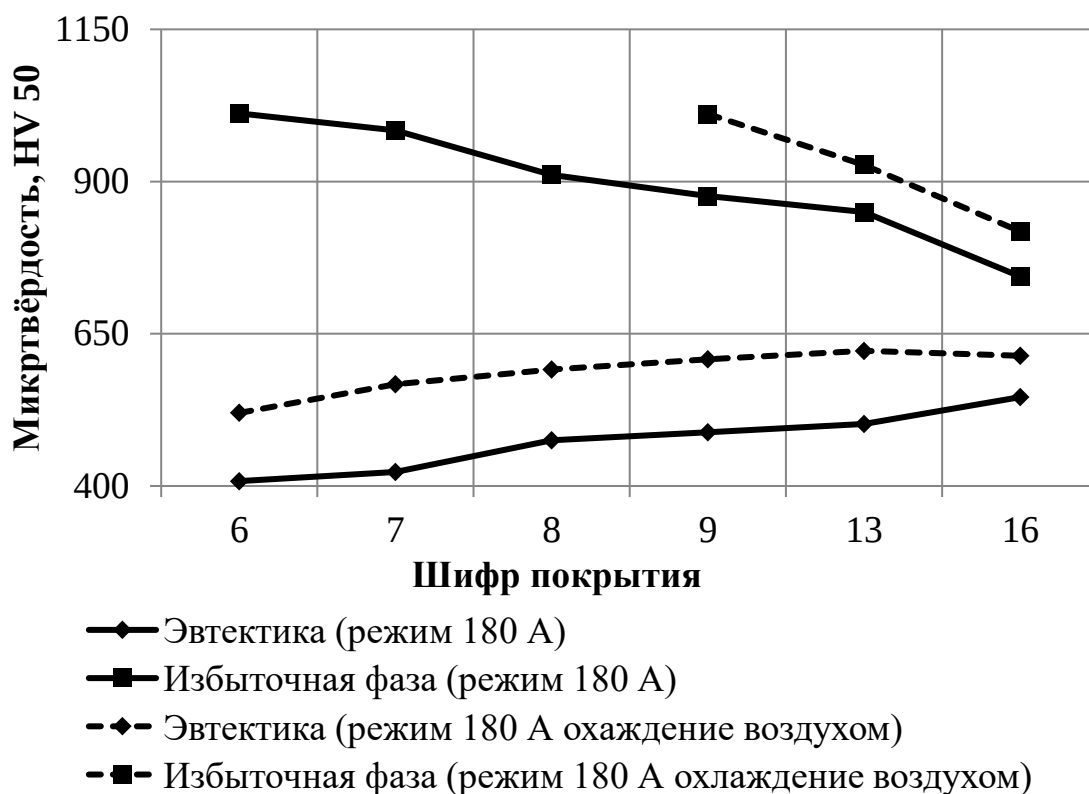


Рисунок 91 – Микротвёрдость структурных составляющих

Таблица 33 – Результаты рентгеноструктурного анализа покрытий

Шифр покрытия	Режим наплавки	Содержание углерода, % масс	Содержание азота, % масс	Фаза	Тип решётки	Параметры решётки a, Å
6B	180 А	2,15	0,1	γ-фаза (аустенит)	ГЦК	3,581
6E	180 А, охл	2,17	0,12			3,5934
7B	180 А	2,05	0,19			3,6012
7E	180 А, охл	2,07	0,21			3,602
8B	180 А	1,97	0,27			3,6054
8E	180 А, охл	1,99	0,31			3,6081
9B	180 А	1,89	0,35			3,6076
9E	180 А, охл	1,92	0,40			3,6092
13B	180 А	1,83	0,41			3,6074
13E	180 А, охл	1,85	0,46			3,6080
16B	180 А	1,76	0,54			3,6078
16E	180 А, охл	1,77	0,61			3,8086

Результатом легирования сплавов азотом становится повышение твёрдости покрытий (рисунок 92), несмотря на одновременное снижение содержания углерода.

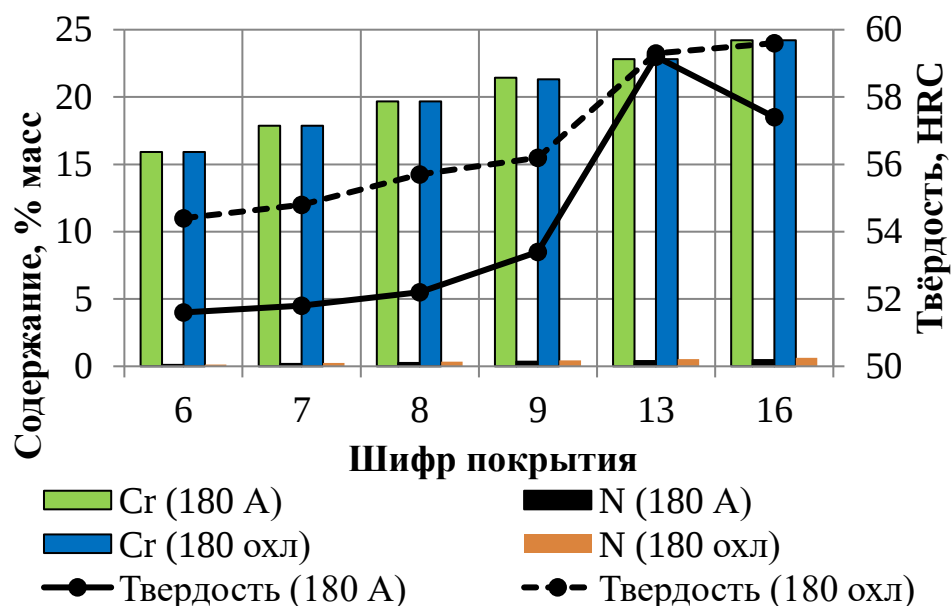


Рисунок 92 – Влияние содержания хрома и азота на твёрдость покрытий

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 эвтектический тип. А в случае естественного охлаждения при наплавке на токе 180 А дополнительно выделяются первичные карбиды типа Me_7C_3 в количестве до 8 %. В зоне сплавления (рисунок 93) формируется кристаллизационная прослойка аустенита толщиной до 10 мкм от которой перпендикулярно поверхности растут главные оси дендритных кристаллов. Значительного проплавления подложки не обнаруживается при любых режимах наплавки. Повышение скорости охлаждения в целом приводит к измельчению дендритных кристаллов избыточной фазы, уменьшению дендритного параметра и межпластинчатого расстояния в эвтектике.

Повышение содержания хрома и азота также значительно снижают пористость покрытий до минимальных значений на уровне 4 % (рисунок 94 и 95). Как и в случае наплавки покрытий имеющих в составе ≈ 1 % кремния снижение пористости объясняется повышением растворимости азота в твёрдом растворе. При этом покрытия № 30 и 31 с содержанием хрома и азота около 20 и 0,6 % соответственно имеют максимальную микротвёрдость эвтектики, её объёмную долю и макротвёрдость.

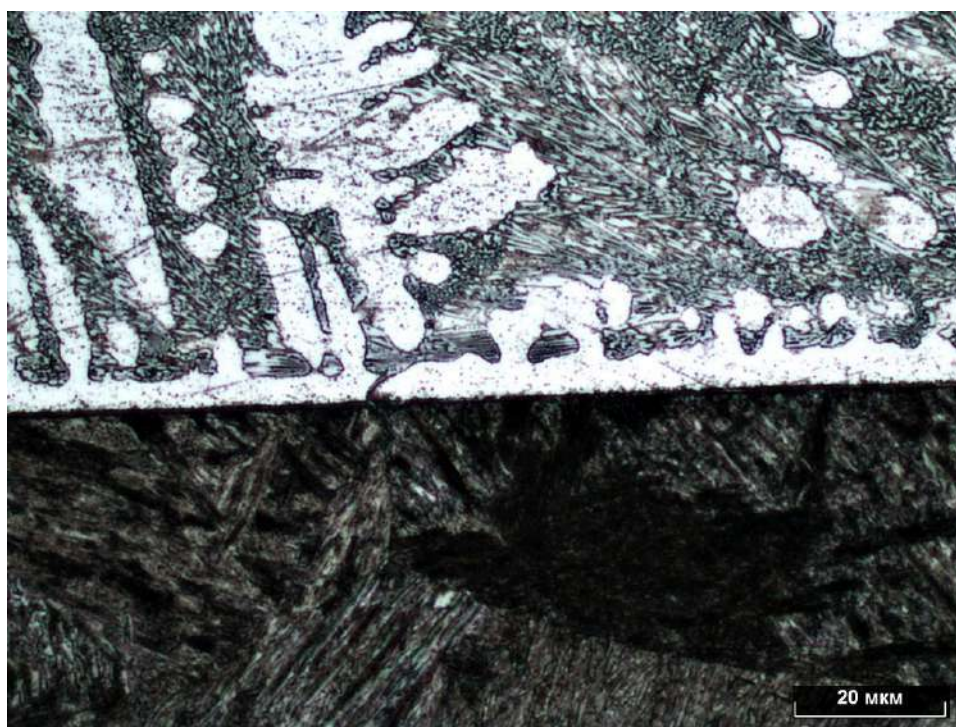


Рисунок 93 – Структура зоны сплавления покрытия № 30 наплавленного на токе 180 А с охлаждением воздухом, $\times 1000$

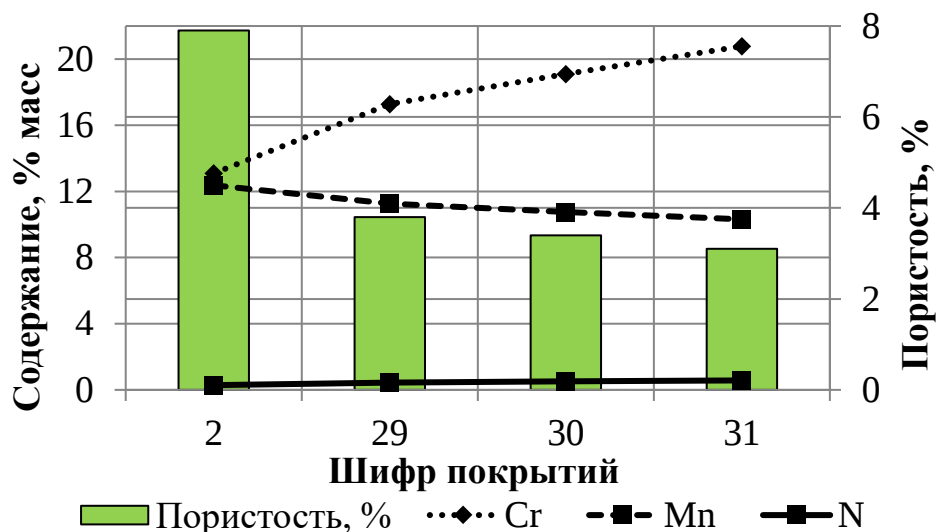


Рисунок 94 – Влияние содержания хрома, марганца и азота в покрытии на пористость при наплавке на токе 180 А

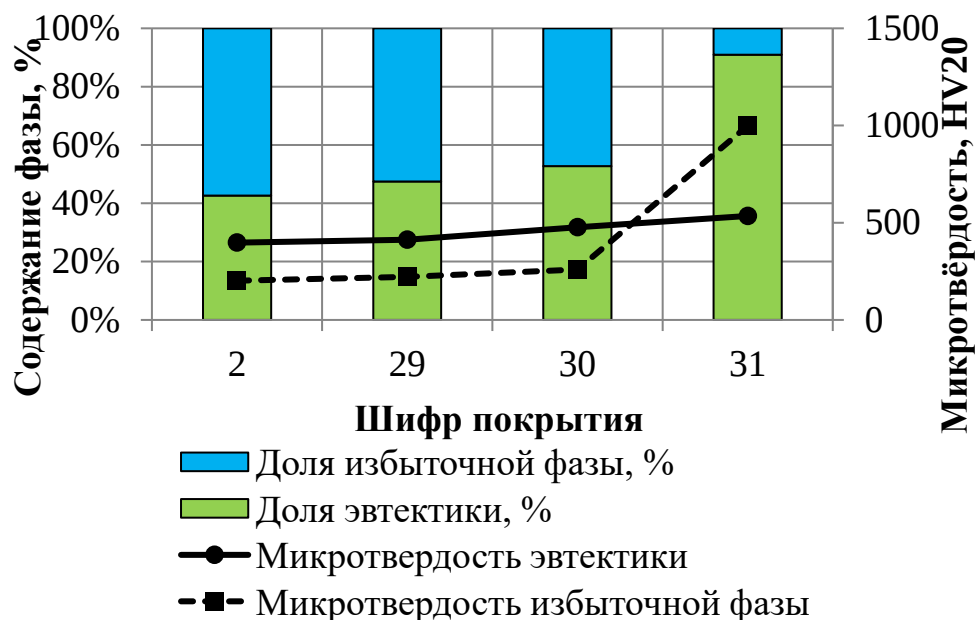


Рисунок 95 – Объёмная доля структурных составляющих и их микротвёрдость при наплавке на токе 180 А

Анализ приведенных данных показал, что с возрастанием содержания азота уменьшается средний размер карбонитридов, но увеличивается их объёмная доля. Формирование избыточной фазы происходит в условиях значительного концентрационного переохлаждения, в связи с чем отсутствует направленная ориентация оси C карбонитридов типа $Me_7(CN)_3$ по направлению теплоотвода при кристаллизации. Такое разнонаправленное

строение карбидной фазы способствует гомогенизации свойств покрытий и повышение их твёрдости (рисунок 96, 99 и 100).

Обнаружено, что в наплавленных высокоуглеродистых азотсодержащих Fe-C-Cr-Mn покрытиях азот не повышает микротвёрдость карбидной фазы, несмотря на замену легированного карбида хрома на карбонитрид хрома.

Были проведены исследования зависимости твёрдости на износостойкость при различных видах изнашивания. Показано что на уровень гидроабразивной износостойкости твёрдость не оказывает прямого воздействия (рисунок 97 и 98). 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, имеющие максимальное из исследованных содержание хрома и азота.

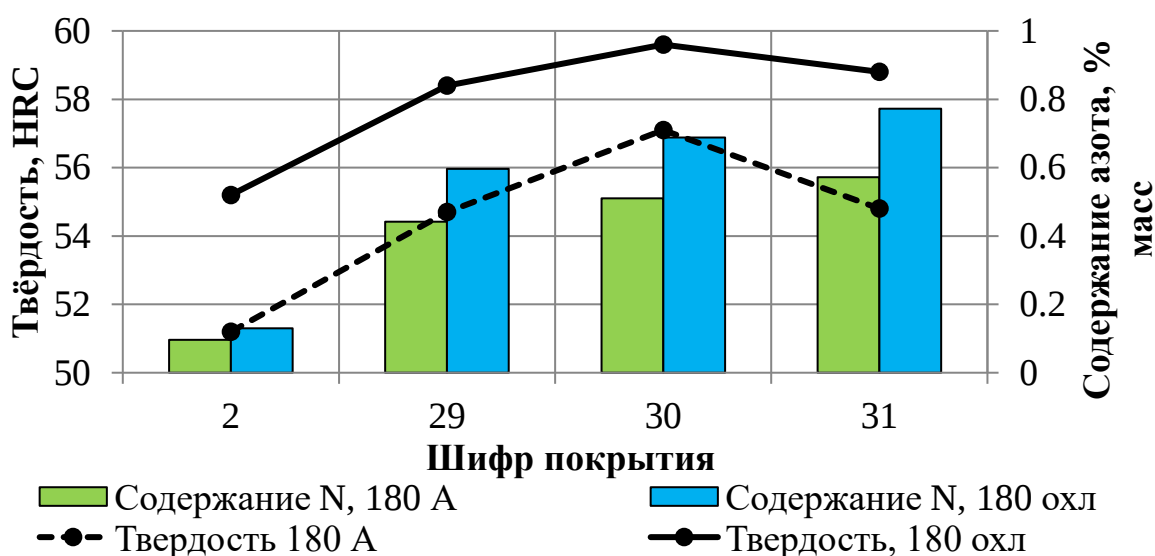


Рисунок 96 – Влияние содержания азота на твёрдость покрытий системы Fe-C-Cr-Mn-N, наплавленных на различных режимах (при содержании $\approx 3\%$ Si)

Установлена пропорциональная зависимость между твёрдостью покрытий и абразивной износостойкостью, при этом аналогичной зависимости при гидроабразивном изнашивании не наблюдается. Это может быть связано с дополнительными физическими воздействиями на

испытуемый образец имеющими место при гидроабразивном изнашивании. Это может быть влияние эффекта Ребиндера, малых количеств ПАВ, содержащихся в водной фазе, коррозионном или электрохимическом воздействии на металлическую основу покрытий, приводящем к её ускоренному изнашиванию или выкрашиванию карбидных частиц.

Сравнительные испытания наплавленных покрытий на гидроабразивное изнашивание при использовании различных типов абразивов (рисунок 97 и 98) показывают что азотсодержащие покрытия обладают значительным преимуществом в условиях гидроабразивного изнашивания перед покрытием № 2, не имеющем в составе азота.

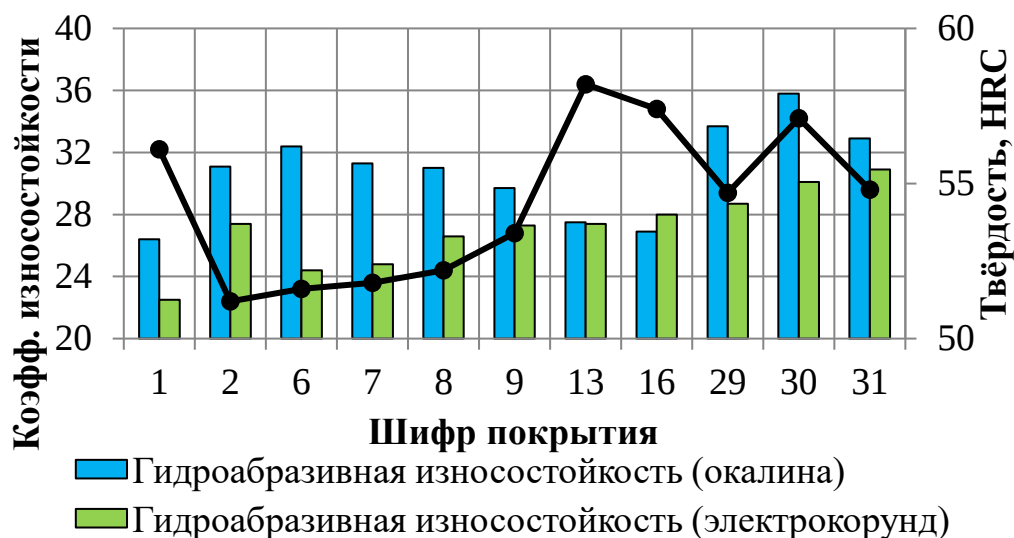


Рисунок 97 – Гидроабразивная износостойкость покрытий наплавленных на токе 180 А

Повышенная скорость кристаллизации, при охлаждении покрытий обдувом их воздухом, приводит к повышению гидроабразивной износостойкости по сравнению с покрытиями полученными охлаждением на спокойном воздухе. Особенно сильно это проявляется при использовании в качестве абразива относительно более мягкий материал – печную окалину.

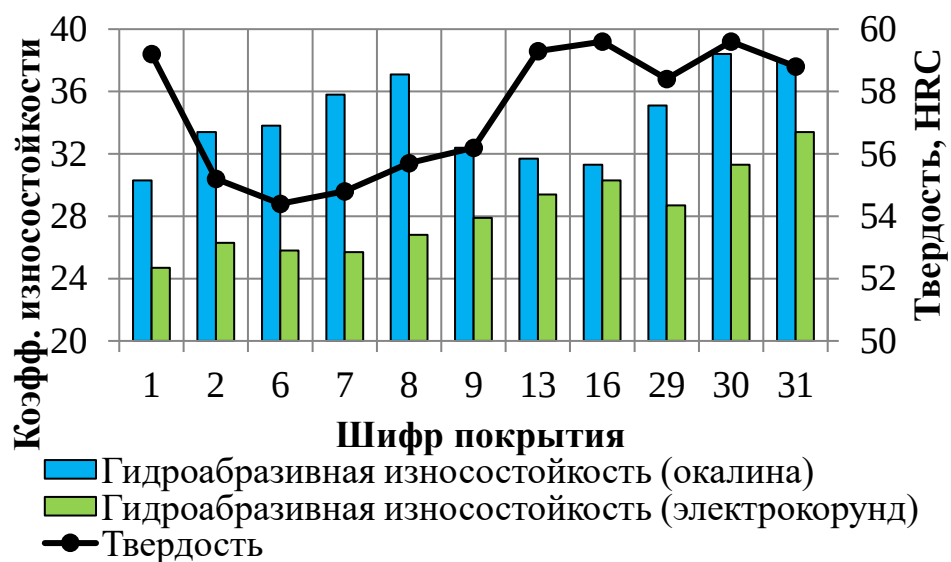


Рисунок 98 – Гидроабразивная износостойкость покрытий наплавленных на токе 180 А с обдувом воздухом

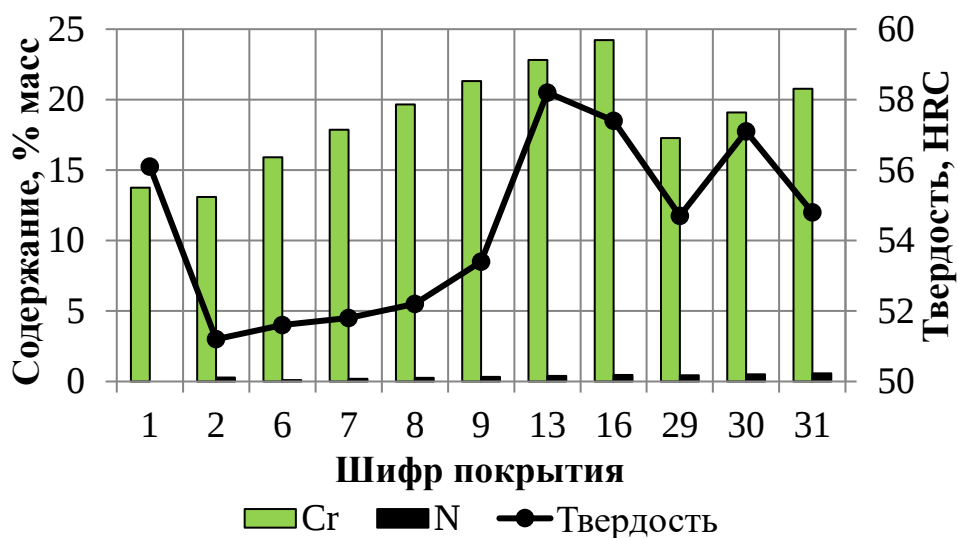


Рисунок 99 – Влияние содержания хрома и азота на твёрдость покрытий наплавленных на токе 180 А

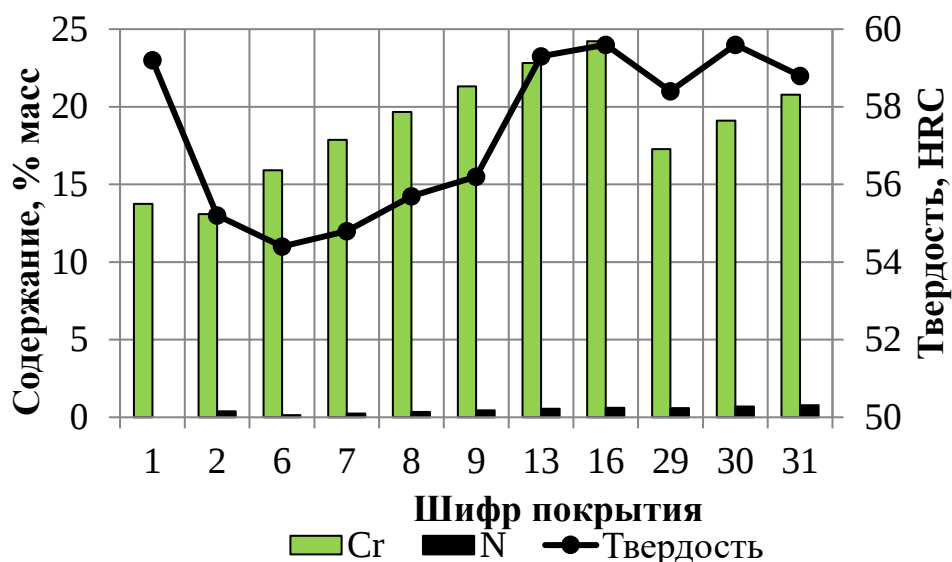


Рисунок 100 – Влияние содержания хрома и азота на твёрдость покрытий наплавленных на токе 180 А с обдувом воздухом

4.5 Влияния азота на характеристики поверхностных слоёв в зоне трения при гидроабразивном изнашивании

Механизм износа поверхностных слоёв твёрдых наплавленных покрытий определяется в значительной степени исходным состоянием поверхности, структурой металла и физико-химическими процессами, протекающими в зоне изнашивания. Очевидно, что наибольшим сопротивлением износу обладают такие покрытия, которые не только не разрушаются под действием внешних нагрузок, но и в некоторой степени приспособляются к ним, изменяя свойства внешних слоёв находящихся в зоне трения.

В связи с тем, что легирование азотом эффективно повышает коррозионную стойкость сплавов в слабокислых и нейтральных средах, необходимо изучить его влияние на износостойкость в условиях гидроабразивного изнашивания.

Результаты исследования микроструктуры поверхности изнашивания показали, что в результате проведения испытаний на гидроабразивное

изнашивание исходная структура претерпевает значительные изменения. Результатом гидроабразивного изнашивания становятся дюрOMETрически выявляемые необратимые изменения твёрдости поверхностных слоёв и изменения микрорельефа.

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

При трении о печную окалину, имеющую значительно меньшую твёрдость и кроме того обладающую слоистым строением абразивных частиц и меньшей угловатостью форм изнашивание происходит по совмещённому механизму микрорезания и окислительно-абразивного изнашивания. При этом наибольшей износостойкостью обладает покрытие № 30Е имеющее наиболее легированную в т.ч. азотом металлическую основу как в составе эвтектики, так и в избыточной фазе. Также покрытие этого состава характеризуется повышенной склонностью к изменению микротвёрдости избыточной фазы в зоне трения.

На рисунке 101 показано среднее значение прироста микротвёрдости структурных составляющих на поверхности трения после гидроабразивного изнашивания печной окалиной. Видно, что наибольшему приросту микротвёрдости избыточной фазы отвечают покрытия с наибольшим содержанием азота. При этом микротвёрдость эвтектики также претерпевает некоторый рост. Результаты исследований показывают, что повышение содержания азота незначительно повышает микротвёрдость структурных составляющих, однако само по себе оно не имеет прямого влияния на гидроабразивную износостойкость. Однако наличие азота в покрытиях в количестве 0,2 % масс. и больше приводит к тому что они становятся

способными к повышению микротвёрдости поверхностных слоёв в процессе изнашивания.

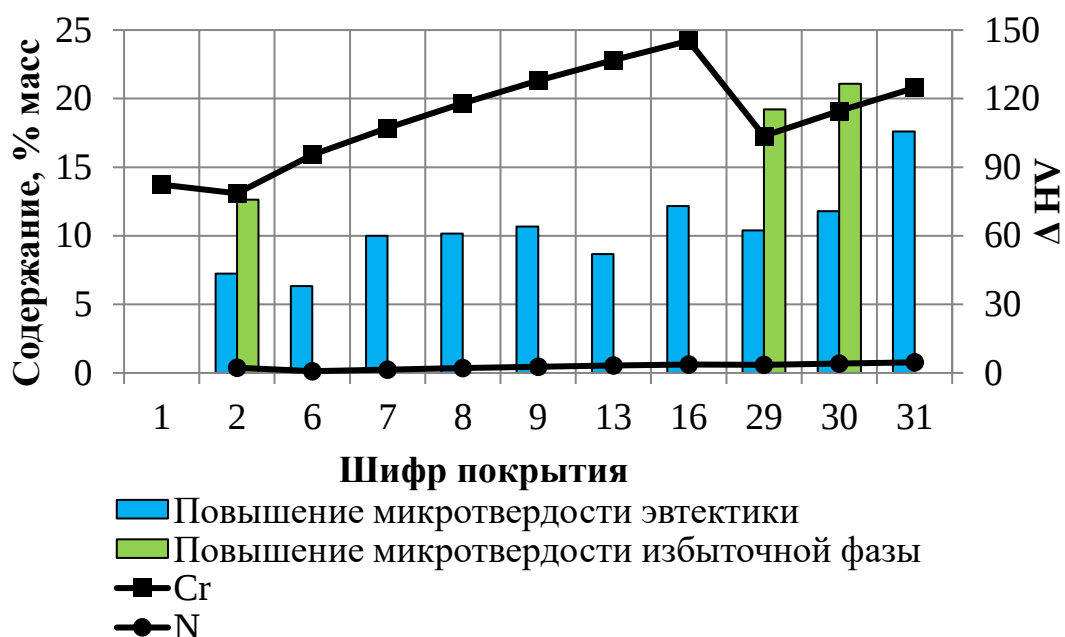


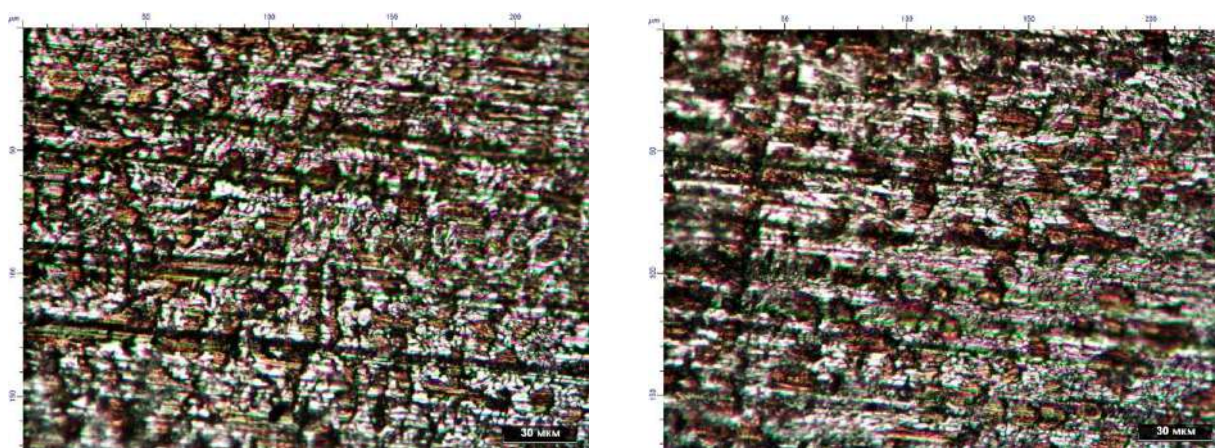
Рисунок 101 – Влияние содержания азота и хрома на повышение микротвёрдости структурных составляющих после изнашивания печной окалиной

Исследования микротвёрдости поверхности изнашивания проводили на образцах наплавленных с максимальным тепловложением и дополнительным обдувом воздухом, т.к. результаты предварительных исследований показали что в этом случае структура покрытий имеет наилучшие морфологические характеристики эвтектики.

Пониженной склонностью к повышению микротвёрдости структурных составляющих в зоне трения обладают покрытия имеющие меньшее содержание азота (или не имеющие его) и большее содержание углерода (№№ 1, 2 и 29) при любых режимах наплавки и при различном содержании кремния (на уровне $\approx 1,0$ % масс. и $\approx 3,0$ % масс. соответственно).

Результаты металлографических исследований поверхности изнашивания образцов (рисунок 102) свидетельствуют, что при прочих

равных условиях на износостойкость того или иного покрытия значительное воздействие оказывает твёрдость абразива. Одно и то же покрытие при изнашивании различными типами абразивов будет иметь различную микротопографию поверхности и профиль износа. Это связано с тем, что от твёрдости абразива зависит механизм по которому будет протекать изнашивание.



а

б

Рисунок 102 – Различные виды изнашивания покрытия № 29Е (х500):

а – изнашивание электрокорундом; б – изнашивание печной окалиной

Применение в качестве абразива электрокорунда приводит к развитию преимущественно абразивного изнашивания микрорезанием (рисунок 102 а) как избыточной фазы, так и эвтектики. Направление рисок износа в этом случае прямое и однонаправленное. В случае совпадения направления движения абразивных частиц с направлением осей дендритов аустенита развивается катастрофический износ (рисунок 103), при котором наблюдается развитие микровыворотов на отдельных участках. Гидроабразивное изнашивание этого же покрытия в схожих условиях, но с применением в качестве абразива печной окалины не приводит к появлению прямых рисок износа, проходящих через все структурные составляющие. В этом случае прямые и однонаправленные риски наблюдаются только на участках нахождения избыточной фазы – дендритов аустенита. Глубина и

ширина рисок значительно меньше, а дендритные кристаллы при травлении окрашиваются в более тёмный цвет вплоть до чёрного, что означает наличие в них пластически деформированных нагартованных участков.

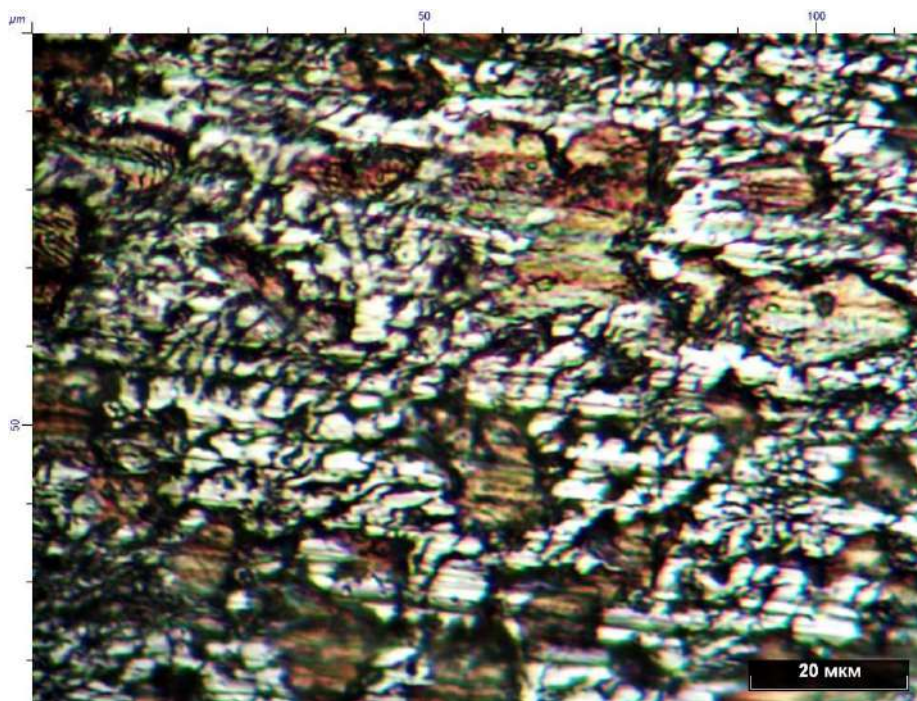


Рисунок 103 – Развитие процессов окислительно-абразивного изнашивания покрытия 29Е, $\times 1000$

Поверхность изнашивания покрытий имеющих пониженную износостойкость характеризуется наряду с наличием направленных рисок от абразивных частиц наличием следов окислительного изнашивания, которое при значительном развитии приводит к появлению микровырывов на поверхности износа. Причём чем меньше в покрытиях азота, тем грубее и глубже микрорельеф от микровырывов поверхности. Также было обнаружено что в покрытиях не содержащих азот наблюдается откалывание и выпадение карбидных частиц входящих в состав эвтектики при изготовлении шлифов (рисунок 104). На азотсодержащих покрытиях подобного не обнаружено. Это связано с более низкой микротвёрдостью металлической основы таких покрытий.

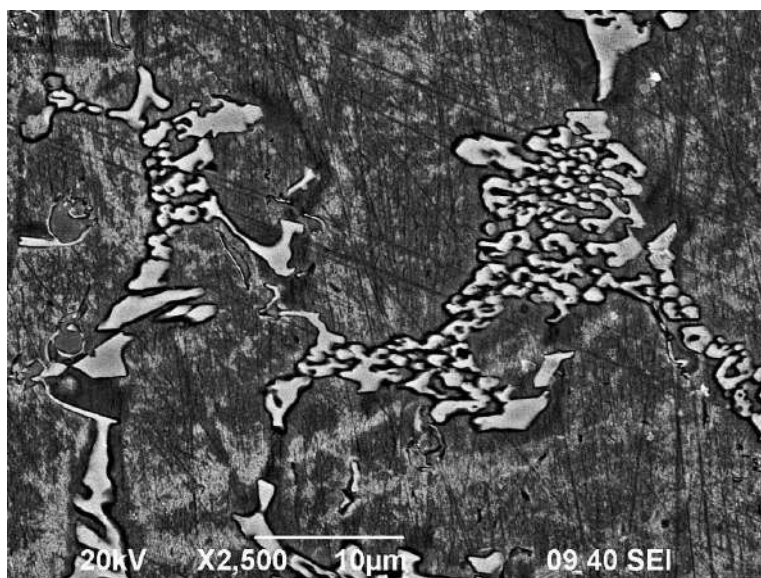


Рисунок 104 – Откалывание карбидных пластин в плоскости шлифа покрытия № 1 (250Х15Г20С)

Результаты проведённых исследований показывают, что износостойкость наплавленных покрытий в значительной степени определяется склонностью тонких поверхностных слоёв покрытий находящихся в зоне трения к приспособлению к условиям изнашивания за счёт повышения микротвёрдости металлической основы.

4.6 Принципы рационального легирования азотом покрытий системы Fe-C-Cr-Mn-Si

Отсутствие систематических исследований по влиянию легирования азотом покрытий системы легирования Fe-C-Cr-Mn-Si на износостойкость в условиях гидроабразивного изнашивания ограничивает применение такого эффективного и дешёвого легирующего элемента. Для определения наиболее рациональных составов покрытий и режимов наплавки использовали расчётно-экспериментальные диаграммы: состав – твёрдость, состав – гидроабразивная износостойкость, состав – микроструктура.

Как было показано в разделе 4.5 основной причиной разрушения поверхности трения исследуемых покрытий является развитие процесса микрорезания иногда сопряжённое с окислительным воздействием среды на металлическую поверхность (в условиях гидроабразивного изнашивания). При этом одно покрытие может характеризоваться различным механизмом изнашивания в зависимости от типа применяемого абразива.

Для того чтобы обеспечить максимальную износостойкость покрытий в условиях гидроабразивного изнашивания необходимо учитывать влияние легирования (в первую очередь азотом) на структуру, твёрдость и износостойкость покрытий.

В связи с тем, что исследуемые покрытия имеют сложный химический состав, характеризующийся наличием элементов по различному действующих на структурообразование и свойства, строились экспериментальные диаграммы $Ni_{экв}/Cr_{экв}$ – содержание азота, которые позволяли комплексно описывать влияние всех легирующих элементов и отдельно азота на исследуемые свойства.

Известно, что твёрдость структурных составляющих покрытий зависит от типа формируемой структуры, которая в свою очередь определяется условиями кристаллизации и последующего охлаждения, а значит режимами наплавки.

Так для группы покрытий имеющих повышенную гидроабразивную износостойкость (содержащих кремния $\approx 3,0$ % масс) один из принципов рационального легирования можно выразить следующим образом:

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

(рисунок 105) структурных составляющих покрытия, и в первую очередь наибольшей легированности аустенита азотом.

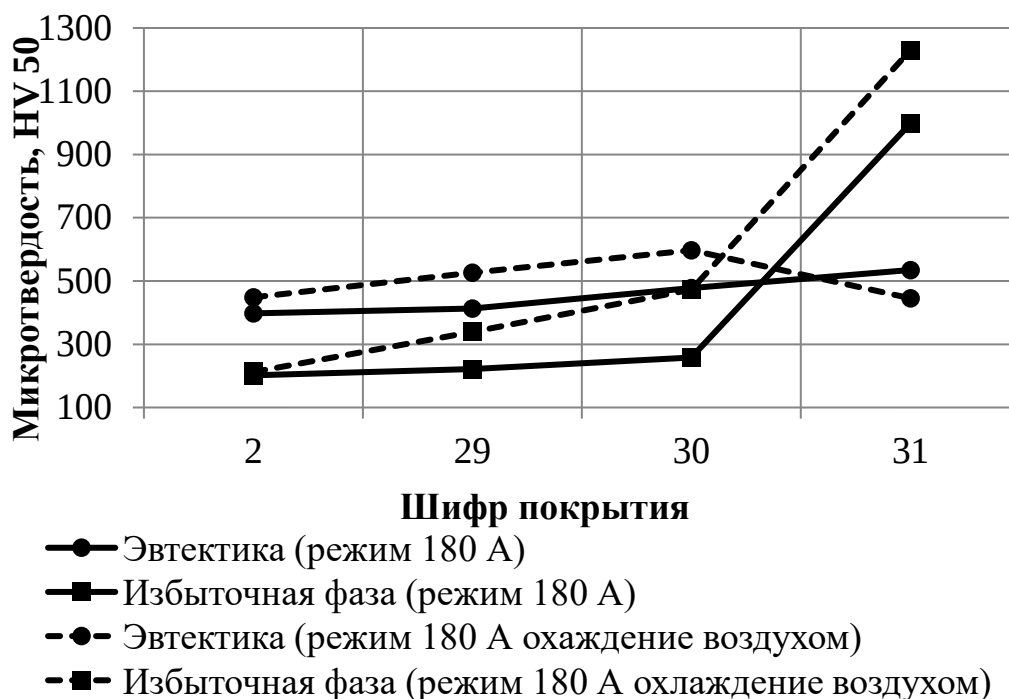


Рисунок 105 – Зависимость микротвёрдости фазовых составляющих от скорости охлаждения при наплавке

На рисунке 106 показаны диаграммы $Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}$ – содержание азота / гидроабразивная износостойкость в не зависимости от режима наплавки. Видно что служебные свойства покрытий зависят от химического состава и содержания азота, что в итоге предопределяет качественные характеристики микроструктуры – количество и тип формирующихся карбидов, структуры металлической основы и микротвёрдости структурных составляющих покрытий. Для получения наиболее износостойкого покрытия системы Fe-Cr-Mn-N для эксплуатации в условиях гидроабразивного изнашивания необходимо обеспечить содержание азота в покрытии на максимально возможном уровне (более 0,5 %) при содержании кремния на уровне 3 %, а также $Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}$ не более 3,5. При повышении эквивалента хрома в покрытий происходит закономерное снижение содержания углерода в металлической

основе, поэтому для обеспечения высокой гидро-абразивной износостойкости необходимо повышать содержание азота. Это позволит сформировать микроструктуру с наибольшей микротвёрдостью фазовых составляющих (в первую очередь металлической основы) и наивысшей макротвёрдостью покрытия (рисунок 107).

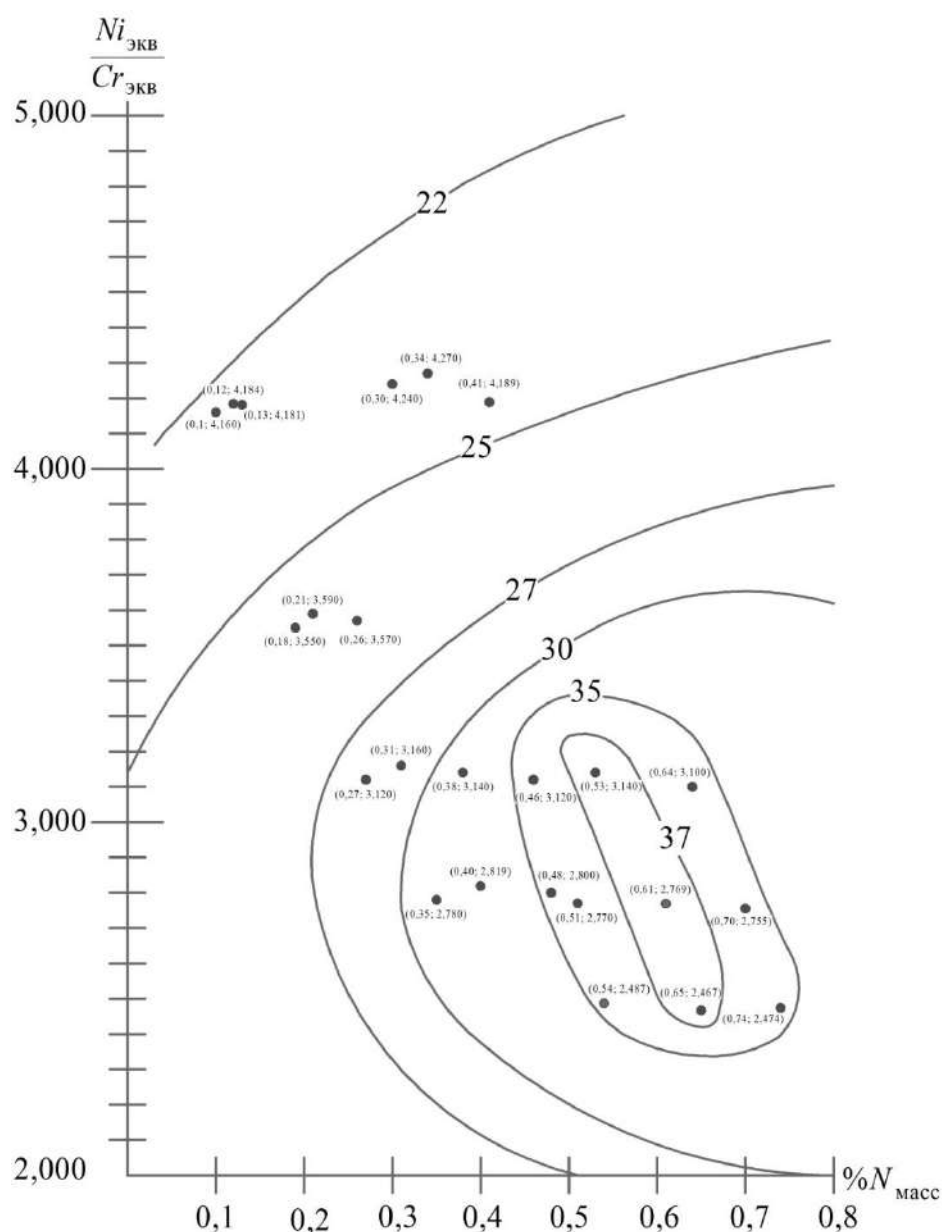


Рисунок 106 – Влияние легирования и содержания азота на гидроабразивную износостойкость покрытий

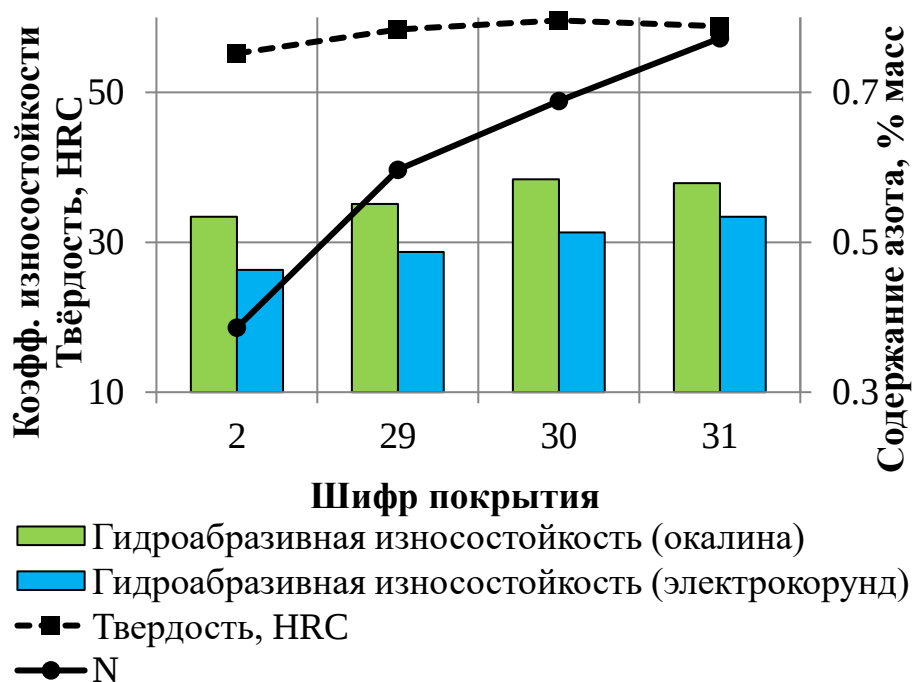


Рисунок 107 – Зависимость гидроабразивной износостойкости от содержания азота

Анализ полученных результатов позволяет заключить, что наиболее рациональное распределение азота в составе фаз покрытий – легирование металлической основы, поскольку повышение содержания азота в аустените приводит к снижению энергии дефектов упаковки и повышению склонности аустенита к деформационному упрочнению (рисунок 108), что в свою очередь приводит к приспособливанию аустенита к условиям внешнего нагружения и лучшему закреплению в аустените карбидных частиц. Необходимо обеспечить такое легирование хромом и азотом, которое приведет к формированию наиболее легированного аустенита как в составе эвтектики, так и в составе избыточной фазы.

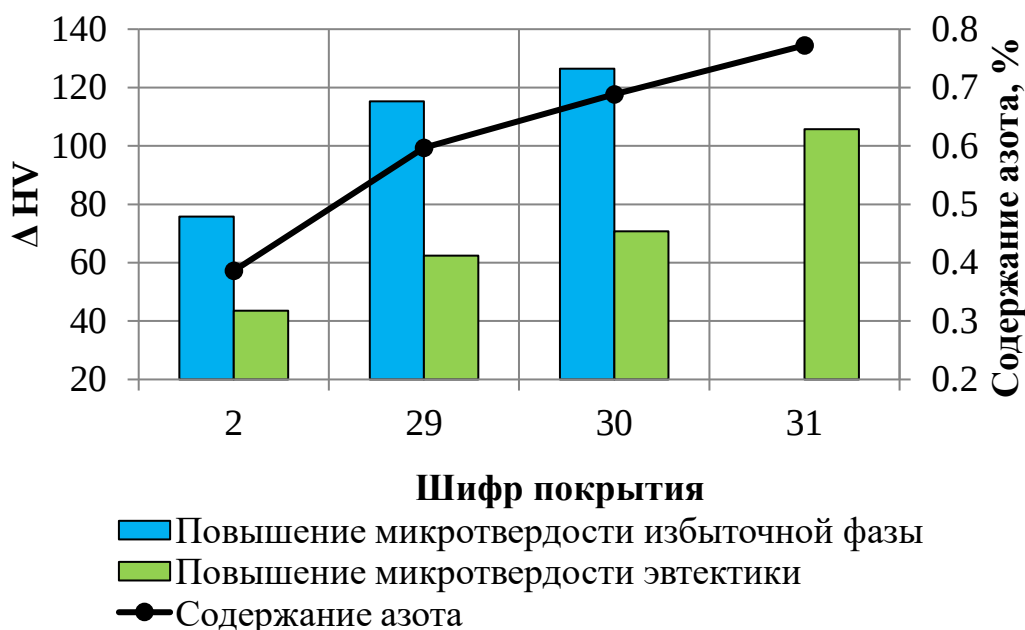


Рисунок 108 – Влияние азота на повышение микротвёрдости структурных составляющих после изнашивания

В зависимости от характеристик абразива наивысший уровень гидроабразивной износостойкости могут иметь покрытия, обладающие различным типом структур. При относительно большой твёрдости абразива происходит изнашивание по механизму микрорезания и в этом случае наибольшей износостойкостью будет обладать эвтектическая структура или структура с небольшим количеством первичных карбидов.

В случае если твёрдость абразива сравнима с твёрдостью основной упрочняющей фазы (эвтектического карбида), то изнашивание будет происходить по механизму пластического оттеснения и в этом случае наиболее рациональным будет применение покрытий, обладающих доэвтектическим типом структуры. При этом сама структура должна обладать следующим набором морфологических признаков:

- минимальный дендритный параметр
- минимально возможная толщина дендритных осей
- направленный характер роста дендритных кристаллов
- склонность к метастабильным фазовым превращениям аустенита при деформации.

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 аустенитной и мартенситной фаз. Таким образом, 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.

4.7 Выводы по главе

1. Легирование азотом в количестве, превышающем равновесное (сверхравновесном), приводит к образованию пересыщенного твёрдого раствора внедрения. Это в свою очередь приводит к упрочнению металлической основы, по аналогии с пересыщенным твёрдым раствором углерода в железе. Однако в отличие от такого раствора, азот создает меньшие напряжения второго рода, в связи с тем что имеет атомы меньшего размера (R атома углерода = 0,077 нм; R атома азота = 0,062 нм). Азот снижает энергию дефектов упаковки, что позволяет повышать вязкость покрытий наряду с увеличением износостойкости.

2. Дополнительное легирование азотом оказывает положительное влияние на ударно-абразивную износостойкость системы Fe-C-Cr-Mn повышая её более чем в 1,5 раза. Совместное легирование покрытий системы Fe-C-Cr-Mn азотом в количестве более 0,6 % масс. и кремнием в количестве

более 2 % значительно повышают гидроабразивную износостойкость покрытий за счёт твёрдорастворного упрочнения эвтектического аустенита и повышения микротвёрдости эвтектики в целом.

3. Повышение скорости охлаждения наплавленного металла приводит к формированию дендритных кристаллов аустенита правильной формы и повышению микротвёрдости эвтектики, что приводит к увеличению ударно-абразивной и гидроабразивной износостойкости.

4. Легирование Fe-C-Cr-Mn покрытий азотом увеличивает количество карбидной фазы с 4 % до 19 %, приводит к значительному возрастанию микротвёрдости как карбидной фазы так и металлической основы, что и определяет повышение гидроабразивной износостойкости таких покрытий.

5. Совместное легирование покрытий системы Fe-C-Cr-Mn азотом в количестве более 0,6 % масс. и кремнием в количестве более 2 % масс. приводит к повышению склонности металлической основы к деформационному мартенситному превращению, в результате чего микротвердость эвтектики в зоне трения повышается более чем на 100 HV и достигается наибольшая гидро-абразивная износостойкость.

6. Легирование азотом покрытий системы Fe-C-Cr-Mn позволяет создавать эффективные покрытия для эксплуатации в условиях гидроабразивного и ударно-абразивного изнашивания. Положительное влияние азота определяется влиянием его на микротвёрдость и прочность металлической основы и повышения количества эвтектической структурной составляющей.

5. ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Cr-W-V

При создании износостойких покрытий на стальных изделиях, предназначенных для эксплуатации в условиях абразивного изнашивания при высокотемпературном нагреве важно создать такие наплавочные композиции которые будут отвечать предъявляемым к ним требованиям и в то же время отвечать требованию экономного легирования дорогостоящими и дефицитными компонентами, такими как вольфрам и ванадий. В связи с тем, что нитриды металлов являются более температуроустойчивыми материалами, чем карбиды, а молярная масса нитридов в большинстве случаев примерно в два раза больше молярной массы карбидов аналогичных металлов, интересным является возможность применения нитридов в качестве экономных заместителей карбидов дорогостоящих металлов, т.к. на образование нитридов требуется примерно в два раза меньше атомов металлов. Легирование азотом износостойких сплавов образующим совместно с углеродом высокотемпературные частицы в структуре покрытий – карбонитриды позволяет не только снизить себестоимость таких покрытий, но и повысить их жаростойкость а значит и износостойкость в условиях высокотемпературного изнашивания.

Традиционно применяемые покрытия на основе быстрорежущих сталей типа Р6М5 или Р18 и др. сочетают высокую теплостойкость и сопротивляемость пластической деформации и применяются для изготовления режущего, штампового и другого металлообрабатывающего инструмента. Покрытия из инструментальных сталей, нанесённые на углеродистые стали позволяют приблизить свойства их поверхностных слоёв до уровня покрытий. Легирование азотом является дополнительным способом повышения эксплуатационных характеристик покрытий из быстрорежущих сталей, в частности теплостойкости, горячей твёрдости и износостойкости.

5.1 Влияние азота на формирование структуры и свойств покрытий типа 10P6M5

Данный раздел посвящен исследованию влияния азота на формирование структурно-фазового состава и свойств покрытий, полученных плазменно-порошковой наплавкой порошком ПР-10P6M5, а также порошком ПР-10P6M5, дополнительно легированным азотом, на образцы из стали 45 с исходной нормализованной структурой.

Наплавочный порошок ПР-10P6M5 по химическому составу близок к инструментальной стали P6M5 и имеет схожее с ней предназначение. Основная сфера его применения – изготовление или ремонт крупного режущего инструмента – дисковых ножей, токарных резцов, штампов, и др. инструмента, предназначенного для применения на операциях резания массивных заготовок, чаще всего из серого и ковкого чугуна или нелегированных марок сталей. Основной проблемой применения порошка ПР-10P6M5 для изготовления режущего инструмента является нестабильность получаемых свойств инструмента – твёрдости и износостойкости, а также, склонность к образованию трещин при эксплуатации на границе подложки и наплавленного металла.

С целью повышения эксплуатационной стойкости и прочности режущего инструмента изменили технологию изготовления резцов, путём введения порошка азотированного феррокремния в смеси с базовым порошком ПР-10P6M5 в соотношении 5:95. 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 карбидной фазы и к повышению эксплуатационной стойкости режущего инструмента.

Исходный состав наплавочного порошка ПР-10Р6М5, азотированного феррокремния и азотсодержащей наплавочной смеси ПГ-10Р6АМ5, изготовленной на их основе, приведен в таблице 34.

Таблица 34 – Состав наплавочной смеси и исходных порошков

	С	Cr	W	Mo	V	Mn	Ni	Si	N
ПР-10Р6М5*	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-10Р6АМ5***	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 %

*** - рассчитанный состав наплавочной смеси. Fe – остальное, S – 0,02 %; P – 0,04 %

В связи с высокой температурой плавления порошка ПР-10Р6М5 и низкой подвижностью расплава, формирование качественных покрытий становится возможным только при повышенной силе тока наплавки – выше 120 А. При более низких значениях силы тока формируются некачественные покрытия, не обладающие металлургическим сцеплением с подложкой или не формирующие правильные валики наплавленного металла.

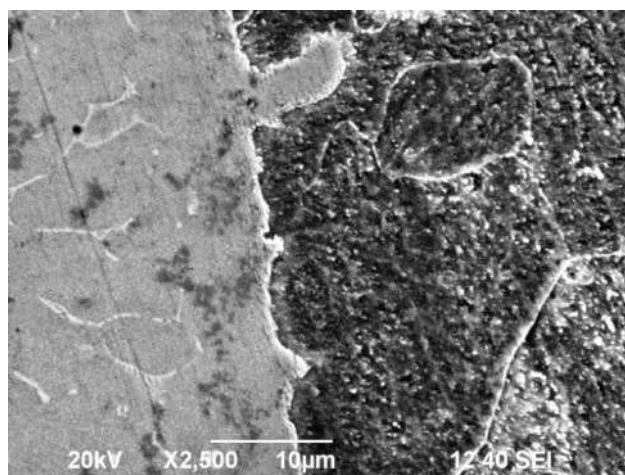
На рисунках 109 и 110 показана микроструктура зоны сплавления и средней части покрытия соответственно, полученного с использованием порошка ПР-10Р6М5, при плазменно-порошковой наплавке на токе 180 А.

Анализ микроструктуры показывает, что формирующаяся структура напоминает структуру литой быстрорежущей стали Р6М5, однако отличается от неё некоторыми особенностями [97]. 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.

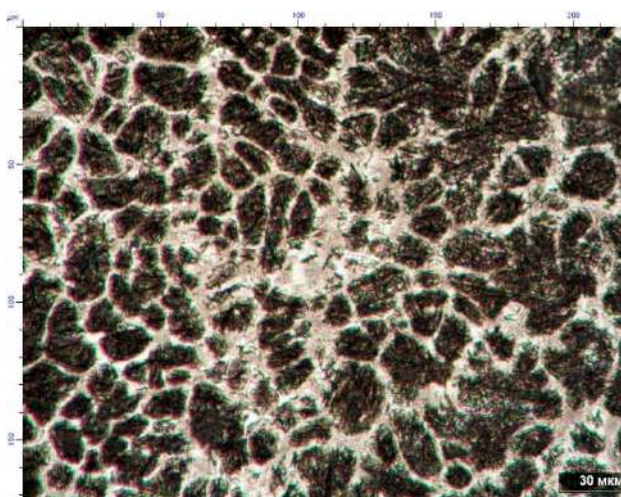


а, ×200

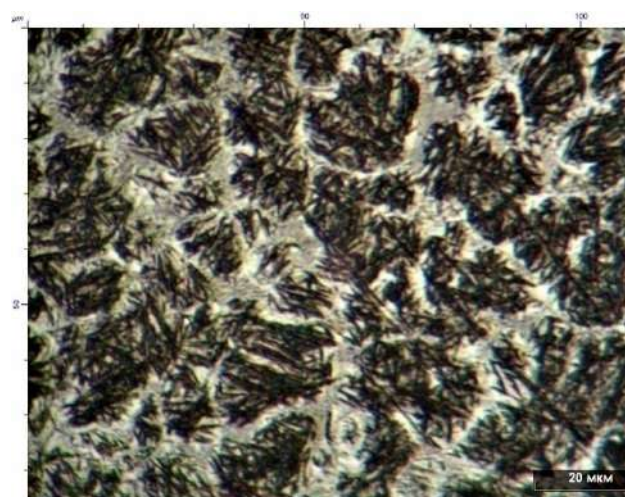


б, ×2500

Рисунок 109 – Микроструктура зоны сплавления покрытия типа 10P6M5 при наплавке на токе 180 А



а, ×500



б, ×1000

Рисунок 110 – Микроструктура средней части покрытия типа 10P6M5 при наплавке на токе 180 А

В междендритном пространстве находится карбидная фаза – эвтектика (рисунок 111) сетчатого строения на базе карбидов типа Me_6C и Me_{23}C_6 , и вторичного карбида Me_2C . Однозначная идентификация карбидной фазы затруднена ввиду наложения дифракционных линий этих карбидов. Из литературных данных [1] известно, что в литом состоянии сплавы типа Р6М5 кристаллизуются с образованием эвтектических карбидов Me_6C , а по границам дендритных кристаллов и в их объёме возможно образование округлых карбидов типа MeC на основе ванадия.

В связи с тем, что при плазменно-порошковой наплавке кристаллизация наплавленного металла происходит в термодинамически неравновесных условиях, вызванных чрезвычайно сильным переохлаждением, некоторые карбидные фазы не успевают выделиться или кристаллизуются со значительным недостатком углерода [32].

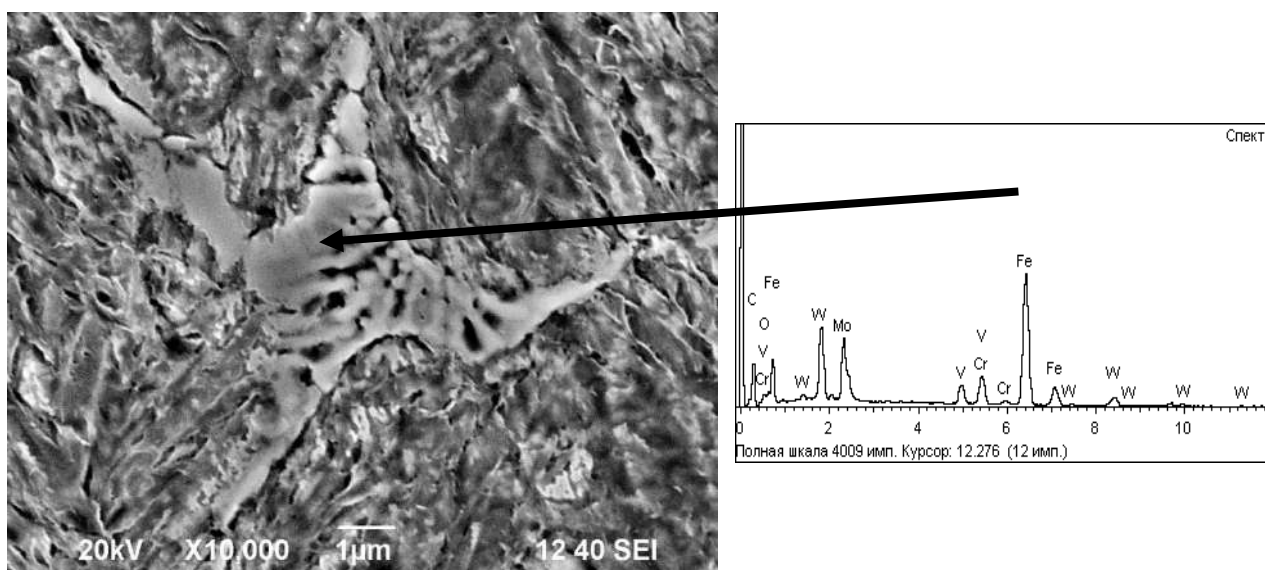


Рисунок 111 – Структура и химический состав карбидной фазы покрытия типа 10Р6М5 при наплавке на токе 180 А

Результаты рентгеноструктурного микроанализа свидетельствуют о том, что эвтектика представлена комплексным карбидом $\text{Fe}_3(\text{W-Mo-V})_3\text{C}$ (см. рисунок 111 и таблицу 35) 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 (рисунок 112, а). Результаты металлографического анализа подтверждают это предположение (рисунок 112, б). Металлографически определённое (на нетравленных шлифах) количество округлых карбидов ванадия не превышает 0, 15 % об., а их средний размер составляет 2,22 мкм.

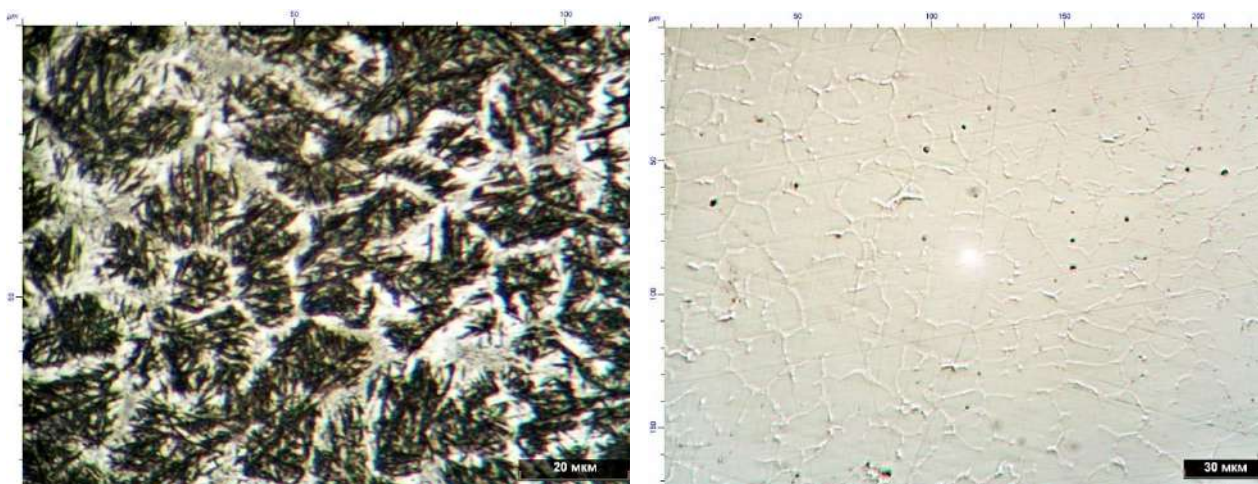
Таблица 35 – Состав эвтектической фазы покрытия типа 10P6M5

Элемент	Весовой %	Атомный %
C K	29,15	12,29
V K	3,19	1,85
Cr K	4,80	12,72
Fe K	35,75	38,89
Mo L	13,04	4,01
W M	14,08	2,26
Итоги	100,00	

Анализ микроструктуры образцов после плазменно-порошковой наплавки порошком ПР-10P6M5 показывает, что формирующаяся структура покрытий обладает разнонаправленным дендритно-ячеистым строением по всему сечению. Средняя величина дендритных ячеек составляет 38...48 мкм. В междендритном пространстве присутствует эвтектика скелетообразной формы. Анализ характеристик травления, морфологии, и данных фазового и рентгеноструктурного анализов показывает, что эвтектика образована на базе карбида $\text{Fe}_3(\text{W-Mo-V})_3\text{C}$. Эвтектические карбиды, располагаясь в междендритном пространстве ограничены по размерам и форме. Твёрдость наплавленного покрытия составляет 61 HRC. Такое строение и свойства наплавленного металла схоже со строением литой быстрорежущей стали P6M5 [97] и отличается от последней существенно большей дисперсностью

всех формируемых фаз, а также, меньшим количеством остаточного аустенита и вторичных карбидов типа Me_2C .

Определение коэффициентов перехода основных легирующих элементов из наплавочного порошка в покрытие (таблица 36) показало, что коэффициент перехода 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, очевидно, с тем, что азот является диффузионно-подвижным газом, и легко удаляется из ванны расплава. Также низкий коэффициент перехода азота связан с несовершенством технологии ввода азота в сварочную ванну. Кроме того, как показано в работе [115], устойчивое существование плазменной дуги, стабильный перенос капель, и как следствие формирование качественного безпористого покрытия возможно лишь при ограничении содержания азота в присадочном материале не более 0,3 % масс.



а, $\times 1000$

б, $\times 500$

Рисунок 112 – Карбиды ванадия VC: а – травлено, б – нетравлено

Плазменно-порошковая наплавка с использованием наплавочной смеси ПГ-10Р6АМ5 (см. табл. 34), содержащей азотированный феррокремний,

приводит к формированию покрытия, имеющего повышенное содержание азота (см. таблица 36). Применение наплавочной смеси при плазменно-порошковой наплавке приводит к формированию качественных безпористых покрытий, имеющих повышенную твёрдость – более 66 HRC. Микроструктура средней зоны покрытия показана на рисунке 113.

Введение азотированного феррокремния в присадочный порошок приводит к формированию ячеисто-дендритной структуры наплавленного металла. Результаты металлографического анализа свидетельствуют, что средний размер главных осей дендритных кристаллов составляет 24...30 мкм. Рентгеноструктурный анализ образцов показал, что металлическая основа состоит из двух фаз – аустенита и мартенсита игольчатого строения. По данным рентгеноструктурного анализа содержание аустенита составляет – 28,2 %, а мартенсита – 71,8 %. Микротвёрдость дендритных ячеек составляет 682 HV₂₀.

Таблица 36 – Состав формируемых покрытий при плазменно-порошковой наплавке на токе 180 А

Покрытие		Fe	C	Cr	W	Mo	V	Mn	Ni	Si	N
ПР-10P6M5	Хим. Сост.	81,4	0,85	3,65	5,98	4,73	1,91	0,34	0,36	0,18	-
	К пер.	1,02	0,82	0,87	0,93	0,91	0,93	0,92	0,90	0,89	-
ПГ-10P6AM5	Хим. Сост.	81,6	0,86	3,32	5,73	4,40	1,77	0,32	0,36	1,48	0,18
	К пер.	1,03	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 Me₆C (таблица 37). Результаты электронно-микроскопического анализа (рисунок 114) свидетельствуют, что строение эвтектических карбидов претерпело изменение по сравнению со строением эвтектических карбидов формируемых в покрытии типа P6M5. Наблюдается изменение формы и строения карбидных кристаллов. Скелетообразное строение эвтектических карбидов в покрытии на основе исходного порошка ПР-10P6M5, сменилось

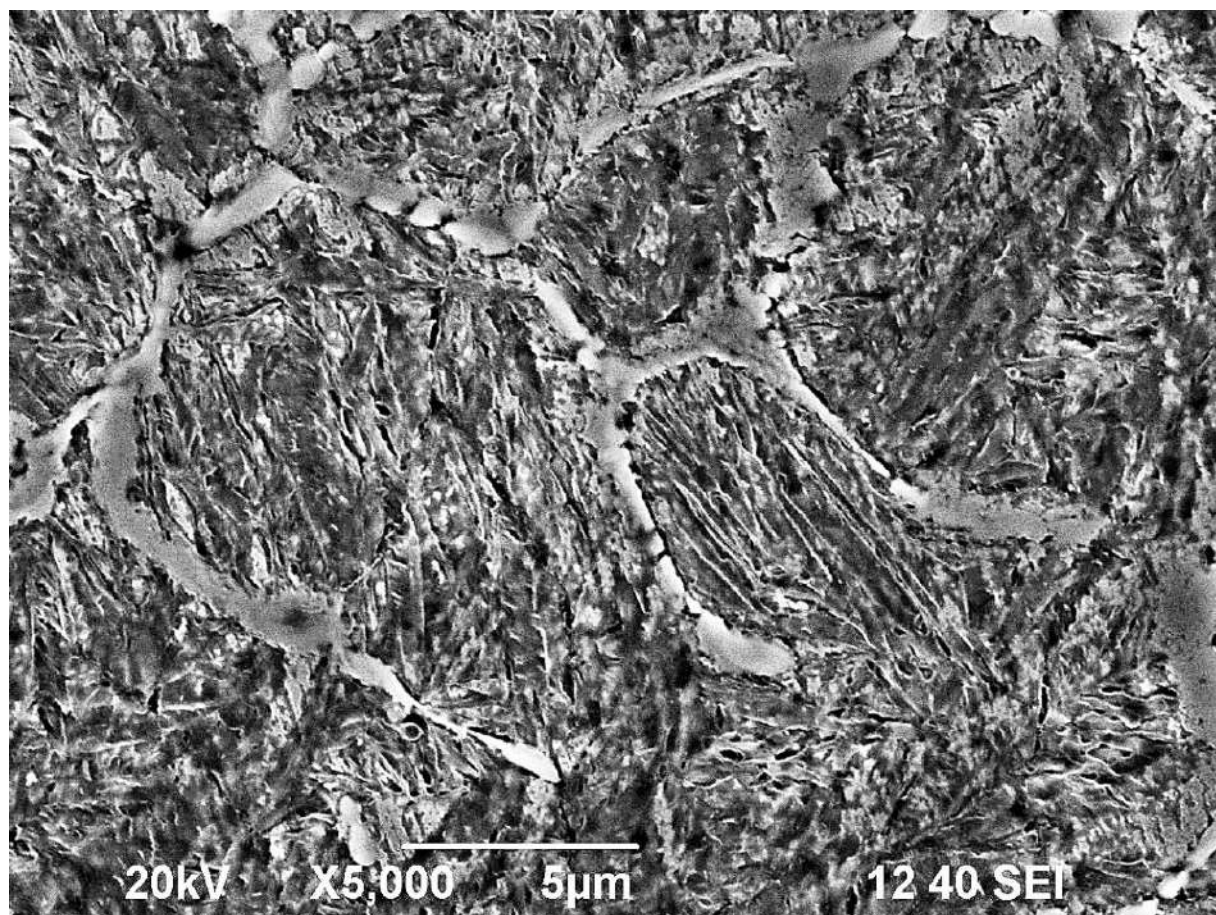


Рисунок 113 – Микроструктура покрытия, полученного при использовании наплавочной смеси

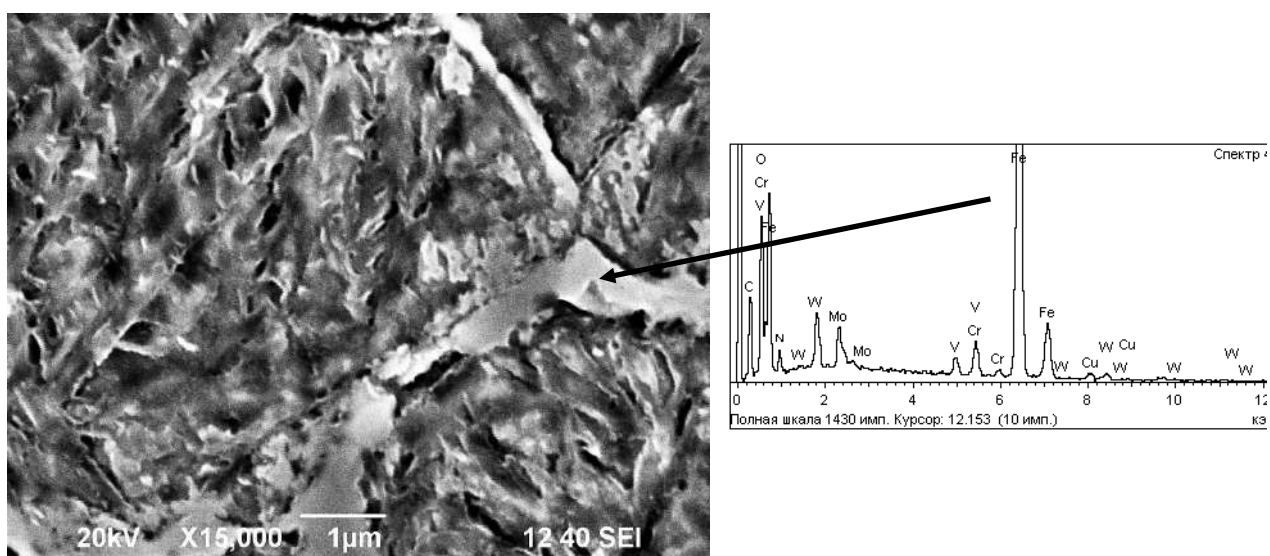


Рисунок 114 – Морфология эвтектических карбидов в покрытии на основе наплавочной смеси

на пластинчатое строение эвтектических карбидов с рваными и неровными краями (рисунок 114), 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. Кроме того, как свидетельствуют данные РСМА анализа, введение азота приводит к замещению эвтектического карбида Me_6C на карбонитрид Me_6CN (таблица 37), имеющий более высокую микротвёрдость (116). Средняя величина дендритных ячеек покрытия уменьшается более чем в 1,5 раза, по сравнению с величиной дендритных ячеек в покрытии на основе порошка ПР-10Р6М5. В результате твёрдость покрытия, наплавленного с использованием наплавочной смеси ПГ-10Р6АМ5, содержащей азотированный феррокремний, повышается более чем на 5 HRC, что способствует повышению абразивной износостойкости такого покрытия.

Таблица 37 – Состав эвтектической фазы покрытия на основе наплавочной смеси

Элемент	Весовой %	Атомный %
C K	25,02	49,93
N K	12,08	22,12
V K	1,21	0,63
Cr K	8,19	25,43
Fe K	45,11	49,76
Mo L	3,6	1,0
W M	4,79	0,69
Итоги	100,00	

Результаты измерения твёрдости покрытий представлены в таблице 38. При использовании порошка ПР-10Р6М5, среднее значение твёрдости составляет 61 HRC, в то время как среднее значение твёрдости покрытия полученного с использованием наплавочного порошка ПГ-10Р6АМ5 составляет 66,2 HRC. Повышение твёрдости покрытия, при введении в него азотированного феррокремния происходит как из-за значительного повышения содержания кремния в покрытии (см. табл. 36), так и из-за действия самого азота, входящего в состав карбидной фазы эвтектики и образующего собственные нитриды железа и хрома – Fe_4N (γ') и Cr_2N соответственно (таблица 39). Кроме того вклад в повышение твёрдости наплавленного покрытия на основе наплавочной смеси вносит и существенное измельчение металлической основы покрытия.

В средней части покрытия на основе азотсодержащего наплавочного порошка ПГ-10Р6АМ5 металлографически обнаружены участки не до конца расплавившегося азотированного феррокремния (рисунок 115). Эти участки представляют собой отдельно расположенные области округлого строения, не травящиеся в стандартных металлографических реактивах – 4 %-ом растворе азотной кислоты или реактиве Марбле. Микротвёрдость этих участков в среднем составляет 360 HV_{20} соответствующей ферриту. Объёмная доля нетравящихся участков составляет 0,21 %.

Таблица 38 – Измеренные значения твёрдости покрытий

Покрытие	Твёрдость, HRC					
	Измеренные значения					Среднее значение
ПР-10Р6М5	58,2	58	61	63,2	64,6	61,0
ПГ-10Р6АМ5	66,4	65,6	66,3	66,2	66,5	66,2

Также в пределах расположения белых нетравящихся участков металлографически обнаружены сферические включения, которые были идентифицированы как высокотемпературная фаза α -кварца – кристобалит.

Данные рентгеноструктурного анализа (рисунок 116 и таблица 39) также подтверждают наличие кварца в структуре наплавленного металла. Однако содержание его незначительно – объёмная доля не превышает 0,02 %.

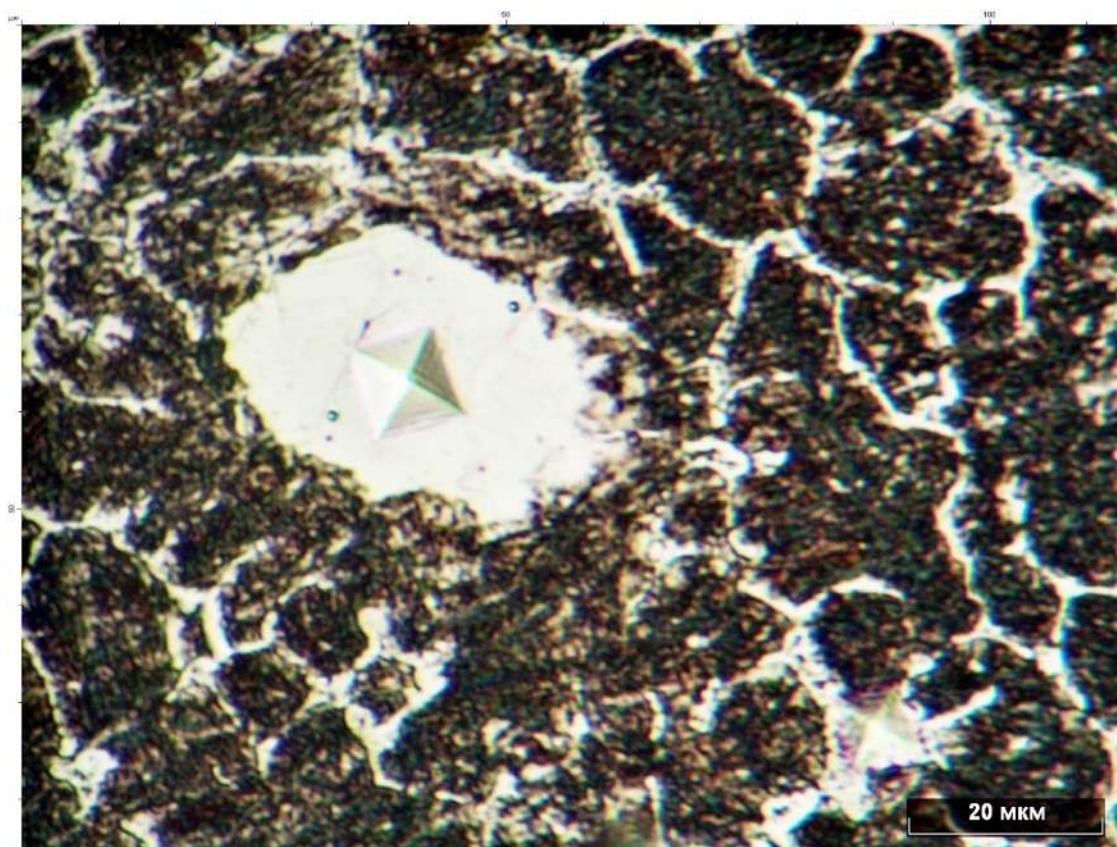


Рисунок 115 – Участок не расплавившегося азотированного феррокремния, с расположенными на нём округлыми частицами кристобалита, $\times 1000$

Формирование в структуре участков не до конца расплавившегося азотированного феррокремния связано с технологическими трудностями гомогенизации сварочной ванны при плазменно-порошковой наплавке, а также, с особенностями технологии ввода в сварочную ванну азотированного феррокремния. Из литературных данных известно, что введение азотированного феррокремния в сплавы на основе железа приводит к повышению вязкости расплава и замедлению его растворения [116]. Однако факт наличия в структуре участков не до конца расплавившегося азотированного феррокремния не должен сказываться на свойствах такого

покрытия (в первую очередь износостойкости), в связи с незначительной объёмной долей таких включений.

Расчёт дифрактограммы, снятой с поверхности азотсодержащего покрытия, приведён в таблице 39. Показано, что использование при плазменно-порошковой наплавке азотсодержащей порошковой смеси привело к формированию покрытия со сниженной интенсивностью интерференционных линий карбидных фаз в 1,3...1,8 раз, по сравнению с покрытием, полученным на основе базового порошка ПР-10Р6М5. Это говорит о снижении объёмной доли карбидов в пользу повышения содержания карбонитридов железа и хрома, 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.

Таблица 39 – Расчёт дифрактограммы азотсодержащего покрытия

№\п/п	Угол	Площадь	Интенсивность	Полуширина	Межплоскостное расстояние	Фаза
1	10,13	0,02	2	0,0083	4,017	SiO_2 (α -кристобалит)
2	12,076	0,02	2	0,0083	3,3715	SiO_2 (α -кварц кристобалит)
3	13,123	0,06	6	0,0083	3,1033	SiO_2 (α -кристобалит)
4	14,173	0,02	2	0,0083	2,8745	SiO_2 (α -кристобалит)
5	14,474	0,03	3	0,0084	2,8151	WC
6	15,075	2,59	5	0,4535	2,7034	Cr_3C_2
7	15,526	0,03	3	0,0084	2,6254	Mo_2C
8	15,977	0,08	8	0,0085	2,5517	Cr_3C_2 , WC
9	16,879	0	0	0,0085	2,4163	Me_3C , Cr_{23}C_6 , VC
10	17,78	0,04	3	0,0117	2,2948	$\varepsilon\text{-Fe}_3\text{C}$, SiO_2 (α -кварц), Cr_3C_2 , Cr_7C_3
11	18,232	1,71	4	0,3932	2,2383	Me_3C , Fe_4N (γ'), SiO_2 (α -кристобалит), Mo_2C , Cr_3C_2 , Cr_2N
12	19,713	15,27	21	0,6676	2,0716	$\gamma\text{-Fe}$, Me_3C , Cr_7C_3 , Cr_2N , VC
13	20,036	12,57	18	0,6339	2,0386	$\alpha\text{-Fe}$, Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6

№\п/п	Угол	Площадь	Интенсивность	Полуширина	Межплоскостное расстояние	Фаза
14	20,938	0,07	7	0,0088	1,9517	Me ₃ C, Cr ₃ C ₂
15	21,839	0,12	9	0,012	1,8721	Me ₃ C, Fe ₄ N (γ'), Cr ₃ C ₂ , Cr ₂₃ C ₆ , WC
16	22,14	0,1	10	0,0089	1,8469	Me ₃ C, Cr ₇ C ₃
17	22,892	0,07	5	0,0121	1,7871	γ-Fe, Cr ₂₃ C ₆
18	23,343	0,02	2	0,009	1,753	Me ₃ C, Mo ₂ C
19	23,644	0,06	4	0,0122	1,731	Cr ₇ C ₃
20	24,095	1,29	6	0,1838	1,6991	Me ₃ C, Cr ₃ C ₂
21	25,147	2,66	7	0,3419	1,6291	Cr ₂ N
22	25,598	0,04	3	0,0124	1,6008	ε-Fe ₃ C, Cr ₂₃ C ₆
23	26,8	1,2	4	0,2852	1,5302	Me ₃ C, SiO ₂ (α-кристобалит), Mo ₂ C
24	28,15	0,13	9	0,0125	1,4583	Cr ₇ C ₃ , VC, WC
25	28,75	0,1	7	0,0125	1,4284	α-Fe
26	29,05	0,06	6	0,0092	1,414	Cr ₃ C ₂ , WC
27	29,65	0,04	3	0,0125	1,386	Cr ₂ N
28	29,95	0,05	5	0,0092	1,3724	SiO ₂ (α-кристобалит)
29	30,25	0,06	4	0,0125	1,3591	ε-Fe ₃ C, Mo ₂ C
30	30,55	0,05	5	0,0092	1,3461	Me ₃ C, Fe ₄ N (γ'), Cr ₇ C ₃
31	31,45	0,63	4	0,1582	1,3085	Fe ₄ N (γ')
32	31,9	0,03	3	0,0092	1,2905	Cr ₂₃ C ₆ , WC
33	32,35	0,05	5	0,0092	1,273	Mo ₂ C, Cr ₂ N
34	32,95	1,63	7	0,2175	1,2505	γ-Fe, Cr ₂₃ C ₆ , VC, WC
35	33,84	0,96	3	0,2825	1,2185	ε-Fe ₃ C
36	34,3	0,04	4	0,0092	1,2026	Cr ₇ C ₃
37	34,75	1,28	6	0,1822	1,1875	Cr ₇ C ₃ , VC
38	35,35	0,12	9	0,0125	1,168	α-Fe
39	35,948	2,96	6	0,446	1,1492	Cr ₂₃ C ₆ , WC
40	37	0,45	2	0,1987	1,1176	Me ₃ C
41	37,877	3,34	7	0,4342	1,0927	γ-Fe
42	40,748	1,17	6	0,1711	1,0186	α-Fe, γ-Fe
43	42,1	0,01	1	0,0092	0,9873	Cr ₂₃ C ₆
44	42,7	0,07	5	0,0125	0,9741	Cr ₂₃ C ₆
45	43,071	1,19	4	0,3128	0,9661	Mo ₂ C
46	43,45	0,98	4	0,2575	0,9581	Cr ₂₃ C ₆
47	44,35	0,03	3	0,0092	0,9396	Cr ₂₃ C ₆
48	44,95	0,05	5	0,0092	0,9277	Cr ₂₃ C ₆ , VC
49	45,85	0,05	5	0,0092	0,9104	Me ₃ C
50	46,3	0,75	4	0,1895	0,902	α-Fe
51	46,9	0,01	1	0,0125	0,8911	Cr ₂₃ C ₆

На рисунке 117 показано изображение микроструктуры зоны сплавления покрытия на основе азотсодержащей наплавочной смеси. Распределение

микротвёрдости по глубине зоны сплавления показано на рисунке 118. Видно, что микротвёрдость плавно возрастает от границы с металлом подложки вглубь покрытия и стабилизируется на глубине 350....400 мкм.

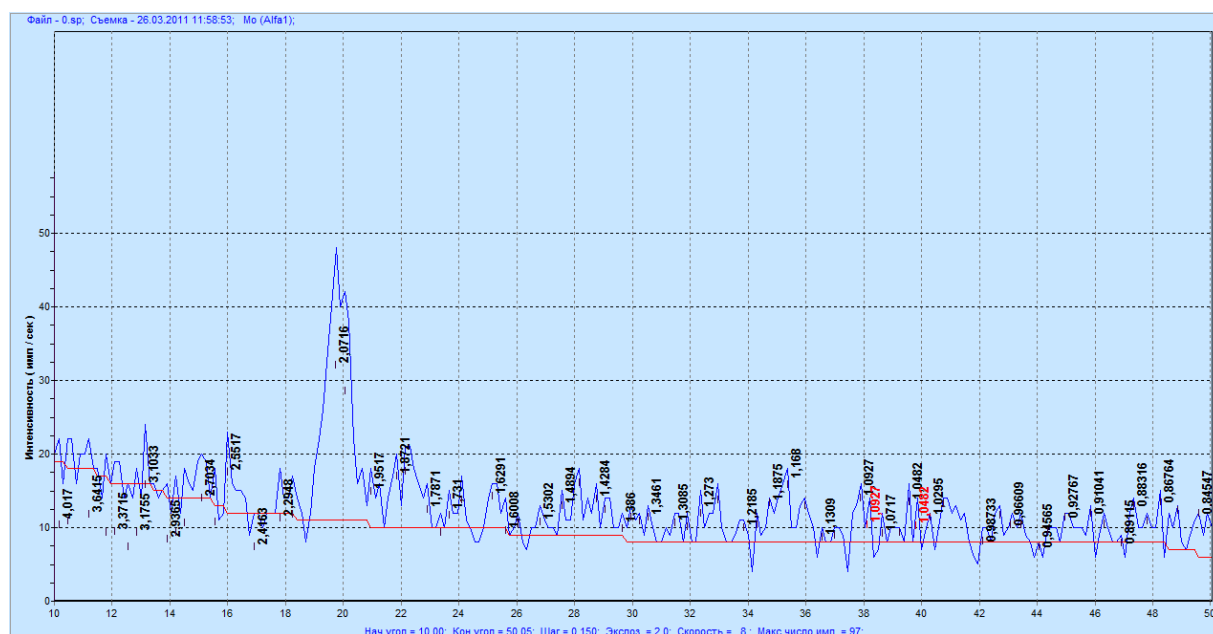


Рисунок 116 – Дифрактограмма покрытия полученного наплавкой азотсодержащей наплавочной смеси

Повышение микротвёрдости от границы с подложкой в среднюю часть наплавленного металла объясняется снижением подмешивания металла основы в сварочную ванну покрытия при плазменно-порошковой наплавке. Металлографически не удалось определить образование кристаллической прослойки в зоне сплавления. Отсутствие дискретности микротвёрдости в зоне сплавления подтверждается также и результатами РСМА анализа (рисунок 117, в). Очевидно, это и определяет плавный характер изменения микротвёрдости по глубине зоны сплавления.

Таким образом, дюрометрически определённая глубина зоны сплавления не превышает 400 мкм (рисунок 118) и характеризуется плавным изменением микротвёрдости, которая в свою очередь находится в зависимости от степени подмешивания металла основы в наплавленный металл.

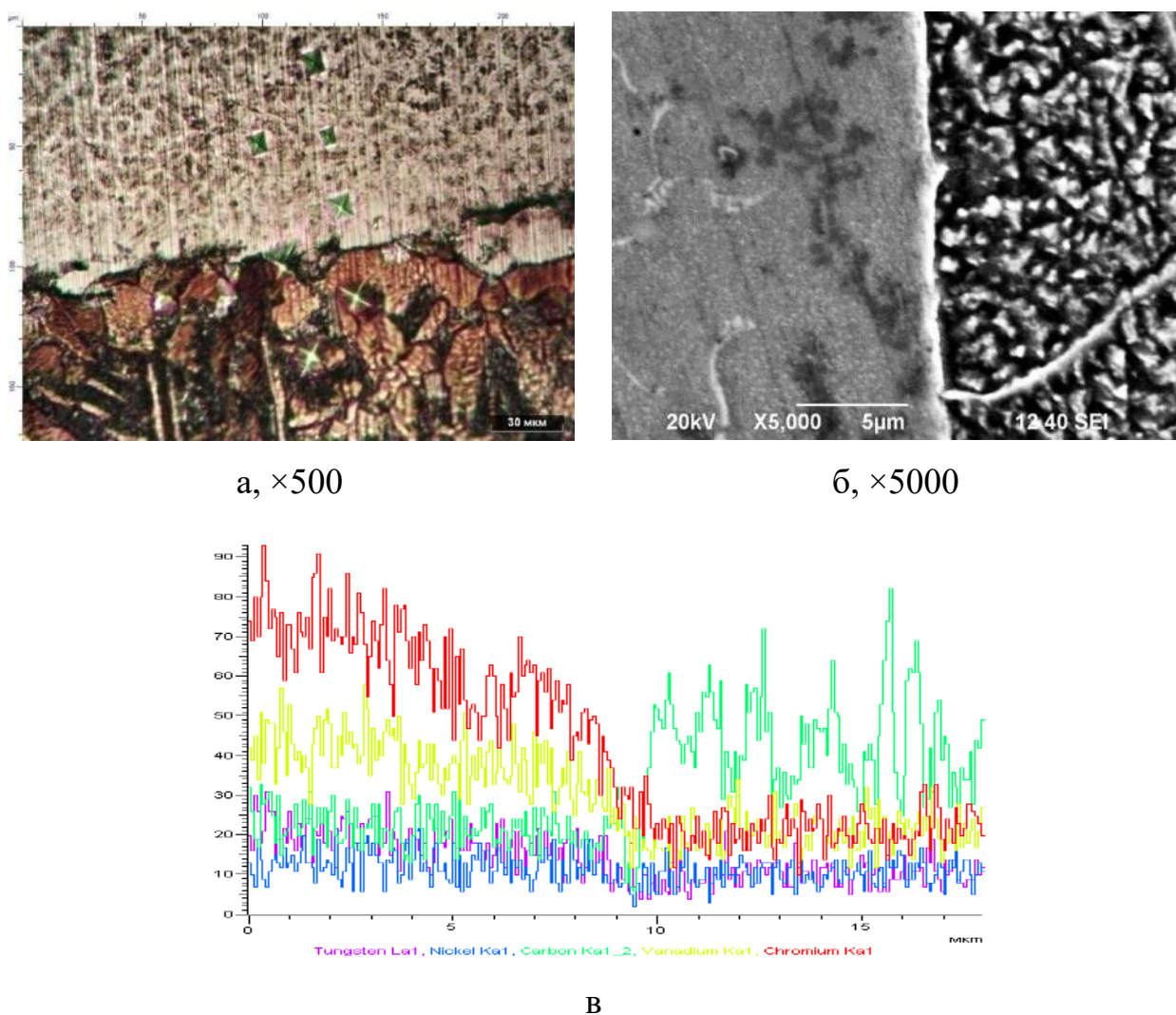


Рисунок 117 – Микроструктуры зоны сплавления покрытия на основе наплавочной смеси: а и б – зона сплавления, в – РСМА анализ распределения легирующих элементов (слева – покрытие, справа – подложка)

На рисунке 119 представлены результаты испытания на абразивную износостойкость 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 порошка ПР-10Р6М5. В тоже время ударно-абразивная износостойкость азотсодержащего покрытия на 20 % ниже, чем ударно-абразивная износостойкость покрытия на основе базового порошка ПР-10Р6М5.

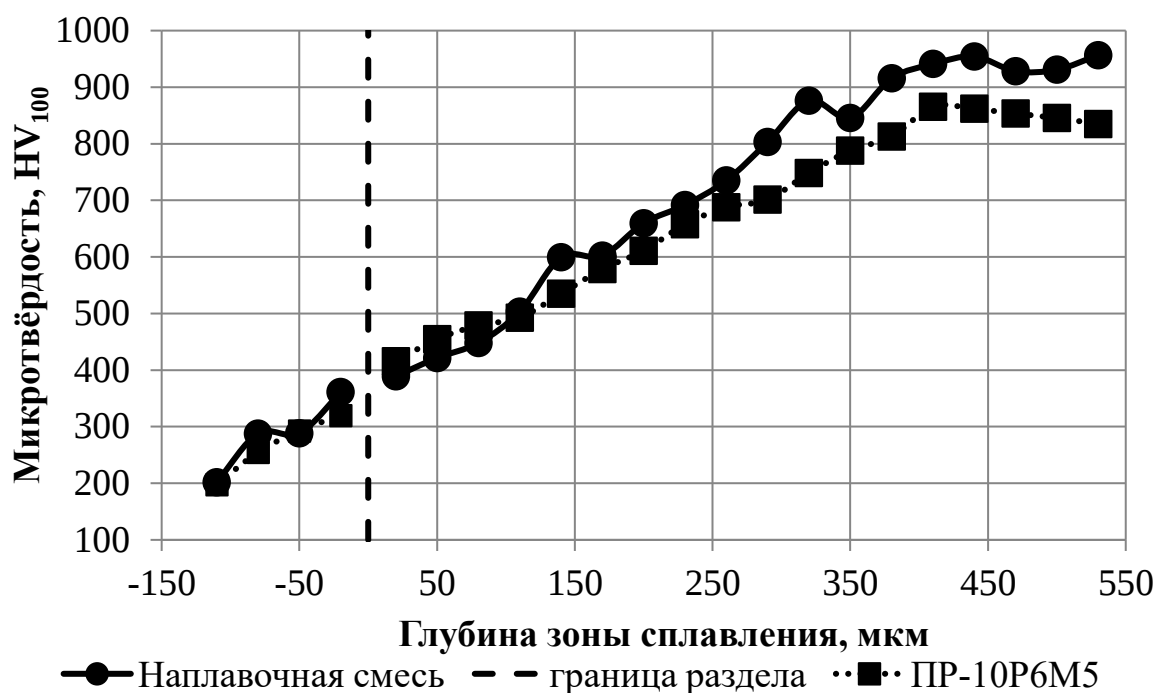


Рисунок 118 – Распределение микротвёрдости по зоне сплавления покрытия на основе азотсодержащей наплавочной смеси

Полученные данные показывают, что с помощью дополнительного легирования азотом базового наплавочного порошка ПР-10Р6М5 возможно изменять трибологические свойства формируемых плазменных покрытий. Влияние азота на механические свойства быстрорежущего наплавленного металла заключается в значительном повышении сопротивления тепловому адгезионному изнашиванию, сопровождающему абразивное изнашивание по ГОСТ 23.208-79. При испытаниях азотсодержащего наплавленного покрытия на ударно-абразивное изнашивание по ГОСТ 23.207-79 наблюдается некоторое снижение износостойкости, что объясняется некоторым повышением хрупкости покрытия, вызванному повышением микротвёрдости карбонитридной фазы.

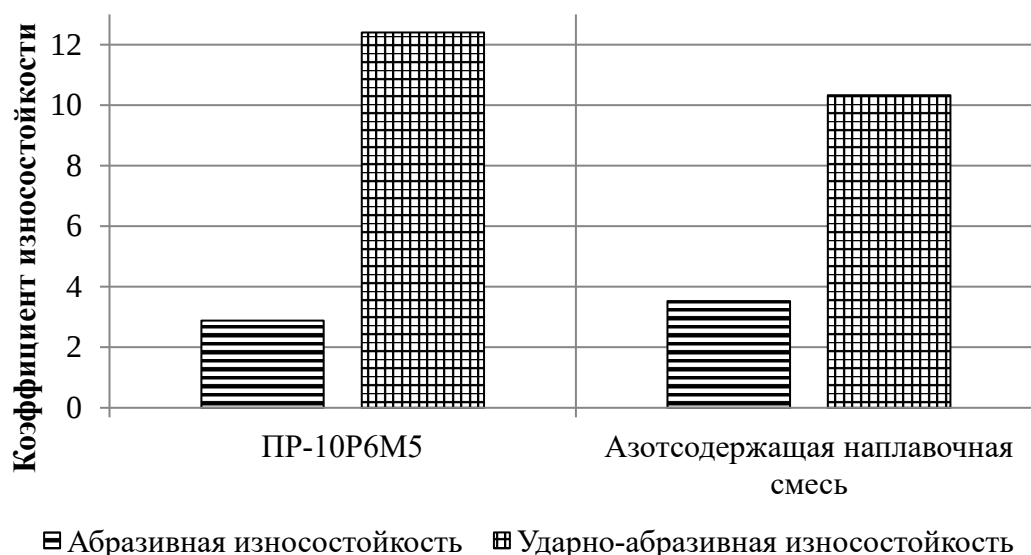


Рисунок 119 – Абразивная и ударно-абразивная износостойкость покрытий

5.2 Принципы рационального легирования азотом покрытий системы Fe-C-Cr-W-V

Особенностью плазменных покрытий на основе самозакаливающихся сплавов является то, что при естественном медленном охлаждении на воздухе таких покрытий в металлической основе формируются структуры закалки. Дополнительное охлаждение таких покрытий обдувом воздухом в большинстве случаев оказывает негативное воздействие на качество формируемых покрытий, вызывая отслаивание или трещинообразование. Для исключения подобных дефектов наплавку ведут при максимальном тепловложении, а единственным способом регулирования свойств покрытий остается легирование в т.ч. азотом.

Введение азота в количестве 0,12 % масс. в покрытие типа PP-10P6M5 приводит к повышению доли эвтектики за счёт металлической основы, что приводит к повышению твёрдости такого покрытия (рисунок 120).

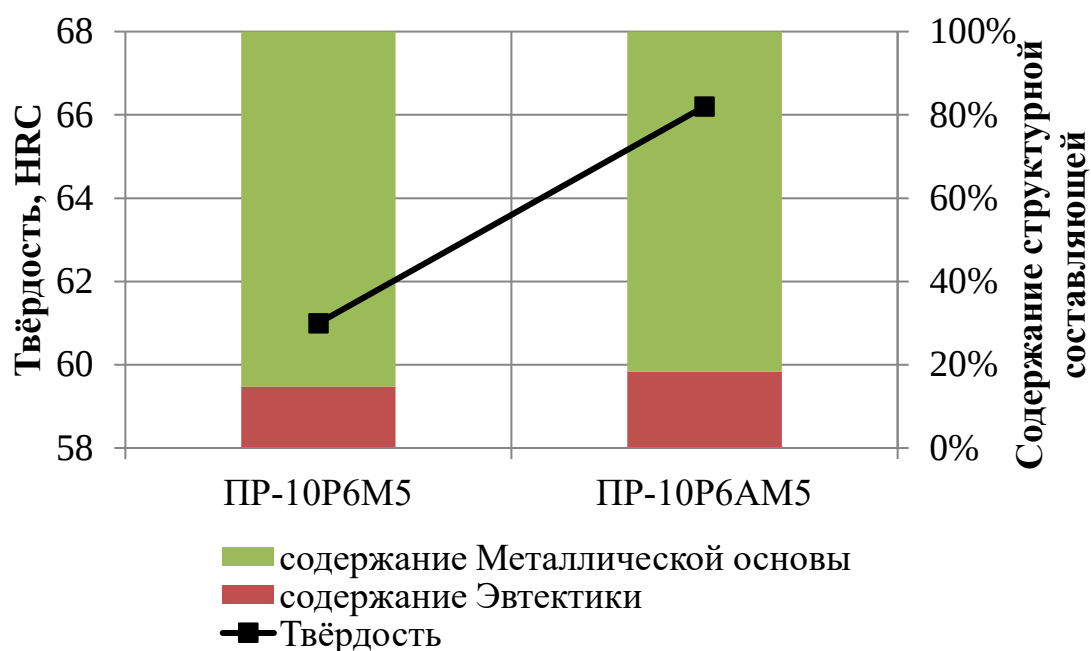


Рисунок 120 – Зависимость твердости от состава металлической основы

Повышение содержания эвтектики происходит в значительной части за счёт образования карбонитридов типа Fe-Cr(CN) , что подтверждается повышением микротвёрдости эвтектики и изменением её морфологии (рисунок 114 и 121). Повышается микротвёрдость металлической основы, а также, повышается в ней доля мартенсита и снижается доля остаточного аустенита (рисунок 121). Это происходит вследствие перераспределения легирующих элементов между эвтектикой и металлической основой в пользу металлической основы. В первую очередь происходит насыщение металлической основы вольфрамом и ванадием (таблица 35 и 37) что приводит к повышению точки M_n металлической основы.

Описанные выше изменения в химическом составе фаз приводят к повышению теплостойкости покрытий (рисунок 122). Известно [117], что теплостойкость инструментальных сталей зависит от степени насыщения твёрдого раствора легирующими элементами при аустенитизации, от устойчивости мартенсита к нагреву, и склонности карбидов к росту и коагуляции, при последующем нагреве. В случае легирования покрытий азотом происходит изменение состава карбидной фазы и замещение части

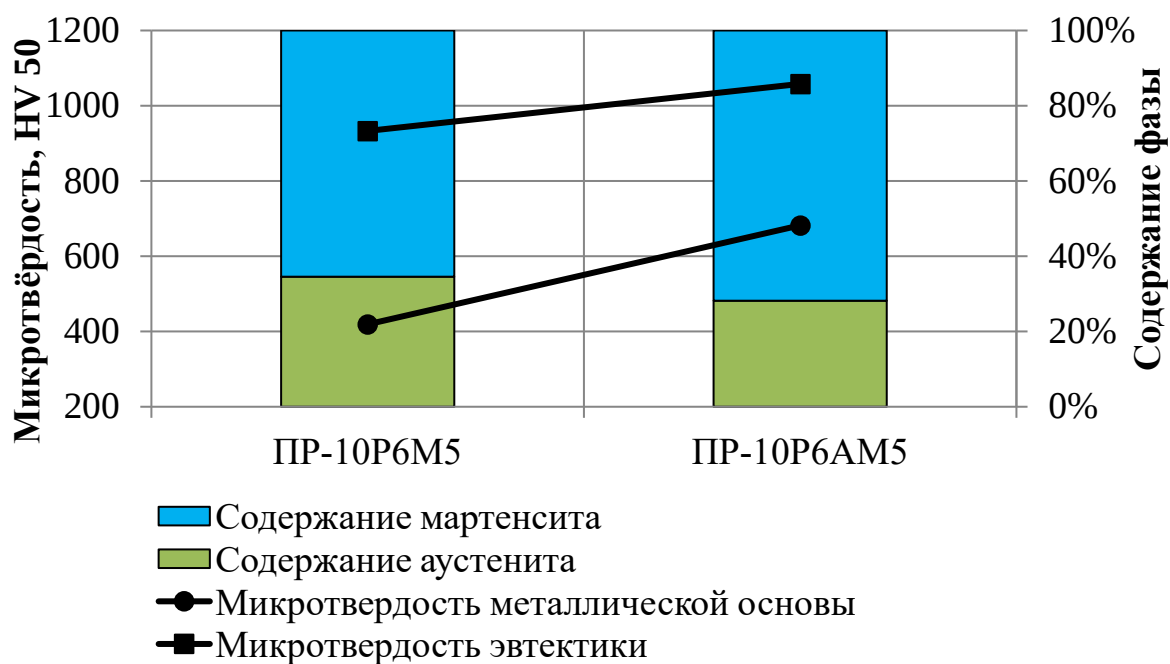


Рисунок 121– Зависимость микротвёрдости от объёмной доли фазовых составляющих в металлической основе

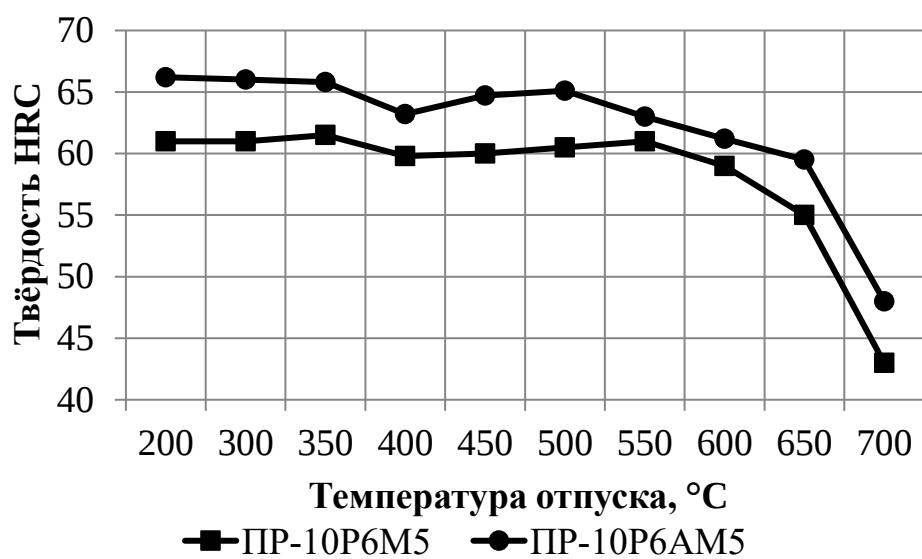


Рисунок 122 – Теплостойкость покрытий

углерода азотом, что приводит к образованию карбонитридов железо-хром-вольфрама, которые характеризуются более высокой температурой растворения в аустените и таким образом повышают теплостойкость покрытий. Вместе с тем, в результате легирования азотом, повышается

сопротивление наплавленных покрытий микроразрушению при высокотемпературном изнашивании.

5.3 Выводы по главе

1. Легирование азотом при ППН покрытий из быстрорежущих сталей приводит к получению качественных покрытий без пор и трещин имеющих твердость более 65 HRC и высокую абразивную износостойкость при повышенных температурах.

2. В результате легирования покрытий азотом происходит перераспределение легирующих элементов между карбидной фазой и металлической основой. Аустенита обогащается вольфрамом, ванадием и молибденом, происходит повышение доли мартенсита в покрытии и повышение микротвёрдости металлической основы, что благоприятно сказывается на твёрдости и износостойкости покрытий.

3. Обнаружено что теплостойкость покрытий легированных азотом более чем на 50 градусов превышает аналогичное покрытие без азота. Показано, что к подобному результату приводит трансформация карбидной фазы, в частности образование карбонитридов взамен карбидов.

4. Введение азота приводит к изменению фазового состава металлической основы. При одинаковых режимах наплавки азотсодержащие покрытия будут иметь большее количество мартенсита и меньшее количество остаточного аустенита, благодаря чему микротвёрдость металлической основы повышается более чем в 1,5 раза.

6. ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ РАЗРАБОТАННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ТЕХНОЛОГИЙ

Практическое использование разработанных покрытий с целью восстановления изношенного оборудования проводилось применительно к металлургическому и горному производству. Объекты восстановления выбирались из числа оборудования, которое восстановить другими методами, кроме как ППН, невозможно или проблематично.

6.1 Внедрение технологии плазменно-порошковой наплавки штоков гидроцилиндров

Штоки малого диаметра применяются для привода навесного оборудования шахтных проходческих комплексов. В процессе восстановительной наплавки известными способами они испытывают существенный неравномерный нагрев, который вызывает их значительную деформацию и коробление [6, 19]. Традиционные схемы наплавки с наложениями валиков на 30...50 % ширины не способны обеспечить бездеформационную наплавку. В работе [19] показано, что применение наплавки по винтовой линии позволило избежать коробления тонкостенных деталей. Поэтому для наплавки штоков гидроцилиндров применили усовершенствованный способ – двухслойную наплавку по винтовой линии (рисунок 123). Разработанная схема наплавки заключается в том, что валики накладываются по винтовой линии с шагом равным их четырёхкратной ширине. Валики необходимо накладывать по винтовой линии в направлении от первого ко второму. После наложения валика 3, в стык к нему накладывался валик 4 (рисунок 123, а), и далее валики 5 и 6 (рисунок 123, б). После наложения первого слоя валиков между ними остались впадины, поэтому поверх первого слоя накладывался второй слой валиков, по аналогичной схеме (рисунок 123, в). Такая последовательность наложения

валиков необходима для избегания местного непроплавления подложки и образования крупных пор и раковин. Кроме того эта схема наплавки позволяет равномерно распределить теплоту сварочной ванны по всему телу штока, не допуская местного сосредоточения теплоты и чрезмерного перегрева штока.

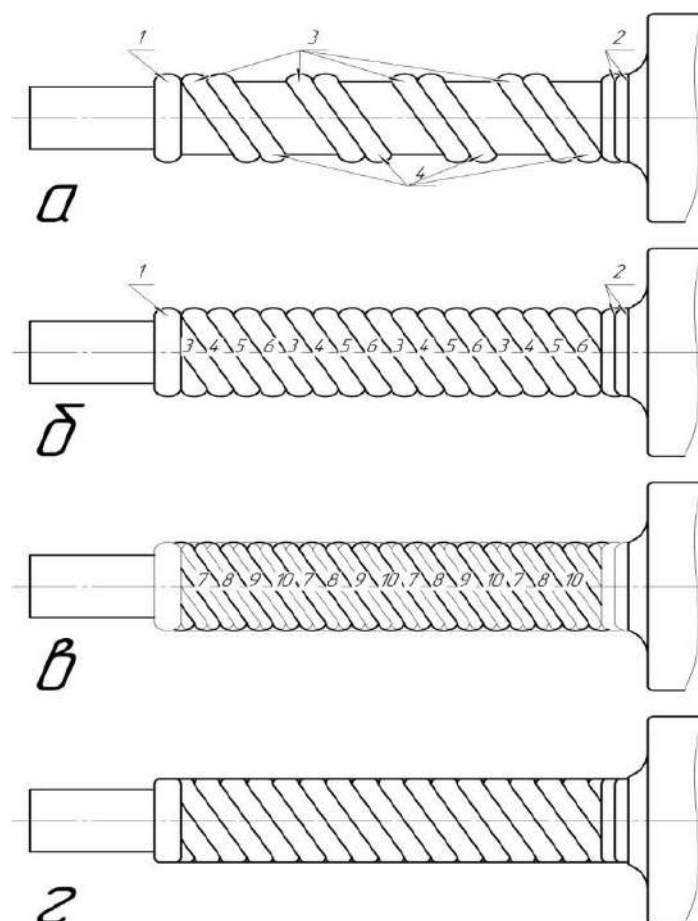


Рисунок 123 – Схема наложения валиков на шток:

а – схема наложения первых четырёх валиков; б – схема наложения валиков первого слоя; в – схема наложения валиков второго слоя; г – после механической обработки

После наложения второго слоя покрытия, шток замедленно охлаждался в термостате, где выдерживался не менее суток. После чего производили осмотр на наличие трещин и дефектов наплавки. Далее производили механическую обработку штоков. Окончательную механическую обработку,

для обеспечения шероховатости на уровне $Ra\ 0,8$, производили тонким шлифованием кругами из кубического нитрида бора на гальванической связке.

Наплавку производили двудуговым плазмотроном на режиме, обеспечивающем высокий уровень абразивной износостойкости и отсутствие коробления.

Процесс плазменно-порошковой наплавки характеризовался следующими параметрами: общая сила тока I : 180 А, с модуляцией тока частотой 1 Гц, 180/80 А с модуляцией тока частотой 2 Гц; напряжение на дуге U – 36 В, скорость наплавки V – 0,5 см/с, производительность наплавки G – 6 кг/ч, расход плазмообразующего газа 4 л/мин, расход транспортирующего газа 8 л/мин, расход защитного газа 30 л/мин.

Общая продолжительность процесса наплавки штока составляет 20 мин. Температура штока после наплавки не превышает 80...300 °С. Важным является то, что шток в процессе плазменно-порошковой наплавки по предложенной схеме прогревается равномерно по всей длине и его средняя температура повышается менее интенсивно и более равномерно по сравнению с традиционной схемой наплавки с перекрытием валиков.

Технология плазменно-порошковой наплавки штоков гидроцилиндров внедрена в условиях ООО «ТехНаМет», г. Магнитогорск (Приложение 1). Наплавке подвергались изношенные штоки после предварительной механической обработки и дефектовки. Технология наплавки реализована на базе токарно-винторезного станка 1К62, после его модернизации: установлен частотный привод шпинделя, настроена коробка подач суппорта в соответствии с шагом наплавки, оборудован пост регулирования подачи плазмообразующего, транспортирующего и защитного газов.

Высокое качество наплавленной поверхности демонстрирует рисунок 124, на котором представлен восстановленный шток.



а



б

Рисунок 124 – Шток гидроцилиндра после наплавки:

а – поверхность; б – общий вид

6.2 Восстановление изношенных поверхностей центробежных насосов

Погружной насос СР3312/765 (рисунок 125) в условиях сортового цеха ПАО «ММК» служит для перекачивания шлама, содержащего твёрдые частицы (преимущественно окалину размером около 8 мм в диаметре).

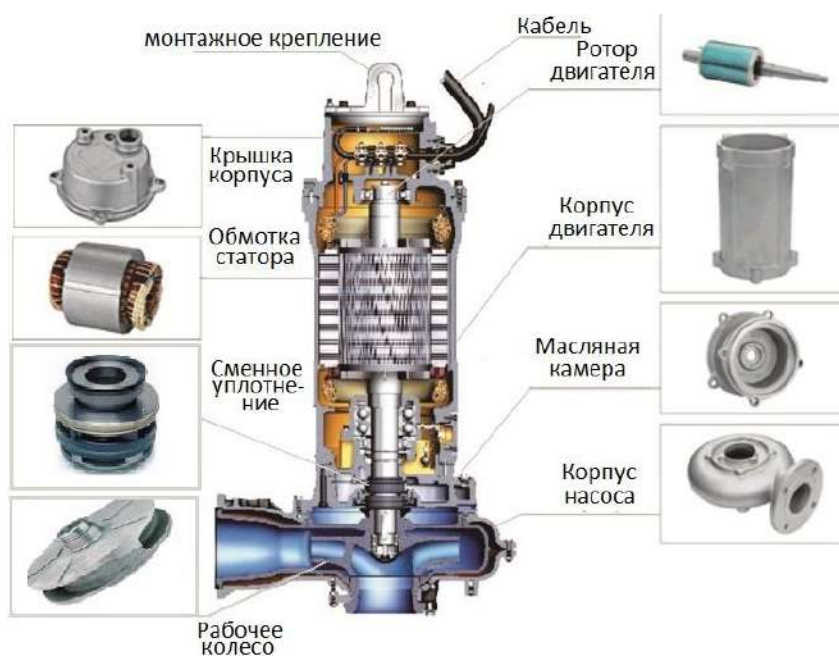


Рисунок 125 – Основные элементы насосной установки

Основным рабочим органом центробежного насоса является вращающееся внутри корпуса колесо 1 (рисунок 126), насаженное на вал 2. Рабочее колесо состоит из двух дисков, отстоящих на некотором расстоянии друг от друга. Между дисками, соединяя их в единую конструкцию, находятся лопасти 5, плавно изогнутые в сторону, противоположную направлению вращения колеса.

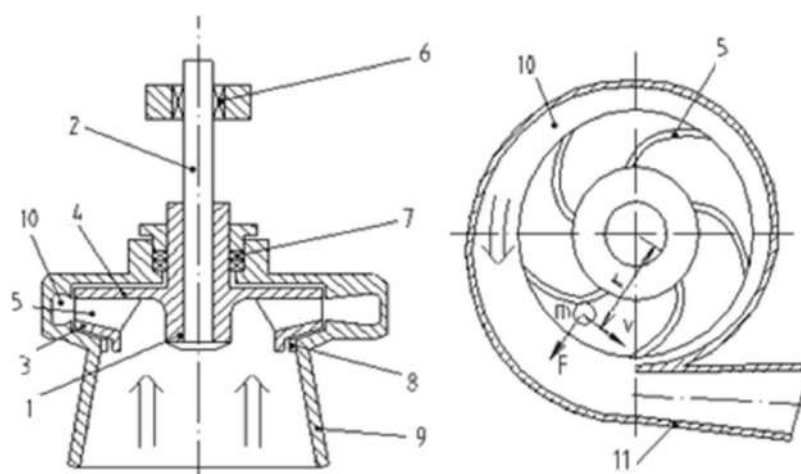


Рисунок 126 – Схема центробежного насоса

Внутренние поверхности дисков и поверхности лопастей образуют так называемые межлопастные каналы колеса, которые при работе насоса заполнены перекачиваемой пульпой.

Загрязненные сточные воды в сортопрокатном цехе ПАО «ММК» получают от охлаждения валков, шеек валков и подшипников, от смыва и транспортирования окалины, а также от охлаждения вспомогательных механизмов – пил, ножниц и др. В среднем на 1 т прокатанного металла в цехе образуется 3...7 тонн сточных вод. Помимо окалины сточная вода содержит минеральные масла и смазки, поступающие от вспомогательных механизмов, в количестве до 15 % масс.

Содержащаяся в сточных водах окалина может быть разделена на следующие фракции:

- крупная (более 10 мм), оставшаяся под станом в яме;

- средняя (10 мм и менее), вымываемая из ямы под станом и уносимая водой по дну канала;

- мелкая (менее 2 мм), находящуюся в воде во взвешенном состоянии.

Основной вклад в изнашивание рабочих элементов насосов вносит средняя и мелкая окалина. Результаты проведённого фракционного ситового анализа позволяют заключить, что в сточных водах сортового цеха ПАО «ММК» средней окалины содержится около 15...18 %. Большая часть окалины представляет собой мелкую фракцию, размером около 1 мм и менее. Загрязнённость сточных вод окалиной составляет 2,7 г/л. Химический состав окалины приведён в таблице 40, а физико-химические характеристики сточной воды приведены в таблице 41.

Таблица 40 – Химический состав окалины из сточной воды

FeO	Fe₂O₃	SiO₂
42,8	55,1	2,1

Таблица 41– Характеристики сточной воды

Параметр	Значение
Перекачиваемая среда	Промышленные стоки, с содержанием абразива и нефтепродуктов
рН перекачиваемой жидкости	6,2
Температура на входе в насос, °С	60
Вязкость, мм ² /с	0,5
Содержание твёрдой взвеси в жидкости, г/л	22,7
Вид твёрдой взвеси	Металлическая окалина
Размеры, мм	менее 8
Содержание минерального масла, %	1,3

В процессе эксплуатации детали погружного насоса СР3312/765 подвергаются гидроабразивному изнашиванию. Его особенностью является то, что износ происходит при совместном воздействии на материал детали твёрдых абразивных частиц и потока воды, несущего эти частицы. При этом возможно частичное коррозионное воздействие среды на элементы насоса.

Суммарное воздействие всех этих факторов вызывает интенсивный износ и разрушение элементов проточной части насосов, особенно рабочих колёс.

Для восстановления изношенных поверхностей был выбран насос, состояние которого представлено в таблице 42. В таблице представлены детальные фотоизображения конкретных мест износа (выделены красным) корпуса насоса и рабочего колеса. По внешнему виду изношенных поверхностей можно охарактеризовать изнашивающее воздействие как преимущественно абразивное изнашивание (рабочее колесо) под действием сильного напора жидкости с участками кавитационно-эрозионного износа (преимущественно корпус насоса). Кроме того сниженное значение pH сточной воды относительно нормального значения (7.7) предопределяет одновременное протекания коррозионных процессов, которые будут усиливать изнашивающее воздействие от абразивных частиц.

Таблица 42 – Детализация дефектов насосной установки СР3312/765 после эксплуатации

Описание	Фотография дефекта
Износ фланца напорного патрубка (разрушенная часть фланца вследствие гидроабразивного износа)	

Описание	Фотография дефекта
Износ фланца выходного патрубка (углубления во фланце вследствие гидроабразивного износа)	
Изношенные лопатки рабочего колеса	
Изношенный бурт рабочего колеса	

Описание	Фотография дефекта
Сквозной износ корпуса насоса (улитки)	
Сквозной износ корпуса насоса (улитки)	

В результате исследований проведённых в рамках выполнения работы для восстановления работоспособности центробежного насоса был выбран наплавочный порошок, химический состав которого показан в таблице 43, а структура покрытий описана в главе 4.

Таблица 43 – Химический состав наплавочного порошка и формирующегося покрытия при наплавке на токе 180 А с обдувом воздухом

Наименование	Содержание элементов (масс. %)					
	С	Cr	Mn	Si	Fe	N
Порошок № 31	2,01	22,83	16,11	3,07	Осн.	2,86
Покрытие	1,82	21,35	12,24	2,17	Осн.	0,65

Поверхности, подготовленные под наплавку, а также прилегающие к ним участки по внутренней и наружной поверхностям шириной не менее 20

мм, тщательно очищались от загрязнений до металлического блеска и обезжиривались. В случае необходимости приваривался штрипс к местам со сквозным износом. Далее производилась вставка бандажа в нижнюю часть корпуса (рисунок 127, а - г). После чего производилась плазменная наплавка.



а



б



в



г

Рисунок 127 – Этапы восстановления изношенных насосов:

а, б – приварка штрипса к местам со сквозным износом корпуса; в – расточка нижней части корпуса; г – восстановленный корпус насоса

Этапы восстановления рабочего колеса центробежного насоса FLYGT CP3312/765 показаны на рисунке 128. Проведено промышленное испытание

восстановленного центробежного погружного насоса FLYGT CP3312/765 (Приложение 4). В ходе работ были восстановлены корпус и рабочее колесо.



а



б



в



г

Рисунок 128 – Этапы восстановления рабочего колеса:

а – очистка и разделка изношенных поверхностей; б – заварка вставок в сквозные отверстия; в – плазменная наплавка; г – восстановленное рабочее колесо с нанесенным покрытием

В качестве присадочного порошка использовали гранулированный порошок марки PLASMOTEC HARD OKTANT (разработанный состав № 31),

имеющий высокую твёрдость покрытий (52...58 HRC) и стойкость в условиях гидроабразивного воздействия.

После двух месяцев эксплуатации насоса, в условиях сортового цеха ПАО ММК, такие характеристики насоса как фактическая подача воды и фактический потребляемый соответствовали паспортным данным, а отслоившегося покрытия на поверхности проточной нижней части корпуса и рабочего колеса и сквозного износа материала рабочего колеса и проточной части не наблюдалось.

6.3 Повышение надёжности и долговечности лезвий ножей горячей резки металла

Для поперечной резки горячего металла различного сечения после или в процессе прокатки в сортовом цехе ПАО «ММК» на станах 170, 370 и 450 применяют ножницы с параллельными ножами. Температура металла, поступающего на ножницы, обычно составляет 800...1000 °С. Для большинства углеродистых и легированных марок сталей предел прочности при этих температурных составляет 50...250 Н/мм².

В процессе эксплуатации ножи горячей резки (НГР) испытывают значительные напряжения при ударном приложении циклических силовых нагрузок в сочетании со значительной пластической деформацией и механическим износом режущих кромок в условиях сухого трения о разрезаемую заготовку и повышенных температур.

НГР при работе в составе сортовых станов 170, 370 и 450 сортового цеха ПАО «ММК» не остывают ниже температуры 140 °С, в следствие радиационного воздействия от разрезаемого проката. А в процессе работы, в зависимости от темпа проката и резки на отрезки заданной длины происходит постоянное повышение температуры до 300...350 °С. Результаты тепловизионного обследования, подтверждающие приведённые данные показаны на рисунке 129.

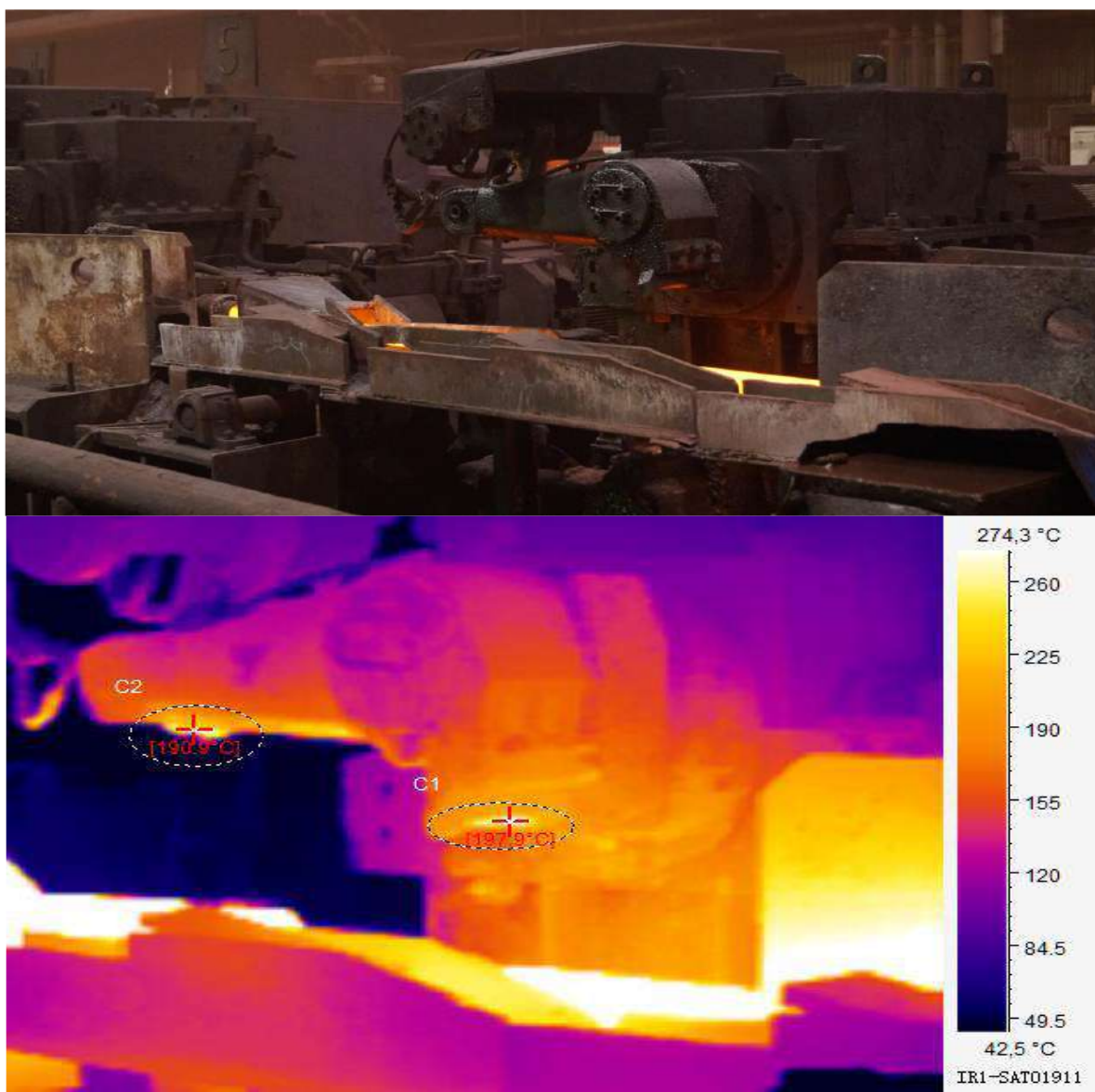


Рисунок 129 – Тепловизионное обследование НГР-1 стана 170

Кроме того, тонкие поверхностные слои режущей кромки НГР локально перегреваются до температуры разрезаемой заготовки 850...1000 °С [32]. Это вызывает локальный перегрев рабочих кромок ножей. Таким образом, характеризуя температурные условия работы НГР, можно отметить что они работают в сложных условиях постоянного высокотемпературного воздействия, локального перегрева кромок до 1000 °С и постоянного термоциклирования тела ножей в интервале температур 140...350 °С.

В наиболее тяжелых условиях инструмент работает на первых операциях резки металла в НГР-1 (высокие удельные давления, разогрев до высоких температур).

Основными причинами выхода из строя тяжело нагруженных ножей НГР-1 всех станов сортопрокатного цеха являются:

- разрушение режущей кромки ножей вследствие пластического оттеснения поверхностных слоев режущей кромки в сторону тыльной части ножа. Данный вид износа приводит к образованию такого дефекта заготовки как «замятые концы».

- окислительно-механическое изнашивание режущей кромки ножей вследствие трения о горячую заготовку. В результате режущая кромка изменяет свои геометрические размеры и теряет режущую способность.

На рисунке 130 приведены фотографии изношенных ножей и показаны основные места и виды износа.



Рисунок 130 – Фотографии изношенных ножей станов 170 и 370 ПАО

«ММК»:

1 – режущая кромка; 2 – корпус ножей

Плазменно-порошковая наплавка режущей кромки изношенных ножей с использованием наплавочной смеси ПГ-10Р6АМ5, приводит к формированию качественных безпористых покрытий, имеющих сплошную зону сплавления с основным металлом. При наплавке происходит закалка наплавленного покрытия из жидкого состояния и обеспечивается получение мелкозернистой микроструктуры покрытия со сплошной тонкой сеткой эвтектических карбидов по границам зёрен. В результате твёрдость покрытия, наплавленного с использованием наплавочной смеси ПГ-10Р6АМ5 составляет более 66 HRC, что должно способствовать и повышению абразивной износостойкости такого покрытия.

Так как ножи работают в условиях высоких ударных нагрузок и высокой температуры необходимо получить оптимальные свойства в ножевой стали для увеличения срока службы ножей. Ножевая сталь должна обладать достаточным уровнем ударной вязкости в сочетании с высокой горячей твёрдостью для обеспечения режущих свойств ножей.

Практика показала, что ножи, ранее изготавливаемые подрядной организацией из стали 6ХВ2С имеют наиболее долгий срок службы при уровне твёрдости 46...48 HRC. При меньшем уровне твёрдости ножи выходят из строя из-за чрезмерно быстрого износа рабочей кромки. При большем уровне твёрдости ножи выходят из строя из-за сколов по рабочей кромке. Однако при эксплуатации ножей с твёрдостью 46...48 HRC в большинстве случаев выход из строя обусловлен замятием рабочей кромки, что свидетельствует о недостаточном уровне горячей твёрдости таких ножей.

Испытание на теплостойкость ножей горячей резки проводили по специально разработанной методике, заключающейся в нагреве образцов до температур от 100 до 650 °С и выдержке при этих температурах 2 часа. Максимальная температура нагрева была выбрана исходя из анализа условий эксплуатации НГР на станах сортового цеха ПАО «ММК» как наибольшая температура перегрева ножей при эксплуатации. Результаты оценки теплостойкости покрытий и исследованных сталей приведены в таблице 44.

Совместно с представителями сортового цеха ПАО «ММК» были проведены работы по восстановлению ножей горячей резки для станов 170, 370 и 450 ПАО «ММК», не подлежащих дальнейшей эксплуатации вследствие износа. Для восстановления отрезных ножей горячей резки была применена технология плазменно-порошковой наплавки.

Таблица 44 – Теплостойкость исследованных материалов

Наименование	Твёрдость, HRC при температуре отпуска, °C						
	100	200	300	400	500	600	650
6XB2C (закалка 1000...1020 °C, масло. Отпуск 650 °C)	59,2	57,8	55,4	52,3	49,8	44,3	40,8
сталь 45 + ППН разработанным покрытием ПГ-10P6AM5	66,2	66,2	66	63,2	65,1	61,2	59,5

Технологический процесс восстановления изношенных ножей представлен на рисунке 131. Визуальная оценка износа рабочих поверхностей НГР во время работы производилась каждые 7 дней. По результатам работы после суммарной наработки ножей от начала их эксплуатации до наступления предельного износа зафиксировано повышение эксплуатационной стойкости НГР в среднем на 35 %, (таблица 45) по сравнению с серийно поставляемыми в цех ножами из стали 6XB2C (приложение 5).

Таблица 45 – Сравнение стойкости ножей горячей резки наплавленных разработанным порошком ПГ-10P6AM5 по сравнению с ножами из стали 6XB2C, изготовленными по традиционной технологии

Отрезные ножи горячей резки стана	Стойкость наплавленных НГР, тыс. тонн	Средняя стойкость исходных НГР, тыс. тонн
170	35-37	10-12
370	32-35	23
450	38-40	24

Также зафиксировано снижение выхода брака продукции и несоответствующей продукции по дефекту смятые концы и недокат до 15%.



а



б



в

Рисунок 131 – Этапы восстановления НГР:
а – НГР с нанесенным износостойким покрытием; б – механическая обработка лезвия; в – готовые ножи

6.4 Повышение срока службы роликов петлеобразователей

Широкое распространение в практике отечественной металлургии получили роликовые петлеформователи (луппера), которые предназначены для максимально возможного сокращения растягивающих напряжений, которым может подвергнуться заготовка при её прокатке на двух непрерывно

работающих клетях. Фундаментальным условием является поддержание постоянного сечения проката на каждом пропуске.

Одним из основных факторов определяющим стойкость лупперов является температурные условия эксплуатации лупперов и их изменения во время прокатки. Неравномерный разогрев лупперов в процессе раскатки и дальнейшее резкое охлаждение приводят к появлению знакопеременных термических напряжений. Их изнашивание в цикле прокатки носит комбинированный характер – высокотемпературное абразивно-механическое. В этой связи актуальной задачей является разработка технологии наплавки изношенных лупперов, способной обеспечить повышенную износостойкость восстановленных роликов.

Работоспособность лупперов непосредственно связана с состоянием их поверхностного слоя. При эксплуатации луппера взаимодействуют с прокатываемой заготовкой. Это приводит к изменению геометрических размеров роликов, снижению эксплуатационных характеристик и, как следствие, к увеличению количества брака и несоответствующей продукции.

В процессе эксплуатации луппера испытывают значительные напряжения при соприкосновении с прокатываемой заготовкой. Луппера в составе сортовых станов 170, 370 и 450 сортового цеха ПАО «ММК» не остывают ниже температуры 130 °С, в следствие теплового воздействия от соприкасающейся полосы. А в процессе работы, в зависимости от темпа проката происходит постоянное повышение температуры тонких поверхностных слоёв до 600 °С. Результаты тепловизионных исследований, подтверждающих приведённые данные показаны на рисунке 132.

Этот процесс вызывает локальный перегрев бочки луппера. После окончания цикла прокатки луппера резко охлаждаются потоком воды. Это приводит к постоянному термоциклированию в интервале температур 140 - 600 - 140 °С что в итоге приводит к развитию процессов термической усталости металла и ускоренного износа бочки роликов.

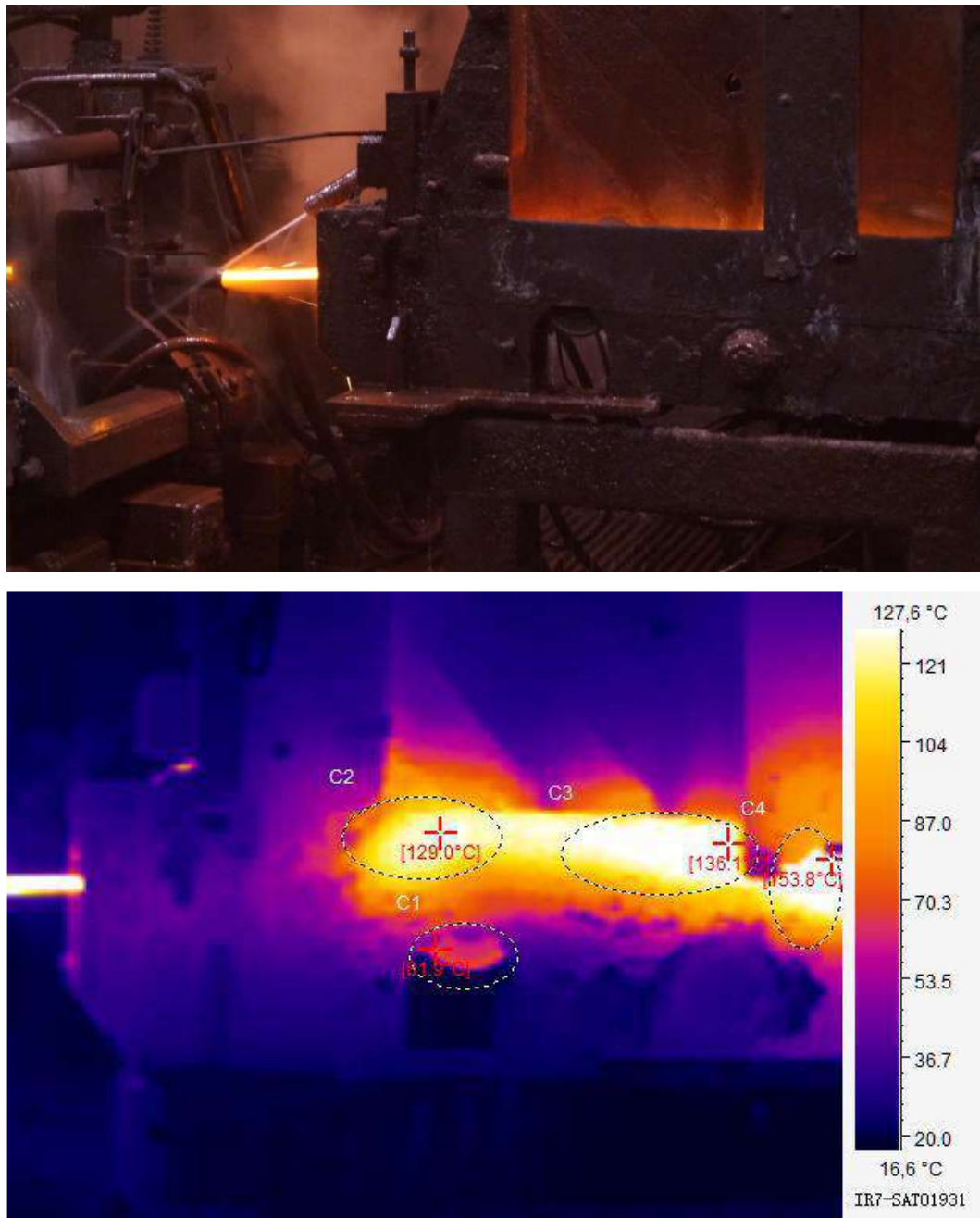


Рисунок 132 – Тепловизионное обследование лупперов стана 170

Кроме температурного воздействия луппера испытывают абразивное воздействие от соприкосновения с прокатываемой заготовкой и находящейся на её поверхности окалины. Также, одной из основных причин выхода из строя лупперов является развитие процессов термомеханической усталости, приводящих к появлению сетки трещин «разгара». Это приводит к ухудшению качества поверхности прокатываемой заготовки и ускоряет износ

и комплексное разрушение луппера. В процессе работы поверхностные слои лупперов подвергаются воздействию деформирующих рабочих напряжений и знакопеременных тепловых напряжений вследствие чередования циклов разогрева и охлаждения.

Таким образом, материалы применяемые для изготовления лупперов должны обладать следующими механическими и технологическими свойствами: высокой теплостойкостью металлической основы (до 1000 °С); высоким сопротивлением термической усталости (разгаростойкостью); высокой абразивной износостойкостью при повышенной температуре; технологическими свойствами (минимальной деформируемостью при термической обработке, устойчивостью против обезуглероживания, удовлетворительной обрабатываемостью резанием и шлифуемостью).

В условиях сортопрокатных станов 170, 370 и 450 ПАО «ММК», важнейшей причиной выхода из строя лупперов является абразивный высокотемпературный износ. Скорость протекания этого процесса определяется такими механическими характеристиками как твёрдость стали, количество упрочняющей фазы в структуре, теплостойкость стали и её абразивной износостойкостью по отношению к металлической окалине. Сопротивление изнашиванию определяется не только исходным уровнем механических свойств стали, но и скоростью их изменения в процессе эксплуатации. Внешний вид изношенных лупперов после эксплуатации представлен на рисунке 133.

На представленных выше рисунках отчетливо видно, что поверхность лупперов, выведенных из эксплуатации имеет предельную кольцевую выработку по бочке ролика вызванную абразивным износом от трения о прокатываемую заготовку. Также на поверхности лупперов наблюдается значительный слой окалины, вызванный длительным нахождением роликов при температурах выше 600 °С в окислительной атмосфере воздуха. В процессе работы луппера, в зависимости от режима прокатки, на определенное время входят в соприкосновение с заготовкой, имеющей

высокую температуру (900...1150 °С), которая нагревает инструмент до 600 °С. Поэтому материал инструмента должен обладать достаточной теплостойкостью (до 600 °С). С прекращением контакта с заготовкой и с подключением охлаждения температура инструмента и его поверхностных слоев резко изменяется, что вызывает явление термической усталости. К изменяющимся температурным нагрузкам добавляются ещё и значительные механические нагрузки.



а



б

Рисунок 133 – Характерный износ луппера:

а – стан 170; б – стан 450

Для восстановления лупперов станов 170, 370 и 450 ПАО «ММК» была применена технология плазменно-порошковой наплавки. Часть технологического процесса восстановления изношенных лупперов представлена на рисунке 134.

Методом плазменно-порошковой наплавки легированным порошком ПР-10Р6М5 получали покрытия без содержания азота и с содержанием азота покрытия типа ПР-10Р6АМ5. Твёрдость покрытий, не содержащих азот после наплавки составила 60 HRC. За счёт формирования в наплавленном слое карбонитридных фаз, взамен карбидных фаз получали покрытие твёрдостью до 71 HRC. Химический состав и структура исследованных покрытий описана в главе 5.



а



б



в

Рисунок 134 – Этапы восстановления лупперов:

а – луппер стана 170 после наплавки; б – луппер после механической обработки; в – луппер проходит входной контроль

Восстановленные луппера для станов 170, 370 и 450 были введены в промышленную эксплуатацию в июле-августе 2022 г.

Визуальная оценка износа рабочих поверхностей лупперов производилась каждые 7 дней. По результатам работы после суммарной наработки объекта от начала его эксплуатации до наступления им предельного состояния зафиксировано повышение эксплуатационной стойкости лупперов на 25 % (таблица 46).

Таблица 46 – Стойкость восстановленных лупперов

Стан	Стойкость стандартных лупперов, тыс. тонн	Стойкость наплавленных лупперов, тыс. тонн
170	11...12	15...16
370	11...12	15...16
450	18...19	25...27

Также зафиксировано снижение выхода брака и несоответствующей продукции по дефекту «овальность, закат, плена прокатная и ус» до 15 %.

6.5 Выводы по главе

1. Разработана эффективная технология плазменно-порошковой наплавки хромованадиевых покрытий на штоки гидроцилиндров, внедрённая на ООО «ТехНаМет». Наплавке подвергаются изношенные штоки гидроцилиндров малого диаметра. Внедрение этой технологии позволило получить экономический эффект более 3 млн. рублей в год (в ценах 2011 г.).

2. Разработан и запатентован наплавочных порошок для плазменной порошковой наплавки, 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 дисперсностью 180...360 мкм для получения износостойких слоёв на конструкционных сталях методом плазменно-порошковой наплавки (Приложение 7).

3. Разработана технология получения высокоазотистых покрытий для восстановления рабочих органов лопастных насосов FLYGT CP3312/765. Показано что введение азота позволяет эффективно повышать гидроабразивную износостойкость наплавленных покрытий за счёт перераспределения углерода, вольфрама и азота между фазовыми составляющими.

4. Проведена сравнительная оценка эксплуатационных свойств покрытий применяющихся для восстановления режущей кромки ножей

горячей резки металла. Показано, что наилучшим комплексом свойств для ножей горячей резки обладает покрытие наплавленное порошком ПГ-10P6AM5.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе 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, дополнительном легировании азотом, дополнительных технологических воздействиях и последующем нагреве. На этой основе созданы составы экономнолегированных наплавочных порошков, для получения износостойких покрытий, а также, разработана технология получения наплавочных порошков, наплавки и конструкция плазмотрона.

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 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.

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 изменению фазового

состава в сторону повышению доли эвтектической фазы и перераспределению легирующих элементов между фазовыми составляющими металлической основы, что приводит к повышению её микротвёрдости и прочности. На основе 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.

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.

Показано, что режимы наплавки определяют тип и морфологию формирующихся структур. Повышая скорость кристаллизации с 70 °C/с до 350 °C/с и снижая перегрев сварочной ванны до 1500 °C, возможно получать структуру покрытий дисперсностью структурных составляющих менее 2 мкм.

Обнаружено что азот по различному легирует доэвтектическую и заэвтектическую избыточную фазу покрытий системы легирования Fe-C-Cr-Mn. В случае формирования первичных карбидов, они кристаллизуются в форме карбида типа Me_7C_3 обедненных углеродом, но обогащенных азотом, в результате чего повышается их микротвёрдость. Металлическая основа обогащается углеродом, что приводит к повышению её прочностных свойств.

Выявлено, что легирование азотом до 0,2 % базового наплавочного порошка ПР-10Р6М5 приводит к повышению абразивной износостойкости и качества формируемых покрытий, за счёт изменения морфологии эвтектики и повышению теплостойкости покрытий.

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.

Разработана технология получения гранулированных наплавочных порошков, позволяющая вводить в состав большое количество азота в форме азотсодержащих ферросплавов. В результате удаётся получать наплавленные покрытия со сверхравновесным количеством азота, что позволяет достигать высокую износостойкость покрытий.

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 10Р6АМ5 применено для восстановления ножей горячей резки мелко и среднесортных сортовых станов. Также результаты работы используются в учебном процессе ФГАОУ ВО Новотроицкий филиал НИТУ «МИСИС», при подготовке бакалавров, обучающихся по направлению 15.03.02 «Технологические машины и оборудование» (приложение 2).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шевченко О.И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке. Нижний Тагил: НТИ(ф) УГТУ-УПИ, 2006. 290 с.
2. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. М.: Машиностроение, 2008. 406 с.
3. Ильичёв М.В. Формирование структуры и свойств при плазменной наплавке износостойких покрытий на медь и высокоуглеродистую, марганцовистую стали: дис. канд. тех-наук / Ильичёв М.В. – М.: ЦНИИЧЕРМЕТ им. И.П. Бардина, 2007. 161 с.
4. Рыжкин А.А., Илясов А.В. Фазовый состав металломатричных композитов системы «Fe-W-C», формируемых плазменным осаждением // Вестник ДГТУ. 2007. Т.7. №2. С.169-176.
5. Фрумин И.И. Плазменная наплавка хромоникелевых сплавов, легированных кремнием и бором // Автоматическая сварка. 1968. № 9. С. 23-25.
6. **Nefed'ev S.P.**, Dema R.R., Kharchenko M.V., Pelymskaya I.S., Romanenko D.N., Zhuravlev G.M. Experince in restoring hydraulic cylinder rods by plasma powder surfacing. Chemical and Petroleum Engineering. 2017. Т. 52. № 11-12. С. 785-789.
7. Сидоров А.И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой. М.: Машиностроение, 1987. 192 с.
8. Романов С.Р. и др. Технология плазменно-порошковой наплавки клапанов двигателей автомобиля «ВАЗ» // Сварочное производство. 2005. № 2. С. 33-40.
9. Переплётчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменно-порошковая наплавка деталей запорной арматуры различного назначения // Автоматическая сварка. 2007. № 4. С. 57-61.

10. Пыкин Ю.А., Садчиков К.Г. и др. Применение плазменно-порошковой наплавки для восстановления дисковых ножей // Материалы международной конференции «Сварка, реновация, триботехника». 2007. Т.1. С. 53-55.
11. Сом А.И., Кривцун И.В. Лазер + плазма: поиск новых возможностей в наплавке // Автоматическая сварка. 2000. № 12. С. 36-41.
12. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В., Нефедьев С.П. Восстановление штоков гидроцилиндров наплавкой износостойкого хромованадиевого покрытия // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2014. № 1. С. 17-20.
13. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. Под ред. акад. Б.Е. Патона. М.: Машиностроение, 1974. 768 с.
14. Вайнерман А.Е., Шоршоров М.Х., Веселков В.Д. и др. Плазменная наплавка металлов. М.: Машиностроение. 1969. 192 с.
15. Патон Б.Е., Гвоздецкий В.С., Дудко Д.А. Микроплазменная сварка. Киев: Наукова Думка. 1979. 248 с.
16. **Nefediev S.P.**, Vdovin K.N., Emelyushin A.N. Peculiarities of Forming of the Wear-Resistant Cast Iron Coating Structure on Steel 45 upon Plasma-Powder Surfacing // Solid State Phenomena. 2016. Т. 870. С. 141-148.
17. Анахов С.В. Принципы и методы проектирования в электроплазменных и сварочных технологиях. Екатеринбург: Изд-во Рос. гос. проф. –пед. ун-та. 2014. 144 с.
18. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. Основы легирования наплавленного металла. М.: Машиностроение. 1969. 188 с.
19. Вдовин К.Н., Емелюшин А.Н., **Нефедьев С.П.** Особенности формирования структуры покрытия из износостойкого чугуна при плазменно-порошковой наплавке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 5 (743). С. 39-44.
20. Минаков Е.А., Жаткин С.С., Паркин А.А. и др. Влияние режимов плазменной наплавки, структурных факторов и свойств на износостойкость наплавленного порошкового материала STELLITE 190W // Известия

Самарского научного центра Российской академии наук. 2011. Т. 13. № 4-3. С. 818-823.

21. Тюфтяев А.С. Анализ структуры и свойств стали 76Ф при плазменной порошковой наплавке // СТАЛЬ. 2013. № 7. С. 84-88.

22. Хрущов М.М. и др. Износостойкость и структура твёрдых наплавов. М.: Машиностроение. 1971. 95 с.

23. Войнов Б.А. Износостойкие сплавы и покрытия. М.: Машиностроение, 1980. 120 с.

24. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.

25. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. М.: Металлургия, 1983. 176 с.

26. Гарбер М.Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация. М.: Машиностроение, 2010. 280 с.

27. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов. М.: Машиностроение, 1972. 112 с.

28. Гарбер М.Е., Леви Л.И., Цыпин И.И. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов // МиТОМ. 1968. № 11. С. 48-52.

29. Кривенко Ю.А. Восстановление защиты винтовой плоскости шнеков осадительных шнековых центрифуг // Экология производства. 2006. № 10. С. 48-53.

30. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975. 584 с.

31. Марукович Е.И., Карпенко М.И. Износостойкие сплавы. М.: Машиностроение, 2005. 428 с.

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

33. Щулепникова А.Г. Абразивный износ и микроструктура стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1962. № 10. С. 5-8.
34. Щулепникова А.Г., Иванцов Г.И. Сопротивление абразивному изнашиванию легированного аустенита и полученной из него феррито-карбидной смеси // *МиТОМ*. 1964. №7. С. 35-41.
35. Крагельский И.В. Износ как результат повторной деформации поверхностных слоёв // *Известия Вузов. Физика*. 1959. № 5. С. 12-19.
36. Лившиц Л.С. *Металловедение для сварщиков*. М.: Машиностроение, 1979. 253 с.
37. *Термическая обработка в машиностроении. Справочник*. Под ред. Ю.М. Лахтина и Л.Г. Рахштадта. М.: Машиностроение, 1980. 783 с.
38. Сомов А.И., Тихоновский М.А. *Эвтектические композиции*. М.: Металлургия, 1975. 304 с.
39. Беликова Н.А., Гринберг Н.А., Пружанский Л.Ю. Сплавы для наплавки деталей землеройных машин // *МиТОМ*. 1970. №3. С. 37-38.
40. Гречкин В.Т., Гринберг Н.А. Наплавочные материалы для деталей, эксплуатируемых в условиях абразивно-ударного износа // в сб. *Металлические электроды для сварки и наплавки*. М.: Стройиздат, 1997. С. 14-18.
41. Хрущов М.М. *Износостойкость и структура твёрдых наплавов*. М.: Машиностроение. 1971. 94 с.
42. Пат. 2607066 Российская Федерация, МПК С 22 С38/36, В 23 К35/30, В 22 F3/105. Порошковый сплав на основе железа для износостойкой наплавки и напыления / **Нефедьев С.П.**, Дема Р.Р., Тютеряков Н.Ш. и др.; заявитель и патентообладатель общество с ограниченной ответственностью «ПлазмоТех-МГТУ».
43. **Нефедьев С.П.**, Дема Р.Р., Тютеряков Н.Ш. и др. Структура зоны сплавления хромомарганцевого покрытия, полученного плазменно-порошковой наплавкой // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2016. № 1. С. 68-72.

44. Воронков Б.В., Колокольцев В.М., Петроченко Е.В. Комплексно-легированные белые износостойкие чугуны. Челябинск: Печатный салон «Издательство РЕКПОЛ», 2005. 178 с.

45. Иванько А.А. Твёрдость: справочник. К.: Книжная фабрика «Октябрь». 1969. 125 с.

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

47. Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов. М.: Машиностроение, 1984. 104 с.

48. Effect of oxygen and nitrogen on the structure and properties of weld metal in welding type 01 Kh14N5MF lowcarbon hardening steels / Zh. A. Lepilina etc. // Welding International. 1990. № 4. P. 743-745.

49. Л.М. Капуткина, В.М. Сумин, К.О. Базалеева // Влияние азота на склонность к образованию дефектов упаковки и температурную зависимость термоэлектродвижущей силы в сплавах Fe-Cr. Письма в ЖТФ. 1999. Том 25, вып. 24. С. 50-54.

50. О.А. Тонышева, Н.М. Вознесенская, Э.А. Елисеев, А.Б. Шалькевич Исследование новой высокопрочной экономнолегированной азотсодержащей стали повышенной надёжности // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. С. 131-136.

51. Каблов Е.Н., Логунов А.В., Сидоров В.В. Обеспечение ультравысокой чистоты металла – гарантия качества литейных жаропрочных сплавов. Металлы. № 6. 2000. С. 40-45.

52. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толорая В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение. 1997. 336 с.

53. Meetham G.W. Trace elements in superalloys: An overview, *Metals Technology*. 11 (10). 1984. P. 414-418.

54. Durber G., Osgerby S., Effect of small amounts of nitrogen and silicon on microstructure and properties of MAR-M200 nickel-base superalloys, *Metals Technology*. 11 (4). 1984. P. 129-137.

55. Quested P.N., Gibbon T.B., Durber G.I., Nickel-base superalloys: physical metallurgy of recycling, in: *Proc. AGARD Conf. on Materials substitution and recycling*. October. 1983. Vimeiro. Portugal. P. 389-402.

56. Горынин И.В., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали // *Вопросы материаловедения*. 2009. № 3 (59). С. 7-16.

57. Efimenko S.P., Panovko V.M. High-nitrogen steels. *Steel in Translation*. 1995. № 1. С. 61-62.

58. Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н., Терещенко Н.А., Уваров А.И., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии // *Физика металлов и металловедение*. 1997. Т. 84. № 5. С. 137-149.

59. Банных О.А. Блинов О.М. Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадийсодержащие стали. М.: Наука. 1980. 196 с.

60. Иванова. Е.А., Наркевич Н.А., Миронов Ю.П., Белюк С.И. Использование хромомарганцевого чугуна, легированного азотом, для получения износостойких покрытий методом электронно-лучевой наплавки // *Физическая мезомеханика*. 2006. № 9. Спец. Выпуск. С. 161-164.

61. Дубовик Н.А., Зуев Л.Б., пак В.Е. Влияние режимов механотермической обработки на коэффициент деформационного упрочнения аустенитных сталей с азотом // *Изв. Вузов. Черная металлургия*. 1997. № 12. С. 35-37.

62. Гальченко Н.К., Дампилон Б.В., Белюк С.И., Самарцев В.П. Покрyтия на основе азотистой стали с карбонитридным упрочнением, полученные методом электронно-лучевой наплавки // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 2. С. 61-65.

63. Ткачев В.Н., Фиштейн Б.М., Казинцев Н.В. Индукционная наплавка твёрдых сплавов. М.: Машиностроение. 1970. 183 с.

64. Пат. 2657968 Российская Федерация, МПК C22C 32/02, B22F 3/105, B33Y 70/00. Порошковый сплав для изготовления объёмных изделий методом селективного спекания / Шаповалов А.Н., **Нефедьев С.П.**, Дема Р.Р., Харченко М.В. и др.; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное автономное государственное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университети «МИСиС».

65. Сафронов И.И. Основы рационального легирования. Кишинев: Штиинца. 1991. 278 с.

66. Барвинок, В.А. Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий / В.А.Барвинок.- М.: Машиностроение. 1990. 384 с.

67. Пат. 2255845 МПК В 23 К009/04. Способ изготовления детали с наплавленным покрытием и деталь, изготовленная с использованием этого способа / Бабаев А.А., Езупов Д.В.

68. Бабаев А.Н., Вайнерман А.Е. Остаточная напряжённость в упрочненных обкаткой наплавленных валах / Автоматическая сварка. 1979. № 6. С. 9-13.

69. Бабаев, А.Н. Остаточные напряжения в наплавленных валах / А.Н.Бабаев, А.Е.Вайнерман // Автоматическая сварка.- 1976 № 2- С. 35-37.

70. Бабаев, А.Н. Остаточные напряжения в наплавленных валах / А.Н.Бабаев, А.Е.Вайнерман // Автоматическая сварка.- 1976 № 2- С. 35-37.

71. Липецкий, И. А. Изменение металлов при сварке [Текст] / Под ред. канд. техн. наук В. В. Фролова. - Москва : Машгиз, 1956. - 119 с.

72. Lucas W. Activating flux-improving the performance of the TIG process // Weld. and Metal Fabr. 2000. № 2. P. 7-10.
73. Алов А.А. Формирование структуры металла шва и ее влияние на склонность к образованию горячих трещин // Автоматическая сварка. 1977. № 8. С. 1-3.
74. Кубашевский О. Термохимия в металлургии / Пер. с англ. К. А. Новосельцева; Под ред. чл.-кор. АН СССР А.Ф. Капустинского. Москва: Изд-во иностр. лит., 1954. 422 с.
75. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка. Харьков: ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии. 1961. 421 с.
76. Шигаев Т.Г. Влияние параметров режима сварки модулированным током на геометрические размеры шва // Сварочное производство. 1992. - №2. - С. 10-12.
77. Князьков А.Ф., Деменцев К.И., Князьков В.Л. Определение скорости плавления покрытых электродов при ручной дуговой сварке модулированным током // Сварочное производство. 2009. №5. С. 3-7.
78. Пат. 2333083 Российская Федерация, МПК В 23 К9/04. Способ электродуговой наплавки модулированным током / Селиванов Ю.В. заявитель и патентообладатель Федеральное государственное унитарное предприятие «Сибирский химический комбинат».
79. Мирзаева Н.М., Емелюшин А.Н., Мирзаев Д.А. Влияние ориентировки и дисперсности карбидов на износостойкость литого инструмента из хромистого чугуна // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 1983. № 4. С. 72-75.
80. Пат. 125196 Российская Федерация, МПК С 21 D1/09. Установка для плазменной закалки / Коротков В.А., Михайлов И.Д., Агафонов Э.Ж.; заявитель и патентообладатель общество с ограниченной ответственностью «Композит».

81. Karin Graf, Ana Sofia Climaco D'Oliveira. Microstructural stability and wear performance of a Ni based alloy PTA coating // Coating technology. 2001. № 106. P. 156-161.

82. Пат. 2705847 Российская Федерация, МПК С 23 С 4/134, Н 05Н 1/42. Плазмотрон для плазменно-селективного припекания металлических порошков / **Нефедьев С.П.**, Шаповалов А.Н., Дёма Р.Р. и др.; заявитель и патентообладатель ФГАО ВО НИТУ «МИСиС».

83. Пат. 2660537 Российская Федерация, МПК В 23 К9/04, В 23 Р6/02. Способ восстановления наплавкой поверхностей тел вращения / Васючков А.В., Галкин В.Д., Ганин Д.Р., Девятченко С.А., Дёма Р.Р., **Нефедьев С.П.**, Тютеряков Н.Ш.; заявитель и патентообладатель общество с ограниченной ответственностью «Технологии Наплавки и Металлизации».

84. Пат. 2668645 Российская Федерация, МПК В 23 К9/04, В 23 Р6/02. Способ восстановления наплавкой роликов машин непрерывного литья заготовок / Ганин Д.Р., Харченко М.В., Дёма Р.Р., Васючков А.В., Галкин В.Д., Девятченко С.А., **Нефедьев С.П.**; заявитель и патентообладатель общество с ограниченной ответственностью «Технологии Наплавки и Металлизации».

85. **Нефедьев С.П.**, Харченко М.В., Дёма Р.Р., Шаповалов А.Н., Вдовин К.Н. Методика исследования износостойкости покрытий, полученных плазменным селективным припеканием на машине трения СМЦ-2 // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017. Т.83. № 8. С. 53-55.

86. РД 50-662-88. Методические указания. Методы экспериментальной оценки фрикционной совместимости материалов трущихся сопряжений. М.: Издательство стандартов. 1988. 31 с.

87. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчётов на трение и износ. М.: Машиностроение. 1977. 526 с.

88. Харченко М.В., Дема Р.Р., **Нефедьев С.П.**, Осипова О.А. Универсальный испытательный комплекс по определению триботехнических

характеристик смазочных материалов на базе серийной машины трения СМЦ-2. // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2017. № 10 (691). С. 60-68.

89. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 366 с.

90. Металловедение и термическая обработка стали: справ. изд. в 3-х т. / Под общ. ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахтштадта. М.: Металлургия, 1983. 452.

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

92. Рыкалин Н.Н. Расчёты тепловых процессов при сварке. М.: ГНТИ машиностроительной литературы, 1951. 296 с.

93. Журавлёв Л.Г., Демеке Нигусе Тадеге, Корягин Ю.Д. Износоустойчивость литых высокоуглеродистых сталей при абразивном изнашивании // Вестник ЮУрГУ. 2005. № 10. серия Металлургия. № 6. С. 89-91.

94. Корягин Ю.Д., Демеке Нигусе Тадеге. Структура и свойства литых высокоуглеродистых хромованадиевых сплавов, обработанных на вторичную твёрдость // Вестник ЮУрГУ. 2005. №10. серия Металлургия. вып. 6. С. 85-88.

95. Рожкова Е.В., Гарбер М.Е., Цыпин И.И. Влияние Mn на превращение аустенита белых хромистых чугунов // МиТОМ. 1981. №1. С. 48-51.

96. Гладкий П.В., Переплётчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка. К.: Экотехнология. 2007. 292 с.

97. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В., **Нефедьев С.П.** Сравнение структуры и свойств литых и наплавленных износостойких материалов // Литейные процессы. 2012. № 11. С. 141-145.

98. Емелюшин А.Н., Мирзаева Н.М., Мирзаев Д.А. Влияние ориентировки и дисперсности карбидов на износостойкость литого инструмента из хромистых чугунов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 1983. № 4. с.72-75.

99. Рожкова Е.В., Михайловская С.С., Цыпин И.И. Особенности фазовых превращений в высокохромистых чугунах // МиТОМ. 1983. № 4. С. 29-32.

100. Толстов И.А., Коротков В.А. Справочник по наплавке: справ. изд. Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1990. 384 с.

101. Ed. J. F. Ready // Handbook of laser processing. – Orlando: Laser Institute of America. Magnolia publ. Inc., 2001. 715 p.

102. Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н., Черненко Н.Л. Влияние азота на структуру, трибологические и механические свойства азотсодержащих хромомарганцевых аустенитных сталей // Физика металлов и металловедение. 2003. Т. 96. № 5. С. 100-110.

103. Вдовин К.Н., Никитенко О.А., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А. Изучение влияния азотированного феррованадия на параметры микроструктуры литых изделий из стали Гадфильда // Литейщик России. 2018. № 3. С. 23-27.

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

105. Karin Graf, Ana Sofia Clhmaco Monteiro D'Oliveira. Microstructural and stability and wear performance of a Ni based alloy coating // Coatings Technology 106, pp. 156-161.

106. Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M. New non-magnetic Fe-Cr-N high-strength corrosion and wear-resistant alloy. Part I. Influence of chromium and nitrogen on the structure and phase composition of Fe-Cr-N alloys. Elektrometallurgiya. 2005, no. 12, pp. 26–32. (In Russ.).

107. Гойхенберг Ю.Н., Журавлев Л.Г., Внуков В.Ю., Мирзаев Д.А., Мирмельштейн В.А., Лобанова Т.Г. Влияние распада аустенита на коррозионное растрескивание и свойства хромомарганцевых сталей с азотом // Физика металлов и металловедение. 1990. № 1. С. 99.

108. Рашев Ц. Высокоазотистые стали. София, 1995, 268 с.

109. Приданцев М.В., Талов Н.П., Левин Ф.Л. Высокопрочные аустенитные стали. М.– Металлургия, 1965. 248 с.

110. Банных О.А. Ковперистый Ю.К. Хромомарганцевистые стали с алюминием. М. Наука, 1965 . 103 с.

111. Е.А, Иванова, Н.А. Наркевич и пр. Использование хромомарганцевого чугуна, легированного азотом, для получения износостойких покрытий методом электроннолучевой наплавки. Физическая мезомеханика. 9 (спец. выпуск) 2006. С. 161-164.

112. Фрумин И.И., Гладкий П.В., Переплётчиков Е.В. и др. Сплав для износостойкой наплавки // А.с. СССР № 469563, В23К 35/30.

113. Емелюшин А.Н., Мирзаев Д.А., Мирзаева Н.М. и др. Металловедение, физика и механика применительно к процессу обработки графитированных материалов. Структура и износостойкость инструментов. Под общ. ред. Емелюшина А.Н. и Мирзаева Д.А. Магнитогорск: МГТУ. 2002. 200с.

114. **Нефедьев С.П.**, Емелюшин А.Н. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5 // Вестник Югорского государственного университета, 2021 г. Выпуск 3 (62). С. 33-45.

115. Химушин, Ф. Ф. Нержавеющие стали / Ф. Ф. Химушин. – Москва: Металлургия, 1967. – 798 с.

116. В. Б. Литвиненко-Арьков, Г. Н. Соколов, Ф. А. Кязымов, В. И. Лысак, С. С. Гуц Легирование наплавленного металла азотом через наполнитель порошковых проволок // ИЗВЕСТИЯ ВолгГТУ. С 152-155.

117. Патент РФ 2009113959/02, 13.04.2009. Способ легирования сталей азотом // Патент России № 2 394 107. Бюл. № 19. / Шатохин И.М., Букреев А.Е., Зиатдинов М.Х., Никифоров Б.А.

118. Инструментальные материалы / Г.А. Воробьёва, Е.Е. Складнова, А.Ф. Леонов, В.К. Ерофеев. – СПб.: Политехника, 2005 г., 268 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт внедрения

УТВЕРЖДАЮ

Главный инженер ООО «ТехНаМет»

А.В. Васючков

2011 г.



АКТ ВНЕДРЕНИЯ

технологии плазменно-порошковой наплавки штоков гидроцилиндров

В условиях ООО «ТехНаМет» была внедрена технология плазменно-порошковой наплавки штоков гидроцилиндров малого диаметра, разработанная С.П. Нефедьевым.

Плазменно-порошковая наплавка позволяет восстанавливать штока диаметром от 20мм и более, без возникновения короблений. Восстановленные штока показывают удовлетворительную шлифуемость.

Разработанная технология удовлетворяет условиям серийного производства и обеспечивает высокую экономическую эффективность. Экономический эффект от внедрения технологии плазменно-порошковой наплавки составляет 300 000-00 рублей в месяц.

Восстановленные плазменно-порошковой наплавкой штока соответствуют чертежным требованиям к твердости и качеству поверхности.

Результаты работы могут быть использованы при восстановлении деталей вращения типа вал диаметром от 20 до 450 мм, к которым предъявляются высокие требования по эксплуатационной и коррозионной стойкости.

ГОУ ВПО «МГТУ»

А.Н. Емелюшин
проф., д.т.н., зав. каф. МиТОМ

С.П. Нефедьев
ассистент каф. МиТОМ

ООО «ТехНаМет»

Д.Г. Багров
Мастер ООО «ТехНаМет»

С.Г. Тучин
Главный сварщик ООО «ТехНаМет»

ПРИЛОЖЕНИЕ Б. Акт об использовании в образовательном процессе



УТВЕРЖДАЮ:

Директор НФ НИТУ «МИСИС»

Л.А. Котова

АКТ

об использовании в образовательном процессе НФ НИТУ «МИСИС»
результатов диссертационной работы Нефедьева Сергея Павловича

Результаты диссертационной работы доцента кафедры металлургических технологий и оборудования, к.т.н. Нефедьева Сергея Павловича внедрены в учебный процесс Новотроицкого филиала НИТУ «МИСИС» на основании рекомендации методической комиссии факультета металлургических технологий.

Материалы диссертационных исследований включены в курсы лекций дисциплин Б1.В.02 «Материаловедение» и Б1.В.03 «Технология конструкционных материалов» для бакалавров, обучающихся в НФ НИТУ «МИСИС» по направлению 15.03.02 Технологические машины и оборудование. Кроме того они используются в научно-исследовательской работе студентов, курсовом проектировании и выполнении выпускных квалификационных работ.

Использование материалов диссертационной работы Нефедьева Сергея Павловича позволяет более полно и наглядно раскрывать студентам особенности формирования структуры и свойств износостойких покрытий, получаемых плазменно-порошковой наплавкой.

Заведующий кафедрой
металлургических технологий и
оборудования НФ НИТУ «МИСИС»
к.т.н., доцент

 А.В. Нефёдов

Заместитель директора НФ НИТУ
«МИСИС» по науке и инновациям,
к.т.н., доцент

 А.И. Шаповалов

ПРИЛОЖЕНИЕ В. Акт внедрения

УТВЕРЖДАЮ

Главный специалист группы по развитию НТЦ
Денисов С.В.

2019 г.

М.П.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов работ по договору
по результатам работ по договору № 236180 от 26.07.2018 г. на
выполнение НИОКР: «**Разработка состава защитного покрытия и
технологии восстановления и защиты металлических поверхностей
насосов с применением разработанного состава покрытия**».

Краткое описание выполненной работы.

Проведены работы по восстановлению центробежного погружного насоса FLYGT CP3312/765, не подлежащего дальнейшей эксплуатации вследствие абразивного износа.

В результате проведённых исследований были выявлены основные причины изнашивания корпуса и рабочего колеса погружного насоса FLYGT CP3312/765 в условиях сортового цеха ПАО «ММК». Корпус насоса - кавитационно-абразивный износ с отдельными участками коррозионного и эрозионного воздействия. Рабочее колесо - гидроабразивный износ.

Проведён анализ химического состава сточных вод и содержащейся в ней абразивной среды. Установлено что сточные воды представляют собой водный раствор с небольшим содержанием остаточного минерального масла (1,3 %) и металлической окалины (2,7 г/л). Состав окалины соответствует первичной окалине прокатного производства с преимущественно гематитной фазой.

Разработана методика оценки ресурса и технического состояния насоса, предназначена для проведения технической экспертизы центробежных насосов (в том числе и для насосов истекшим сроком службы) с целью определения возможности их дальнейшей эксплуатации, а также оценки текущего состояния.

Определены изношенные места насоса, подлежащие восстановлению: корпус, рабочее колесо, вал (места под подшипники). Определена наиболее приемлемая технология восстановления.

Для повышения ресурса насоса применялась технология плазменно-порошковой наплавки с применением наплавочных порошков торговой марки PLASMOTEC™. Технология плазменно-порошковой наплавки эффективна для проведения наплавочных работ на корпус из чугуна, и позволила сформировать износостойкое и коррозионностойкое покрытие на изнашиваемых поверхностях насоса.

Разработан состав защитного покрытия, технологии восстановления и защиты металлических поверхностей насосов с применением разработанного состава покрытия.

В качестве наплавочного порошка использовали гранулированный порошок марки HARD OKTANT, состав которого обеспечивает высокую твёрдость и износостойкость покрытий в условиях гидроабразивного воздействия и эрозионного воздействия. На разработанный состав защитных покрытий наплавочного порошка марки HARD OKTANT разработаны технические условия на состав защитных покрытий

Полученный результат.

1. Разработана и передана Заказчику технологическая карта ремонтных работ для восстановления насоса FLYGT CP3312/765 по технологии плазменно-порошковой наплавки с использованием наплавочных порошков торговой марки PLASMOTEC™.

2. Разработаны и согласованы с Заказчиком «Методика оценки ресурса и технического состояния центробежного насоса «FLYGT CP3312/76»

3. Разработаны и согласованы с Заказчиком «Технические условия на разработанный состав защитных покрытий».

4. Произведено восстановление и введение в эксплуатацию изношенного насоса FLYGT CP3312/765.

4.1. По результатам эксплуатации восстановленного насоса фиксировались технологические параметры работы насоса.

4.2. После 6 месяцев эксплуатации насоса (что составляет 80 % от прогнозного ресурса), в условиях сортового цеха ПАО ММК, характеристики составляли:

- Фактическая подача 802 м³/час, что соответствует паспортным данным.

- Фактический потребляемый ток 310 А, что соответствует паспортным данным.

- отслоившегося покрытия на поверхности проточной части и рабочего колеса **не наблюдалось.**

- Сквозного износа материала рабочего колеса и проточной части **не наблюдалось.**

Дата фактического внедрения 26.12 2019г.

Срок полезного использования - 1 год

Начальник ЦЭСТ

Подпись, дата

И.А. Япрынцева

Главный специалист по инновациям

Подпись, дата

Д.Ф. Целиканов

Начальник СЦ

Подпись, дата

Т.А. Мурзабаев

И.о. Зам. начальника СЦ
по технологии

Подпись, дата

С.С. Аликулов

Научный руководитель
к.т.н., доцент каф. МИТОДИМ
ФГБОУ ВО «МГТУ им.г.И. Носова»

Подпись, дата

Р.Р. Дема

Ответственный исполнитель
к.т.н., докторант каф. «ЛПИМ»
ФГБОУ ВО «МГТУ им.г.И. Носова»

Подпись, дата

С.П. Нефедьев

Куратор по договору от НТЦ

Подпись, дата

Л.П. Добрынина

 К.В. Клементов

ПРИЛОЖЕНИЕ Г. Акт замеров эксплуатационной стойкости ножей сортового проката

АКТ замеров эксплуатационной стойкости отрезных ножей сортового проката

Настоящим актом подтверждается, что в условиях сортовых станов (170,370 и 450) ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» установлены в работе отрезные ножи высокотемпературного проката. (Отрезные ножи изготавливаются из марки стали (6ХВ2С ГОСТ 5950-2000 либо 4Х5ФМС ГОСТ 5950-2000). Твёрдость поверхностного слоя составляет 43-47 HRC. Эксплуатационная стойкость отрезных ножей черновой группы за текущий 2021 г. составляет:

Для стана 170:	Для стана 370:	Для стана 450:
Отрезные ножи №1		
стойкость 1 пары лезвий ножей по одной линии стана составляет 10-12 тысяч тонн (5-6 тыс. циклов) (замена пары лезвий три раза в месяц, необходимо количество пар на месяц составляет 6 шт.) Производство проката на стане составляет 55-57 тысяч тонн в месяц;	стойкость 1 пары лезвий ножей по одной линии стана составляет 23 тысячи тонн (11-12 тыс. циклов) (замена пары лезвий два раза в месяц, необходимо количество пар на месяц составляет 2 шт.) Производство проката на стане составляет 47 тысяч тонн в месяц;	стойкость 1 пары лезвий ножей по одной линии стана составляет 24 тысячи тонн (12 тыс. циклов) (замена пары лезвий два раза в месяц, необходимо количество пар на месяц составляет 2 шт.) Производство проката на стане составляет 58 тысяч тонн в месяц;

Согласовано:

Зач.  

ПРИЛОЖЕНИЕ Д. Акт о введении в промышленную эксплуатацию

Согласовано



УТВЕРЖДАЮ

Начальник ЦСЦ ПАО «ММК»
Евдокимов А.И.

2022 г.

О ВВЕДЕНИИ В ПРОМЫШЛЕННУЮ ЭКСПЛУАТАЦИЮ
ВОССТАНОВЛЕННЫХ НГР ДЛЯ СТАНОВ 170, 370 И 450
по результатам работ по договору № 248455 от 10.09.2021 г. на
выполнение НИОКР: «Разработка технических решений, направленных
на увеличение надежности и долговечности лезвий ножей станов 170,
370 и 450 ЦСЦ ПАО «ММК»»

Краткое описание выполненной работы

Проведены работы по восстановлению оборудования отрезных
ножей горячей резки для станов 170, 370 и 450 ПАО «ММК», не
подлежащих дальнейшей эксплуатации вследствие износа.

Для восстановления отрезных ножей горячей резки была применена
технология плазменно-порошковой наплавки с применением
наплавочного порошка:

Содержание элементов (масс. %)											
C	Cr	Mn	Si	Ni	Fe	V	W	Al	Ti	N	остальное
3,0	18	3,5	0,6	-	Ост.	-	6,5	-	-	-	Mo = 4,5

Представленный состав гранулированного порошка обеспечивает
высокую твердость покрытий (58-62 HRC) и высокую стойкость в
условиях ударно абразивного воздействия.

Результаты промышленной эксплуатации.

Восстановленные отрезные ножи горячей резки (НГР) для станов
170, 370 и 450 были введены в промышленную эксплуатацию в июле-
августе 2022 г.

Визуальная оценка износа рабочих поверхностей НГР
производилась каждые 7 дней. Зафиксировано повышение
эксплуатационной стойкости НГР на 35%, а именно:

Отрезные ножи горячей резки	Стойкость, тыс. тонн
стана	
170	35-37
370	32-35
450	38-40

Также зафиксировано снижение выхода брака и НП по дефекту
смятые концы и недокат до 15%.

Зам. начальника ЦСЦ
по технологии

Руководитель отдела исполнения
ООО «РнД МГТУ»

Руководитель проекта ООО «РнД
МГТУ»

Научный сотрудник

Научный сотрудник

Научный сотрудник

Научный сотрудник

Научный сотрудник

С.С. Аликулов

Л.С. Попова

А.А. Андриусечкин

Р.Р. Дема

С.П. Нефедьев

Р.Н. Амиров

О.Р. Латыпов

М.В. Харченко

ПРИЛОЖЕНИЕ Е. Патент на изобретение 2607066

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2607066

ПОРОШКОВЫЙ СПЛАВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ДЛЯ
ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ И НАПЫЛЕНИЯПатентообладатель: *Общество с ограниченной ответственностью
"ПлазмоТех-МГТУ" (RU)*Авторы: *Нефедьев Сергей Павлович (RU), Дёма Роман
Рафаэлевич (RU), Горбунов Андрей Викторович (RU),
Тютеряков Наиль Шаукатович (RU), Вдовин Константин
Николаевич (RU), Емелюшин Алексей Николаевич (RU)*

Заявка № 2015108589

Приоритет изобретения 11 марта 2015 г.

Дата государственной регистрации в

Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 10 января 2017 г.

Срок действия исключительного права

на изобретение истекает 11 марта 2035 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности Г.П. Ивлиев