

Федеральное государственное бюджетное образовательное  
учреждение высшего образования  
«Сибирский государственный индустриальный университет»



На правах рукописи

**Гусев Александр Игоревич**

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ  
АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ,  
НАПЛАВЛЕННЫХ ПОРОШКОВЫМИ ПРОВОЛОКАМИ**

Специальность 01.04.07 – физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель –  
д-р техн. наук, профессор  
Козырев Н.А.

Новокузнецк – 2021

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СТОЙКИХ ПРОТИВ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ.....	11
1.1 Применение наплавки для восстановления и защиты поверхности деталей машин.....	11
1.2 Абразивный износ, влияние химического состава и структуры наплавляемых покрытий на их износостойкость .....	16
1.2.1 Особенности абразивного изнашивания.....	16
1.2.2 Механизмы абразивного изнашивания.....	19
1.2.3 Влияние структуры покрытий, наплавленных порошковыми проволоками, на их абразивную износостойкость.....	23
1.2.4 Влияние элементного состава покрытий на их абразивную износостойкость.....	25
1.2.5 Влияние технологических факторов на структуру и свойства покрытий.....	38
1.3 Основные наплавочные материалы для формирования электродугowych покрытий и их характеристики.....	39
1.4 Выводы и постановка задач исследования.....	52
2 ПРИМЕНЯЕМОЕ ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	54
2.1 Химический состав новой порошковой проволоки.....	54
2.2 Применяемый способ и оборудование для наплавки электродугowych покрытий.....	57
2.3 Определение химического состава наплавленных покрытий.....	57
2.4 Анализ макро- и микроструктуры, элементного и фазового состава наплавленных покрытий.....	58

2.5	Определение твердости и скорости истирания наплавленных покрытий.....	60
3	ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, СОДЕРЖАЩЕЙ В КАЧЕСТВЕ ФЛЮСА ТЕХНОГЕННЫЕ ОТХОДЫ ..	63
3.1	Научное обоснование выбора химического, фазового и компонентного состава порошковой проволоки.....	63
3.2	Научное обоснование и выбор режимов наплавки покрытий новой порошковой проволокой.....	75
3.3	Исследование микроструктуры и неметаллических включений наплавленного металла.....	75
3.4	Исследование влияния химического состава и содержания водорода на твердость и абразивную износостойкость наплавленного металла.....	109
3.5	Выводы по главе 3.....	119
4	ПРОМЫШЛЕННОЕ АПРОБИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, ДЛЯ РЕМОНТА ГОРНО-ШАХТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ.....	122
4.1	Промышленное апробирование электродуговых покрытий.....	122
4.2	Оценка экономической эффективности применения новых электродуговых покрытий.....	125
4.3	Выводы по главе 4.....	128
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	129
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	131
	ПРИЛОЖЕНИЕ А АКТ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ НИР.....	148
	ПРИЛОЖЕНИЕ Б АКТ ВНЕДРЕНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ НИР В УЧЕБНЫЙ ПРОЦЕСС.....	149

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность темы исследования.** Долговечность рабочих поверхностей деталей технологического оборудования главным образом определяется качеством их защиты от износа и коррозии. Большая их часть в течение 2 – 3 лет эксплуатации теряют до 50 % своих функциональных свойств (твердости, износо-, жаростойкости и др.). Это приводит к сокращению срока службы деталей и значительным материальным потерям. Абразивный и ударно-абразивный износ характерен для деталей оборудования в горной, металлургической, строительной, сельскохозяйственной и других отраслях промышленности. Для защиты и восстановления сильно нагруженных деталей, работающих в таких условиях, широко применяются методы наплавки, которые обеспечивают многократное повышение функциональных свойств, основанное на формировании определенной структуры металлов и сплавов. В настоящее время широко распространена электродуговая наплавка, перспективным и интенсивно развивающимся направлением которой является электродуговая наплавка порошковыми проволоками под флюсом. Она обеспечивает оптимальное соотношение свойств поверхности и объема материала детали. В связи с этим проведение теоретических и экспериментальных исследований физической природы, процессов и механизмов упрочнения и формирования защитных свойств поверхностных слоев металлических деталей и изделий посредством электродуговых покрытий, наплавленных порошковыми проволоками, актуально и имеет большое научно-практическое значение.

**Степень разработанности темы.** В последнее время значительные усилия направляются на дополнительное повышение эффективности наплавки путем разработки новых электродных материалов, обеспечивающих требуемые свойства поверхности. Наиболее перспективным направлением в области ремонтно-восстановительных работ изнашивающихся поверхностей деталей является использование электродуговой наплавки порошковыми проволоками.



Возможности повышения качества наплавленного слоя обусловлена, в частности химическим составом самих порошковых проволок и, как следствие, формированием получаемых при наплавке металла структурно-фазовых состояний, соответствующих условиям эксплуатации обрабатываемых деталей. При этом большое значение имеет выявление и устранение дефектной структуры покрытий, приводящей к их преждевременному разрушению.

Широкое распространение для ремонтных работ на горно-шахтном оборудовании, работающем в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания, получили наплавочные проволоки систем Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo. В связи с этим продолжаются исследования по разработке новых составов порошковых проволок, в частности по изучению влияния в их составе углеродфторсодержащих компонентов, снижающих содержание водорода, а также влияния Cr, Mo, Ni, W, V и Co на твердость и износостойкость наплавленного слоя.

**Цель и задачи работы.** Целью работы является установление физической природы, выявление механизмов и закономерностей повышения абразивной износостойкости и твердости электродуговых покрытий, наплавленных порошковыми проволоками системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo.

Для достижения цели были поставлены следующие задачи:

1. Установить влияние химического состава наплавленных электродуговым способом покрытий на их физико-механические свойства. Научно обосновать выбор состава наплавочного материала системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo для износостойких покрытий.
2. Исследовать структурно-фазовые состояния наплавленных покрытий, сформированных порошковыми проволоками различного химического состава.
3. Установить физическую природу, закономерности и научно обосновать механизм влияния углеродфторсодержащей добавки к наплавочному материалу системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo на повышение стойкости электродуговых покрытий к ударно-абразивному износу.

4. Установить особенности механизмов упрочнения наплавленных покрытий, обусловленные содержанием в них карбидов металлов, твердых растворов и закалочными эффектами.

5. Разработать состав и способ получения нового износостойкого наплавочного материала, провести его апробирование и определить эффективность применения на примере деталей горно-шахтного оборудования.

**Научная новизна работы.** С использованием высокоинформативных методов современного физического материаловедения получены новые знания о строении, структуре, фазовом составе и физико-механических свойствах покрытий, наплавленных порошковыми проволоками электродуговым методом под флюсом.

1. Установлены закономерности и получены новые количественные данные по влиянию химического состава электродугowych покрытий системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo на их твердость и абразивную износостойкость.

2. Выявлены структурно-фазовые состояния электродугowych покрытий, сформированных порошковыми проволоками различного химического состава. Впервые установлены закономерности и научно обоснован механизм влияния углеродфторсодержащей добавки к наплавочному материалу системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo на повышение стойкости к абразивному износу.

3. Установлены механизмы упрочнения электродугowych покрытий, обусловленные формированием структуры, содержащей карбиды металлов, образованием твердых растворов и закалочными эффектами.

4. Разработан новый состав и способ получения износостойкого наплавочного материала для деталей горнодобывающей промышленности (патент РФ № 2641590).

**Теоретическая и практическая значимость работы.** Углублены знания о физических процессах формирования структуры и свойств электродугowych покрытий, наплавленных с использованием порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, содержащих в качестве флюса техногенные отходы.

Апробирование электродугowych покрытий в условиях эксплуатации на горнодобывающих предприятиях региона показало их высокую эффективность ис-

пользования для повышения срока службы лопастей шнека комбайна 4LS20. Применение электродуговых покрытий с использованием разработанной проволоки по сравнению с проволокой DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F позволило увеличить срок службы лопастей шнеков на 19,3 %. Результаты диссертационной работы, внедрены в учебный процесс в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и используются при подготовке обучающихся по направлению 22.03.02 «Металлургия» направленность «Металлургия сварочного производства» и магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия», что подтверждается соответствующими актами.

**Методология и методы исследований.** Диссертация является продолжением исследований по обработке материалов концентрированными потоками энергии, проводимых в научной школе Сибирского государственного индустриального университета «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий». Для достижения поставленной цели в диссертации использован комплекс методов современного физического материаловедения: оптическая и растровая электронная микроскопия, рентгеноспектральный микроанализ и рентгеноструктурный фазовый анализ, испытания на твердость и износостойкость. Формирование электродуговых покрытий проводили с применением сварочного трактора ASAW-1250. Химический состав наплавленных покрытий определяли рентгенофлуоресцентном методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Содержание водорода в электродуговых покрытиях определяли с помощью хроматографа «Газохром 3101». Измерение твердости выполняли по методу Роквелла на твердомере ТК-14-250 по ГОСТ 9013-59. Абразивную износостойкость покрытий определяли посредством испытаний на износ на машине 2070 СМТ-1.

#### **Положения, выносимые на защиту:**

1. Зависимости, закономерности и механизм влияния химического состава металла электродуговых покрытий системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo на твердость и скорость износа наплавленных слоев. Установлено, что уменьшение содержания углерода в наплавленном слое при одновременном изменении содержа-

ния хрома, никеля, молибдена и других присутствующих в его составе элементов, способствует укрупнению игл мартенсита. Углерод, марганец, хром, молибден, никель и в незначительной мере ванадий в исследуемых пределах одновременно повышают твердость наплавленного слоя и уменьшают скорость износа образцов. При этом низкая вязкость матрицы не позволяет удерживать на поверхности карбиды вольфрама, в результате чего износ осуществляется не по механизму равномерного истирания поверхности, а по механизму выкрашивания высокопрочных частиц карбидов из матрицы.

2. Положительное влияние введения в порошковую проволоку системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo углеродфторсодержащего материала (пыли газоочистки производства алюминия) взамен аморфного графита. Ее использование уменьшает концентрацию водорода, фактически исключает образование пор в электродуговых покрытиях, снижая содержание водорода в наплавленном металле. Новые количественные данные по влиянию углеродфторсодержащего материала, входящего в состав порошковой проволоки, на абразивную износостойкость электродуговых покрытий.

3. Новый состав электродуговых покрытий, масс. %:  $C \leq 0,40$ ,  $0,8 - 0,9$  Si,  $1,4 - 1,5$  Mn,  $5,0 - 6,0$  Cr,  $0,3 - 0,5$  Mo,  $0,15 - 0,30$  Ni,  $H \leq 1,5$  ppm, и порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo с использованием углеродфторсодержащего материала (техногенных отходов – пыли газоочистки алюминиевого производства) (патент РФ № 2641590), обеспечивающие повышение износостойкости и срока службы деталей горно-шахтного оборудования.

**Степень достоверности и апробация результатов.** Достоверность и обоснованность результатов диссертационной работы обусловлена корректностью постановки задач исследования, комплексным подходом к их решению с использованием современных экспериментальных и теоретических методов современной физики конденсированного состояния и физического материаловедения, применением методов математического планирования эксперимента и математической статистики, согласием полученных опытных данных с результатами других исследователей. Экспериментальные результаты работы получены с использовани-

ем аттестованного исследовательского оборудования и стандартных методик исследования, подтверждаются их воспроизводимостью и согласованностью между собой.

Основные результаты и положения диссертационной работы докладывались и обсуждались на научно-технических конференциях: Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Наука и молодёжь» (Новокузнецк, 2015 – 2017, 2019), VII Всероссийской научно-практической конференции для студентов и учащейся молодежи «Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении» (Томск, 2016), Международной научно-практической конференции «Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении» (Кемерово, 2017), Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество» (Новокузнецк, 2017–2019), International Scientific and Research Conference on Knowledge-based Technologies in Development and Utilization of Mineral Resources (Novokuznetsk, 2017), International Scientific and Research Conference on Knowledge-based Technologies in Development and Utilization of Mineral Resources (Novokuznetsk, 2017), International Scientific-Practical Conference: Innovations in Fuel and Energy Complex and Mechanical Engineering (Kemerovo, 2017), IV Международной научно-практической конференции молодых ученых и студентов (Донецк, 2018), Международной конференции «Сварка в России – 2019: современное состояние и перспективы» (Томск, 2019).

Основное содержание диссертации опубликовано в 33-х печатных работах, в том числе в 7 статьях в журналах, рекомендованных ВАК РФ, и в 9 статьях, индексируемых базами Scopus и Web of Science. Новизна предложенного технического решения защищена патентом Российской Федерации.

**Личный вклад автора** состоит в постановке цели и задач исследований, проведении лабораторных и промышленных экспериментов по исследованию влияния химического состава электродуговых покрытий на их структурно-фазовые состояния и физико-механические свойства, разработке состава и способа получения нового износостойкого наплавочного материала, а также в обработ-

ке и обобщении результатов исследований, формулировании выводов и положений, выносимых на защиту, подготовки публикаций по теме диссертации.

**Соответствие паспорту научной специальности.** Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует п. 1 «Теоретическое и экспериментальное изучение физической природы свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и в том числе материалов световодов как в твердом, так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления» и п. 7 «Технические и технологические приложения физики конденсированного состояния» паспорта специальности 03.06.01 – физика и астрономия (направленность 01.04.07 – физика конденсированного состояния).

**Структура и объем работы.** Диссертационная работа состоит из введения, 4-х глав, заключения и приложения, всего 149 страниц, включая 38 рисунков, 23 таблицы и списка литературы из 136 наименований.

# **1 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СТОЙКИХ ПРОТИВ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ**

## **1.1 Применение наплавки для восстановления и защиты поверхности деталей машин**

Повышение качества и функциональных возможностей деталей машин в значительной степени определяется свойствами их поверхностного слоя. Согласно [1] вследствие коррозии и износа теряется свыше 30 % объемов ежегодно выплаваемых металлов. До 70 % причин выхода из строя оборудования происходит в результате изнашивания, а потери рабочего времени, вызванные механическим повреждением оборудования составляют около 80 % от общего времени простоев. Согласно [2] со ссылками на американские источники [3 – 5] 20 % в общем износе приходится на абразивный износ, с которым связывают около 50 % всех проблем, связанных с износом, а затраты, вызванные последствиями абразивного износа, в развитых странах составляют от 1 до 4 % национального продукта [6].

Многие детали и изделия становятся неработоспособными при износе уже более 0,2 – 0,3 мм. При этом значительная часть поверхности деталей вообще не изнашивается. Вследствие этого из эксплуатации выводятся детали и изделия, которые могли бы служить еще длительное время, если возобновить их первичные параметры поверхности и работоспособность [7]. В настоящее время сформировалась новое научно-техническое направление – инженерия поверхности, занимающаяся разработкой методов обработки поверхностных слоев и нанесения покрытий с заданными свойствами, исследованием их структуры и эксплуатационных свойств.

Значительно увеличить сроки службы и сократить расходы на замену изношенных деталей можно путем использования современных методов восстановления и упрочнения. Главное достоинство восстановления – низкая металлоемкость, поскольку при этом необходимо в 20 – 30 и более раз меньше металла, чем для

изготовления новых. В процессе восстановления изношенных деталей число производственных операций сокращается в 5 – 8 раз по сравнению с изготовлением новых, а себестоимость не превышает 40 – 70 % цены на новые. За счет восстановления деталей можно сократить расходы на ремонт машин. Благодаря применению современных материалов, технологии и оборудования, восстановленные детали, в ряде случаев, по качеству превосходят новые запасные части.

Для восстановления и упрочнения деталей машин широко применяются разнообразные виды покрытий, которые обеспечивают высокую долговечностью и надежность, позволяют восстанавливать размеры и форму деталей, а также сократить затраты дефицитных и дорогих металлов, используемых для объемного легирования. Одним из термических методов нанесения покрытий являются наплавка, цель которых – либо восстановление поверхностного слоя со свойствами, близкими свойствам основы, либо повышение эксплуатационной стойкости путем нанесения специальных покрытий. Наиболее широкое применение наплавка находит при ремонте, так как она позволяет многократно восстанавливать первоначальные размеры и эксплуатационные свойства изношенных деталей [8]. Используя наплавку, можно значительно уменьшить расход дорогостоящих высоколегированных сталей и сплавов, в том числе на изготовление запасных частей.

Способы наплавки различаются источниками тепловой энергии, защитой наплавляемого металла, уровнем автоматизации. К металлургическим и физико-химическим процессам наплавки относится расплавление наносимого металла с частичным расплавлением поверхностного слоя детали, перемешивание расплавов и последующая кристаллизация. Наибольшее распространение получила электродуговая наплавка, осуществляемая ручным и полуавтоматизированным способами. При механизированной наплавке вместо отдельных электродов применяется проволока, либо электродная лента. Порошковая проволока представляет собой тонкую трубку из стали с запрессованной в ней порошковой смесью, обеспечивающей получение требуемого состава наплавляемого слоя.

Качество наплавляемого покрытия как совокупность его служебных свойств (таких как геометрические и физико-химические характеристики, микрострукту-



ра, микротвердость, поверхностные напряжения) заметно улучшается, когда исключается контакт наплавляемого материала с кислородом воздуха. Для этого процесс проводят в среде углекислого газа, аргона и других газовых смесей. Чаще всего применяется наплавка под слоем флюса. Порошковый флюс, непрерывно подаваемый в зону дуги образует над швом шлаковую оболочку, которая из-за низкой теплопроводности уменьшает скорость охлаждения наплавленного материала. Это способствует нормализации структуры, а также защищает шов от окисления, предотвращает разбрызгивание металла, доля которого во шве колеблется от 30 до 65 %.

В [8] рассмотрены условия эксплуатации, виды изнашивания и повреждения деталей машин и механизмов, физические основы получения наплавляемых покрытий. Описаны наиболее широко применяемые виды наплавки, в том числе механизированная электродуговая наплавка под флюсом, а также особенности физико-химических и металлургических процессов при электродуговой наплавке и используемые материалы (проволоки, в частности порошковые, ленты, флюсы и защитные газы). Уделено внимание методикам расчета напряженно-деформированного и структурного состояния деталей в процессе их изготовления, работы и восстановительной наплавки, оценкам на основе этих расчетов ресурса их последующей безопасной эксплуатации. Описаны, в частности низкоуглеродистые и углеродистые нелегированные и низколегированные стали, из которых изготавливаются сами детали, а также влияние легирующих элементов на их физико-механические свойства. Проведен анализ структурной наследственности в системе электродный (присадочный) материал – сварочная ванна – твердый металл. Описаны дефекты (трещины и поры) в наплавляемом металле, их происхождение и меры борьбы с ними, а также контроль качества наплавляемого металла.

К материалам, обладающим высокой стойкостью к образованию трещин при наплавке или хорошей свариваемостью, относятся низкоуглеродистые (содержание  $C \leq 0,25 \%$ ) и низколегированные стали (эквивалентное содержание  $C_e \leq 0,25 \%$ ). При наплавке этих сталей не требуется применения специальных технологических приёмов для обеспечения высокого качества наплавленного слоя. По-

вышенное содержание углерода (или  $C_3$ ) в пределах от 0,26 до 0,45 % приводит к возможности образования закалочных структур в зоне термического влияния, что может привести к образованию холодных трещин. Вследствие этого перед наплавкой таких материалов рекомендуется предварительный подогрев до 150 – 200 °С. При их наплавке необходимо строго соблюдать режимы наплавки. Углеродистые стали с содержанием  $C = 0,45 - 0,55$  %, низколегированные стали с содержанием  $C = 0,3 - 0,4$  % (или  $C_3 = 0,45 - 0,55$  %), медь, алюминий и их сплавы имеют значительную склонность к закалке при наплавке в зоне термического влияния, что приводит к образованию закалочных (холодных) трещин как в интервале температур образования мартенсита, так и после полного остывания. При наплавке таких материалов необходим предварительный подогрев до 100 – 500 °С и высокотемпературный отпуск при 550 – 600 °С непосредственно после наплавки. При наплавке деталей из углеродистых сталей с содержанием углерода более 0,55 %, низколегированных сталей с содержанием углерода более 0,4 %, специальных сталей (типа Г13Л), чугунов необходим предварительный подогрев наплавляемой детали с высокотемпературным отпуском после наплавки.

Согласно [1] чем больше склонность стали к полной закалке и чем менее пластичной получается структура металла, тем вероятнее образование трещин в околошовной зоне и тем выше должна быть температура предварительного подогрева перед сваркой. Основным элементом, увеличивающим закаливаемость и прокаливаемость сталей, является углерод. Влияние других легирующих элементов, снижающих скорость распада аустенита, может быть оценено пересчетом их содержания в стали в эквивалентное количество углерода. Для пересчета каждого элемента в эквивалентное количество углерода подбирают соответствующие коэффициенты, приведенные в формуле [1]:

$$C_3 = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{V}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{10} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2}, \quad (1.1)$$

где содержание элементов дано в процентах, причем содержание меди учитывается при  $Cu \geq 0,5$  %, а фосфора при  $P \geq 0,05$  %.

При  $C_3 \leq 0,35\%$  сварочные и наплавочные процессы могут осуществляться без подогрева. При толщине стали до 6 – 8 мм предельное значение  $C_3$ , при котором не требуется предварительного подогрева, может составить 0,45 – 0,50 %. При толщине стали более 8 мм и  $C_3 > 0,35\%$ , то необходим предварительный подогрев, причем тем более высокий, чем выше  $C_3$ .

Следует отметить, что оценка закаливаемости стали при условиях сварки по эквиваленту углерода, является весьма приближенной, так как в формуле (1.1) не указывается толщина металла, способ сварки и др. Поэтому была предложена другая эмпирическая формула для расчета эквивалента углерода, связанная не только с химическим составом свариваемой стали, но и с ее толщиной. В этом случае эквивалент углерода, связанный с химическим составом, определяют по формуле [1]:

$$C_3 = C + \frac{1}{9}(Mn + Cr) + \frac{1}{18}Ni + \frac{1}{13}Mo. \quad (1.2)$$

При этом влияние толщины свариваемого металла учитывается поправкой к эквиваленту углерода  $C_3$ , найденному только с учетом химического состава, по формуле [1]:

$$N = 0,005sC_3, \quad (1.3)$$

где  $N$  – поправка к эквиваленту углерода;  $s$  – толщина свариваемого металла; 0,005 – коэффициент толщины, определенный опытным путем.

Тогда полный эквивалент углерода [1]:

$$C'_3 = C_3 + N = C_3 + 0,005sC_3 = C_3(1 - 0,005s). \quad (1.4)$$

В этом случае температуру предварительного подогрева  $T_{\text{под}}$  свариваемых деталей определяют по формуле [1]:

$$T_{\text{под}} = 350\sqrt{C'_3 - 0,25}. \quad (1.5)$$

Скорость охлаждения металла при наплавке определяется прежде всего погонной энергией процесса  $J$ , Дж/см, а также зависит от размеров детали, подвергаемой наплавке, свойств основного металла, температуры, предварительного подогрева и разогрева наплавленного металла в процессе наплавки [9]:

$$J = \frac{60IU_d}{v}, \quad (1.6)$$

где  $U_d$  – напряжение на дуге, В;  $I$  – сила тока, А;  $v$  – скорость сварки (наплавки), см/мин.

## **1.2 Абразивный износ, влияние химического состава и структуры на износостойкость**

### **1.2.1 Особенности абразивного изнашивания**

Для деталей оборудования в горной, металлургической, строительной и других отраслей промышленности наиболее распространенным является абразивный и ударно-абразивный износ. Так, в случае транспортных и дорожных машинах более 60 % случаев износа имеют абразивный характер. Абразивное изнашивание характерно, в частности, для машин и механизмов, работающих в условиях, когда рабочие органы оборудования непосредственно соприкасаются с добываемыми, транспортируемыми и перерабатываемыми горными породами, режут грунт или почву. Эксплуатационная служба горно-шахтного оборудования напрямую связана с механизмами абразивного износа. Тип наплавляемого сплава выбирается на основе его способности сопротивляться определенным видам износа.

В [10] рассмотрены принципиальные основы и начальные условия развития абразивного изнашивания, а также закономерности изнашивания сталей при движении в абразивной массе. Механизм этого вида изнашивания заключается в удалении материала с изнашиваемой поверхности в виде очень мелкой стружки, либо фрагментов металла, выдавленного предварительно по сторонам пластически деформированной царапины, либо в виде дисперсных частиц, хрупко отделяющихся при однократном или многократном воздействии в результате режущего или царапающего действия на него абразивных частиц, находящихся в свободном или закрепленном состоянии. Абразивные частицы чаще всего бывают минерального происхождения. Например, это могут быть куски руды, подвергаемой к дроблению или транспортировке. Они имеют различную форму, часто острые грани или

ребра и обладая большей, чем металл твердостью, при трении под нагрузкой разрушают поверхность деталей и резко увеличивают их износ.

В [4] отмечено, что задача восстановления и обеспечения износостойкости детали решается рациональным выбором материала покрытия и способа его нанесения и обработки. При выборе покрытия необходимо учитывать, что износостойкость зависит не только от свойств материала покрытия, но и в значительной степени от условий работы детали. Покрытие, устойчивое в одних условиях, может катастрофически быстро разрушаться в других. Между износостойкостью и механическими свойствами материала (твердость, прочность и др.) нет прямой связи. Износостойкость покрытия в заданных условиях трения определяют экспериментальным путем. Наиболее полную и объективную информацию об износостойкости деталей дают производственные испытания машин с восстановленными деталями. В [4] отмечено, что задача восстановления и обеспечения износостойкости детали решается рациональным выбором материала покрытия и способа его нанесения и обработки.

Для абразивного изнашивания при трении скольжения по монолитному абразиву характерно высокое внешнее силовое воздействие на поверхность металла. В этих условиях не все частицы абразива в виде выступов и неровностей способны разрушать металл путем микрорезания или многократного пластического деформирования. Часть из них разрушается, не поражая металла, но создавая предпосылки к ухудшению условий изнашивания рабочей поверхности деталей. Интенсивность изнашивания металла при трении о монолитный абразив определяется соотношением их прочностных характеристик. Высокие значения твердости и прочности абразива определяют его способность внедряться в металл и разрушать его путем резания или сжатия при взаимном перемещении, если же металл более твердый и прочный, то разрушается абразив.

В процессе абразивного изнашивания и поверхностные слои металла испытывают сложнапряженное состояние. При этом площадь соприкосновения отдельной частицы абразива с деталью может быть соизмерима с величиной зерна металла. В этих условиях механические и физические свойства структурных со-

ставляющих приобретают большее значение, чем общие свойства сплава, определяемые стандартными методами.

Для деталей, изнашивание которых вызывает внешняя рабочая среда, например, абразивные частицы, попадающими в зону контакта, одним из основных факторов, обеспечивающим износостойкость покрытия, является его структура. Наибольшее распространение в силу высоких эксплуатационных свойств получили гетерогенные (композиционные) покрытия. Одним из путей их формирования является введение частиц дисперсной упрочняющей фазы в покрытие или синтез таких частиц из компонентов порошковой проволоки непосредственно в процессе наплавки. В этом случае основным фактором, обеспечивающим упрочнение, является выбранный состав покрытия. Высокой износостойкостью обладают, например, гетерогенные покрытия, структура которых состоит из частиц твердой карбидной, боридной или нитридной фазы, удерживаемых в высокопрочной стальной матрице.

Выбор материалов покрытий, соответствующих условиям эксплуатации деталей, проводится на основе их структуры и свойств. При современном уровне развития науки и техники осуществлять такой выбор на основе теоретических расчетов и данных не представляется возможным. В связи с этим научными коллективами российских и зарубежных ученых проводятся экспериментальные исследования процессов структурообразования, механизмов упрочнения и влияния различных факторов на свойства таких покрытий. В частности в работах [11 – 26] исследованы покрытия, наплавленные порошковыми проволоками EnDOtec DO\*30, EnDOtec DO\*33 (фирма Castolin) и SK A 70-G G (фирма Soudokay). Они получили широкое распространение для наплавки покрытий, стойких к абразивному износу и эрозии. В результате проведенных исследований установлено, что наплавленные покрытия имели градиентное строение, состоящее из трех слоев, отличающихся друг от друга морфологией элементов субструктуры, и зоны термического влияния. Установлено влияние химического состава использованных порошковых проволок на физико-механические свойства наплавленных покры-

тий. Коэффициент трения таких покрытий оказался в 1,2 – 2,0 раза ниже, чем у стальной подложки, а износостойкость в 2,0 – 2,5 раза выше.

Физико-механические свойства покрытий, наплавленных порошковой проволокой EnDOtec DO\*30, обусловлены формированием субмикро- и наноразмерной структуры, содержащей частицы карбида  $\text{Fe}_3\text{C}$ , борида  $\text{FeB}$ , карбоборида  $\text{Fe}_{23}(\text{B,C})_6$  и боросилицида  $(\text{Fe,Si})_3\text{B}$  железа (всего 42 %). Свойства покрытий, сформированных проволокой EnDOtec DO\*33, обусловлены мелкогазмерными частицами карбидов железа  $\text{Fe}_3\text{C}$ , ниобия  $\text{NbC}$ ,  $\text{Nb}_2\text{C}$ , хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , силицида железа  $\text{Fe}_3\text{Si}_{0,97}$ , сложных карбидов  $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$  и  $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$  (более 38 %). Повышенные по сравнению с основой микротвердость и износостойкость покрытий, наплавленных порошковой проволокой SK A 70-G, обусловлены субмикро- и наноразмерными частицами карбидных и боридных фаз – карбидов железа ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), ниобия ( $\text{NbC}$ ) и хрома ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ), боридов железа ( $\text{FeB}$ ,  $\text{Fe}_3\text{B}$ ), боросилицида железа  $(\text{Fe,Si})_3\text{B}$  и карбоборида хрома  $\text{Cr}_7\text{BC}_4$ , суммарная доля которых достигает 40 %.

Сравнительный анализ формируемых структурно-фазовых состояний и свойств наплавленных покрытий показал, что их повышенная износостойкость обусловлена проявлением двух основных механизмов упрочнения – Холла-Петча и дисперсионного твердения, то есть формированием субмикроструктурной структуры  $\alpha$ -фазы и выделением на стадии кристаллизации большого объема высокопрочных частиц вторых фаз.

### 1.2.2 Механизмы абразивного изнашивания

В работах [23 – 25] рассмотрены особенности износа высокотвердых покрытий в различных условиях трения. Изнашивание покрытий начинается с металлической связки путем ее микрорезания и пластического деформирования. С углублением связки между твердыми частицами агрессивное влияние абразивного материала на нее резко сокращается и скорость износа при этом уменьшается. Включения частиц упрочняющих фаз препятствуют обоим этим процессам, явля-

ясь механическим препятствием на пути движущихся абразивных зерен. В результате они обнажаются, что приводит к выступу их на поверхности трения. Когда при столкновении с абразивными частицами они удаляются с поверхности, износостойкость покрытий резко снижается.

При этом чем меньше расстояние между частицами упрочняющих фаз, тем меньшее влияние оказывает абразивная частица на металлическую связку композиционного материала покрытия. Кроме того, если размер абразивных частиц больше, чем расстояние между частицами, то абразивная частица не может существенно повлиять на более мягкую связку.

По оценкам большинства авторов, износ абразивными зернами размером менее 5 мкм в 10 – 20 раз менее интенсивен, чем зернами агрессивных фракций (10 – 40 мкм). Зерна размером менее 1 мкм, по мнению ряда исследователей, вообще не оказывают абразивного воздействия на материалы [26].

В работе [23] представлена схема износа наплавленных покрытий (рисунок 1.1), которая в реальном масштабе иллюстрирует взаимодействие зерна кварца размером 40 мкм с карбидными частицами размером 1,3 мкм, занимающими около 30 % объема сплава. Делается предположение, что независимо от того, катится зерно абразива или режет, карбиды являются весьма слабым препятствием на его пути. Если абразивное зерно оставляет в результате пластического деформирования канавку глубиной 1,2 мкм, оно легко вырывает карбиды или раздвигает их. Если абразивное зерно катится, оно смещает или вдавлиывает карбиды, постепенно ослабляя их связь с основой и создавая условия для их отрыва при последующих воздействиях других абразивных зерен.

В случае низкой твердости абразивной частицы в отношении материала покрытия и при определенном размере и количестве упрочняющих частиц на поверхности покрытия абразивные частицы не могут изнашивать поверхность, обеспечивая их высокую износостойкость.





Рисунок 1.1 – Схема взаимодействия абразивной частицы размером 40 мкм с 30 %-м карбидным твердым сплавом (размеры карбидных частиц 1 – 3 мкм) [23]

В случае абразивного изнашивания самыми существенными структурными показателями, снижающими износостойкость, являются соотношение в покрытии карбидов и других высокопрочных и высокомодульных фаз со связующим и количество пор. По данным [23], в наплавленном слое деталей количество карбидных частиц размерами от 30 до 60 мкм должно составлять 35 – 45 %. В начальной стадии трения абразивная частица изнашивает только связку. С углублением связующего между твердыми частицами агрессивное влияние абразивного материала на связующее резко сокращается и скорость износа при этом уменьшается.

*Изнашивание металлической матрицы.* Влияние структуры металлической матрицы на износостойкость при микроударном воздействии обобщено в работе О.Н. Шагаровой [26]. Основную роль сопротивляемости железоуглеродистых сплавов при микроударном воздействии большинство исследователей отводят карбидам [3, 23]. Однако в [27] отмечено, что влияние типа металлической матрицы на сопротивляемость железоуглеродистых сплавов абразивному изнашиванию имеет не меньшее значение. При этом считается, что матрица должна прочно удерживать карбиды. На рисунке 1.2 представлен график, полученный в результате статистической обработки данных по сопротивляемости металлических матриц микроударному разрушению [27]. Из графика видно, что сопротивляемость, характеризующая потерями массы  $\Delta m$  металла, фактически имеет степенную зави-

симось от твердости. Однофазовые железоуглеродистые сплавы феррит и аустенит подвержены максимальному изнашиванию. При этом мартенсит, как пересыщенный твердый раствор  $\gamma$ -Fe, являясь однофазовой структурой, обладает большой твердостью и прочностью, что связано с большим содержанием в нем углерода. Гетерогенные структуры, такие как перлит, сорбит, троостит, бейнит, содержащие карбиды, увеличивают износостойкость по мере увеличения дисперсности структуры.

Изучение влияния на износостойкость широкого диапазона микроструктур сталей 45, У8, У12, 20Х, 18ХГТ, 12ХНЗМА, полученных при различных режимах термической обработки [28], также показало, что износостойкость перлита, сорбита и троостита определяется степенью дисперсности цементитных частиц. При этом чем тоньше структура при заданном химическом составе, тем выше износостойкость стали.

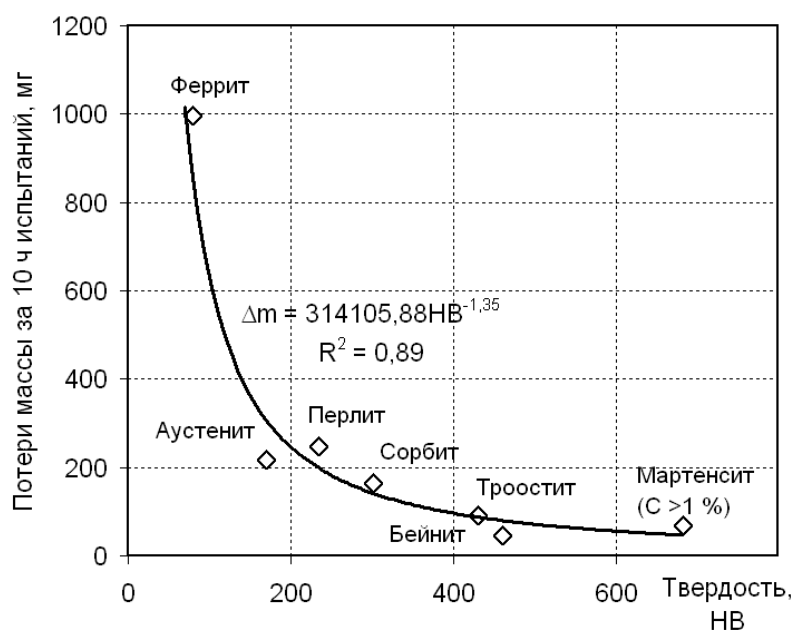


Рисунок 1.2 – Зависимость сопротивляемости металлических матриц микроударному разрушению от их твердости

В перлитных сталях очаги разрушения сначала возникают в ферритной сетке или на границе раздела между ферритом и карбидами [29].

Разрушение аустенита и феррита чаще всего начинается с границ зерен. Прочность границ зависит от их строений. При микроударном воздействии на

процесс изнашивания большое влияние оказывает величина зерна. В мелкозернистой структуре границы зерен могут быть настолько прочными, что разрушение развивается только в теле зерна. Разрушение кристалла происходит по линиям скольжения. Установлено, что с уменьшением размера зерен число трещин, разрушающих кристаллы по линиям скольжения, уменьшается [30]. Считается, что мелкие зерна более правильно ориентированы одно по отношению к другому, чем крупные. При этом границы мелких зерен более совершенны, и, следовательно, более прочны, чем границы крупных зерен [31].

При этом чем меньше расстояние между частицами упрочняющей фазы, тем выше напряжение, необходимое для движения дислокации и, следовательно, меньше интенсивность изнашивания материала. Поэтому с повышением дисперсности зерен усиливается эффект торможения дислокаций, что вызывает рост износостойкости. Этот вывод о величине зерна структуры является основополагающим и распространяется не только на структуру металлических матриц, но и зерна твердой фазы (карбидов), которые она удерживает на изнашиваемой поверхности при микроударном воздействии.

В случае разрушения кристалла по линии скольжения сначала зарождаются усталостные трещины, они начинают развиваться и распространяться в соседнем кристалле, в направлении линии пересечения плоскости скольжения с верхней поверхностью кристалла. При мелкозернистом строении трещины чаще всего проходят через зерна, а не по их границам [32].

### **1.2.3 Влияние структуры покрытий, наплавленных порошковыми проволоками, на их абразивную износостойкость**

По отношению к углероду в железоуглеродистых сплавах легирующие элементы можно разделить на две группы: элементы, не образующие карбиды, и карбидообразующие элементы, к которым относятся хром, марганец, вольфрам, молибден, ванадий, титан, ниобий, тантал и цирконий и др. В таблице 1.1 приведены

данные по сопротивляемости легированных металлических матриц микроударному воздействию при абразивном изнашивании [24, 25].

Таблица 1.1 – Сопротивляемость структурных составляющих железоуглеродистых сплавов микроударному разрушению

Структура	Сплав	НВ	Потери массы за 10 час испытаний, мг
Феррит	Нелегированный	80	996,4
	Легированный: хромом – 25 %, молибденом – 2 %	68	284,8
		153	168,2
Аустенит	Никелевый – 25 % (С – 0,82 %)	170	218,3
	Никелевый – 9 % (хром – 18 %, С – 12 %)	179	198,6
	Марганцевый – 12 % (хром – 14 %, С – 0,23 %)	183	64,4
Перлит	Нелегированный	235	246,5
	Легированный: хромом – 0,8 %, никелем – 1,5 %;	248	204,8
	никелем – 1,5 %, молибденом – 0,8 %;	255	198,2
	хромом – 1,0 %, ванадием – 0,5 %	241	242,3
Сорбит Троостит Бейнит	Нелегированный	302	164,9
		430	98,5
		460	44,2
Мартенсит (углерода более 1%)	Нелегированный	683	69
	Легированный: хромом – 12 %, ванадием – 0,8 %;	627	82
	хромом – 12 %, молибденом – 0,6 %;	652	59
	хромом – 12 %	683	75

Сравнивая данные таблицы 1.1 и рисунка 1.2, можно сделать вывод, что легирование значительно повышает износостойкость металлических матриц. При этом твердость матрицы зависит не только от твердости структуры матрицы, но и от дисперсности самих структур. Износостойкость мартенситной составляющей определяется содержанием в ней углерода: чем больше углерода, тем выше износостойкость стали. Заэвтектоидная сталь со структурой «мартенсит плюс избыточные карбиды» обладает меньшей износостойкостью, чем та же сталь с чисто

мартенситной структурой. Наличие в структуре стали остаточного аустенита не снижает ее сопротивление абразивному изнашиванию, что объясняется превращением аустенита в высоколегированный мартенсит в объемах, подвергающихся абразивному изнашиванию. При отсутствии в структуре стали остаточного аустенита износостойкость ее определяется износостойкостью структурных составляющих, с учетом их количественного соотношения. Если в процессе изнашивания в поверхностном слое протекают структурные изменения или фазовые превращения, то износостойкость будет определяться свойствами конечных продуктов превращения.

В работе [33] предложен принцип, в соответствии с которым в структуре сплавов наряду с другими составляющими получают метастабильный аустенит, превращающийся при охлаждении на воздухе или при механических нагрузках в мартенсит (эффект самозакалки). При этом важно управлять структурой и развитием мартенситных превращений, оптимизируя их применительно к конкретным условиям. Получение в наплавленном металле структуры сильно упрочняющегося метастабильного аустенита, который превращается в мартенсит в процессе эксплуатации, классифицируется как эффект самозакалки при нагружении [34 – 36].

#### **1.2.4 Влияние элементного состава покрытий на их абразивную износостойкость**

Первые наплавочные материалы, обеспечивающие в наплавленном металле образование метастабильного аустенита, разработаны в начале 1960-х годов [37] на основе кавитационностойкой стали 30X10Г10 [38, 39]. Они применяются главным образом для повышения долговечности деталей гидроагрегатов, а также для наплавки различных быстроизнашивающихся деталей, работающих в условиях сухого трения, в частности, крановых колёс. Однако при их использовании в ряде случаев может произойти охрупчивание наплавленного слоя из-за образования аустенитно-мартенситной структуры, которая характеризуется высокой твёрдостью. С целью исключения этого наплавку предложено выполнять при относи-

тельно малых значениях тока, напряжения на дуге, но с повышенной скоростью, образованием узких валиков, их прерывистостью, что значительно усложняет технологию.

Кроме того, данный наплавленный металл плохо обрабатывается резанием [40] вследствие интенсивного образования мартенсита под воздействием инструмента (мартенсит деформации). В условиях трения при высоком давлении износостойкость высоколегированного наплавленного металла системы Fe-Cr-Mn в значительной степени определяется способностью к упрочнению самого аустенита, которая зависит от содержания в нём углерода и интенсивности образования мартенсита деформации [41]. За счёт выбора рационального состава наплавочного материала и режима термообработки после наплавки, можно оптимизировать развитие мартенситного превращения при нагружении и достичь высокого уровня износостойкости наплавленных деталей.

Сравнительные испытания [42] показали повышенную износостойкость наплавленного метастабильного Fe-Cr-Mn металла проволокой ПП-Нп-20Х12Г10СФ по сравнению с хромоникелевым составом металла, полученным наплавкой с использованием дорогой и дефицитной проволоки 08Х20Н10Г7СТ.

В порошковой проволоке ВЕЛТЕК-Н258С (Fe-Cr-Mn) соотношение углерода, хрома и марганца выбрано так, что непосредственно после наплавки достигается повышение стабильности аустенита наплавленного металла по отношению к  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению по сравнению с известными наплавочными материалами данного типа [43]. Данная порошковая проволока обеспечивает получение в наплавленном металле структуры метастабильного аустенита, упрочнённого дисперсными карбидами. При отличается хорошей технологичностью при наплавке.

Группа новых экономичных наплавочных материалов, обеспечивающих получение в наплавленном металле бейнитно-аустенитной структуры [44], имеет более высокую износостойкость, чем при наплавке широко применяемой порошковой проволокой ПП-Нп-18Х1Г1М, содержащей дорогостоящий молибден. Это обусловлено присутствием в структуре наряду с бейнитом и карбидами метастабильного остаточного аустенита.

Перспективна разработка экономно легированных технологичных наплавочных материалов, обеспечивающих получение в марганцевом и хромомарганцевом наплавленном металле структуры низкоуглеродистого мартенсита (эффект самозакалки при охлаждении). Они могут быть дополнительно легированы в небольших количествах Ti, Nb, V (а также Mo до 0,5 %) для получения мелкозернистой структуры и повышения износостойкости при образовании карбидов высокой твердости.

Особенностью низкоуглеродистого марганцевого наплавленного металла мартенситного класса является то, что при нагреве и выдержке в межкритическом интервале температур при 600 – 650 °С (такой режим применяется для снятия внутренних напряжений после наплавки) образуется метастабильный аустенит. Это является следствием перераспределения углерода, марганца и других элементов между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами, и обогащения ими последней. При этом, несмотря на снижение твердости наплавленного металла, абразивная износостойкость возрастает более чем на 30 %, что является следствием реализации деформационного мартенситного превращения в процессе изнашивания. Наплавленный металл со структурой низкоуглеродистого хромомарганцевого мартенсита по разгаро-коррозионной и износостойкости не уступает хромоникелевым аналогам. Получение в нём 10 – 20 % аустенита повышает сопротивление образованию трещин при наплавке, а также износостойкость [45]. Считается, что наиболее существенный экономический эффект может быть получен при замене хромоникелевых наплавочных материалов (Св-06Х18Н10Т и др.) хромомарганцевыми, обеспечивающими получение метастабильного аустенита.

В работе [46] изучено влияние отпуска в интервале 250 – 600 °С при выдержке 1 ч на абразивную износостойкость металла, наплавленного малоуглеродистой хромомарганцевой аустенитной проволокой Нп-14Х14Г12Ф. Установлено, что нагрев в интервале температур 250 – 450 °С вследствие стабилизации аустенита снижает абразивную, но повышает ударно-абразивную износостойкость наплавленного металла. Напротив, нагрев до 650 °С, дестабилизируя аустенит по

отношению к динамическому мартенситному превращению, повышает абразивную и снижает ударно-абразивную износостойкость.

Для работы в условиях интенсивного абразивного и ударно-абразивного изнашивания обычно применяются наплавочные материалы, обеспечивающие получение в структуре наплавленного слоя значительного количества карбидов, боридов и других твердых фаз. Однако их избыточное количество приводит к охрупчиванию и быстрому разрушению рабочей поверхности. При этом важное значение имеет структура металлической матрицы сплавов. В литературе приводятся противоречивые данные о роли аустенита в ней. Одной из причин этого является то, что в большинстве случаев не учитываются условия нагружения.

В работе [47] предложено для характеристики различных условий изнашивания использовать коэффициент динамичности (Кд), определяемый как отношение твердости образца из стали 110Г13Л после изнашивания в данных условиях к его исходной твердости. Эта сталь накапливает энергию внешнего воздействия, упрочняясь при этом, а уровень ее упрочнения позволяет судить об интегральной интенсивности ударно-абразивного воздействия. С учетом Кд проведено изучение абразивной и ударно-абразивной износостойкости наплавленного металла систем Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-V-C с различными соотношениями упрочняющих фаз и метастабильного аустенита в структуре [48]. При малых коэффициентах динамичности ( $K_d = 1,2 - 1,4$ ) наибольшая износостойкость достигается в наплавленном металле следующего химического состава: 2,4 – 2,7 % C, 12 % Cr, 2 – 3 % Mn. Структура наплавленного металла преимущественно мартенситно-карбидная, количество остаточного аустенита в ней составляет 30 – 40 %. В данных условиях изнашивания легирование наплавленного металла ванадием в количестве до 3 % при содержании углерода 2,5 – 3,0 % повышает износостойкость на 10 – 15 %. При больших Кд (3,5) оптимальным является содержание легирующих элементов: 1,0 – 1,7 % C, 5 – 6 % Mn, 12 % Cr. Структура преимущественно аустенитная при суммарном количестве мартенсита и карбидов в структуре не более 30 %. В качестве материала для использования в широком диапазоне значений Кд предложена порошковая лента ПЛ-Нп-200Х12Г5.



Наплавка высокоуглеродистыми материалами требует подогрева, однако и это не всегда предотвращает образование трещин. Восстановить геометрические размеры изношенных деталей без образования трещин позволяет наплавка низкоуглеродистыми легированными сталями с их последующей химико-термической обработкой [49]. Обработка резанием в этом случае не представляет затруднений. Заключительными операциями могут быть цементация и, при необходимости, термическая обработка. Наиболее высокая абразивная износостойкость обеспечивается в том случае, когда в структуре наряду с мартенситом и карбидами присутствует 40 – 50 % метастабильного аустенита. Аналогичный результат достигается и в случае, когда формируется структура метастабильного аустенита, армированного карбидами, интенсивно превращающегося при изнашивании в мартенсит (прирост мартенсита деформации 40 – 50 %). В условиях интенсивного ударно-абразивного воздействия стабильность аустенита должна быть повышенной, а прирост мартенсита деформации не должен превышать 15 – 20 %.

В [49] предложен способ повышения износостойкости за счёт наплавки низкоуглеродистым металлом на хромомарганцевой основе с последующей цементацией и получением в структуре остаточного метастабильного аустенита наряду с мартенситом и карбидами. В [50] рассмотрена разработка наплавочных материалов на хромомарганцевой основе, обеспечивающих получение в структуре метастабильного аустенита, армированного карбидами Nb, V, Ti. Среди исследованных составов наиболее высокая ударно-абразивная износостойкость достигнута в наплавленном металле, содержащем 1,6 – 2,1 % C, 13 % Cr, 8 % Mn и 1 – 2 % Nb. При этом он обладает ударно-абразивной износостойкостью в два раза большей, чем сталь 110Г13Л, а в условиях абразивного воздействия износостойкость в 1,1 – 1,3 выше, чем достигаемая при наплавке ПЛ-АН 101 (270Х25Н2Г2С3). Легирование ниобием повышает не только износостойкость, но и технологическую прочность, что позволяет осуществлять наплавку с предварительным подогревом до более низких температур, чем применяемые. Наплавленный металл, содержащий 1,1 % C, 3 % Cr, ~10 % Mn, дополнительно легированный  $\leq 1\%$  Ti и/или  $\leq 1\%$  V по износостойкости в условиях ударно-абразивного воздействия в 1,3 – 1,6, а при

абразивном воздействии в 1,5 – 2,3 раза, превосходит сталь 110Г13Л, и может быть рекомендован для применения из соображений экономичности. Легирование наплавленного металла хромом в количестве 3 % повышает также технологическую прочность. Наплавка металла данного состава может осуществляться без предварительного подогрева. Для повышения сопротивления смятию твердость наплавленного металла с преимущественно аустенитной структурой может быть повышена за счет получения 10 – 15 % эвтектики и дисперсионного твердения при отпуске, что обеспечивается содержанием 0,9 % C, 10 % Cr, 10 % Mn,  $\leq 1$  % V. Аналогичное повышение твердости может быть достигнуто за счет получения в структуре наряду с аустенитом до 20 – 30 % мартенсита при содержании в наплавленном металле 0,6 % C, 3 % Cr, 10 % Mn.

В работе [51] при разработке износостойкой стали с регулированием содержания метастабильного ориентировались на получение Fe-Cr-Mn основы с небольшими добавками сильных карбидо- и нитридообразующих элементов доступных и недорогих Ti, V, Al, N для дополнительного армирования  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз, измельчения зерна и дисперсионного упрочнения. Учитывалось преимущество хромомарганцевого аустенита перед хромоникелевым с точки зрения возможности и степени деформационного самоупрочнения [52]. Ориентируясь на получение высоких механических свойств в сочетании с достаточной износостойкостью содержание углерода должно быть не менее 0,3 % [53 – 55]. Однако, с точки зрения сварочно-наплавочных свойств, с целью обеспечения повышенной разгаростойкости и запаса ударной вязкости, рекомендуемое содержание углерода составляет 0,18 – 0,25 %.

Учитывая известное стабилизирующее влияние азота на аустенит и дополнительное дисперсионное упрочнение стали за счет образования нитридов и карбонитридов [34], его целесообразно вводить в наплавленный металл, соизмеряя его концентрацию с содержанием углерода. Введение азота в малых количествах ( $\sim 0,001$  %) малоэффективно для упрочнения, а более 0,1 % может вызывать образование газовых пузырей в наплавленном металле, что снижает свойства и износостойкость стали.

Хром и марганец являются основными компонентами, с помощью которых можно регулировать фазовое соотношение между мартенситом закалки и метастабильным аустенитом. Исходя из литературных данных [52 – 57] для получения аустенитно-мартенситной структуры, наплавленной стали с широким диапазоном регулирования количества  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз (от 0 до 100 %), содержание указанных компонентов должно варьироваться в следующих пределах: 6 – 15 % Cr и 5 – 12 % Mn (при содержании углерода 0,18 – 0,22 %). При содержании хрома и марганца на нижних пределах (6 % Cr и 5 % Mn), а углерода в заданных, может быть сформирована преимущественно мартенситная структура с небольшим количеством остаточного аустенита. Такая структура хорошо противостоит абразивному изнашиванию и трению металла по металлу без разогрева поверхности. Кроме того, при концентрации хрома ниже 6 % в структуре формируются преимущественно карбиды цементитного типа состава  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$  и существенно уменьшается количество специальных карбидов  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . В результате снижается износостойкость. С увеличением содержания хрома или марганца в выбранных пределах возрастает степень стабильности аустенита по отношению к мартенситному превращению при охлаждении. В связи с этим увеличивается количество аустенита и уменьшается содержание мартенсита закалки. При содержании хрома и марганца на верхних пределах (14 % Cr и 10 – 12 % Mn) и содержании углерода и азота на уровне 0,2 – 0,25 % формируется однофазная аустенитная структура повышенной стабильности [57,58]. Она хорошо работает в условиях сухого трения металла по металлу с сильным локальным разогревом поверхности трения, а также в условиях ударно-абразивного изнашивания. Содержание хрома более 14,0 % при избранных концентрациях других компонентов, практически не увеличивает износостойкость, а только делает наплавленную сталь дороже. К тому же возрастает возможность образования феррита, что также снижает износостойкость. Повышение содержания марганца более 10 % напротив, излишне стабилизирует аустенит, и способствует образованию  $\varepsilon$ -мартенсита в структуре, что также уменьшает относительную износостойкость.

Следует учитывать влияние кремния на стабилизацию аустенита [52,53,57]. Концентрация кремния как легирующего компонента менее 0,4 % малоэффективна, а более 0,95 % – охрупчивает сталь и уменьшает растворимость углерода. Введение в состав наплавленной стали ванадия менее 0,01 % малоэффективно для измельчения зерна, а более 0,2 % нецелесообразно, т.к. удорожает порошковую наплавочную проволоку. Титан и алюминий необходимо вводить в состав наплавленной стали для повышения износостойкости за счет образования очень твердых, труднорастворимых карбидов, нитридов и карбонитридов. Кальций в небольшом количестве 0,0004 – 0,009 % вводится для рафинирования наплавленного металла, повышает вязкость и другие механические свойства.

Следует подчеркнуть возможность управления фазовым составом и свойствами за счет изменения химического состава наплавляемой стали технологическими параметрами наплавки, влияющими на степень проплавления и перемешивания наплавляемой легированной стали с металлом нелегированной основы. В частности, содержание хрома и марганца на нижних пределах (~8 % Cr и ~5 % Mn), соответствующее преимущественно мартенситной структуре (с содержанием остаточного аустенита 20 – 30 %), возможно при выполнении одно- или двухслойной наплавки, когда велико разбавление наплавленной стали нелегированным металлом основы (сталь 45 или Ст. 3). Содержание этих элементов на верхних пределах (12 – 14 % Cr и 9 – 11% Mn) при среднем или верхнем предельном содержании углерода и азота (0,20 – 0,25 %), соответствующем преимущественно аустенитной метастабильной структуре, возможно при многослойной наплавке, когда степень легирования от слоя к слою возрастает. Для всех вариаций фазовые составляющие  $\alpha$  и  $\gamma$  будут армированы высокодисперсными карбидами  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ;  $\text{TiC}$ ;  $\text{VC}$  или карбонитридами, что обеспечивает измельчение зерна и дополнительный эффект дисперсионного упрочнения. Метастабильность аустенита обуславливает протекание  $\gamma \rightarrow \alpha'$  или  $\gamma_{\text{ост}} \rightarrow \alpha'$ , которое обеспечивает дополнительное существенное самоупрочнение, повышение износостойкости и одновременно релаксацию микронапряжений.

Рекомендуется также учитывать возможность дополнительного упрочнения наплавленной стали последующими обработками: термической, химико-термической, с использованием источников концентрированных энергий (плазменной струи, электронного или лазерного лучей), создающими разнообразные поверхностные фазово-структурные метастабильные модификации [60].

Полученные математические модели, позволяющие прогнозировать зависимости влияния легирующих элементов на структуру и физико-химические свойства наплавленного металла могут быть использованы для определения свойств и создания новых порошковых проволок с заданными свойствами [61 – 64].

В работе [65] приводятся результаты по использованию бора, отмечено, что после многократного отпуска твердость высокоуглеродистой бор-титановой наплавки несколько выше твердости наплавленного металла типа сормайт № 1; твердость боротитанового наплавленного металла (У15ТР, У20Т2Р и др.) при кратковременных испытаниях в интервале 293 – 923 К примерно равна твердости наплавки сормайт № 1; стойкость к абразивному износу наплавленного металла типа У15ТР примерно равна, а наплавки У25НРТЗ несколько выше стойкости образцов наплавленных сормайтом.

В работе [66] приводятся результаты повышения технологической прочности и трещиностойкости при введении в наплавленный металл редкоземельных металлов. Эффект достигается за счет связывания серы в тугоплавкие мелкодисперсные соединения и устранения слоистости при ее распределении, снижения микрохимической неоднородности, измельчения аустенитного зерна [67,68]. При этом уменьшается также загрязненность металла шва неметаллическими включениями.

В работе [69] введение в состав порошковой проволоки феррониобия обеспечило получение карбидов ниобия в процессе расплавления и кристаллизации наплавленного металла. Карбиды ниобия, равномерно распределенные в матрице наплавленного металла, обеспечивают высокую износостойкость в условиях абразивного изнашивания и восприятия статического давления с большими контактными нагрузками. Кроме того, ниобий обеспечивает стойкость наплавленного ме-

талла к межкристаллитной коррозии в послесварочном состоянии. Молибден вводится для повышения твердости и прочности, поскольку основной упрочняющей фазой для данного металла, наряду с карбидами является фаза Лавеса типа  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ . Молибден также является поверхностно-активным элементом по отношению к железу, препятствует выделению карбидов и интерметаллидов по границам зерен, что, в свою очередь, повышает прочность и пластичность наплавленного металла. Кроме того, молибден предупреждает рост зерна при кристаллизации и повышает технологическую прочность (стойкость к горячим трещинам) наплавленного металла. Предложенная порошковая проволока обеспечивает комплексное упрочнение наплавленного металла за счет образования в мартенситной структуре как карбидов хрома, ниобия и молибдена  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ;  $(\text{Cr}_3\text{Nb})\text{C}_2$ ;  $\text{NbC}$ ;  $\text{Mo}_{23}\text{C}_6 + \text{Mo}_2\text{C}$ , так и интерметаллидных фаз типа  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ .

Анализ наплавочных материалов (сплавы на железной основе), применяемых в нашей стране и за рубежом для повышения абразивной износостойкости, позволяет сделать вывод о том, что C, Cr, Mn и Ni являются наиболее распространенными элементами для легирования наплавочных материалов, работающих в условиях абразивного изнашивания. В состав наплавочных материалов также вводят карбидообразующие элементы, такие как W, V, Ti и Mo [70]. С увеличением количества углерода в сплаве возрастает количество остаточного аустенита, а также количество карбидов и карбидная неоднородность. При высоком содержании хрома в сплаве, кроме образования специальных карбидов хрома, происходит упрочнение хромом аустенита и мартенсита. Хром, как и углерод, увеличивает карбидную неоднородность и в целом способствует повышению не только износостойкости, но и хрупкости металла.

Введение марганца и никеля в состав наплавочных материалов позволяет менять количество остаточного аустенита, который в свою очередь может по-разному влиять на износостойкость материалов. Марганец и никель сходны в том отношении, что они оба растворяются в аустените, увеличивают его устойчивость и способствуют тем самым увеличению количества остаточного аустенита. Никель не входит в состав карбидов и в основном легирует твердый раствор (осно-

ву). Марганец содержится как в твердом растворе, так, частично, и в карбидах. С повышением количества марганца в материале возрастает склонность к росту зерна при нагреве, что неблагоприятно сказывается на его свойствах (увеличивается хрупкость). Легирование наплавочных материалов вольфрамом и ванадием приводит к образованию их карбидов, что повышает их износостойкость. К тому же вольфрам, находясь в твердом растворе, в некоторой степени увеличивает устойчивость аустенита. В результате анализа существующих наплавочных материалов, условий работы, современных представлений о механизме абразивного изнашивания для исследований авторы [71] предлагают следующие системы легирования C-Cr-Mn и C-Cr-Ni в сочетании с такими элементами как W, V, Ti и Mo [72]. В рассмотренных группах сплавов повышение износостойкости обусловлено увеличением степени искажения кристаллической решетки мартенсита и наклепа аустенита.

В работе [73] выбраны базовые системы: Fe-C-Cr-Mn и Fe-C-Cr-Ni в сочетании с такими элементами как W, V, Ti и Mo. Было показано, что повышение содержания в сплавах углерода и хрома повышает их износостойкость, а никеля снижает. Установлено, что наибольшей износостойкостью обладают сплав системы легирования C-Cr-Mn с дополнительным их легированием W и Mo следующего состава: 0,98 % C, 6 % Cr, 3,3 % Mn, 0,8 % Si, 0,86 % W и 0,48 % Mo.

В работе [74] рассмотрены составы для наплавки, исходя из следующих промышленно освоенных, недорогих и недефицитных материалов: сормайт ПГ-1С (У30Х28Н4С4); порошок карбида титана TiC; порошок двойного диборида титана и хрома (Ti, Cr)B<sub>2</sub>; наплавочная смесь для плазменного напыления марки ПН70Х17Н4С4 для улучшения условий смачивания. Определено, что при всех видах абразивного изнашивания наиболее высокую стойкость имеют слои на основе следующей композиции: 25 % TiC + 25 % (Ti, Cr)B<sub>2</sub> + 50 % сормайта ПГ-1С. Химический состав наплавленного металла: C = 3,6 %; Ti = 14,3 %; Cr = 44,7 %; B = 8,3 %. По сравнению с промышленным наплавочным сплавом сормайт ПГ-1С наплавленные слои данного состава имеют при абразивном изнашивании повышение износостойкости в 2,0 – 2,5 раза; при испытании скоростной аэроабразив-

ной струей под углом атаки  $30^\circ$  в 8 – 10 раз, а под углом  $90^\circ$  в 5 – 8 раз износостойкость выше, чем у эталонного образца.

При этом основным карбидом в заэвтектической зоне наплавленного слоя является соединение типа  $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$  и  $(\text{Fe,Cr})_{23}(\text{C,B})_6$ . Заэвтектическая зона занимает 50 – 60 % общей толщины. Микротвердость карбидов колеблется в пределах 13500 – 16900 МПа, а микротвердость эвтектики 6160 – 8450 МПа.

Согласно [72] весь комплекс физико-механических свойств наплавленного слоя зависит от твердой тугоплавкой упрочняющей фазы и цементирующей связки. Для получения покрытий с наиболее высокими эксплуатационными свойствами необходимо, чтобы тугоплавкие соединения давали слои, когда тугоплавкий компонент лишь частично растворяется в связующем расплаве и образует матричноармированные структуры из фаз, когерентно связанных между собой. Общее влияние отдельных легирующих элементов на свойства стали по данным [73] приведено в таблице 1.2.

При изучении влияния химического состава важно понимание вопроса смешения наплавленного слоя с материалом подложки и связанное с этим перемешиванием и усреднение химического состава. В связи с этим при изучении химического состава наплавленного слоя порошковой проволокой необходимо нанесение на подложку нескольких слоёв для исключения смешения.

Авторы [63] считают, что минимизацию перемешивания можно обеспечить выполнением наплавки в два слоя, режим первого из которых выбирается по условиям минимального расплавления подложки, а второго – по условию неполного проплавления первого слоя. При этом рекомендуют дуговую наплавку относительно толстого (3 – 6 мм) и широкого слоя осуществлять плавящимся электродом как ниточными проходами, как и широким слоем, получаемым при поперечных колебаниях наплавочной горелки. Дуговую наплавку относительно тонких (1 – 3 мм) слоёв можно осуществлять только неплавящимся электродом с подачей присадочной порошковой проволоки в факел дуги. В работе [50] рекомендуется наплавку выполнять в три слоя, а в работе [74] наплавку производили в один слой.



Таблица 1.2 – Влияние отдельных компонентов на свойства стали  
(для малоуглеродистой и низколегированной стали)

Элемент	Обозначение в марке ста- ли	Механические свойства						Технологические свойства			
		$\sigma_0$	$\sigma_T$	$\delta_5$	НВ	KCU	$\sigma_{-1}$	СВ	КоррС	ХЛ	КС
Углерод	У	++	+	=	++	-	-	-	0	0	0
Марганец	Г	+	+	-	+	-	+	0	+	0	0
Кремний	С	+	+	-	+	=	0	-	-	0	0
Никель	Н	+	+	0	+	+	0	+	++	0	0
Хром	Х	+	+	-	++	0	0	-	++	0	0
Медь	Д	0	0	0	0	0	0	0	++	0	0
Ниобий	Б	++	++	-	+	0	+	+	0	0	0
Ванадий	Ф	+	+	-	+	0	++	+	+	0	0
Нитрид ванадия	АФ	++	++	-	+	0	+	0	0	0	0
Молибден	М	+	+	-	+	0	++	+	+	0	0
Бор	Р	++	++	-	+	-	+	+	0	0	0
Титан	Т	+	+	0	+	-	0	+	0	0	0
Алюминий	Ю	0	0	0	0	-	0	0	0	0	0
Сера	нет	-	-	0	-	-	-	=	0	0	++
Фосфор	П	+	+	=	+	=	0	=	-	=	0
Мышьяк	нет	-	-	-	0	-	-	-	0	0	0
Азот	А	++	++	=	++	=	-	-	0	0	0
Кислород	нет	=	=	=	+	=	=	=	-	-	+

Примечания:  $\sigma_0$  – предел прочности,  $\sigma_T$  – предел текучести,  $\delta_5$  – относительное удлинение, НВ – твёрдость, KCU – ударная вязкость,  $\sigma_{-1}$  – усталостная прочность, СВ – свариваемость, КоррС – коррозионная стойкость, ХЛ – хладноломкость, КС – красностойкость. Знаки обозначают: (+) – повышает; (++) – значительно повышает; (-) – снижает; (=) – значительно снижает; (0) – не оказывает заметного влияния.

### 1.2.5 Влияние технологических факторов на структуру и свойства покрытий

Повышение абразивной износостойкости в первую очередь связано с образованием заэвтектической структуры наплавленного металла и равномерным распределением дисперсных нитридов хрома. Повышенная сила тока, и как следствие, сниженная скорость охлаждения покрытия при кристаллизации приводит к образованию доэвтектической структуры на аустенитной основе. С этим связана повышенная ударно-абразивная износостойкость покрытия. Таким образом, способность покрытия одного и того же химического состава иметь повышенную абразивную или ударно-абразивную износостойкость определяется скоростью охлаждения при кристаллизации [73].

В работах [75 – 78] отмечено влияния силы тока на показатель износостойкости. Исследования показали, что величина силы тока оказывает значительное влияние на формирование структуры и свойств наплавленного металла [75], поэтому, изменяя тепловложение и скорость охлаждения наплавленного металла, возможно в значительных пределах изменять его твёрдость и износостойкость.

Отмечается [75], что покрытие, нанесенное при силе тока 80 А, обладает большей твёрдостью в сравнении с покрытием, наплавленным при 120 и 180 А. Повышение силы тока приводит к значительному проплавлению металла основы и большему подмешиванию его в покрытие. Наплавленный металл представляет собой белый износостойкий азотсодержащий высокохромистый чугун, а относительно низкая скорость его кристаллизации при высокой степени перегрева сварочной ванны приводит к образованию большего количества аустенита, что и обуславливает его пониженную твёрдость. Из исследованных режимов наплавки лучшими показателями износостойкости обладает покрытие, нанесенное при силе тока 80 А, в связи с большим количеством карбидной фазы  $Me_7C_3$ . Повышение силы тока сначала приводит к снижению, а затем к повторному повышению износостойкости. Такое изменение износостойкости объясняется микроструктурными

изменениями, количественным соотношением матричной (дендриты аустенита) и упрочняющей (первичные и эвтектические карбиды) фазы.

Покрытие, нанесённое при силе тока 180 А, обладает наивысшей ударно-абразивной износостойкостью [77, 78]. В связи с большой величиной перегрева сварочной ванны и невысокими скоростями кристаллизации наплавленного покрытия типа 240X17Г19АС происходит формирование структуры с преобладанием аустенита, который хорошо упрочняется при ударных нагрузках.

### **1.3 Основные наплавочные материалы для формирования электродуговых покрытий и их характеристики**

Классификация наплавленного металла по химическому составу, предложенная Международным институтом сварки (МИС), в которой определённому типу металла соответствует несколько конкретных составов металла, приведена в таблице 1.3. Классификации наплавочных материалов, принятые ASTM и ASM представлены в таблицах 1.4 и 1.5 соответственно [22].

Для наплавки деталей, работающих в этих условиях, чаще всего используют низколегированные стали типов А и В по классификации МИС (15Г2Х, 30ХГСА, 20Х2Г2М, 50Х5ФТ, 3Х5Г2М), а в тех случаях, где рабочие поверхности подвержены большим контактными нагрузкам, – самоупрочняющиеся стали с нестабильным аустенитом [22]. Авторы [79] считают, что по сравнению с мартенситом аустенит является менее износостойкой структурой. Однако, являясь значительно более вязким, аустенит способствует хорошему удержанию карбидов. При этом более износостойкими являются сплавы с нестабильной аустенитной матрицей, поскольку в поверхностных слоях в процессе износа происходит превращение аустенита в мартенсит, создание внутренних сжимающих напряжений, выделение мелкодисперсных карбидов по плоскостям скольжения и т.д.

Таблица 1.3 – Тип наплавленного металла и его химический состав

№	Тип наплавляемого металла	Обозначение	Химический состав (%)	Твердость в рабочем состоянии, HRC
1	Низко- и нелегированные стали (< 0,4 % C)	A	≤0,4% C, 0,5-3% Mn, 0-3% Cr, 0-3% Ni, 0-1 % Mo	40
2	Низко- и нелегированные стали (> 0,4% C)	B	≥ 0,4 % C, 0,5-3 % Mn, 0-5 % Cr, 0-3% Ni, 0-1 % Mo	60
3	Аустенитные высокомарганцевые стали	C	0,5-1,2 % C, 11-16 % Mn, 0-1% Cr, 0-3 % Ni, 0-1 % Mo	50
4	Аустенитные хромоникелевые стали	D	≤ 0,3 % C, 1-8% Mn, 13-30 % Cr, 5-25 % Ni, 0-1 % Ti, 0-1,5 % Nb	40
5	Хромистые стали	E	0,2-2 % C, 0,3-1,5% Mn, 5-30 % Cr, 0-5% Ni, 0-1,5 % W, 0-0,5% V, 0-1% Mo	45
6	Быстрорежущие стали	F	0,6-1,5% C, ≤0,5% Mn, 4-6% Cr, 1,5-18 % W, 0-3% V, 0-10 % Mo, 0-15 % Co	62
7	Высокохромистые специальные чугуны	G	1,5-5 % C, 0-6 % Mn, 25-35 % Cr, 0-4 % Ni, 0-5 % W, 0-1 % V, 0-3 % Mo, 0-5 % Co, 0-1,5 % Ti, 0-1,5 % B	60
8	Хромовольфрамовые теплостойкие стали	H	0,2-0,5 % C, ≤ 0,1% Mn, 1-5 % Cr, 0-5%Ni, 1-10 % W, 0,15-1,5% V, 0-4%Mo	45
	Кобальтовые сплавы с хромом и вольфрамом	N	0,7-3% C, ≤ 0,4% Mn, 25-33% Cr, 0-3% Ni, 3-25 % W, 0-3 % Mo, 30-70 % Co, ≤ 6 % Fe	40
10	Никелевые сплавы с хромом и бором	Q <sub>a</sub>	≤1% C, 8-18% Cr, 65-85%Ni, 1-1,5%Co, 2-5%Si, 2-5%B	55
11	Никелевые сплавы с молибденом	Q <sub>b</sub>	≤0,12% C, 0-18% Cr, 60-80%Ni, 0-20%W, 0,2-0,6%V, 8-35 Mo, 0-2,5%Co, 4-7%Fe	НВ 200 (по Бринелю)
12	Карбидные сплавы зернистые спеченные	P	≥3% C, ≥2% Mn, ≥45%W	≥67

Наивысшей износостойкостью обладает наплавленный металл с высоким содержанием вольфрама типов *F* и *P*. В тип *P* включены также композиционные сплавы, полученные пропиткой литого карбида вольфрама вязким сплавом-связкой. Несколько уступает упомянутым типам наплавленный металл типа *G*, но он значительно дешевле высоковольфрамовых сплавов.

Таблица 1.4 – Классификация наплавочных сплавов, принятая ASTM

Сплав	HRC	Стойкость* наплавленного металла против				
		корро- зии	абра- зивно- го из- носа	абразивно- го износа с большими нагрузками	горячей деформа- ции	износа при трении «металл по металлу»
1. На железной основе						
А. Перлитного класса						
Углеродистые стали:						
низкоуглеродистые	10	10	10	10	10	10
среднеуглеродистые	10-40	10	10	10	10	50
высокоуглеродистые	20-60	10	20	10	10	50
Низкоуглеродистые стали:						
низкоуглеродистые	10	10	10	10	10	30
среднеуглеродистые	20-40	10	10	20	10	50
высокоуглеродистые	20-60	10	20	20	20	50
типа чугуна	20-60	10	40	20	20	40
Среднеуглеродистые стали:						
среднеуглеродистые	20-40	20	20	50	30	60
высокоуглеродистые	30-50	20	40	80	50	60
типа чугуна	30-70	20	50	50	60	40
Высокоуглеродистые стали:						
низкоуглеродистые	20-40	20-50	20	30	40	40
среднеуглеродистые	30-60	20-30	40	70	50	60
высокоуглеродистые	40-80	20-30	60	80	50	40
типа чугуна	40-80	20-30	70	50	50	40
Б. Аустенитного класса						
Хромистые и хромоникелевые стали:						
низколегированные	30	90-100	20	30	20	30
высокоуглеродистые с низким содержа- нием никеля	40	90-100	30	50	40	30
то же, с высоким содержанием никеля	40	90-100	30	50	40	30
высокомарганцови- стые	40	50	20	80	20	50
1У. На карбидной основе						
карбиды в мягкой матрице	100	60-80	100	50	100	100
порошки	—	—	100	70	—	—
Стойкость: низкая – 10-30, удовлетворительная – 40-50, хорошая – 60-70, высокая – 80-100						

Таблица 1.5 – Классификация наплавочных сплавов легирования, принятая ASM

Группа	Общее содержание легирующих элементов, %	Основные легирующие элементы
Низколегированные стали и чугуны		
1A	2 – 6	Cr, Mo, Mn
1B	6 – 12	Cr, Mo, Mn
Высоколегированные стали и чугуны		
2A	12 – 25	Cr, Mo
2B	12 – 25	Mo, V, Cr
2C	12 – 25	Mn, Ni
2D	30 – 37	Mn, Cr
3A	25 – 50	Cr, Ni, Mo
3B	25 – 50	W, Cr
3C	25 – 50	Co, Cr
Сплавы на основе никеля и кобальта		
4A	50 – 100	Co, Cr, W
4B	50 – 100	Ni, Cr, B
4C	50 – 100	Cr, Ni, Mo, Co
Карбиды вольфрама в металлической матрице		
5	75 – 96	WC+ Co

Среди сплавов типа *G* более высокой износостойкостью обладают заэвтек- тические высокохромистые чугуны с бором. В качестве наплавленного металла традиционным является применение сталей для горячей обработки, которые от- носятся к типу *H* (таблица 1.3).

Такие детали, как прокатные валки, штампы и другой инструмент для горя- чей обработки, испытывают не только тепловые удары, которые приводят к тре- щинам термической усталости, но подвергаются одновременно и износу истира- нием. Считается, что износ возрастает при уменьшении в наплавленном металле содержания углерода и легирующих элементов, особенно вольфрама.

Наплавленный металл, предназначенный для работы в абразивной среде, условно разделен на три группы (таблица 1.6), отличающиеся по склонности к выкрашиванию, оцененной на основании опыта эксплуатации наплавленных де- талей. Сплавы группы I наиболее, а группы III наименее хрупки; сплавы группы II занимают промежуточное положение. Наиболее высокой износостойкостью обла- дают высокохромистые чугуны (тип *G* по классификации МИС) [1]. Они от 10 до 60 раз превосходят износостойкость низкоуглеродистой стали.

Таблица 1.6 – Наплавленный металл для деталей, работающих в условиях абразивного износа

Группа	Наплавленный металл (марка наплавочного материала)
I	У30Х23Р2С2ТГ (Т-620); У30Х25РС2Г (Т-590); У50Х40Н2С2Г (УС-25); У45Х35Г3Р2С (ФБХ-62); У25Х26РС2 (КБХ); У25Х26РС2 (КБХ); Х35Р8 (БХ); 70Х20Р3Т (ПП-АН170); У30Х28Н4С4 (ЦС-1, ПЛ-АН101); У25Х20С3Р (ПЛ-АН-102)
II	У20Х12М (ПП-АН-103); У20Х12ВФ (ПП-АН104); У25Х17Т (ПП-АН124); У20Х15СТР (ПП-АН125); У30Х14СМФ (ПП-У30Х14СМФ-0); 80Х5В18Ф1 (ОЗИ-1); У12Х12В12Р (ВСН-8); У19Х19Н3 (ЦС-2)
III	70Х11Н3 (ОМГ-Н); Г13Н4 (ПП-АН105); 25Х5ФМС (ПП-АН130); 25Х12 (НЖ-2); 20Г4 (ОЗН-400)

В зависимости от состава и количества легирующих элементов изменяются свойства углеродистых сталей. Увеличение хрома до 13 % в еще большей мере сдвигает диаграмму распада аустенита вправо и уже появляется трудность получения наплавленного слоя с пониженной твердостью. Такое явление, наблюдается и при увеличении других легирующих элементов [79]. Хромистые стали с содержанием хрома свыше 12 % (10Х13, 12Х17 и др.) являются коррозионностойкими и жаропрочными.

В зависимости от соотношения содержания в них углерода и хрома эти стали имеют различное структурное состояние: феррит, мартенсит, феррито-мартенсит. Хромистые стали (проволоки Нп-20Х14, Нп-30Х13 и др.) используются для наплавки деталей различного назначения: плунжеры гидропрессов, прокатные валки, штампы, пускорегулирующая арматура.

Легирование стали хромом, молибденом вольфрамом, ванадием повышает ее жаропрочность, о которой можно судить по степени и разупрочнения закаленной стали при отпуске. Наибольшей жаропрочностью отличается быстрорежущая сталь Р18, которая используется для режущего инструмента (резцы, фрезы и т.д.). Менее жаропрочные стали 35В9Х3СФ и 25Х5ФМС применяются для валков и штампов горячей деформации. Аустенитные стали при охлаждении до нормальной температуры сохраняют аустенитную структуру. Это обеспечивается за счет

высокого содержания легирующих элементов-аустенизаторов, которые повышают устойчивость переохлажденного аустенита к распаду.

Аустенитные стали, в зависимости от содержания легирующих элементов, находят различное применение. Нестабильные аустенитные стали применяются для наплавки деталей, испытывающих интенсивные ударно-динамические нагрузки, которые приводят к распаду аустенита и повышению твердости. Сталь Гадфильда (110Г13) используется при наплавке зубьев экскаваторов, щек дробилок, крестовин трамвайных путей [80]. Сталь 30Х10Г10 так же, как и сталь Гадфильда, после наплавки имеет невысокую твердость НВ 250, но при наклепе способна к упрочнению до НВ 500.

Аустенитные коррозионностойкие стали имеют хромоникелевую основу. В наплавленном состоянии их твердость составляет НВ 200 – 220. Они применяются для наплавки сосудов и арматуры нефтехимической аппаратуры и благодаря высоким пластическим свойствам в качестве подслоя для износостойкой наплавки. Широкое распространение получили стали типа 10Х18Н10. За счет дополнительного легирования аустенитные стали могут приобретать жаропрочность (10Х18Н10Т, 04Х12Н8Г8М ФБ).

Износостойкие углеродистые стали (120Х12Ф), помимо значительного количества углерода (свыше 1 %), содержат карбидообразующие элементы: хром, вольфрам, ванадий, титан и др. Это приводит к образованию избыточных карбидов, микротвердость которых (таблица 1.7) превышает микротвердость мартенсита (800–1000) и тем самым обеспечивается повышение износостойкости стали [25, 81].

В еще большем количестве избыточных карбидных частиц содержится в специальных чугунах (содержание углерода свыше 2,14 %) типа сормайт (300Х25Н3С3). В износостойких сталях и специальных чугунах карбидные частицы выделяются в высокотемпературной области и взаимодействуют с окружающим металлом. При этом условия их образования могут быть не самыми благоприятными для получения оптимального химического состава и формы.



Таблица 1.7 – Свойства карбидов

Карбид	Микротвердость	Температура плавления, °С
$\text{Fe}_3\text{C}$	840 – 1050	1650
$\text{Cr}_7\text{C}_3$	1050 – 2100	1660
$\text{Mo}_6\text{C}$	1000 – 1812	–
$\text{Mo}_{23}\text{C}_6$	1000 – 1100	1550
$\text{W}_2\text{C}$	3000	2850
$\text{WC}$	1700 – 1750	2600
$\text{VC}$	2700 – 2990	2830
$\text{TiC}$	3200	3100
$\text{Mo}_2\text{C}$	1600	2700
$\text{MoC}$	–	2690

Поэтому были разработаны композиционные наплавочные материалы. В относительно легкоплавкий расплав-связку (марганцовистый мельхиор Cu-Ni-Mn-60-20-20) вводят литые карбиды вольфрама или другие твердые частицы на основе тугоплавких соединений ( $\text{TiB}_2$ ,  $(\text{Ti}, \text{Cr})\text{B}_2$  и др.). При этом расплав-связка смачивает карбидные частицы, но не вызывает их растворения, то есть исходный химический состав и структура частиц сохраняются. Это и обеспечивает более высокую износостойкость композиционных сплавов, чем специальных чугунов. Наивысшая износостойкость – у карбидных спеченных зернистых сплавов (таблица 1.8), которые используются в виде пластин для режущего инструмента.

Таблица 1.8 – Износостойкость различных типов наплавленного металла

Наименование	Твердость, HRC	Относительная износостойкость
Углеродистая нелегированная сталь	40	1,2
Хромистая сталь	45	1,8
Высокохромистый чугун (сормайт)	60	2,5
Никелевый сплав с хромом и бором типа колмоной	55	2,5
Карбидные спеченные зернистые сплавы	более 67	10,0

В настоящее время одним из перспективных и интенсивно развивающихся направлений является использование в целях замены компонентов сварочных материалов (флюсов) из природного сырья различных техногенных отходов (например шлаков металлургического производства). Это позволяет решать экологические проблемы рециклинга отходов техногенного происхождения и существенно снижает себестоимость сварочных материалов. Разработка технологий использования таких эффективных заменителей является актуальной научно-практической задачей.

Классификация флюсов по химическому составу включает в себя флюсы, предназначенные для сварки погруженной дугой, по рекомендации МИС (IIW) [81], а также флюсы классификации ГОСТ Р ИСО 14174-2010. Согласно рекомендации МИС, марка флюса содержит две группы символов, служащих для обозначения способа изготовления и химического состава. На способ изготовления указывает первая буква обозначения: *F* – плавный, *B* – керамический и *M* – механическая смесь. В настоящее время действуют два Государственных стандарта на сварочные плавные флюсы – ГОСТ 9087-81 и ГОСТ 52222-2004 (таблица 1.9) и один на керамические ГОСТ 28555-90 «Флюсы керамические для дуговой сварки углеродистых и низколегированных сталей. Общие технические условия».

Для выражения степени основности сварочных флюсов, отличающихся преимущественно оценкой химической активности отдельных соединений, наиболее часто применяется формула, рекомендованная МИС [82]:

$$B = \frac{CaO + MgO + BaO + SrO + K_2O + Na_2O + CaF_2 + 0,5(MnO + FeO)}{SiO_2 + 0,5(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)}, \quad (1.7)$$

где *B* – степень основности флюса, CaO, MnO и т.д. – содержание соответствующего химического соединения во флюсе, % по массе. Если величина *B* больше 1, флюс относится к основному, при *B* менее 1 – к кислому типу. Если  $B \approx 1$ , флюс считается химически нейтральным.

Таблица 1.9 – Классификация сварочных флюсов по химическому составу

Обозначение флюса	Основные компоненты и массовое содержание, %	Шлаковая основа флюса
Классификация IIW (МИС)		
CS	$\text{CaO} + \text{MgO} + \text{SiO}_2 > 50\%$ ; $\text{CaO} + \text{MgO} > 15\%$	Кальциево – силикатный (Calcium – silicate)
MS	$\text{MnO} + \text{SiO}_2 > 50\%$ ; $\text{CaO} < 15\%$	Марганцево – силикатный (Manganese – Silicate)
AR	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 > 45\%$	Глиноземо – рутиловый (Aluminate – Rutile)
AB	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CaO} + \text{MgO} > 40\%$ ; $\text{SiO}_2 > 22\%$ ; $\text{CaF}_2 < 15\%$	Глиноземо – основной (Aluminate – Basic)
FB	$\text{CaO} + \text{MgO} + \text{CaF}_2 + \text{MnO} > 50\%$ ; $\text{SiO}_2 < 20\%$ ; $\text{CaF}_2 > 15\%$	Фторидно – основной (Fluoride – Basic)
ST	Состав не указывается	Легирующий
Классификация ISO – дополнение к классификации IIW		
ZS	$\text{ZrO}_2 + \text{SiO}_2 + \text{MnO} > 45\%$ ; $\text{ZrO}_2 < 15\%$	Циркониево – силикатный (Zirconium – Silicate)
RS	$\text{TiO}_2 + \text{SiO}_2 > 50\%$ ; $\text{TiO}_2 < 20\%$	Рутило – силикатный (Rutile – Silicate)
AS	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2 + \text{ZrO}_2 > 40\%$ ; $\text{CaF}_2 + \text{MgO} > 30\%$ ; $\text{ZrO}_2 > 5\%$	Глиноземо – силикатный (Aluminate – Silicate)
AF	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CaF}_2 > 70\%$	Глиноземо – фторидный (Aluminate – Fluoride)
Z	Любого состава	-
Существующие флюсы, не учтенные в классификациях IIW и ISO		
H	$\text{CaF}_2, \text{NaF}_2, \text{BaCl}_2, \text{BaF}_2, \text{Na}_3\text{AlF}_6$	Галогенидный (Halogenide)
RB	$\text{TiO}_2 + \text{CaO} + \text{MgO} > 45\%$	Рутило – основной (Rutile – Basic)
ABFN	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CaO} + \text{MgO} + \text{CaF}_2 + \text{NaF}_2 > 80\%$ ; $\text{CaF}_2 > 22\%$	Глиноземо – основно – фторидный (Aluminate – Basic – Fluoride)
RAS	$\text{TiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2 > 50\%$	Рутило – глиноземо – силикатный (Rutile – Aluminate – Silicate)
ASF	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2 + \text{CaF}_2 > 50\%$ ; $\text{CaF}_2 > 22\%$	Глиноземо – силикатно – фторидный (Aluminate – Silicate – Fluoride)
FCB	$\text{CaF}_2 + \text{CaO} + \text{B}_2\text{O}_3 > 50\%$	Фторидно – кальциево – боридный (Fluoride – Calcium – Boride)
FAC	$\text{CaF}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CaO} > 50\%$	Фторидно – глиноземо – кальциевый

При наплавке средне- и высоколегированных сталей и сплавов применение высококремнистых марганцевых флюсов нецелесообразно, так как они отличаются высокой окислительной способностью, чрезмерно легируют наплавленный металл кремнием и марганцем, образуют плохо отделяющуюся шлаковую корку. В этом случае применяют флюсы АН-26, АН-20, АН-28, АН-70, 48- ОФ-6 и др. [82].

Флюс АН-26 применяют для наплавки аустенитных хромоникелевых сплавов типа *D*. Преимуществом этого флюса является отличное формирование наплавленного валика и малая склонность наплавленного слоя к порам; недостатком – сравнительно высокая окислительная способность, что приводит в ряде случаев к недопустимому снижению содержания титана и хрома в наплавленном слое и к появлению кристаллизационных трещин. Трещины в этом случае можно устранить введением во флюс 3 – 4% алюминиевой лигатуры (80 % Al и 20 % Fe), которая обладает примерно одинаковой с флюсом плотностью [82].

Поэтому его следует применять для электрошлаковой наплавки сталей типов *A* и *B*, где потери на окисление легирующих примесей не сказываются на качестве наплавленного металла. Флюс АН-25 предназначен для возбуждения электрошлакового процесса без дуги: он электропроводен в твердом состоянии, при прохождении тока быстро нагревается и расплавляется, образуя начальную ванну жидкого шлака (таблица 1.10) [82].

Таблица 1.10 – Флюсы для механизированной наплавки

Тип наплавленного металла по классификации МИС	Рекомендуемые флюсы
A, B	АН-348-А, ОСЦ-45, АН-60, АН-8
D	АН-26, 48-ОФ-6, 48-ОФ-10
E	АН-20, АН-26, АН-70
F, H, G	АН-70, 48-ОФ-6, АН-20

Для наплавки и формирования электродуговых покрытий практический интерес представляют легирующие керамические флюсы, которые позволяют при использовании стандартных и недефицитных проволок получать легированный наплавленный металл повышенной износостойкости. При наплавке под легирующим керамическим флюсом возможно неблагоприятное изменение химического состава наплавленного металла при изменении режимов наплавки. Однако этот недостаток относится в основном к флюсам с высоким содержанием легирующих элементов, поэтому высокое легирование наплавленного металла целесообразно осуществлять через проволоку. Наплавка же низколегированного металла воз-

можно и при помощи слабо легирующих керамических флюсов. Лабораторная разработка рецептур привела к созданию многочисленных марок керамических флюсов: ЖС-400; ЖС-500; ЖСН-1; ЖСН-2; КС-Х12Т; КС-3Х2В8; КС-Р18Б; АНК-18; АНК-19; ФК-45 и др. Однако заметное применение нашли только флюсы АНК-18 и АНК-19. Рекомендации по использованию флюсов по материалам работы [83] приведены в таблице 1.11.

Таблица 1.11 – Области применения различных флюсов

Марка флюса	Область применения
АН-348-А, АН-348-АМ, АН-348-В, АН-348-ВМ, ОСЦ-45, ОСЦ-45М, ФЦ-9, АН-60	Наплавка углеродистых и низколегированных сталей соответствующими проволоками
АН-8, АН-22	Электрошлаковая наплавка углеродистых и низколегированных сталей
АН-20С, АН-20СМ, АН-20П, АН-15М, АН-18, АН-22	Наплавка высоко- и среднелегированными сталями
АН-26С, АН-26СП, АН-26П	Наплавка нержавеющей и жаропрочных сталей
АН-17М, АН-43, АН-47	Наплавка углеродистых и низколегированных сталей высокой прочности

Для существующих в настоящее время флюсов характерна склонность к образованию в электродуговом покрытии повышенного содержания общего кислорода и, следовательно, повышенного количества неметаллических включений.

Широко применяемые системы легирования при наплавке за счет кремнемарганцевосстановительных процессов (1 – низкоуглеродистая электродная проволока и высокомарганцовистый флюс с высоким содержанием кремнезема; 2 – низкоуглеродистая проволока и высококремнистый (кислый) флюс; 3 – среднемарганцовистая электродная проволока и среднемарганцовистый кислый флюс) имеют ряд недостатков [84].

Использование кремния и марганца в качестве раскислителей приводит к образованию оксидных включений, которые в связи со скоротечностью процесса электродугового термического воздействия не всегда успевают всплыть и ассимилироваться шлаком, поэтому концентрация свободного и связанного кислорода в наплавленном металле довольно высока, в связи с чем наблюдается понижение значений ударной вязкости металла, особенно при отрицательных температурах [85 – 88]. В работах [89 – 92] указывается, что все раскислители (кроме углерода и его производных CO и CO<sub>2</sub>) при взаимодействии с кислородом образуют неметаллические оксидные включения, что в условиях быстротечности процессов формирования электродуговых покрытий приводит к загрязненности металла покрытия неметаллическими включениями, снижающими комплекс его физико-механических и эксплуатационных свойств особенно при отрицательных температурах [93 – 96].

Образование защитных газов CO и CO<sub>2</sub> возможно и с использованием аморфного углерода по реакциям:



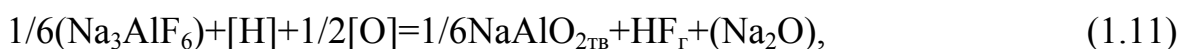
В работе [97] показано, что исходя из количества образующихся газообразных соединений CO и CO<sub>2</sub>, влияющих на снижение насыщения расплавленного металла кислородом, азотом и водородом атмосферы, использование углерода является оптимальным по сравнению с карбонатами.

Удаление водорода при введении в систему фторсодержащих соединений за счет образования газообразного продукта HF. В настоящее время известно три основных металлургических пути снижения содержания водорода в металле Электродуговых покрытий:

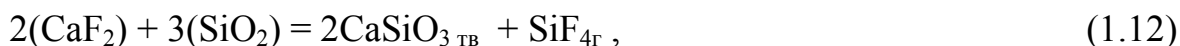
- связывание водорода в стойкие газообразные соединения, которые являются нерастворимыми в жидком металле;
- разбавление атмосферы дуги газами, которые не растворяются в расплавленном;

– связывание водорода в гидриды, стойкие при высоких температурах.

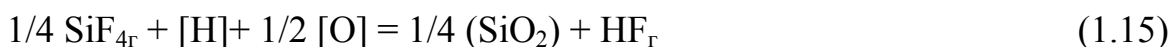
Исходя из принципов удаления водорода с использованием флюсов, содержащих углеродфторсодержащие компоненты авторами [97 – 99] для оценки термодинамической вероятности протекания реакций в изучаемой системе жидкий металл – оксидный расплав – газ проведена сравнительная оценка влияния различных фторсодержащих соединений. При этом были сделаны допущения, что наряду с водородом, металл содержит растворенный кислород. В качестве вероятных рассматривали превращения:



А также реакции:



с последующими реакциями удаления водорода с участием  $\text{SiF}_4$ :



Анализ расчетов показал, что при прямом взаимодействии фторагентов шлака с водородом и кислородом металла наиболее термодинамически вероятной является реакция удаление водорода с участием криолита, затем реакция удаления водорода с участием флюорита. В таких условиях, с целью снижения концентрации водорода, возможно введение пыли газоочистки алюминиевого производства в состав порошковых проволок.

При очевидной перспективности применения флюсов из техногенных отходов их широкое распространение сдерживается отсутствием данных о структурных и фазовых превращениях происходящих в наплавляемом металле при их применении, особенностях процессов и механизмах структурообразования, влиянии различных факторов на свойства металлических покрытий. Разрозненные данные различных исследователей по влиянию

элементного состава металла, компонентного, химического и фазового состава флюсов и параметров технологий нанесения электродуговых покрытий на их свойства нуждаются в обобщении и научном обосновании с позиций физики конденсированного состояния, понимания физической природы протекающих процессов на микро и макроуровнях.

#### **1.4 Выводы и постановка задач исследования**

Критический анализ специальной технической литературы показывает, что наплавки и покрытия, формируемые электродуговым способом, являются эффективным средством для повышения срока службы различных деталей и изделий. Комплекс их физических и эксплуатационных свойств, в частности твердость и износостойкость определяются элементным, химическим, компонентным и фазовым составом материала покрытия, флюсов, используемых при его формировании, параметров технологического процесса электродуговой наплавки. Решающую роль при этом играет физическая природа и механизмы структурообразования, протекающие в металле на микро и макроуровнях при интенсивном тепловом воздействии. Перспективным направлением в создании технологий формирования износостойких покрытий и наплавки электродуговым способом является применение порошковых проволок, содержащих в качестве флюсов техногенные отходы металлургических производств. Однако широкое распространение этого направления сдерживается отсутствием данных о зависимостях и закономерностях влияния различных факторов на структуру, свойства покрытий. До конца не изучены механизмы структурообразования и роли структурных составляющих в формировании необходимых свойств. Разработанные в настоящее время порошковые проволоки для формирования покрытий электродуговым способом не в полной мере удовлетворяют требованиям, предъявляемым к износостойкости и эксплуатационным показателям наплавленного слоя. Требуется решения проблема достаточно высокой газонасыщенности (в первую очередь высокой концентрации водорода) в формируемых наплавках и покрытиях.



В связи с этим в диссертации поставлены следующие задачи исследования:

1. Установить влияние химического состава наплавленных электродуговым способом покрытий на их физико-механические свойства. Научно обосновать выбор состава наплавочного материала системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo для износостойких покрытий.
2. Исследовать структурно-фазовые состояния наплавленных покрытий, сформированных порошковыми проволоками различного химического состава.
3. Установить физическую природу, закономерности и научно обосновать механизм влияния углеродфторсодержащей добавки к наплавочному материалу системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo на повышение стойкости электродуговых покрытий к ударно-абразивному износу.
4. Установить особенности механизмов упрочнения наплавленных покрытий, обусловленные содержанием в них карбидов металлов, твердых растворов и закалочными эффектами.
5. Разработать состав и способ получения нового износостойкого наплавочного материала, провести его апробирование и определить эффективность применения на примере деталей горно-шахтного оборудования.

## 2 ПРИМЕНЯЕМОЕ ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Лабораторные исследования проводили по стандартным методикам на сертифицированном оборудовании в аккредитованных лабораториях Центра коллективного пользования «Материаловедение» ФГБОУ ВО «СибГИУ» (аттестат № РОСС RU.0001.21ЧС99) и в лаборатории неразрушающего контроля ООО «Сиб-электро» (свидетельство об аттестации №39А180118 от 18.12.14 г.).

### 2.1 Применяемые порошковые проволоки

Для проведения экспериментальных исследований в лабораторных условиях изготовлены образцы порошковой проволоки с использованием пыли газоочистки алюминиевого производства, применяемой как заменитель аморфного углерода.

Состав графита марки ГЛ-1 по ГОСТ 5279-74 углерода не менее 90 %, зольность не более 8 %.

Состав углеродфторсодержащего материала (пыль газоочистки алюминиевого производства), мас. %:  $\text{Al}_2\text{O}_3 = 21 - 46$ ;  $\text{F} = 18 - 27$ ;  $\text{Na}_2\text{O} = 8 - 15$ ;  $\text{K}_2\text{O} = 0,4 - 6$ ;  $\text{CaO} = 0,7 - 2,3$ ;  $\text{SiO}_2 = 0,5 - 2,5$ ;  $\text{Fe}_2\text{O}_3 = 2,1 - 3,3$ ;  $\text{C}_{\text{общ}} = 12,5 - 30,2$ ;  $\text{MnO} = 0,07 - 0,9$ ;  $\text{MgO} = 0,06 - 0,9$ ;  $\text{S} = 0,09 - 0,19$ ;  $\text{P} = 0,10 - 0,18$ .

В качестве наполнителя использовали порошкообразные материалы следующего химического состава:

- железо марки ПЖВ1 по ГОСТ 9849-86;
- ферросилиций марки ФС75 по ГОСТ1415-93;
- хром восстановленный ПХ-1С по ТУ 14-1-1474-75, мас. % (не более): 0,006  $\text{O}_2$ ; 0,007  $\text{N}_2$ ; 0,08 Fe; 0,02 Ni; 0,03 C;
- марганец Мн 988 ГОСТ 6008-90, мас. %: 99,88 Mn; 0,017 S; 0,0040 Fe; 0,0021 Si; 0,017 C; 0,0012 P; 0,075 Sb;

- никель карбонильный ПНК-1Л5 по ГОСТ 9722-97, мас. %: 99,86 Ni; остальные элементы менее 0,0002 Co; 0,0009 Fe; 0,0005 Si; 0,0005 S; 0,136 C; 0,0003 P; 0,0002 Cu; 0,0001 Pb; 0,0003 Zn; 0,0003 As; 0,0002 Mg; 0,0001 Sb; 0,0002 Mn; 0,00002 Bi; 0,0001 Cd; 0,0001 Sn; 0,001 Ca;

- молибден МПЧ по ТУ 48-19-69-80, мас. %:  $\geq 99,8$  Mo; 0,0001 Sn; 0,0001 Pb; 0,0001 Cd; 0,0001 Bi; 0,0002 Cu; 0,0002 Zn; 0,0001 Mg; 0,0004 Fe; 0,002 Si; 0,005 C; 0,0006 S; 0,001 P; 0,0008 As; 0,01 W; 0,005 K; 0,0002 Ca; 0,001 Na; 0,0001 Ni; 0,1 O + H<sub>2</sub>O;

- феррованадий марки ФВ50У 0,6 по ГОСТ 27130-94;

- кобальт ПК-1У по ГОСТ 9721-79;

- вольфрам ПВН ТУ 48-19-72-92, мас. %: 99,995 W; 0,005 Si; 0,004 P; 0,004 S; 0,003 C; 0,03 As; 0,02 Na; 0,02 Fe; 0,002 Al; 0,19 Mo; 0,008 Ni; 0,02 K; 0,005 Ca; 0,12 O + H<sub>2</sub>O;

Для наплавки и формирования электродуговых покрытий использовали низкремнистый среднемарганцовистый флюс АН-26С с химической активностью  $A_{\phi} = 0,45 - 0,5$  (таблица 2.1).

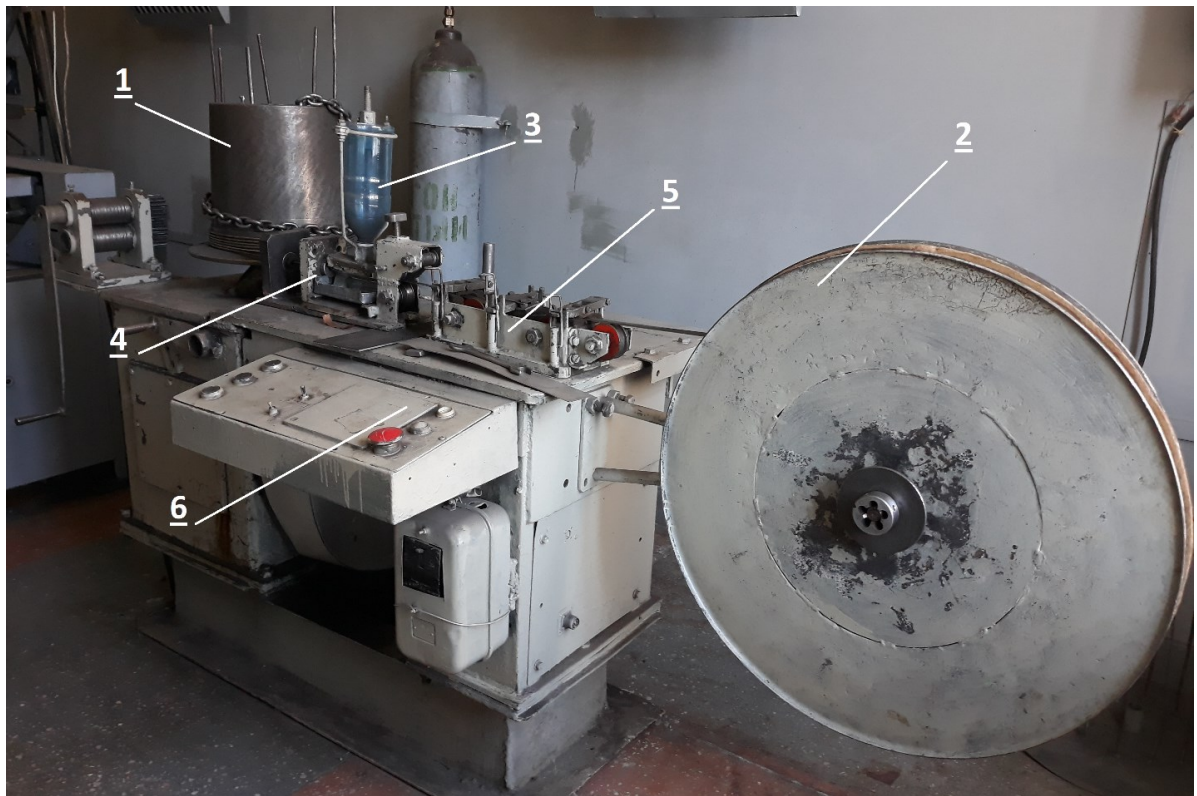
Таблица 2.1 – Химический состав флюса (ГОСТ 9087-81)

Марка флюса	Содержание основных компонентов, %								
	SiO <sub>2</sub>	MnO	CaO	CaF <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	S	P
АН-26С	29–33	2,5–4	4–8	20–24	< 1,5	19–23	15–18	≤ 0,08	≤ 0,08

В исследованиях при разработке новой порошковой проволоки в качестве сравнения за аналог принимали рутиловую порошковую проволоку системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo фирмы DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F. Она обеспечивает получение в наплавленном слое легированной мартенситной стали, соответствует современным требованиям качества, имеет одобрение TÜV 1153, EN 1207 и аттестат ISO 9000-2008.

Перед изготовлением порошковых проволок проводили предварительный расчет количества порошковых материалов. Далее осуществляли взвешивание материалов на лабораторных аналитических весах AUX 120. Смешение порошков проводили на лабораторных вращательных смесителях в течении не менее 30 мин.

Изготовление порошковой проволоки производилось на лабораторном станке (рисунок 2.1). Станок производит сворачивание ленты путем волочения через фильеру и намотку полученной порошковой проволоки на барабан. Волоочильный барабан 1 станка приводится в движение от асинхронного электродвигателя. Упаковочная лента устанавливается на катушку 2. Фильера устанавливается в оправке 4. В процессе сворачивания лента очищается от смазки, пыли и т. п. в устройстве 5.



1 – волоочильный барабан, 2 – катушка с лентой, 3 – бункер, 4 – оправка с фильерой, 5 – устройство для чистки ленты, прижимное приспособление,  
6 – пульт управления установкой

Рисунок 2.1 – Схема станка для изготовления порошковой  
электродной проволоки

Смазка наружной поверхности ленты при сворачивании и протяжке осуществляется смазывающим материалом (хозяйственное мыло), вставляемым в специальное прижимное приспособление 5. Карандаш вставляется в обойму смазочного приспособления и поджимается к ленте. К оправке волокна крепится бункер 3, дно которого образует лента. Над бункером укрепляется воронка с заслонкой, куда засыпается шихта (смесь порошков). Для волочения с уменьшением диаметра служат катушка, укрепляемая на столе станка, и направляющие ролики, которые устанавливаются при выполнении второй операции. Управление, станком осуществляется специальным кнопочным пультом 6.

## **2.2 Применяемый способ и оборудование для наплавки электродуговых покрытий**

Наплавку электродуговых покрытий проводили сварочным трактором ASAW-1250 с использованием изготовленной порошковой проволоки на пластины из стали марки 09Г2С в 5 слоёв, для исключения перемешивания наплавляемого металла со сталью подложки. Режим наплавки рассчитывался и уточнялся экспериментальным путем. После наплавки исследовали состав, строение и свойства поверхность металла наплавленного валика и шлаковой корки.

## **2.3 Определение химического состава наплавленных покрытий**

Химический состав наплавленных покрытий определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. В ряде образцов определение химического состава металла проводили химическими методами: на содержание углерода по ГОСТ 12344-2003, серы по ГОСТ 12345-2001 и фосфора по ГОСТ 12347-77.

Измерения содержания водорода в наплавленном слое проводили на хроматографе «Газохром 3101». Для проведения анализа готовились образцы, вырезан-

ные из сварного шва с формой в виде цилиндра с высотой 10 мм, диам. – 5 мм, массой порядка 2 г. Для исследования были взяты по 3 пробы на каждую порошковую проволоку. Вырезка образцов и определение содержания водорода осуществлялась непосредственно после наплавки. Экстракция водорода проводилась на образцах диаметром 5 мм в замкнутом объеме в среде аргона при температуре 650 – 700 °С продолжительностью 8 – 10 мин. Экстрагируемый водород перепускался аргоном через хроматографическую колонку, в которой происходило отделение его от других газов и вводился в детектор по теплопроводности, регистрирующий количество прошедшего газа. Показания детектора регистрировались с помощью стрелочного индикатора.

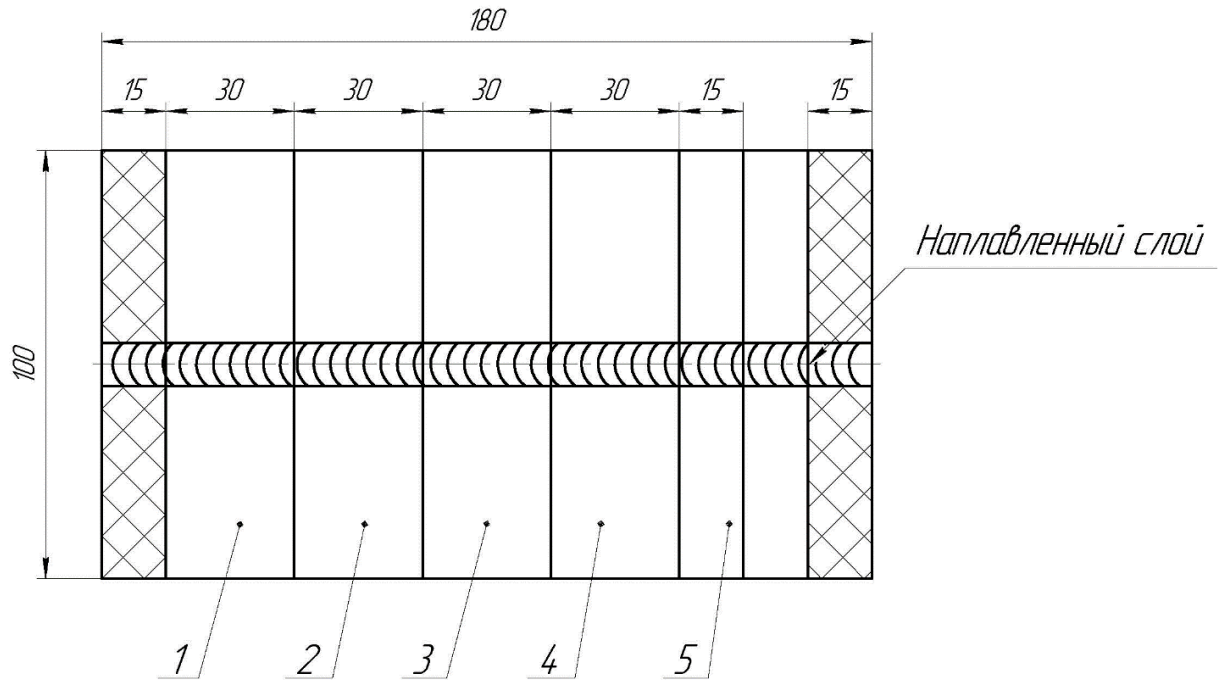
#### **2.4 Анализ макро- и микроструктуры, элементного и фазового состава наплавленных покрытий**

Образцы для проведения исследований макро- и микроструктуры, твердости, износостойкости были подготовлены по методике, включающей вырезку образцов на отрезном станке KKS 315L, шлифование на плоскошлифовальном станке 3Д725, полирование на полировальном станке FROMMIA 835 SE.

Схема вырезки образцов для исследования представлена на рисунке 2.2.

Металлографические исследования полированных микрошлифов проводились с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений  $\times 100$  – 1000. Микроструктуру выявляли путем травления образцов в течение от 6 до 12 с в 4 %-ном растворе  $\text{HNO}_3$  в этиловом спирте.

Величину зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639-82 при увеличении  $\times 100$ . Дисперсность мартенсита оценивали при сопоставлении структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы № 6 ГОСТ 8233-56. Определение длины игл мартенсита и размера пор осуществляли с помощью пакета прикладных программ для металлографических исследований Siams Photolab 700.



1 – макрошлифы; 2 – микрошлифы; 3 – твердость;  
4 – износостойкость; 5 – определение содержания водорода

Рисунок 2.2 – Схема вырезки образцов для испытаний

Исследование образцов наплавленных покрытий на наличие неметаллических включений проводили по ГОСТ 1778-70. Полированную поверхность изучали при увеличении  $\times 100$  с помощью металлографического микроскопа ЛабоМет-1И.

Исследования структуры, элементного и фазового состава осуществляли методом сканирующей электронной микроскопии [100, 101] в центре коллективного пользования Томского научного центра. Использовали прибор «LEO EVO 50». Необходимость применения этих методов обусловлена их высокой информативностью и универсальностью, а также простотой и удобством управления оборудованием. Сканирующая электронная микроскопия позволяет исследовать сравнительно большие участки поверхности и использовать широкий диапазон увеличений и выявить основные элементы нано- и микроструктуры поверхности и объема зоны упрочнения, размеры элементов которой не превышают 100 нм и

100 мкм соответственно. Изображение получали как в обратно рассеянных (отраженных), так и во вторичных электронах. Обратно отраженные электроны используются при анализе состава материалов, поскольку более яркие области указывают на материал с более высоким средним атомным номером. Вторичные электроны важны для выявления рельефа поверхности. Количество и вторичных, и обратно отраженных электронов увеличивается при увеличении атомного номера, и из-за этого происходит увеличение контраста, связанное с атомным номером, используемое при анализе состава материала. Анализ фазового состава проводили с использованием дифрактометра XRD-7000, Shimadzu, баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL.

## **2.5 Определение твердости и скорости истирания наплавленных покрытий**

Для определения механических свойств из вырезанных образцов изготавливались макрошлифы размером 20×55×14 мм. Измерение твердости выполняли по методу Роквелла на твердомере модели ТК-14-250 в соответствии с требованиями ГОСТ 9013-59 путем вдавливания конического алмазного наконечника с углом при вершине 120°.

Испытания на износ в настоящее время проводят согласно ГОСТ 23.208-79. Стандарт распространяется на металлические материалы и металлические покрытия и регламентирует метод их испытаний на абразивное изнашивание при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы. Сущность метода состоит в том, что при одинаковых условиях производят трение образцов исследуемого и эталонного материалов об абразивные частицы, подаваемые в зону трения и прижимаемые к образцу вращающимся резиновым роликом, измеряют износ образцов испытуемого и эталонного материалов, а износостойкость испытуемого материала оценивают путем сравнения его износа с износом эталонного образца. Обработку результатов проводят по результатам взвешивания образцов до и после испыта-



ний, определяя среднеарифметические значения потерь массы эталонного образца и образцов исследуемого материала.

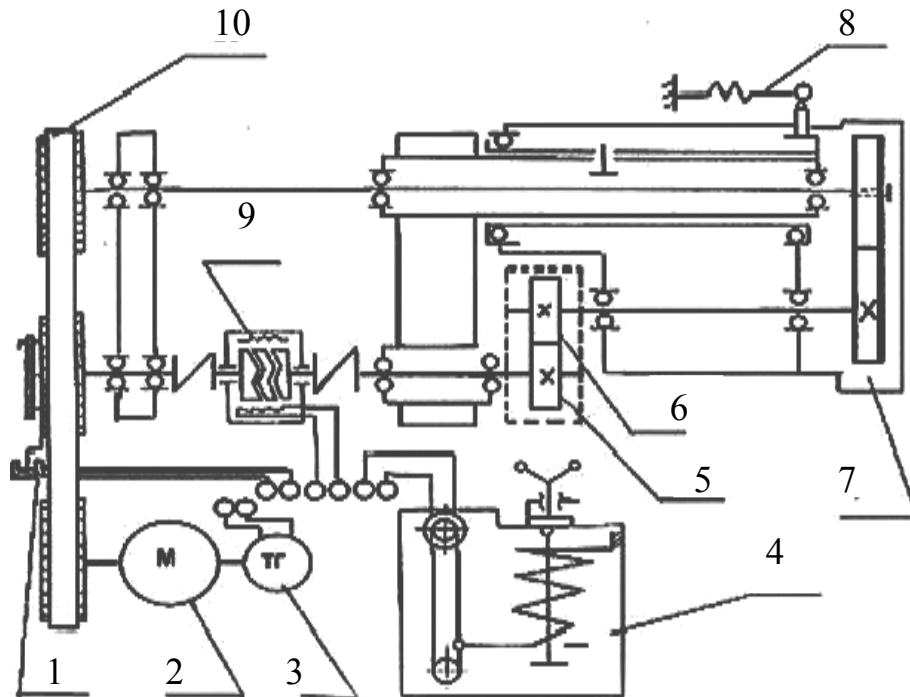
Для анализа оценки влияния химического состава порошковых проволок на степень износа и твердость электродуговых покрытий использовали многофакторный корреляционный анализ, который позволяет изучить закономерности изменения того или иного показателя в зависимости от поведения различных факторов по методикам, изложенным в работах [102 – 104]. Для проведения анализа определяли факторы, которые оказывают воздействие на изучаемый показатель, и отобрать наиболее существенные из них. После этого выполняли проверку исходной информации на достоверность, однородность и соответствие закону нормального распределения. Далее строили модель факторной системы. Поскольку в приведенных системах имеют место независимые факторные признаки, использовали детерминированный факторный анализ.

Скорость истирания наплавленного слоя опытных образцов определяли путем испытаний на износ на машине 2070 СМТ-1, принципиальная кинематическая схема машины приведена на рисунке 2.3 со следующими параметрами: диапазон измерения частоты вращения вала нижнего образца (диапазон А)  $75\text{--}750\text{ мин}^{-1}$ ; диапазон измерения момента трения (диапазон I)  $1\text{--}10\text{ Н}\cdot\text{м}$ .

Машина трения 2070 СМТ-1 может работать по схеме с замкнутым и открытым силовым контуром и имеет следующее устройство: от электродвигателя 2 посредством ременной передачи 10 вращение одновременно передается на нижний 5 и верхний 6 образцы. Образец 6 устанавливается на валу откидной каретки 7. Каретка уравнивается пружинным механизмом 8. На валопроводе нижнего образца установлен упругий торсион датчика 9 момента трения с бесконтактным токосъемом, сигнал с которого выводится на пульт.

Нагружение образцов производится с помощью пружинного механизма 4. Величина нормальной силы регулируется поворотом рукоятки узла нагружения, а передача показаний на пульт осуществляется через гибкую связь от резистора, размещенного в данном узле.

Частота вращения измеряется с помощью тахогенератора 3, размещенного на валу двигателя, а число оборотов нижнего образца 5 – с помощью бесконтактного датчика 1. Вал-колодка, которым проводилось истирание образцов изготовлен из стали Р18.



1 – датчик числа оборотов, 2 – электродвигатель, 3 – тахогенератор, 4 – узел нагружения, 5 – нижний образец, 6 – верхний образец, 7 – каретка, 8 – пружинный механизм, 9 – датчик момента трения, 10 – плоскозубая ременная передача  
Рисунок 2.3 – Принципиальная кинематическая схема машины 2070 СМТ-1

### **3 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, СОДЕРЖАЩЕЙ В КАЧЕСТВЕ ФЛЮСА ТЕХНОГЕННЫЕ ОТХОДЫ**

В главе представлены результаты исследования структуры и свойств электродуговых покрытий различного химического состава, сформированных с использованием порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo содержащих в качестве флюса мелкодисперсную пыль газоочистки фильтров алюминиевого производства. Установлено влияние легирующих элементов на твердость и износостойкость электродуговых покрытий, рассмотрены особенности структурообразования и механизмы упрочнения [101, 105 – 108, 110, 111, 113 – 116, 123 – 129, 131 – 134].

#### **3.1 Научное обоснование выбора химического, фазового и компонентного состава порошковой проволоки**

Выбор химического состава порошковой проволоки осуществлялся исходя из аналогов, используемых в условиях абразивного износа. Как было показано выше, широкое распространение для наплавки абразивно-изнашивающихся изделий получили наплавочные проволоки систем Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo типа А и В по классификации МИС.

Исходя из условия, что удаление водорода целесообразно проводить за счет введения в проволоки соединений типа  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ , в качестве фторсодержащего материала для исследований выбрана мелкодисперсная пыль газоочистки фильтров алюминиевого производства, химический состав которой представлен в разделе 2.1 настоящей диссертации.

Исследования фазового состава пыли электрофильтров показало (рисунок 3.1), что материал состоит из двумерноупорядоченного углерода ( $d_{002} = 3,47 \text{ \AA}$ ,  $L_c$

= 45,8Å), рентгеноаморфного вещества, криолита, корунда, хиолита и различных примесей.

Анализ фазового состава пыли после озоления при 700 °С показывает отсутствие отражений минерала графита, что связано с практически полным выгоранием в данном температурном интервале углеродистой массы. Также наблюдается значительное сглаживание кривой на дифрактограмме и уменьшение содержания рентгеноаморфного вещества, что возможно связано с тем, что оно состоит в основном из соединений углерода. После озоления при температуре 700 °С зафиксировано изменение интенсивности отражений минерализирующих компонентов в виде криолита, корунда, рентгеноаморфного вещества, флюорита, гематита и различных примесей [85].

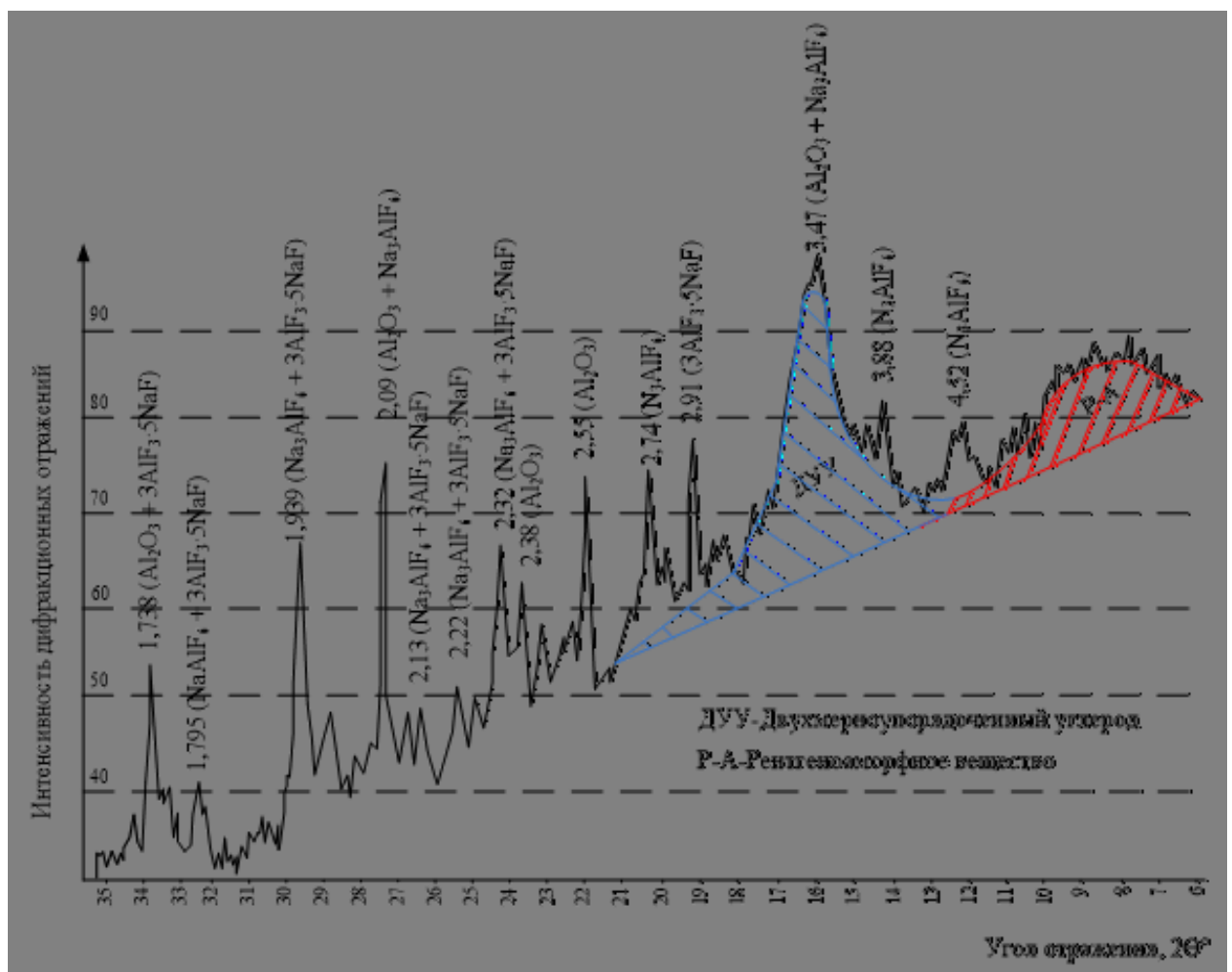


Рисунок 3.1 – Фазовый состав пыли электрофильтров

При выборе химического состава флюса учитывали, что наиболее благоприятными структурами для износостойких сплавов при восстановлении деталей оборудования являются мартенситная и аустенитная. При этом в зависимости от общего строения сплава и наличия избыточных фаз в разных случаях предпочтительной может оказаться та или иная основа. Совмещение этих двух основ (мартенсита с определенным количеством аустенита) может обеспечить наиболее благоприятное сочетание свойств наплавляемого покрытия.

С увеличением количества углерода в сплаве возрастает количество остаточного аустенита, а также количество карбидов и карбидная неоднородность. Однако, при увеличении концентрации углерода ухудшается свариваемость и увеличивается трещиностойкость наплавляемого слоя, поэтому концентрация углерода должна быть ограничена.

При высоком содержании хрома в сплаве, кроме образования специальных карбидов хрома, происходит упрочнение хромом аустенита и мартенсита. Хром, как и углерод, в целом способствует повышению не только твердости, но и износостойкости металла.

Различное содержание марганца и никеля в составе наплавочных материалов позволяет менять количество остаточного аустенита, который в свою очередь может по-разному влиять на износостойкость материалов. Марганец и никель сходны в том отношении, что они оба растворяются в аустените, увеличивают его устойчивость и способствуют тем самым увеличению количества остаточного аустенита. Никель не входит в состав карбидов и в основном легирует твердый раствор (основу). Марганец содержится как в твердом растворе, так, частично, и в карбидах. С повышением количества марганца в материале возрастает склонность к росту зерна при нагреве, что неблагоприятно сказывается на его свойствах (увеличивается хрупкость).

Легирование наплавочных материалов вольфрамом и ванадием приводит к образованию их карбидов и повышает их износостойкость. К тому же вольфрам, находясь в твердом растворе, увеличивает устойчивость аустенита.

Кроме того, важным вопросом является газонасыщенность наплавленного

слоя, в частности содержание в нем водорода и связанное с этим качество покрытия и наличие поверхностных дефектов. Поэтому в связи с введением в состав проволоки пыли газоочистки алюминиевого производства определяли концентрацию получаемого водорода в наплавленном электродуговом покрытии.

Разработку рационального химического состава порошковой проволоки проводили с использованием планируемого факторного эксперимента (ПФЭ). В качестве входных параметров принимали содержание Si, Mn, Cr, Ni, Mo в порошковой проволоке. Реализация ПФЭ в этом случае при варьировании всех факторов на двух уровнях требует постановки 25 – 32 опытов. Полагая, что эффекты взаимодействия факторов в исследуемом объекте маловероятны и пренебрежимо малы, воспользуемся 1/4 репликой ПФЭ, т.е. дробным факторным экспериментом (ДФЭ) типа 25-2, где формально 2 фактора заменены соответствующими произведениями остальных факторов ( $X_4 = X_1 \cdot X_2$ ,  $X_5 = X_1 \cdot X_2 \cdot X_3$ ). Это позволяет сократить число опытов до  $2^3 = 8$ . Уровни варьирования факторов представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Уровни варьирования факторов

Уровни факторов	Факторы				
	X1, %	X2, %	X3, %	X4, %	X5, %
Основной (нулевой)	0,55	1,25	6	0,7	0,4
Нижний	0,4	1,0	5	0,4	0,3
Верхний	0,7	1,5	7	1,0	0,5
Интервал варьирования	0,15	0,25	1	0,3	0,1

Факторами планируемого эксперимента являются компоненты, входящие в состав порошковой проволоки: X1 – содержание порошка ферросилиция марки ФС 75; X2 – содержание порошка марганца Мн 988; X3 – содержание порошка хрома восстановленного ПХ-1С; X4 – содержание порошка никеля ПНК-1Л5; X5 – содержание порошка молибденового МПЧ. Матрица ДФЭ  $2^{5-2}$  в кодированных значениях приведена в таблице 3.2. Матрица дробного факторного эксперимента  $2^{5-2}$  в натуральных значениях и результаты эксперимента приведена в таблице 3.3.

Анализ результатов экспериментов позволил выявить направление и величину воздействия химических элементов системы Si-Mn-Cr-Ni-Mo на скорость износа и твердость наплавленного слоя. При этом нужно учитывать, что содержание компонента не соответствует его содержанию в наплавленном слое и, в основном, зависит от его усвоения при наплавке. Кроме того, без учета остальных элементов, входящих в состав наплавленного слоя, полного механизма воздействия элементов системы Si-Mn-Cr-Ni-Mo, установить невозможно.

Таблица 3.2 – Матрица ДФЭ типа  $2^{5-2}$  в кодированных значениях

Факторы (кодированные значения)					
X0	X1	X2	X3	X4	X5
1	1	1	1	1	1
1	-1	1	1	-1	-1
1	1	-1	1	-1	-1
1	-1	-1	1	1	1
1	1	1	-1	1	-1
1	-1	1	-1	-1	1
1	1	-1	-1	-1	1
1	-1	-1	-1	1	-1

При проведении экспериментов были изготовлены в качестве сравнения проволоки с использованием в качестве углеродсодержащего материала аморфного графита марки ГЛ-1 ГОСТ 5279-74 (образцы 3 и 4). Во всех остальных проволоках в качестве углеродсодержащего материала использовалась пыль газоочистки производства алюминия.

С целью определения влияния отдельных элементов на изучаемые физико-механические свойства изготовление порошковой проволоки и последующая наплавка проводилась сериями. Так в серии 1 в качестве углерода вводили аморфный графит и были взяты верхний и нижний пределы содержания углерода, в серии 2 изменяли содержание никеля, в серии 3 – содержания кобальта, в серии 4 – содержания ванадия, причем вместо хрома вводили вольфрам, в серии 5 изменяли содержания ванадия и хрома, в серии 6 – содержание основных элементов при изменении углеродфторсодержащей добавки, в серии 7 изучали изменение структуры при введении вольфрама и кобальта, в серия 8 оптимизировали состав

и режим наплавки пластин для промышленных испытаний, серия 9 – это образцы сравнения, наплавленные проволокой фирмы DRATEC Draht-Technik GmbH марки DT-SG 600F.

Таблица 3.3 – Матрица ДФЭ типа  $2^{5-2}$  в натуральных значениях

Факторы (натуральные значения)					
X0	X1	X2	X3	X4	X5
1	0,7	1,5	7	1	0,5
1	0,4	1,5	7	0,4	0,3
1	0,7	1	7	0,4	0,3
1	0,4	1	7	1	0,5
1	0,7	1,5	5	1	0,3
1	0,4	1,5	5	0,4	0,5
1	0,7	1	5	0,4	0,5
1	0,4	1	5	1	0,3

В таблице 3.4 приведены результаты расчета шихтовки порошковых проволок по методике, описанной выше по всем изучаемым образцам. Результаты определения химического состава наплавленного валика, концентрации водорода, твердости и скорости истирания [80 – 90] приведены в таблице 3.5.

В таблице 3.6 приведены данные по усвоению элементов (отношение содержания элемента в наплавленном слое к количеству введенного элемента по расчету в порошковой проволоке).

Наиболее высокие показатели усвоения углерода 75 и 70 % характерны для покрытий составов 6 и 23 соответственно, меньше всего углерода (22,5 %) усваивается при формировании покрытия состава 3. Среднее усвоение углерода для покрытий исследуемых составов составляет 41,6 %.



Таблица 3.4 – Состав шихты порошковых проволок

Номер образца		3		4		5		6		7	
		%	г.	%	г.	%	г.	%	г.	%	г.
Порошкообразный материал, %, г.	Порошок ферросилиция марки ФС 75	0,4	2,65	0,7	4,7	0,7	4,7	0,7	4,7	0,7	4,7
	Порошок марганца Мн 988	1	5	1,5	7,5	1,5	7,5	1,5	7,5	1,5	7,5
	Порошок хрома восстановленного ПХ-1С	3,5	17,5	6	30	6	30	6	30	6	30
	Порошок никеля ПНК-1Л5	0,1	0,5	0,4	2	0,4	2	0,6	3	0,8	4
	Порошок молибденовый МПЧ	0,3	1,5	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	2,5
	Порошок кобальта ПК-1У	0,01	0,05	0,1	0,5	0,1	0,5	0,1	0,5	0,1	0,5
	Порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6	0,005	0,025	0,05	0,25	0,05	0,435	0,05	0,435	0,05	0,435
	Углеродсодержащий компонент	0,4	5,1	0,6	9	0,6	9	0,6	9	0,6	9
	Порошок вольфрамовый ПВН	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	Порошок железа марки ПЖВ1	94,285	127,7	90,15	103,55	90,15	103,37	89,5	102,37	5,75	89,75

Продолжение таблицы 3.4 – Состав шихты порошковых проволок

Номер образца		8		9		10		11		12	
		%	г.	%	г.	%	г.	%	г.	%	г.
Порошкообразный материал, %, г.	Порошок ферросилиция марки ФС 75	0,7	4,7	0,7	4,7	0,7	4,7	0,7	4,7	0,7	4,7
	Порошок марганца Мн 988	1,5	7,5	1,5	7,5	1,5	7,5	1,5	7,5	1,5	7,5
	Порошок хрома восстановленного ПХ-1С	6	30	6	30	6	30	6	30	6	30
	Порошок никеля ПНК-1Л5	1	5	0,4	2	0,4	2	0,4	2	0,4	2
	Порошок молибденовый МПЧ	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	2,5
	Порошок кобальта ПК-1У	0,1	0,5	0,08	0,4	0,1	0,5	0,2	1	0,3	1,5
	Порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6	0,05	0,435	0,05	0,435	0,05	0,435	0,05	0,435	0,05	0,435
	Углеродсодержащий компонент	0,6	9	0,6	9	0,6	9	0,6	9	0,6	9
	Порошок вольфрамовый ПВН	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	Порошок железа марки ПЖВ1	89,55	100,37	90,17	103,47	90,15	103,37	90,05	102,87	89,95	102,37

Продолжение таблицы 3.4 – Состав шихты порошковых проволок

Номер образца		13		14		15		16		17	
		%	г.	%	г.	%	г.	%	г.	%	г.
Порошкообразный материал, %, г.	Порошок ферросилиция марки ФС 75	0,7	4,7	0,7	4,7	0,7	4,7	0,7	4,7	0,4	2
	Порошок марганца Мн 988	1,5	7,5	1,5	7,5	1,5	7,5	1,5	7,5	1	5
	Порошок хрома восстановленного ПХ-1С	0	0	0	0	0	0	0	0	5	25
	Порошок никеля ПНК-1Л15	1	5	1	5	1	5	1	5	0,3	1,5
	Порошок молибденовый МПЧ	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	2,5	0,3	1,5
	Порошок кобальта ПК-1У	0,1	0,5	0,1	0,5	0,1	0,5	0,1	0,5	0	0
	Порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6	0,01	0,085	0,03	0,26	0,05	0,435	0,08	0,7	0	0
	Углеродсодержащий компонент	0,6	9	0,6	9	0,6	9	0,6	9	0,4	10,2
	Порошок вольфрамовый ПВН	6	30	6	30	6	30	6	30	0	0
	Порошок железа марки ПЖВ1	89,59	100,72	89,57	100,54	89,55	100,37	89,52	100,1	92,6	114,8

Продолжение таблицы 3.4 – Состав шихты порошковых проволок

Номер образца		131		141		151		161	
		%	г.	%	г.	%	г.	%	г.
Порошкообразный материал, %, г.	Порошок ферросилиция марки ФС 75	0,7	4,7	0,7	4,7	0,7	4,7	0,7	4,7
	Порошок марганца Мн 988	1,5	7,5	1,5	7,5	1,5	7,5	1,5	7,5
	Порошок хрома восстановленного ПХ-1С	6	30	6	30	6	30	6	30
	Порошок никеля ПНК-1Л15	0,4	2	0,4	2	0,4	2	0,4	2
	Порошок молибденовый МПЧ	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	2,5
	Порошок кобальта ПК-1У	0,1	0,5	0,1	0,5	0,1	0,5	0,1	0,5
	Порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6	0,01	0,085	0,03	0,26	0,05	0,435	0,08	0,7
	Углеродсодержащий компонент	0,6	9	0,6	9	0,6	9	0,6	9
	Порошок вольфрамовый ПВН	0	0	0	0	0	0	0	0
	Порошок железа марки ПЖВ1	90,19	103,72	90,17	103,54	90,15	103,37	90,12	103,1

Продолжение таблицы 3.4 – Состав шихты порошковых проволок

Номер образца		18		19		20		21		22	
		%	г.	%	г.	%	г.	%	г.	%	г.
Порошкообразный материал, %, г.	Порошок ферросилиция марки ФС 75	0,8	5,2	0,8	5,2	0,4	2	0,8	5,2	0,8	5,2
	Порошок марганца Мн 988	1,5	7,5	1,5	7,5	1	5	1,5	7,5	1	5
	Порошок хрома восстановленного ПХ-1С	7	35	7	35	5	25	7	35	5	25
	Порошок никеля ПНК-1Л5	0,5	2,5	0,5	2,5	0,3	1,5	0,5	2,5	0,3	1,5
	Порошок молибденовый МПЧ	0,5	2,5	0,5	2,5	0,3	1,5	0,5	2,5	0,5	2,5
	Порошок кобальта ПК-1У	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	Порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6	0	0	0	0	0,03	0,15	0,03	0,15	0	0
	Углеродсодержащий компонент	0,6	9	0,6	9	0,4	5,1	0,6	9	0,4	5,1
	Порошок вольфрамовый ПВН	0	0	2	10	0	0	0	0	0	0
	Порошок железа марки ПЖВ1	89,1	98,3	87,1	88,3	92,57	119,75	89,07	98,15	92	115,7

Продолжение таблицы 3.4 – Состав шихты порошковых проволок

Номер образца		23		24		26		27	
		%	г.	%	г.	%	г.	%	г.
Порошкообразный материал, %, г.	Порошок ферросилиция марки ФС 75	0,8	5,2	0,8	5,2	0,8	8	0,8	8
	Порошок марганца Мн 988	1	5	1	5	1	10	1	10
	Порошок хрома восстановленного ПХ-1С	5	25	5	25	5	50	5	50
	Порошок никеля ПНК-1Л5	0,3	1,5	0,3	1,5	0,3	3	0,3	3
	Порошок молибденовый МПЧ	0,5	2,5	0,5	2,5	0,5	5	0,5	5
	Порошок кобальта ПК-1У	0	0	0,3	1,5	0,3	3	0,5	5
	Порошок феррованадия марки ФВ50У 0,6	0	0	0	0	0	0	0	0
	Углеродсодержащий компонент	0,4	10,3	0,4	10,3	0,4	20,6	0,4	20,6
	Порошок вольфрамовый ПВН	6	30	0	0	0	0	6	60
	Порошок железа марки ПЖВ1	86	80,5	91,7	109	91,7	220,4	85,5	158,4

Таблица 3.5 – Химический состав, содержание водорода, скорость истирания и твердость наплавленных слоев

№ серии	№ образца	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	W	Ti	V	S	P	Nb	[H], см <sup>3</sup> /100г	HRC	Скорость истирания, г/об
1	3	0,09	0,45	0,53	3,18	0,30	0,15	0,01	0,01	0,05	сл	0,002	0,006	0,027	0,019	сл	4,3	30/29-31	9,1·10 <sup>-5</sup>
	4	0,34	0,33	0,86	5,9	0,50	0,3	0,02	0,04	0,07	сл	0,005	0,002	0,028	0,026	сл	4,6	55/54-56	2,7·10 <sup>-5</sup>
2	5	<b>0,40</b>	0,72	0,84	5,26	<b>0,52</b>	0,42	0,02	0,10	0,07	сл	0,003	<b>0,05</b>	0,037	0,025	сл	<b>1,7</b>	49/45-53	<b>1,4·10<sup>-5</sup></b>
	6	<b>0,45</b>	<b>0,80</b>	0,77	4,98	0,50	<b>0,56</b>	0,02	0,11	0,07	сл	0,005	<b>0,04</b>	0,044	0,023	сл	<b>1,7</b>	50/47-53	7,0·10 <sup>-5</sup>
	7	0,27	0,78	0,77	5,5	0,48	<b>0,61</b>	0,02	0,08	<b>0,10</b>	сл	0,001	<b>0,04</b>	0,042	0,019	сл	<b>1,7</b>	50/47-53	7,1·10 <sup>-5</sup>
	8	0,38	0,62	0,80	4,98	0,47	<b>0,82</b>	0,02	0,09	0,07	сл	<b>0,02</b>	<b>0,04</b>	0,038	0,02	сл	1,8	52/50-54	<b>1,4·10<sup>-5</sup></b>
3	9	0,19	0,77	0,61	4,17	0,38	0,34	<b>0,108</b>	0,051	0,07	сл	<b>0,012</b>	0,02	0,054	0,024	сл	2,0	43/40-47	7,1·10 <sup>-5</sup>
	10	0,19	0,63	0,65	4,06	0,38	0,30	0,066	0,056	0,08	сл	<b>0,024</b>	0,03	0,056	0,019	сл	2,0	42/40-45	3,9·10 <sup>-5</sup>
	11	0,20	0,59	0,61	4,12	0,38	0,30	0,031	0,121	0,06	сл	0,007	0,02	0,049	0,019	сл	1,9	42/40-45	4,4·10 <sup>-5</sup>
	12	0,20	0,64	0,60	4,03	0,39	0,30	0,052	<b>0,199</b>	0,08	сл	<b>0,02</b>	0,03	0,058	0,021	сл	2,0	38/35-42	7,3·10 <sup>-5</sup>
4	13	0,20	0,59	0,56	0,01	0,33	0,30	0,019	0,053	<b>0,10</b>	<b>7,74</b>	0,005	ост	0,072	0,017	сл	2,0	22/20-25	7,6·10 <sup>-5</sup>
	14	0,20	0,55	0,49	0,01	0,34	0,26	0,025	0,071	0,09	<b>7,42</b>	0,001	0,01	0,048	0,014	сл	2,0	27/24-30	4,8·10 <sup>-5</sup>
	15	0,20	0,58	0,52	0,01	0,34	0,28	0,057	0,071	0,09	<b>7,55</b>	0,003	0,01	0,038	0,014	сл	2,0	22/20-24	3,6·10 <sup>-5</sup>
	16	0,21	0,55	0,52	0,01	0,35	0,27	0,054	0,061	0,08	<b>7,65</b>	0,001	0,02	0,036	0,017	сл	<b>1,7</b>	26/23-29	3,9·10 <sup>-5</sup>
5	131	0,26	0,78	<b>1,49</b>	<b>7,1</b>	0,39	0,32	0,082	сл	0,07	сл	0,01	0,02	0,033	0,009	сл	1,8	<b>54/52-56</b>	2,8·10 <sup>-5</sup>
	141	0,22	0,73	1,38	5,95	0,32	0,29	<b>0,095</b>	сл	0,09	сл	0,033	0,03	0,029	0,014	сл	1,9	41/39-44	5,5·10 <sup>-5</sup>
	151	0,26	0,75	1,23	<b>6,3</b>	0,32	0,30	<b>0,085</b>	сл	0,09	сл	0,003	0,02	0,034	0,012	сл	<b>1,7</b>	45/43-47	5,8·10 <sup>-5</sup>
	161	0,26	0,75	1,16	6,06	0,34	0,30	0,077	сл	0,09	сл	0,024	<b>0,04</b>	0,033	0,016	сл	2,1	45/44-47	3,4·10 <sup>-5</sup>
6	17	0,13	0,56	0,91	3,94	0,25	0,26	0,02	0,003	0,08	0,03	0,001	0,006	0,04	<b>0,17</b>	сл	2,1	45/39-47	2,8·10 <sup>-5</sup>
	18	0,17	0,61	1,20	6,0	0,37	0,39	0,014	0,002	<b>0,10</b>	0,025	0,002	0,006	0,04	<b>0,15</b>	сл	2,0	45/44-46	5,4·10 <sup>-5</sup>
	19	0,17	0,54	1,19	5,9	0,37	0,38	0,009	0,002	0,01	1,64	0,002	0,002	0,04	<b>0,15</b>	сл	2,1	49/48-50	4,3·10 <sup>-5</sup>
	20	0,10	0,49	0,92	4,15	0,23	0,25	0,009	0,004	0,09	0,025	0,001	0,03	0,04	<b>0,17</b>	сл	2,3	38/37-39	4,2·10 <sup>-5</sup>
	21	0,19	0,54	1,15	6,21	0,38	0,40	0,007	0,002	0,09	0,025	0,002	<b>0,04</b>	0,04	<b>0,15</b>	сл	2,0	48/47-49	5,5·10 <sup>-5</sup>
7	22	0,23	0,67	0,94	4,18	0,40	0,27	0,03	0,013	0,07	0,04	сл	0,005	0,04	0,02	<b>0,01</b>	1,8	42/41-43	3,3·10 <sup>-5</sup>
	23	0,28	0,61	0,93	3,57	0,39	0,27	0,02	0,02	0,07	4,66	сл	0,003	0,04	0,02	<b>0,01</b>	1,8	49/48-50	6,5·10 <sup>-5</sup>
	24	0,205	0,78	1,01	4,12	0,37	0,26	0,03	0,19	0,07	0,08	сл	0,008	0,04	0,02	<b>0,01</b>	1,9	41/40-43	3,0·10 <sup>-5</sup>
8	26	<b>0,40</b>	<b>0,87</b>	<b>1,48</b>	5,36	<b>0,56</b>	0,29	0,02	<b>0,30</b>	0,05	0,025	0,001	0,005	0,04	0,02	0,002	<b>1,4</b>	<b>56/55-57</b>	<b>2,2·10<sup>-5</sup></b>
	27	0,18	<b>0,88</b>	<b>1,46</b>	5,51	<b>0,62</b>	0,30	0,02	<b>0,59</b>	0,05	6,56	0,001	0,004	0,02	0,02	0,002	<b>1,5</b>	<b>55/54-56</b>	<b>2,5·10<sup>-5</sup></b>
9	D1	<b>0,40</b>	2,64	0,32	<b>9,22</b>	0,05	0,21	0,018	0,009	<b>0,14</b>	сл	0,009	<b>0,06</b>	0,003	0,01	0,008	2,0	<b>54/53-56</b>	2,7·10 <sup>-5</sup>

Примечание: жирным шрифтом выделены 3 максимальных или минимальных значения для данного параметра

Таблица 3.6 – Усвоение элементов

№ образца	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Co	W
3	22,50	<b>98,5</b>	53,0	90,86	<b>95,0</b>	<b>98,4</b>	<b>98,0</b>	-
4	56,67	47,14	57,33	<b>98,33</b>	<b>96,6</b>	75,0	40,0	-
5	66,67	91,2	56,0	87,67	<b>98,0</b>	<b>96,0</b>	<b>97,0</b>	-
6	<b>75,0</b>	89,6	51,33	83,0	<b>97,0</b>	93,33	93,0	-
7	45,0	<b>97,8</b>	51,33	91,67	<b>96,0</b>	76,25	80,0	-
8	63,33	88,57	53,33	83,0	94,0	82,0	90,0	-
9	31,67	<b>99,0</b>	40,67	69,50	76,0	85,0	63,75	-
10	31,67	90,00	43,33	67,67	76,0	75,0	56,0	-
11	33,33	84,29	40,67	68,67	76,0	75,0	60,50	-
12	33,33	91,43	40,0	67,17	78,0	75,0	66,33	-
13	33,33	84,29	37,33	33,33	66,0	75,0	53,0	<b>96,75</b>
14	33,33	78,57	32,67	33,33	68,0	65,0	71,0	92,75
15	33,33	82,86	34,67	33,33	68,0	70,0	71,0	94,38
16	35,0	78,57	34,67	35,0	70,0	67,50	61,0	<b>95,63</b>
131	43,33	<b>97,0</b>	<b>99,33</b>	<b>99,0</b>	78,0	80,0	-	-
141	36,67	94,5	92,0	<b>99,17</b>	64,0	72,50	-	-
151	43,33	<b>96,2</b>	82,0	<b>97,3</b>	64,0	75,0	-	-
161	43,33	94,7	77,33	92,13	68,0	75,0	-	-
17	32,50	97,3	91,0	78,80	83,33	86,67	-	-
18	28,33	76,25	80,0	85,71	74,0	78,0	-	-
19	28,33	67,50	79,33	84,29	74,0	76,0	-	82,0
20	25,0	<b>96,8</b>	92,0	83,0	76,67	83,33	-	-
21	31,67	67,50	76,67	88,71	76,0	80,0	-	-
22	57,50	83,75	94,0	83,60	80,0	90,0	-	-
23	<b>70,0</b>	76,25	93,0	71,40	78,0	90,0	-	77,67
24	51,25	<b>97,50</b>	<b>101,0</b>	82,40	74,0	86,67	63,33	-
26	35,0	<b>99,0</b>	<b>100</b>	<b>99,5</b>	<b>99,0</b>	<b>96,67</b>	91,0	-
27	45,0	<b>98,0</b>	<b>100</b>	<b>98,0</b>	<b>99,0</b>	<b>97,0</b>	90,0	<b>99,3</b>

Показатели усвоения кремния высоки и в среднем достигают 87,3 %. Наиболее высокое усвоение кремния на уровне более 95 % наблюдается при формировании покрытий составов 3, 7, 9, 131, 151, 20, 24 – 27. Наиболее низкие значения усвоения кремния 47,14 % зафиксированы при формировании покрытия состава 4.

Средние показатели усвоения марганца составляют 67,3 %, при этом максимальные значения (более 95 %) характерны для покрытий составов 131, 24 – 27, минимальные (32,67 %) – 14.

Хром имеет среднее значение усвоения 78,1 %. Его усвоение, превышающее 95 %, наблюдается при формировании покрытий составов 4, 131, 141, 151, 26 и 27, минимальное на уровне 33 – 35 % характерно для покрытий 13 – 16.

Для молибдена среднее усвоение составляет 80,1 %. 95 % оно превышает при формировании покрытий составов 3 – 7, 26, 27. Минимальные значения 64 % характерны для покрытий составов 141 и 151.

Никель по усвоению имеет среднее значение 81,3 %. Более 95 % его усваивается при формировании покрытий составов 3, 5, 26, 27. Минимальные значения усвоения 65 % характерны для покрытия состава 14.

Средние показатели усвоения кобальта в кобальтсодержащих покрытиях составляют 73,2 %. Усвоение более 95 % наблюдается при формировании покрытий составов 3 и 5. Минимальное усвоение 40 % у покрытия 4.

Среднее усвоение вольфрама в вольфрамсодержащих покрытиях 91,2 %. 95 % этот показатель превышает в покрытиях составов 13, 16, 27, минимальное значение 77,67 % характерно для покрытий состава 23.

По совокупности усвоения элементов наиболее высокие показатели имеют покрытия состава 26, для него характерны максимальные значения (более 95 %) усвоения по 5 элементам (кремний, марганец, хром молибден и никель), и состава 27 для него характерны максимальные значения усвоения по 6 элементам (кремний, марганец, хром молибден, никель и вольфрам). В связи с этим составы 26 и 27 эффективны с точки зрения усвоения легирующих элементов из шихтовых материалов порошковой проволоки.

### **3.2 Научное обоснование и выбор режимов наплавки электродуговых покрытий**

Научное обоснование и выбор режимов наплавки осуществлялся на основе расчетов погонной энергии и качества поверхности наплавляемого покрытия. В результате расчетов рекомендуемой погонной энергии по данным [9] были определены следующие режимы: погонная энергия  $J = 30$  кДж/см, сила тока  $I = 500$  А, напряжение  $U = 30$  В, скорость сварки  $V = 30$  см/мин. Однако, в результате лабораторных исследований выявлено, что для проволоки диаметром 6 мм, удовлетворительное качество наплавляемого валика обеспечивается при режиме:  $I = 450$  А,  $U = 30$  В,  $V = 10$  см/мин. На рисунке 3.2 представлены фотографии наплавленных образцов. Визуальный анализ поверхности электродуговых покрытий свидетельствует об их удовлетворительном качестве. Для покрытий составов 4, 6, 8, 9, 11, 12, 151, 161, 19, 23 характерно большее количество пор, выходящих на поверхность, однако размер пор не является критичным и не относится к браковочным параметрам для наплавки.

### **3.3 Исследование микроструктуры и неметаллических включений наплавленного металла**

Исследование микроструктуры проводили сериями. Микроструктуры наплавленного металла приведены на рисунках 3.3 – 3.11.

При изучении структуры наплавленных образцов 3, 4 (серия 1) с граничными содержаниями углерода (0,09 и 0,34 %) и хрома (3,2 и 5,9 %) установлено, что минимальные количества этих элементов в составе наплавки приводит к получению в слое феррито-перлитной структуры с участками мартенсита и троостита (рисунок 3.3). Феррит расположен по границам бывших аустенитных зерен в виде отдельных выделений размером не более  $8 \times 30$  мкм. Для структуры наплавки с максимальным количеством углерода и хрома характерно проявление четко выраженного дендритного вида.







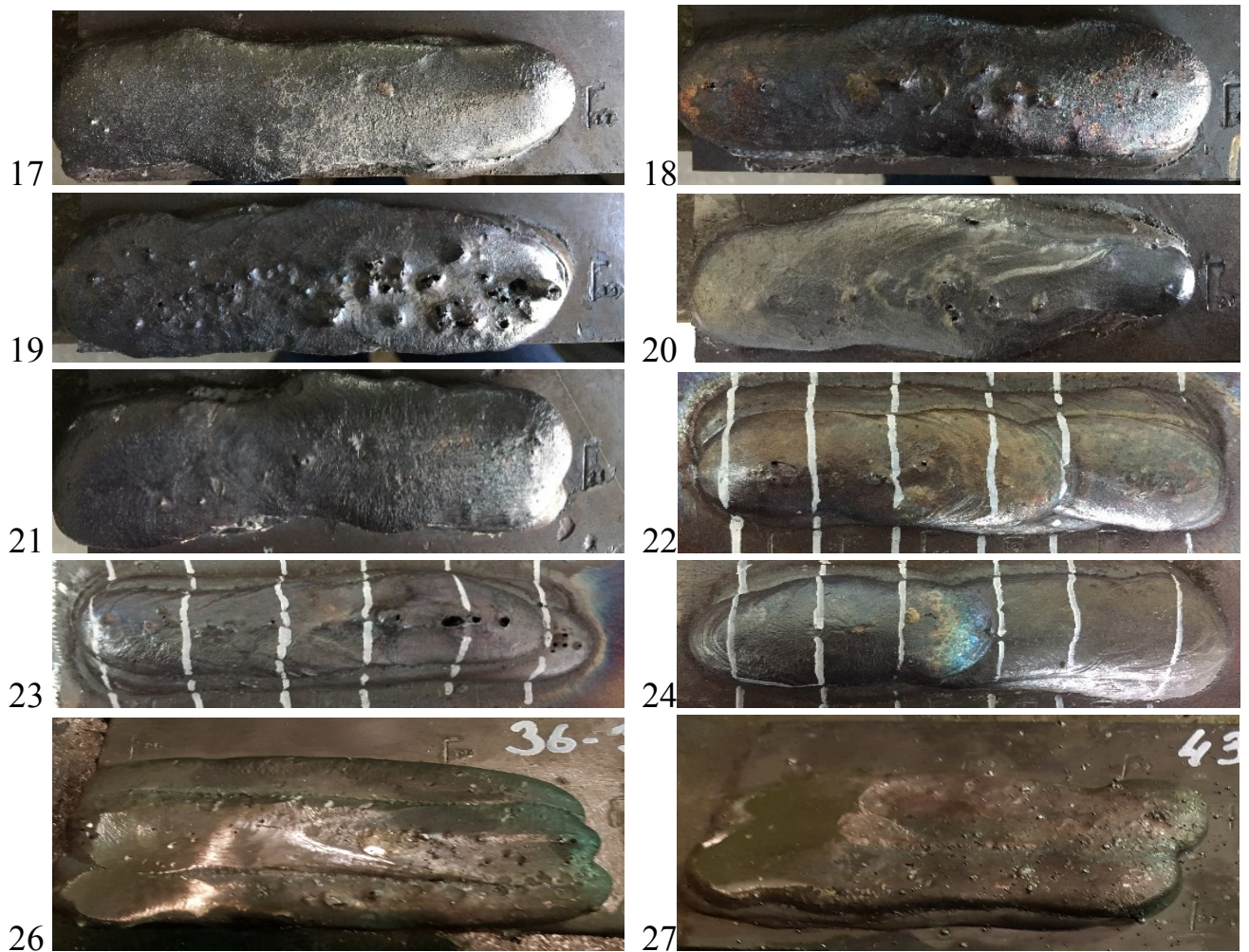


Рисунок 3.2 – Внешний вид наплавленных валиков с использованием опытных проволок

Причем объемная доля феррита в околодендритном пространстве значительно больше, чем в структуре наплавленного слоя предыдущего образца. Однако размер мартенситных игл несколько меньше, а величина мартенситно-трооститных участков больше для наплавленного слоя с наибольшим содержанием углерода и хрома.

Поэтапное увеличение содержания никеля в наплавленном слое с 0,42 до 0,82 % (серия 2) за счет изменения состава порошковой проволоки уменьшает дендритный характер структуры наплавки, не изменяя ее фазового состава (рисунок 3.4). В структуре наплавленного слоя присутствуют пластины и иглы мартенсита, а также выделения феррита, расположенные по границам дендритов. Средний размер игл мартенсита в наплавленном слое с повышением содержания никеля увеличивается от 4 – 7 до 7 – 9 мкм.



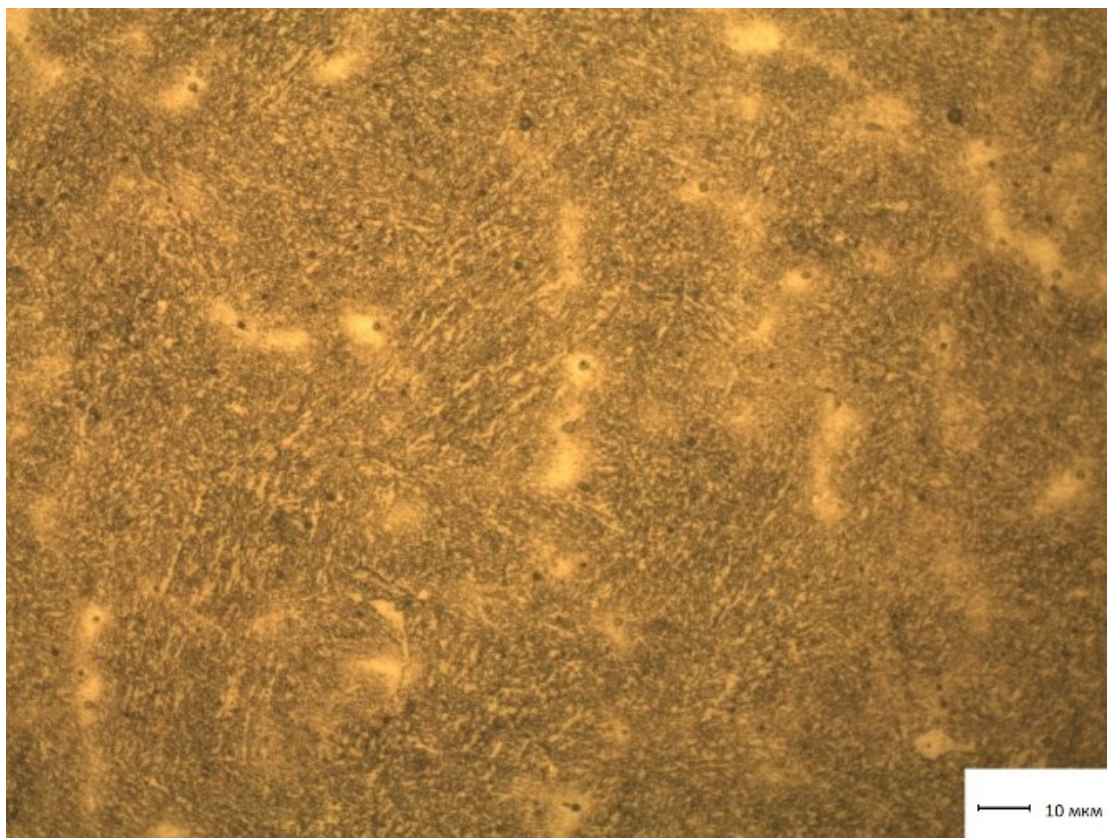
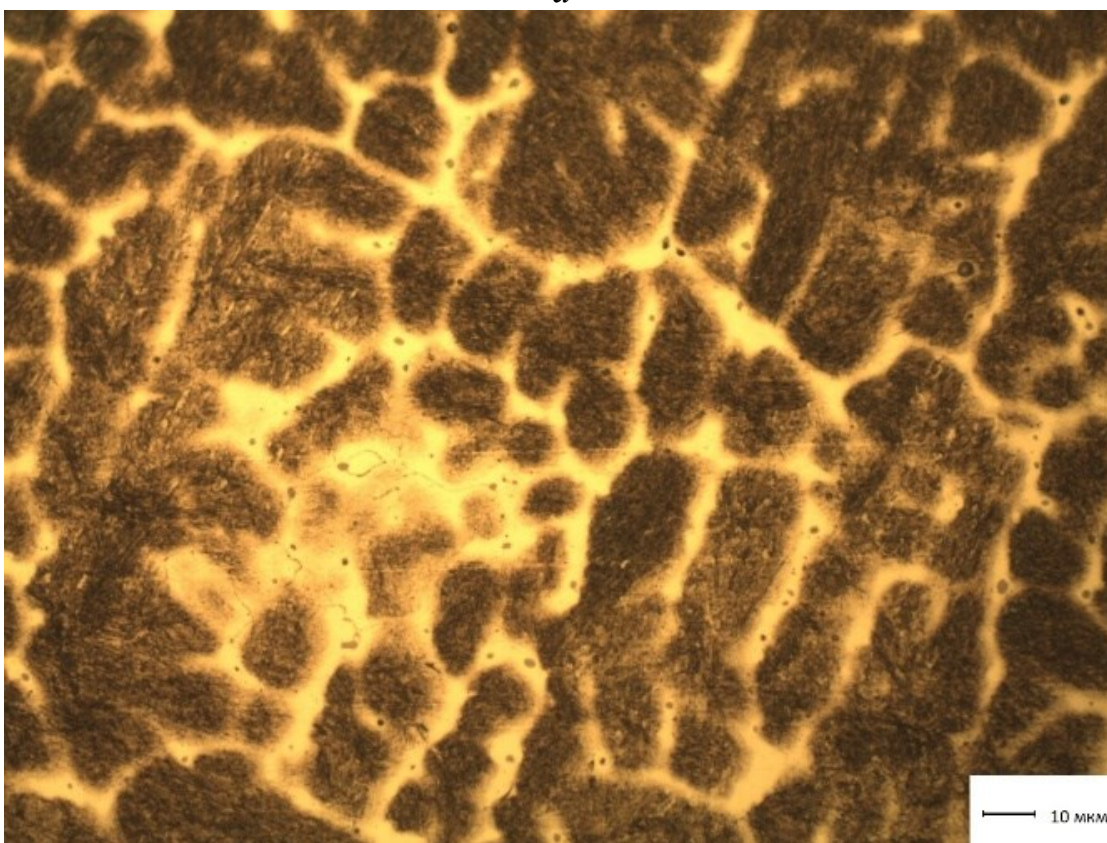
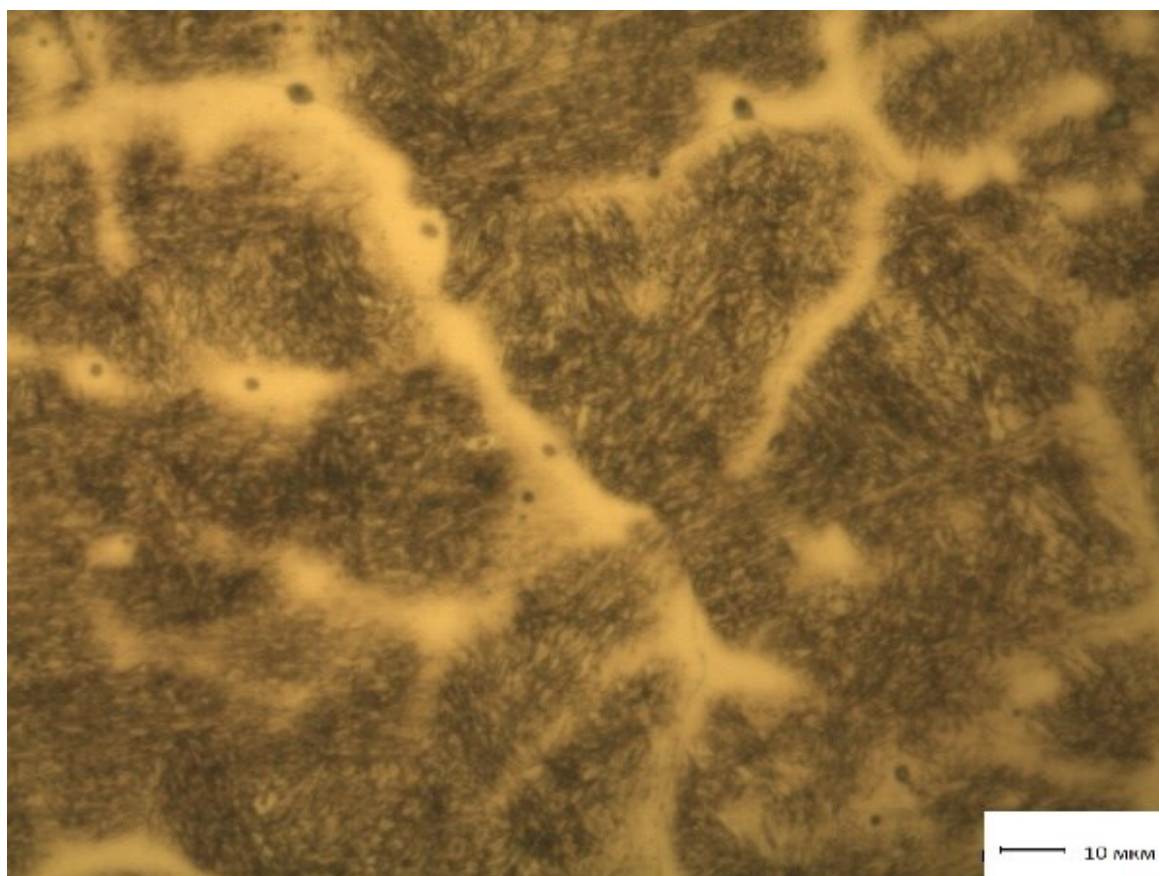
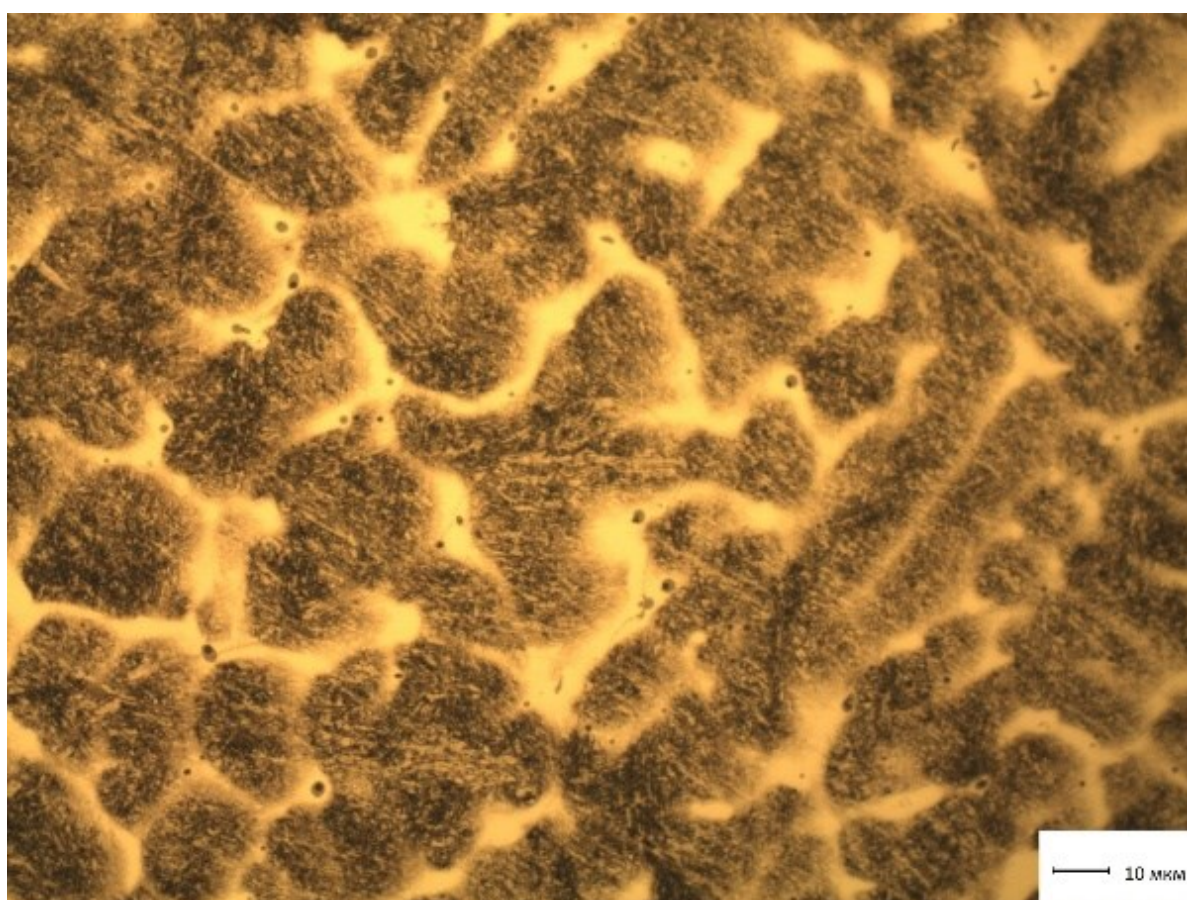
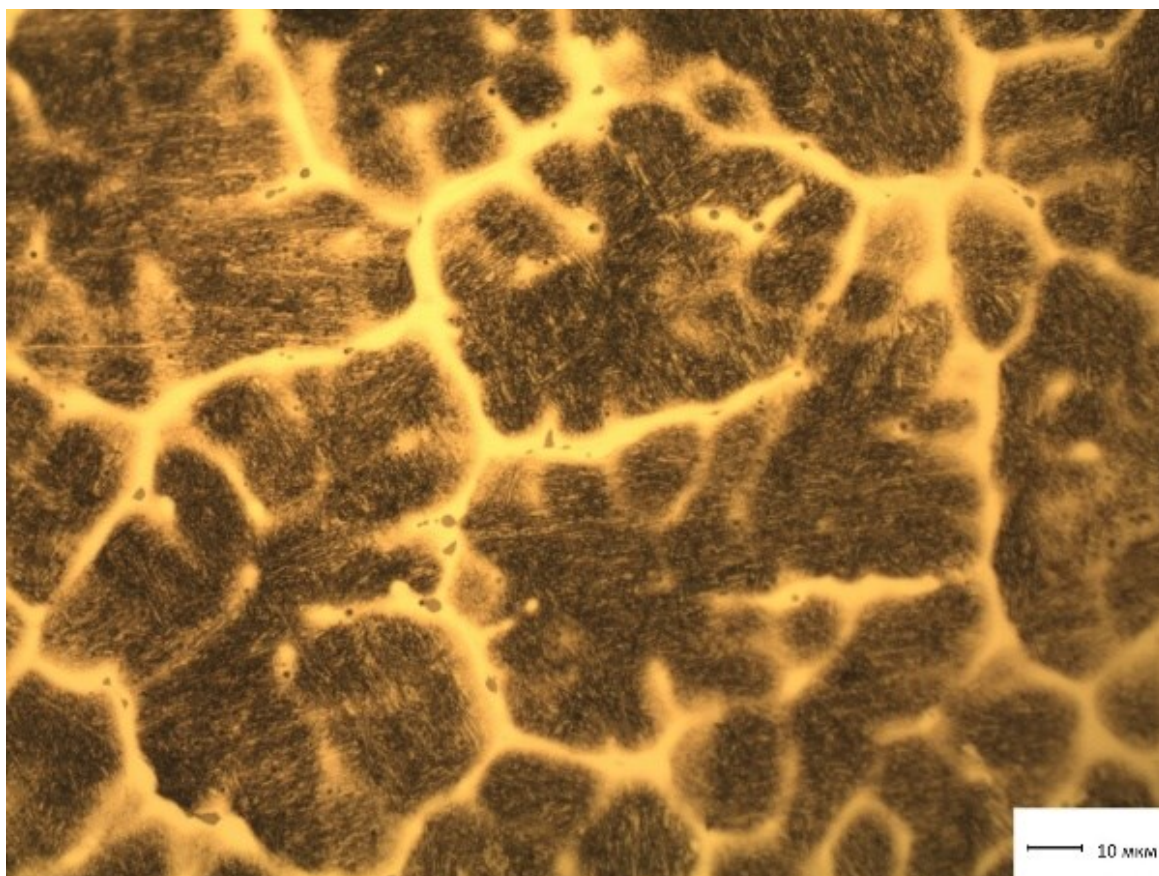
*a**б**a* – 3; *б* – 4

Рисунок 3.3 – Микроструктура наплавленного слоя ( $\times 500$ )

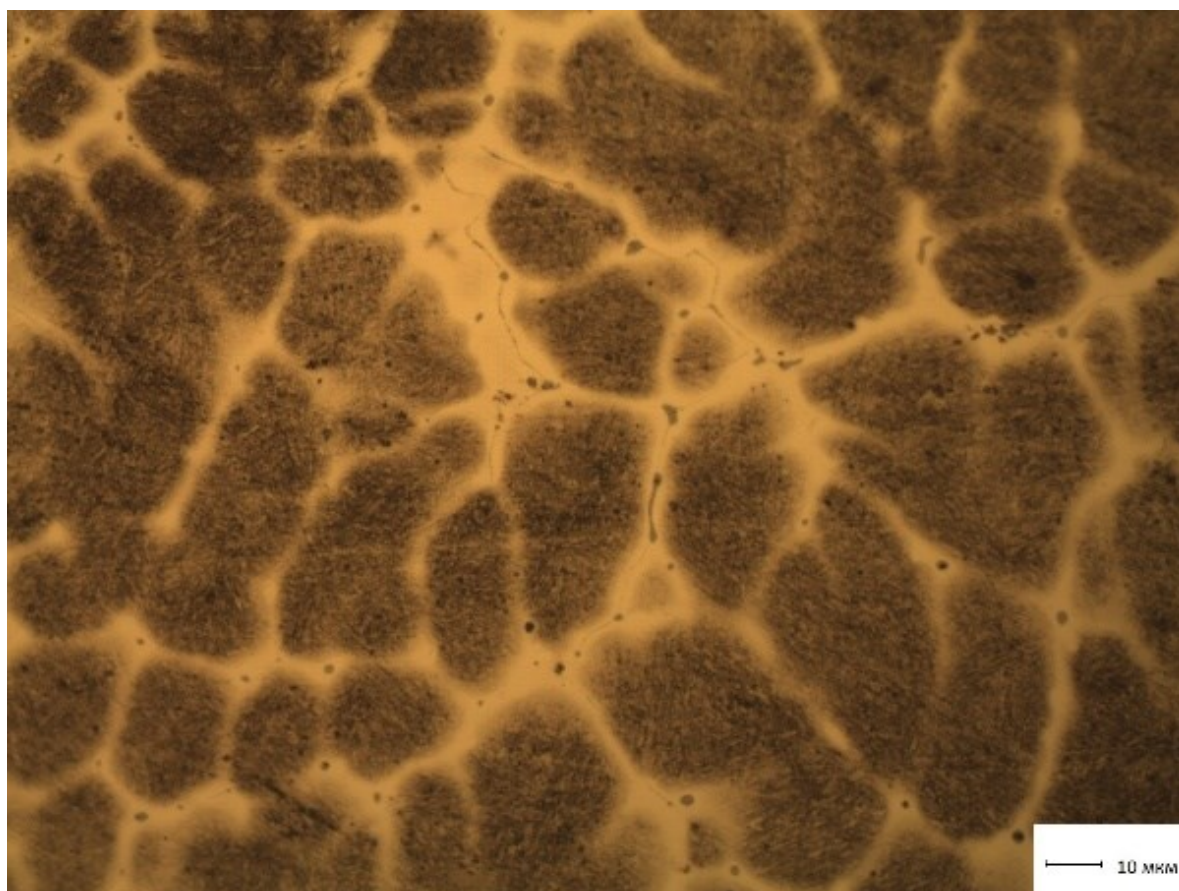


*a**б*





б



в

а – 5; б – 6; в – 7; г – 8

Рисунок 3.4 – Микроструктура наплавленного слоя (× 500)

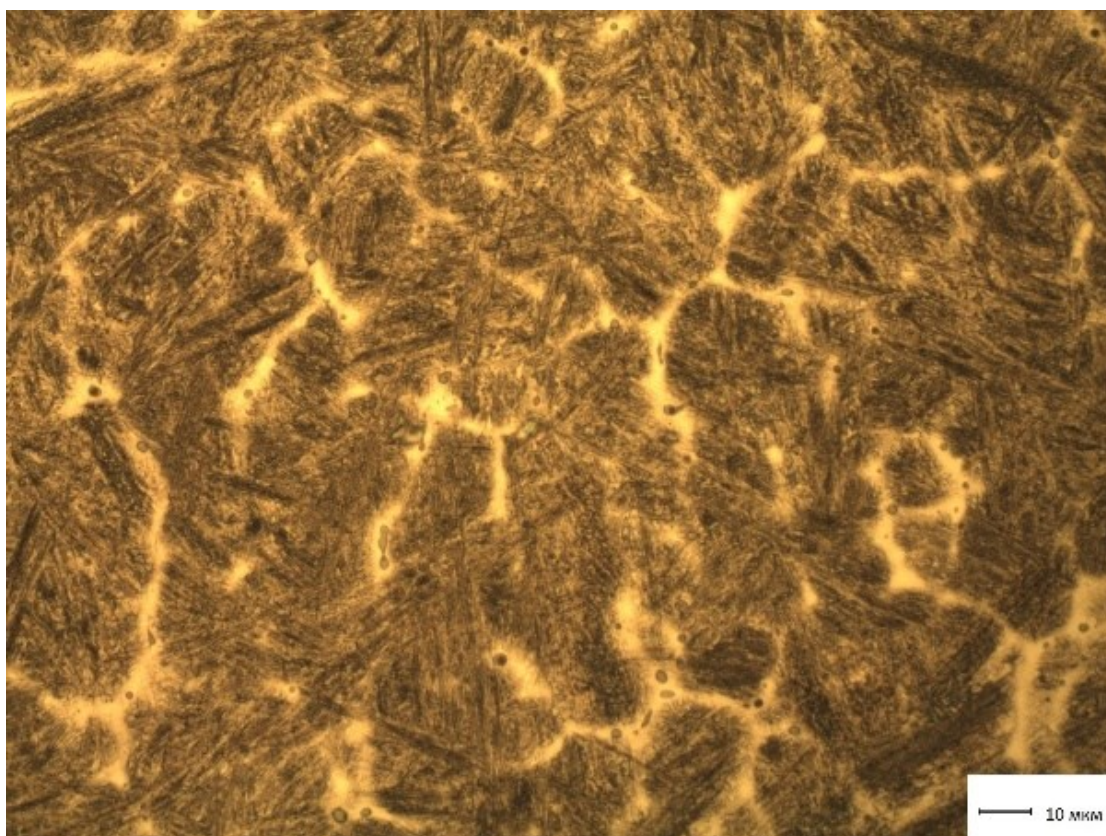
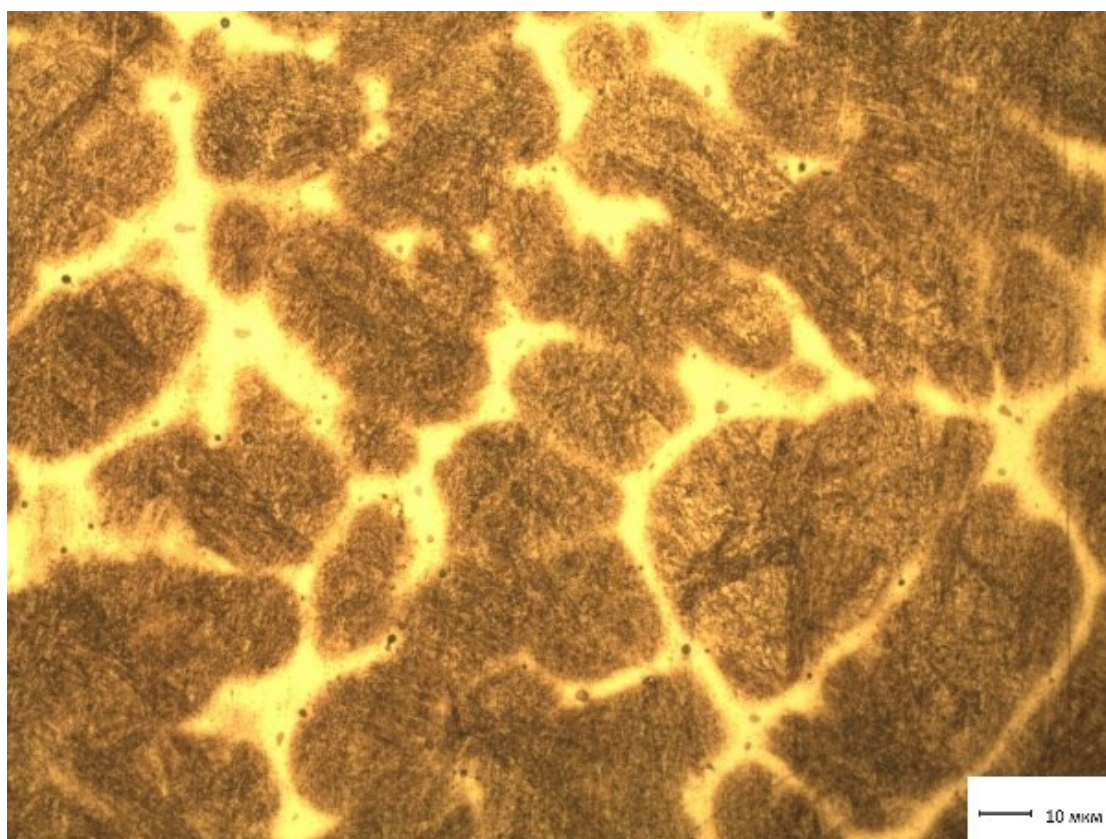
При этом возрастает объемная доля феррита, что может быть связано не только с повышением содержания никеля, но и уменьшением в наплавке количества углерода (таблица 3.5).

Металлографическое исследование наплавленных слоев с различным содержанием кобальта от 0,05 до 0,2 % (серия 3) при постоянной концентрации углерода (образцы 9 – 12) показало, что повышение содержания кобальта в указанных пределах в наплавленном металле практически не оказывает влияния на структуру слоя, за исключением некоторого увеличения объемной доли феррита, выделяющегося по границам бывших зерен аустенита. Кроме того, при сравнении структуры данных слоев, содержащих 0,2 % углерода, со структурой наплавов с большим количеством углерода 0,27 – 0,45 % можно отметить наличие более крупных мартенситных игл и пластин до 7 балла (средний размер 8 – 15 мкм), а также участков троостита (рисунок 3.5).

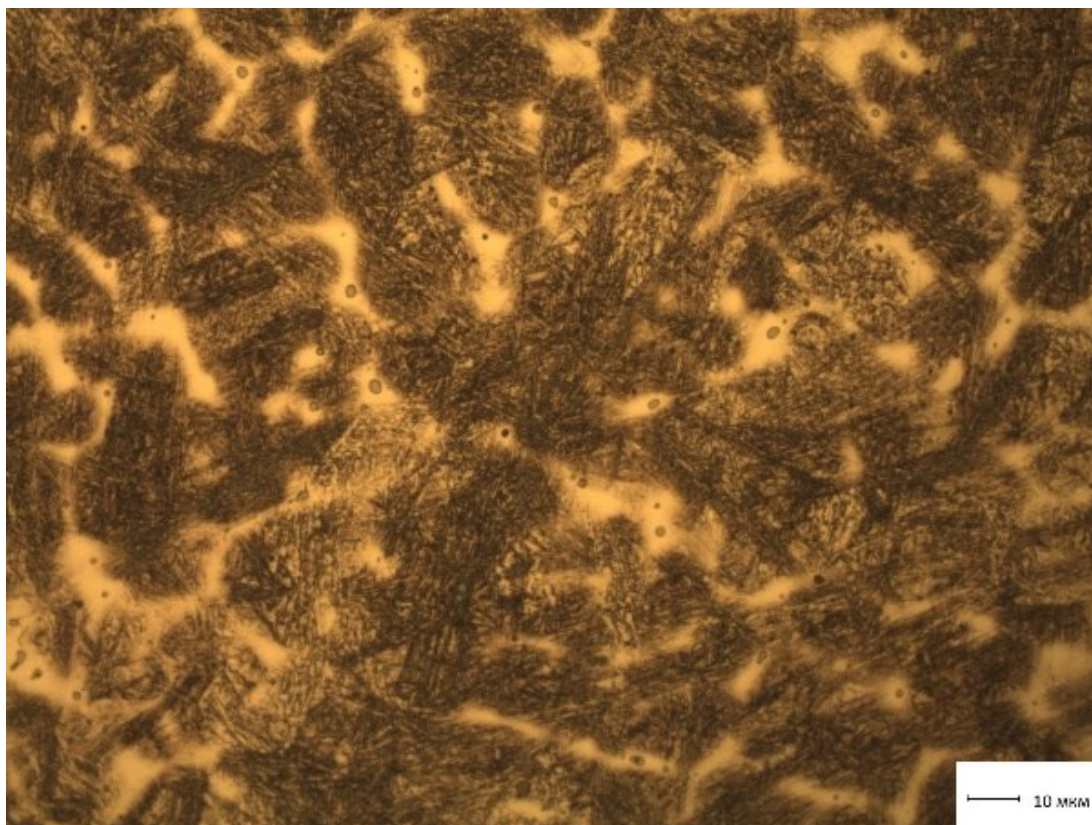
Введение в состав шихты кобальта не оказывает заметного влияния на твердость и абразивный износ наплавленного слоя, что связано с получением более вязкой, но менее твердой матрицы. При отсутствии твердых частиц карбидов, вмонтированных в матрицу, эффект от введения кобальта отрицательный.

При разработке опытных порошковых проволок была исследована возможность замены основного карбидообразующего элемента хрома на вольфрам (образцы 13 – 16 серии 4, содержание которого в слое составляло 7,4 – 7,7 %. Металлографический анализ показал, что введение вольфрама в состав проволок в таких количествах приводит к формированию в слое феррито-перлитной структуры (рисунок 3.6) вместо образования феррито-мартенситной или феррито-мартенситной с участками троостита в присутствии хрома.

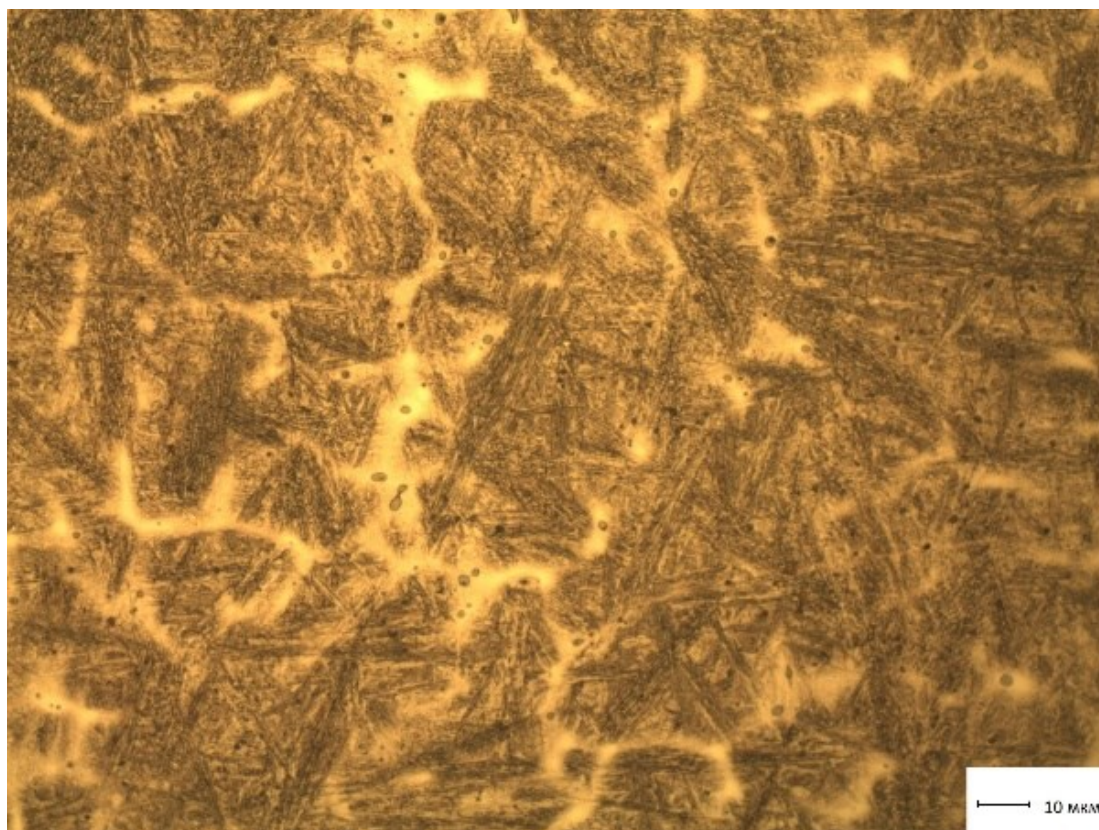


*a**б*





б

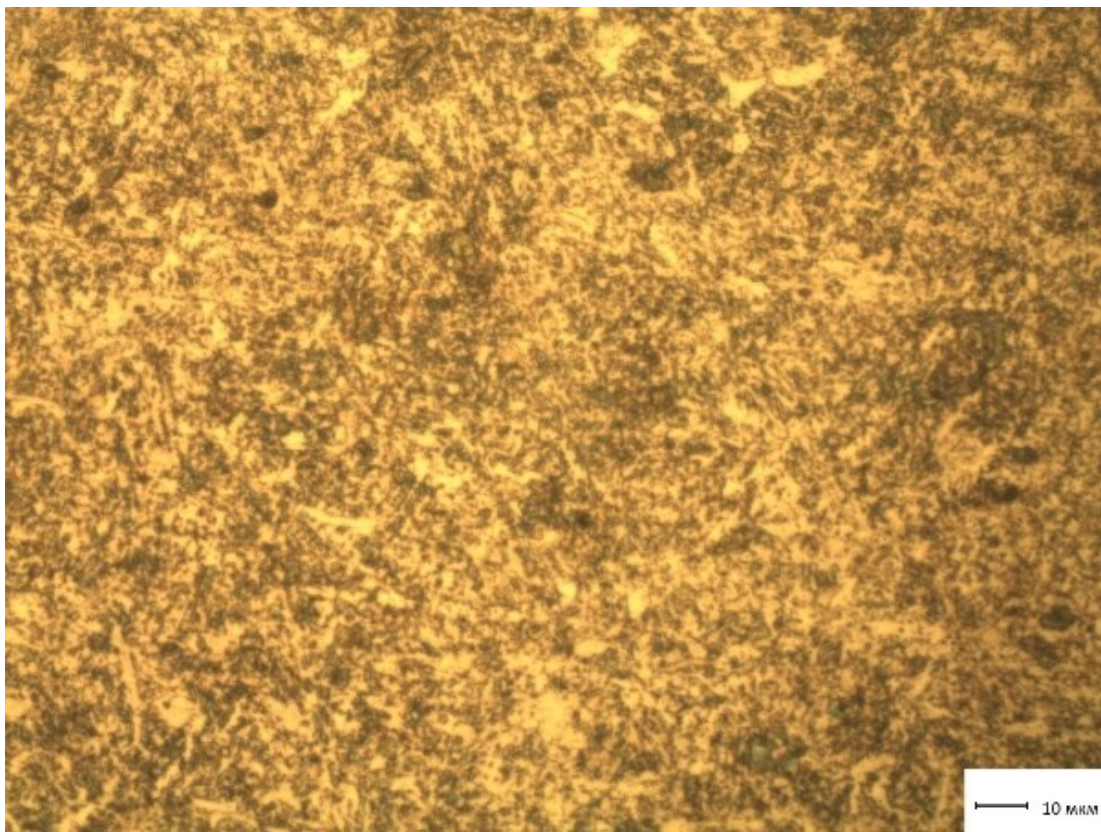
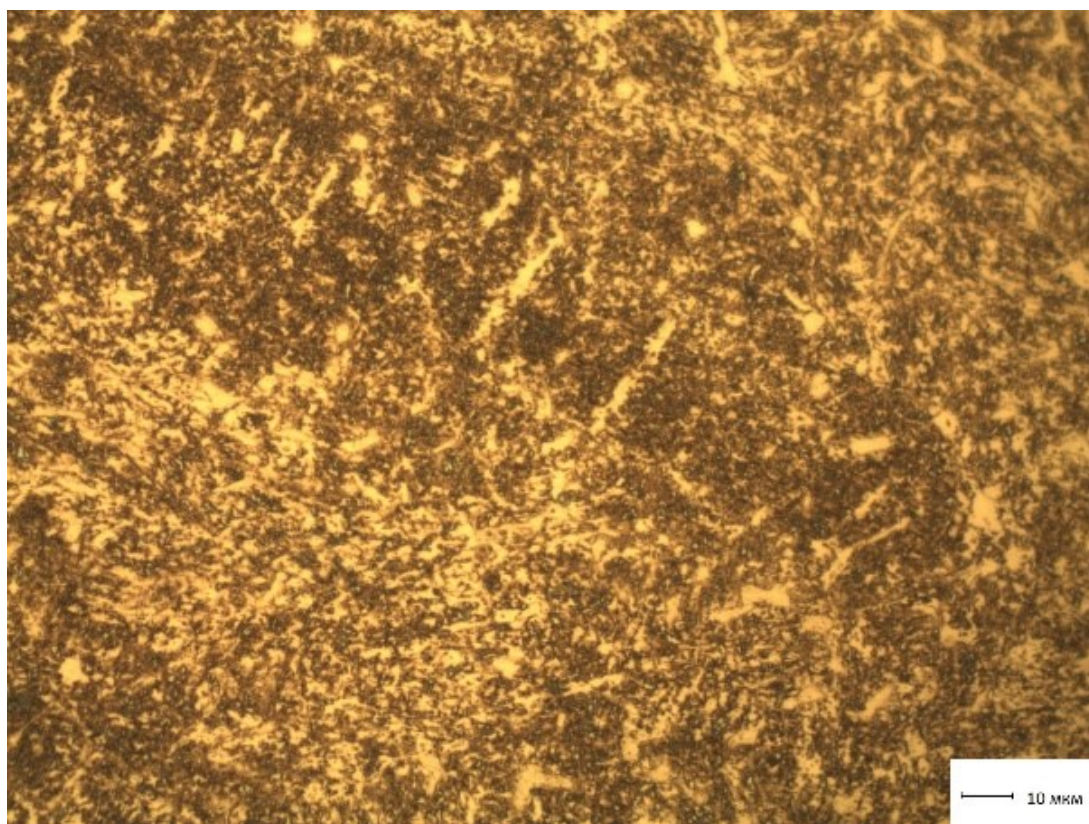


з

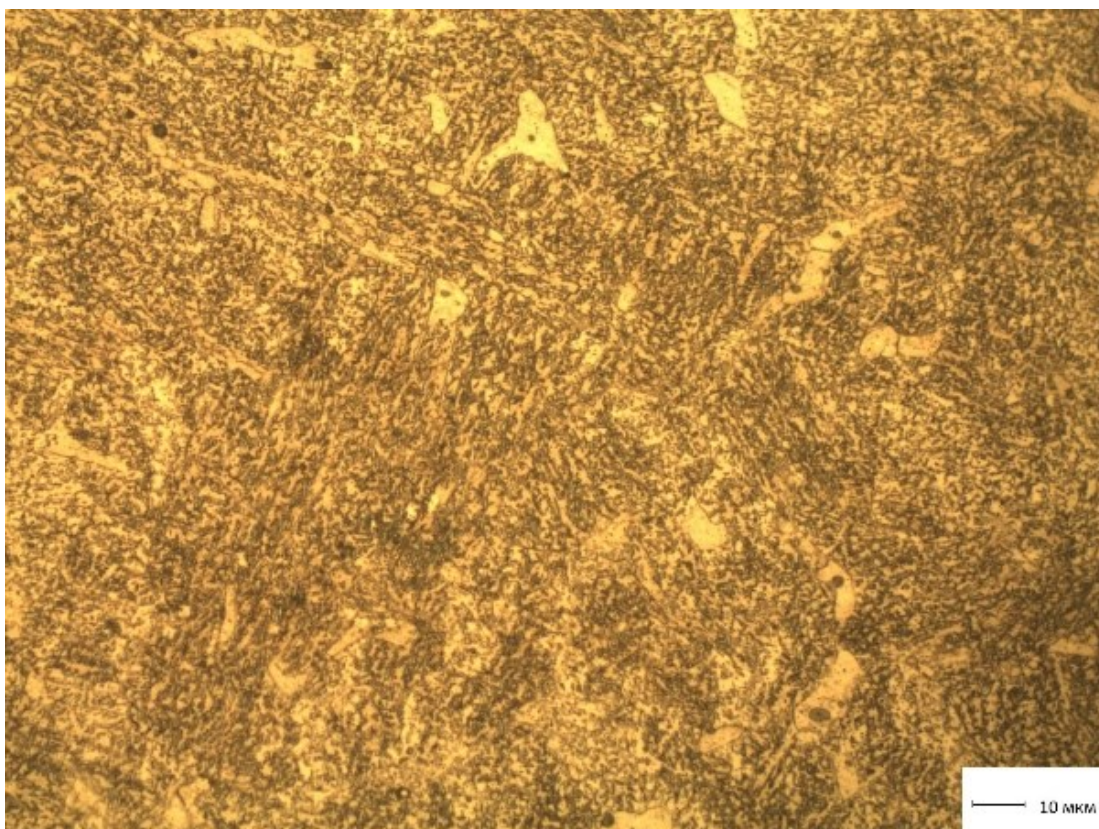
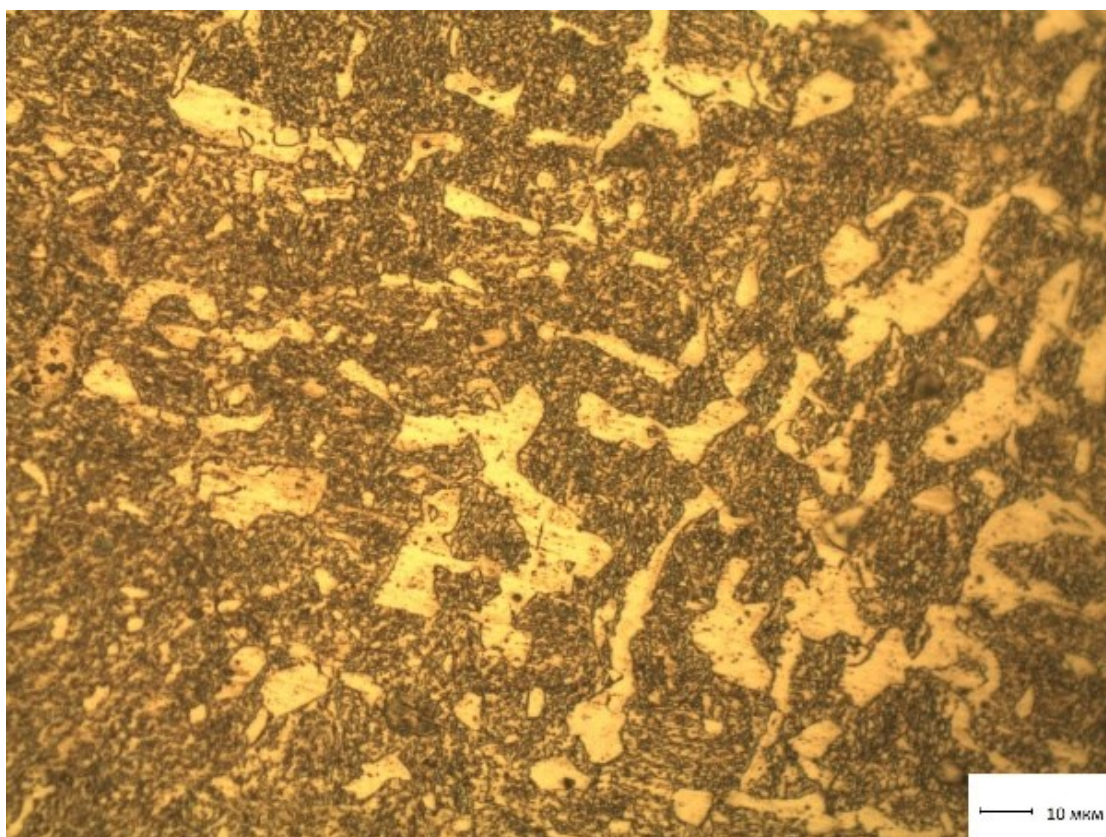
*a* – 9; *б* – 10; *з* – 11; *д* – 12

Рисунок 3.5 – Микроструктура наплавленного слоя ( $\times 500$ )



*a**б*



*б**г*

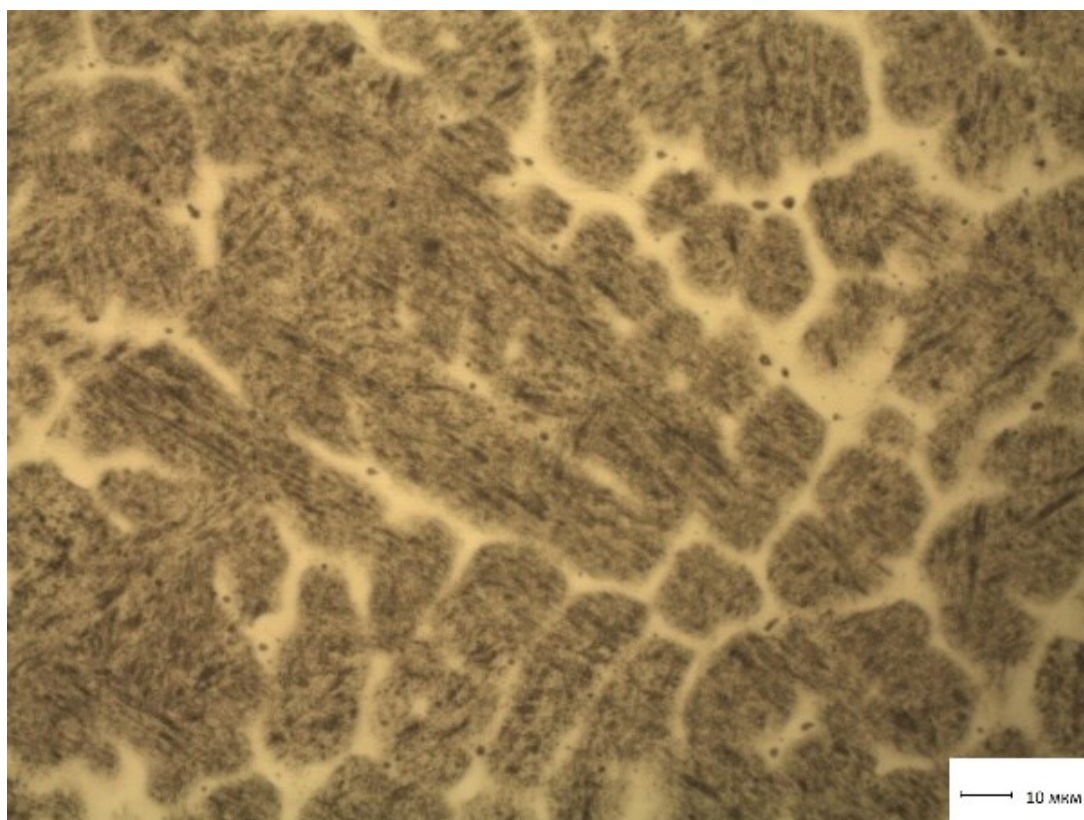
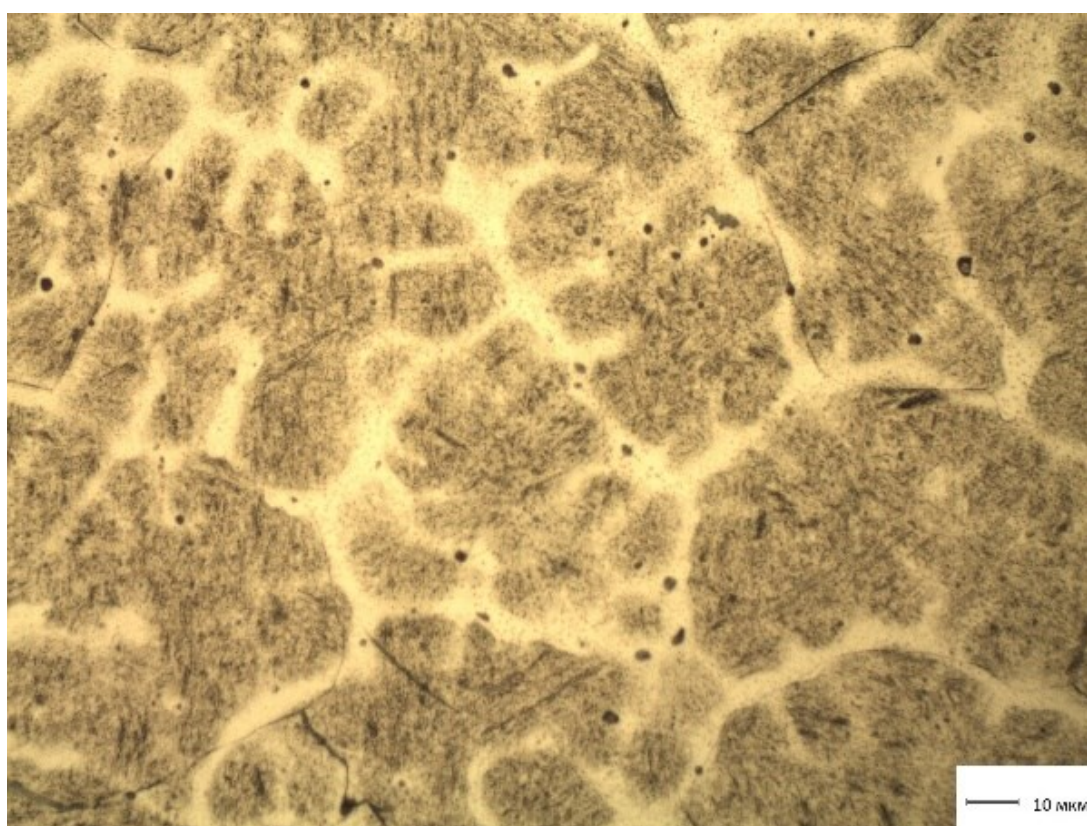
*а* – 13; *б* – 14; *в* – 15; *г* – 16

Рисунок 3.6 – Микроструктура наплавленного слоя ( $\times 500$ )

Объемная доля и размер ферритных участков в наплавленном слое зависят от химического состава последнего и технологических параметров наплавки. Так, размер ферритных зерен для опытных проволок с вольфрамом изменяется в пределах 7 – 20 мкм. По телу ферритных зерен выделяются точечные включения карбидной фазы типа  $(\text{Fe}, \text{W})_3\text{C}$ , что соответствует разрезу диаграммы Fe-W-C. Можно предположить, что повышение концентрации вольфрама увеличивает твердость металла, однако при этом снижается износостойкость. Низкая вязкость матрицы не позволяет удерживать на поверхности карбиды вольфрама, износ осуществляется не по схеме выкрашивания высокопрочных частиц карбидов из матрицы, в результате чего в матрице образуются дополнительные трещины, способствующие дополнительному износу матрицы.

Для определения наиболее рациональных составов опытных порошковых проволок исследовано влияние хрома в интервале от 6 до 7 % в наплавленных слоях на их микроструктуру (образцы 131 – 161 серии 5). Следует отметить, что наплавленный слой с меньшим содержанием хрома (6,06 %) содержал несколько большее количество ванадия (0,04 %) по сравнению с остальными слоями, содержащими 0,02 % ванадия. Микроструктура наплавленных слоев с различным содержанием хрома показана на рисунке 3.7. Видно, что увеличение содержания хрома в наплавленных слоях от 6 до 7 % практически не изменяет их микроструктуру. Она представляет собой участки мелкоигльчатого мартенсита, отделенные между собой ферритными прослойками. С увеличением количества хрома в наплавке до 7 % несколько увеличивается толщина прослоек и уменьшается размер бывших зерен аустенита, по которым они выделились. Размеры игл и пластин мартенсита остаются без видимых изменений (балл 7).



*a**б*



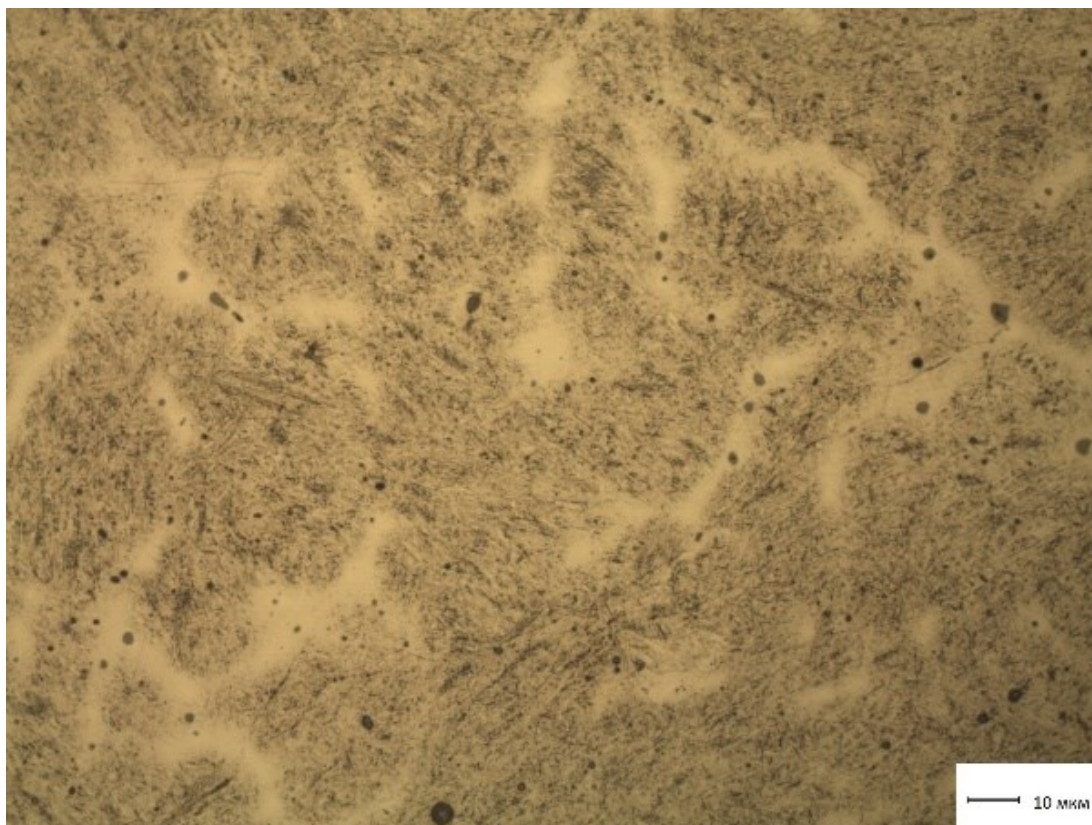
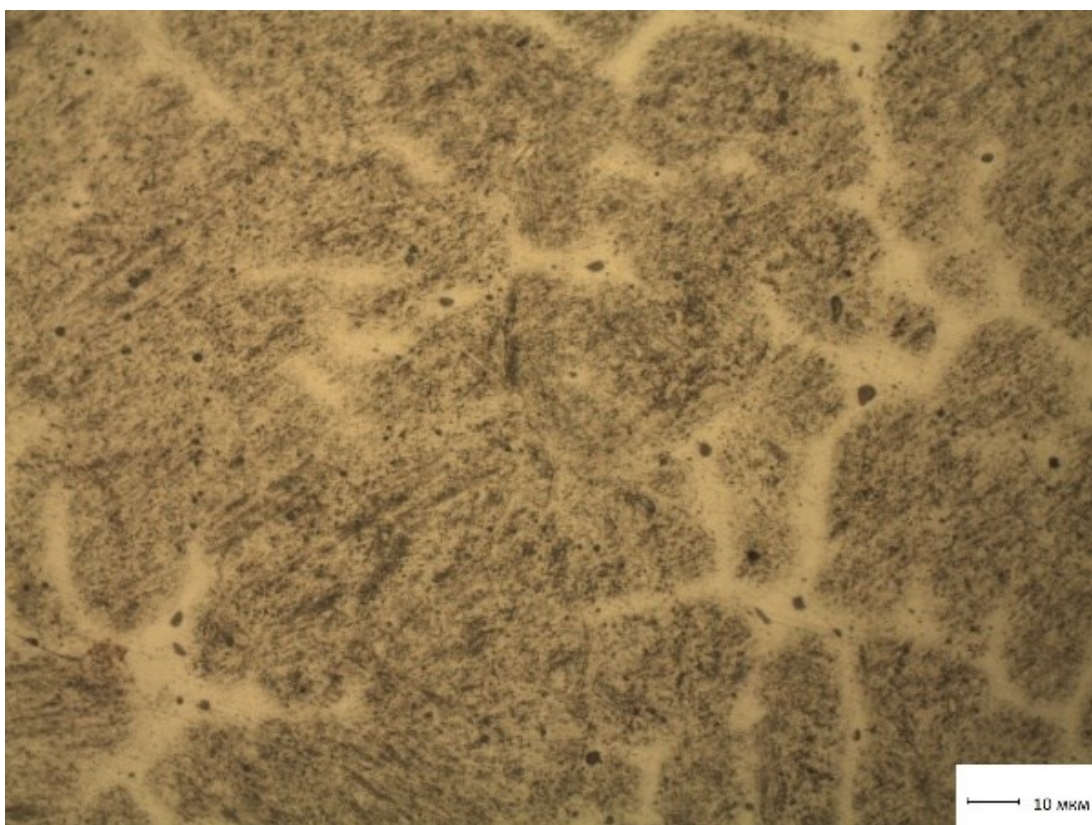
*б**г**а – 131; б – 141; в – 151; г – 161*

Рисунок 3.7 – Микроструктура наплавленного слоя ( $\times 500$ )

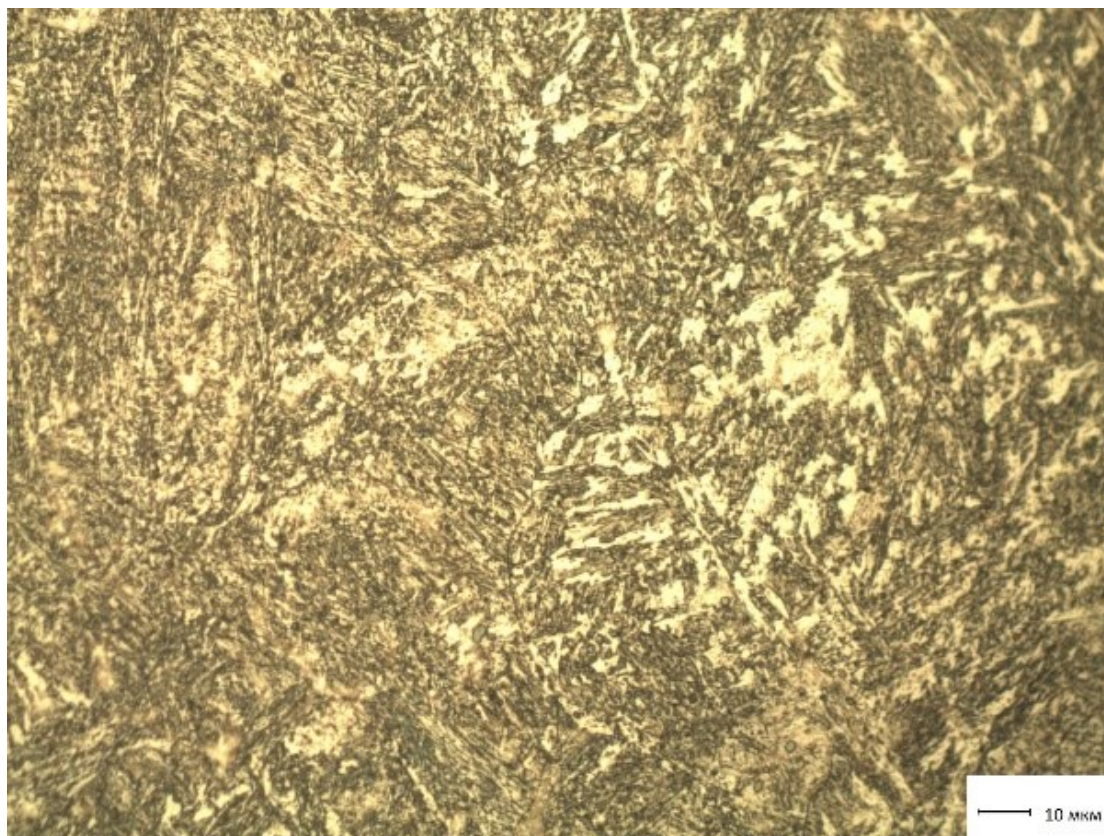
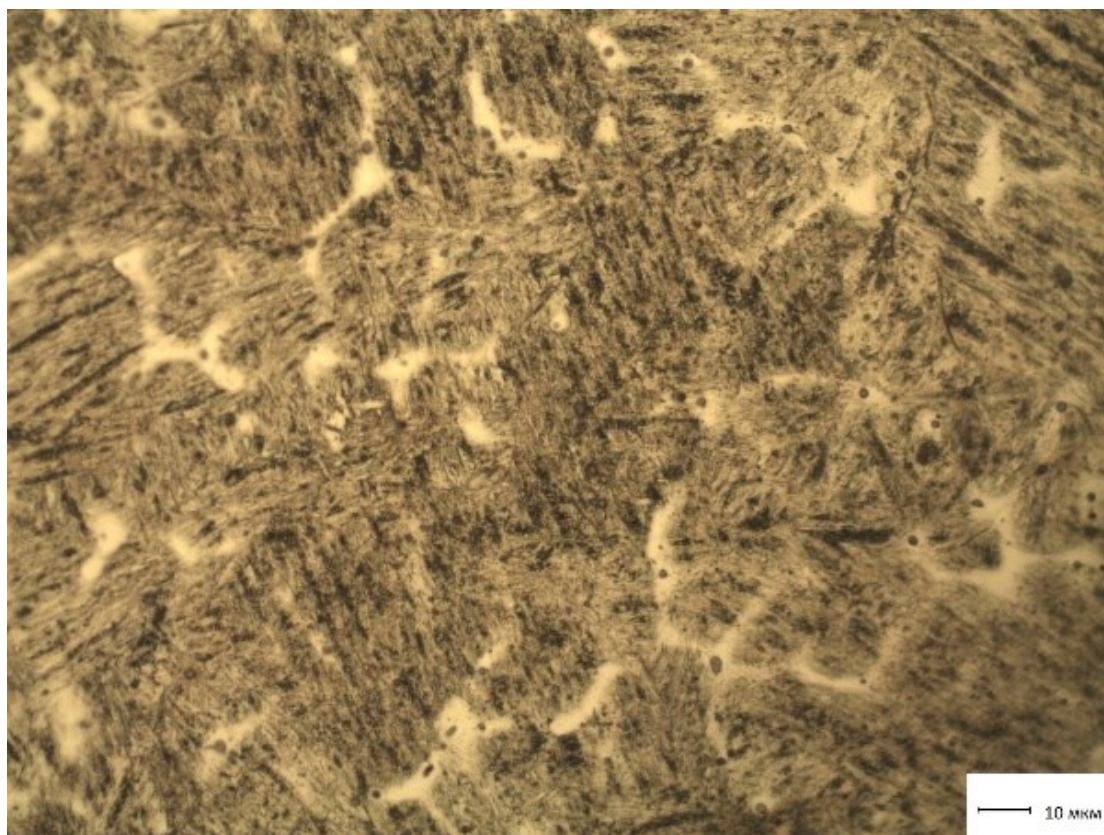
Изменение содержания основных элементов при изменении углеродфторсодержащей добавки изучали на образцах 17 – 21 серии 6. Изменение концентрации углерода практически не приводит к структурным изменениям в наплавленных слоях. При одинаковых технологических параметрах процесса наплавки она в значительно большей мере определяется легирующими элементами.

Структура наплавленного слоя на образцах 17 и 20 аналогична друг другу, что можно объяснить незначительными отличиями в химическом составе этих слоев по основным компонентам (рисунок 3.8 *а, з*). Она представляет собой перемешанные между собой участки мартенситно-трооститных и ферритно-перлитных структур с вкраплением выделений феррита неправильной формы по сечению шлифа. Размер мартенситных реек и игл изменяется в различных участках в пределах 4 – 10 мкм (рисунок 3.8 *а, з*), а ферритные участки – около 10 мкм. Такая структура имеет невысокую твердость даже при наличии в составе слоя около 4 % хрома, что связано с низким содержанием в слое углерода (около 1 %) и минимальным присутствием в составе W, Mo, Mn, Ni.

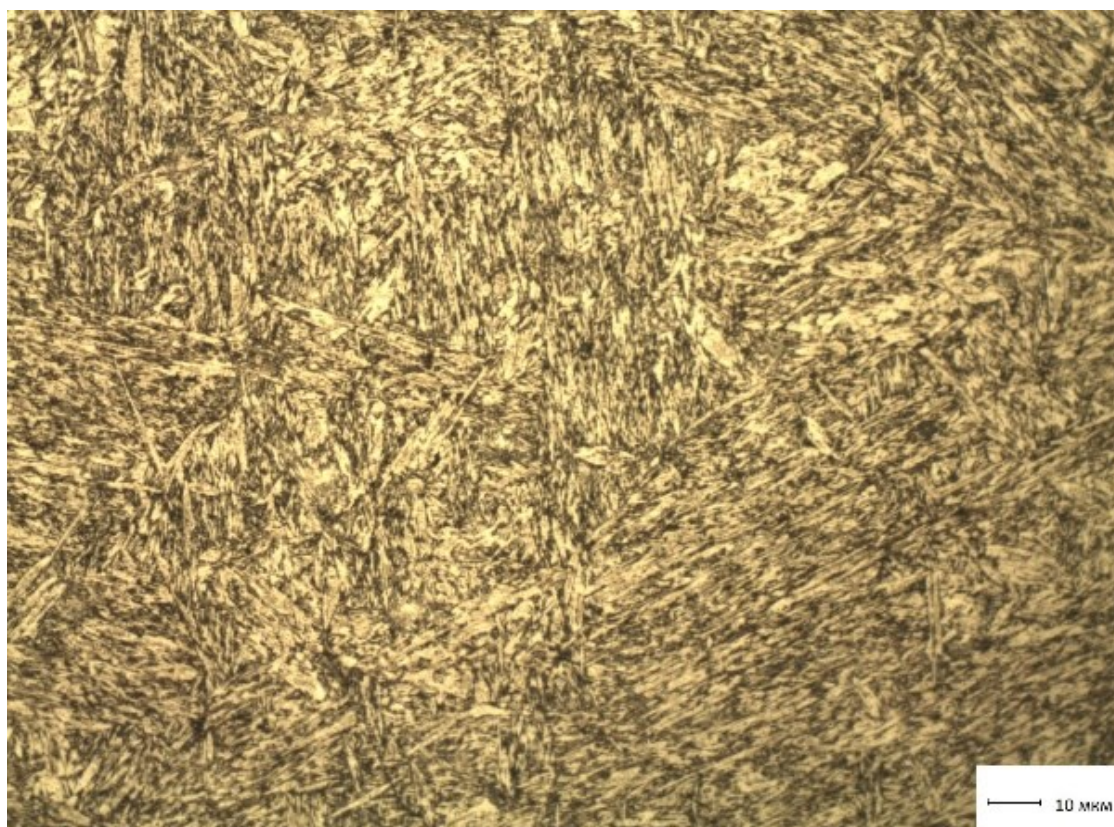
Увеличение содержания углерода до 0,17 % и хрома до 6 % в составе наплавленного слоя приводит к формированию структуры средне- и крупноигольчатого мартенсита (6 балл) с участками феррита, расположенными по границам зерен бывшего аустенита (рисунок 3.8 *б, д*). Следует отметить, что в структуре этих слоев отсутствуют феррито-перлитные участки, что несколько повышает уровень твердости наплавленного слоя.

Дополнительное наличие в наплавленном слое хрома в количестве 1,6 % при примерно одинаковых содержаниях других основных элементов увеличивает однородность структуры (рисунок 3.8, *в*) по сравнению со структурой слоев без вольфрама (рисунок 3.8, *б*). Однако размер мартенситных игл крупнее при наличии вольфрама в наплавленном слое (см. рисунок 3.8, *в*). Кроме того, присутствие вольфрама в таком количестве (1,64 %) практически не повышает твердость наплавленного слоя, которая остается на максимальном уровне для этой серии образцов.

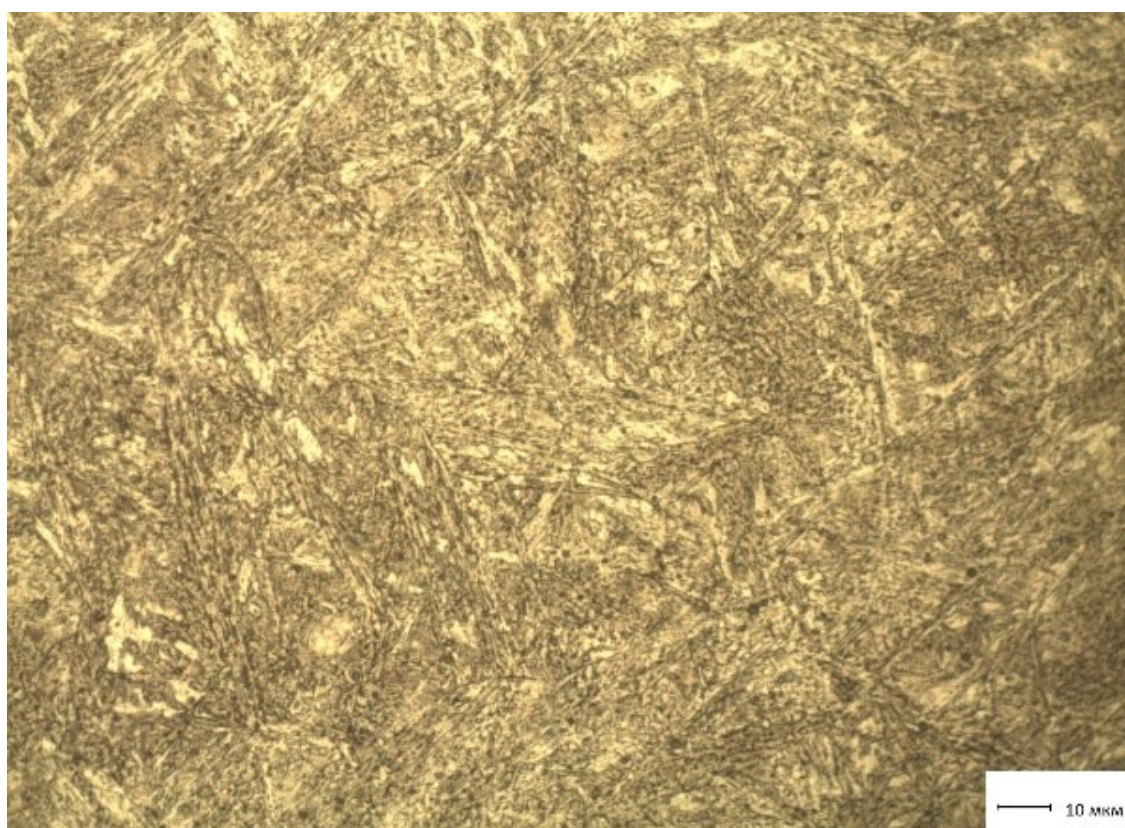


*a**б*



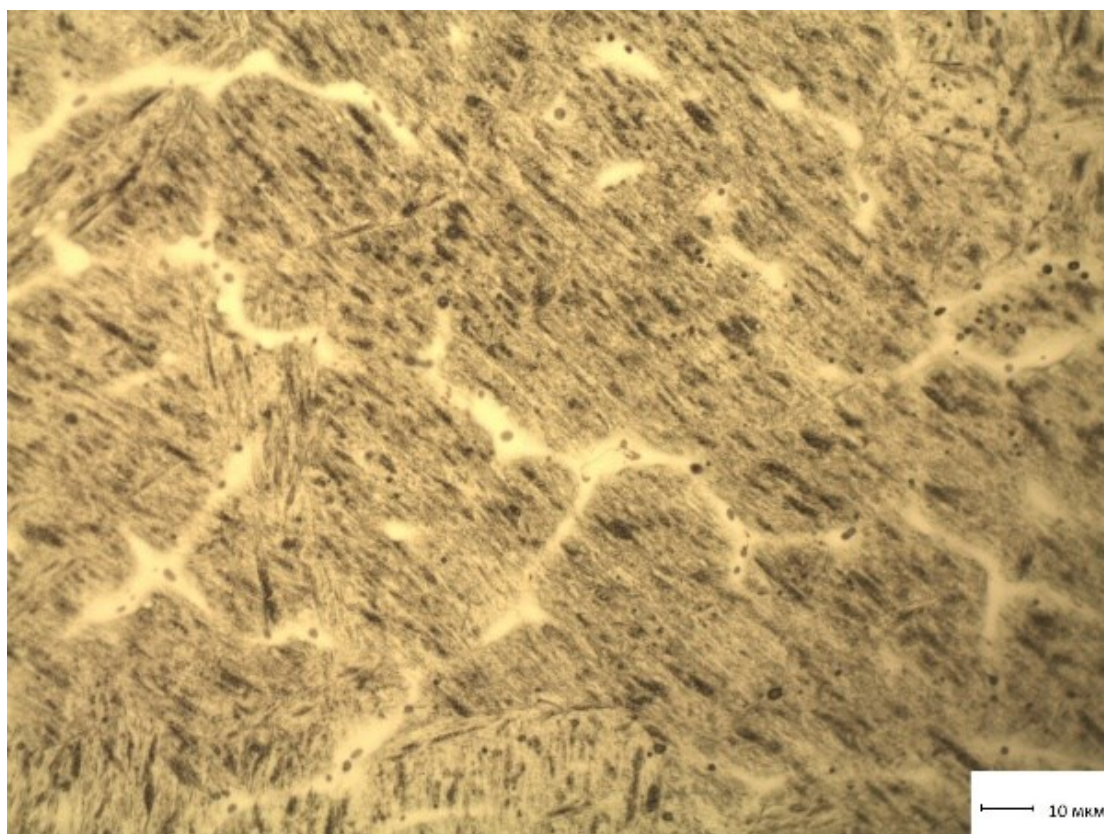


6



2





*д*

*а* – 17; *б* – 18; *в* – 19; *г* – 20; *д* – 21

Рисунок 3.8 – Микроструктура наплавленного слоя ( $\times 500$ )

Определено (образцы 22 – 24 серии 7) совместное влияние наличия в составе наплавленного многокомпонентного слоя хрома и ванадия с содержанием углерода 0,23 – 0,28 % на их микроструктуру. Микроструктура наплавленного слоя, не содержащего вольфрам (рисунок 3.9, *а*, *б*), но с присутствующим в составе хрома в количестве 4 %, представляет собой мартенсит с очень незначительным количеством тонких прослоек феррита. Размер мартенситных игл составляет в этом случае 6 – 12 мкм (7 балл). Дополнительное введение в состав наплавки вольфрама в количестве 4,66 % приводит к получению мартенситной структуры с небольшим количеством участков феррито-перлитной структуры. Объемная доля феррита значительно увеличивается.



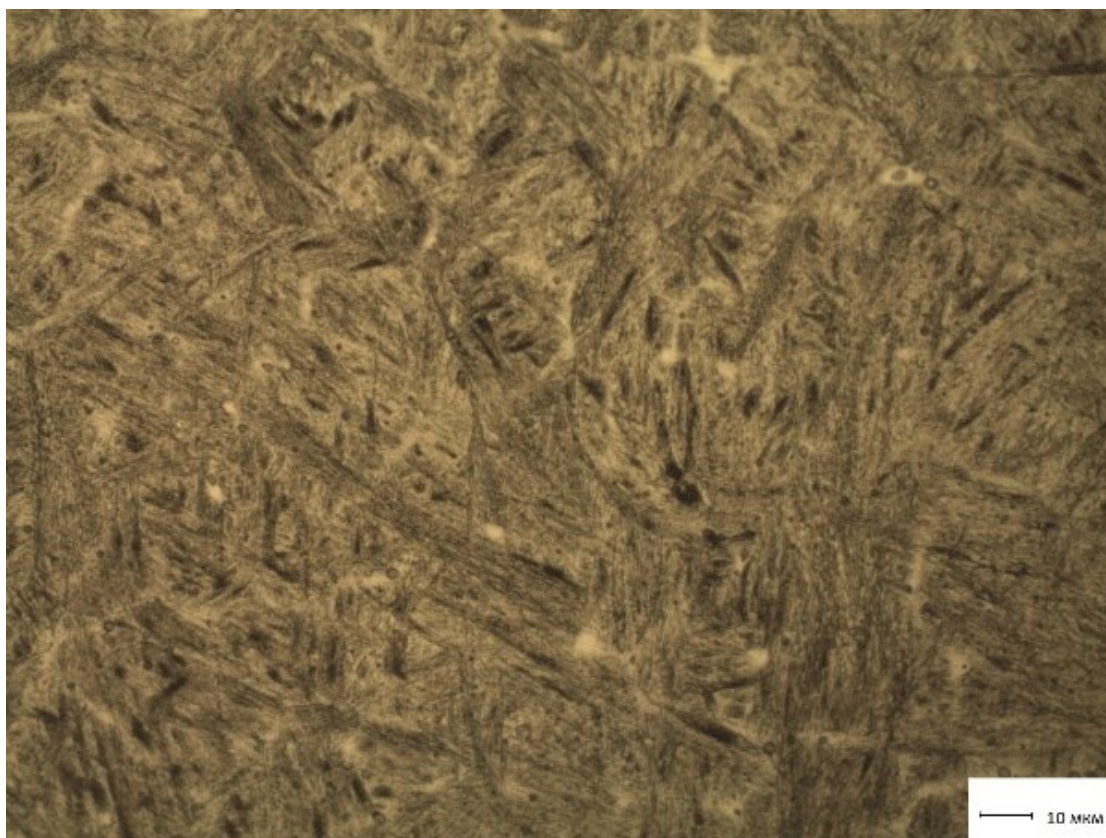
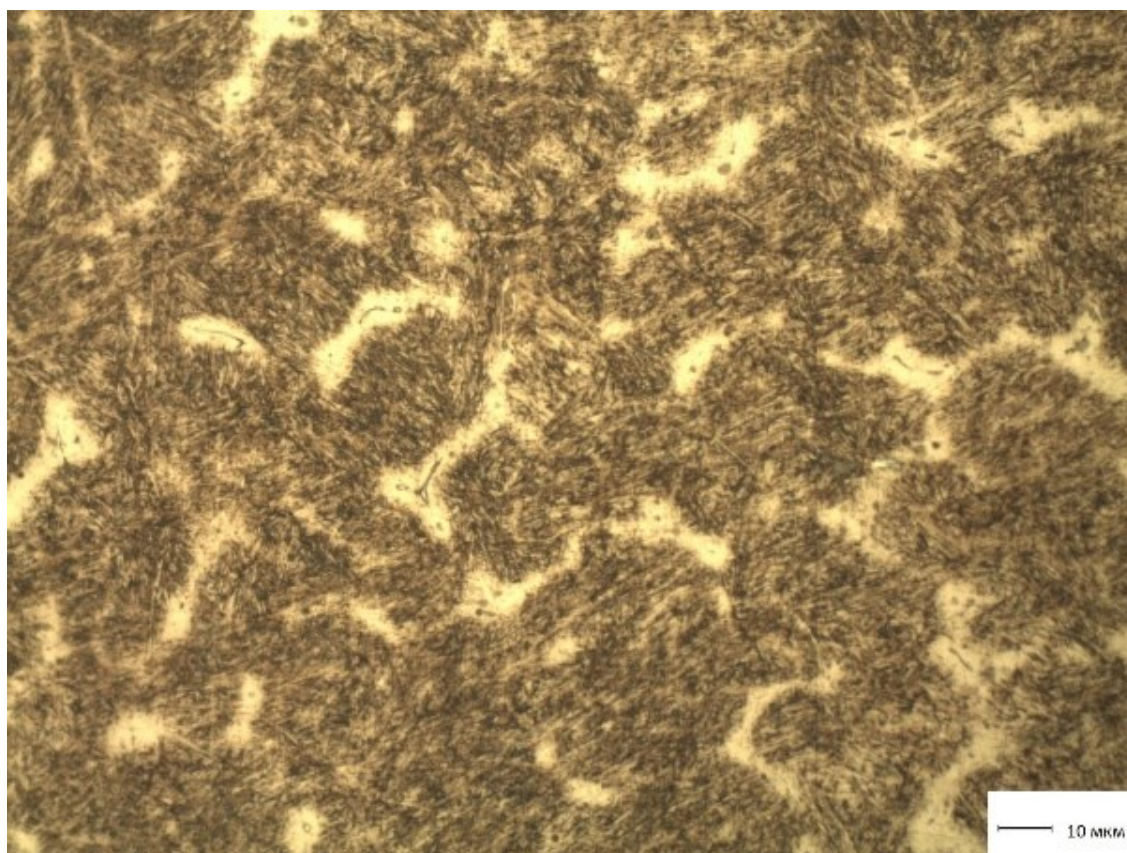
*a**б**a* – 22; *б* – 23

Рисунок 3.9 – Микроструктура наплавленного слоя ( $\times 500$ )

Для определения наиболее рационального состава наплавленных слоев и проведения промышленных испытаний на заготовках в виде пластин были наплавлены многокомпонентные слои образцов 26, 27 серии 8. Следует отметить, что основное отличие второго состава заключается в наличии вольфрама в количестве 6,5 %. Микроструктура, полученных наплавленных опытных слоев, приведена на рисунке 3.10. Исследование микроструктуры наплавленного слоя первого состава показало наличие мартенситной структуры с прослойками феррита по бывшим границам зерен аустенита. Микроструктура наплавки второго состава отличается присутствием в основе мартенсита участков с феррито-перлитной структурой. Кроме того, по ферритным зернам хорошо видны включения карбидов, содержащих железо, хром и вольфрам. Сравнение износостойкости показало, что использование вольфрама в образце 27 нецелесообразно и для промышленных испытаний использовалась порошковая проволока, обеспечивающая получение наплавленного слоя как в образце 26.

Для сравнения была исследована сварочная проволока с повышенным содержанием хрома и кремния марки DT-SG 600F полученный наплавленный слой содержал около 9 % Cr и 2,6 % Si. Микроструктура наплавленного слоя приведена на рисунке 3.11. Она представляет собой мартенсит игольчатого и реечного типа, расположенный в бывших зернах аустенита, по границам которых выделяются прослойки феррита. Средний размер мартенситных игл и реек составляет 4 – 9 мкм, а аустенитные зерна относятся к 7 – 8 баллу по стандартной шкале. Очевидно, повышенное содержание в слое хрома при 0,4 % углерода приводит к формированию карбидов специального типа  $(Cr, Fe)_7C_3$  в соответствии с сечением тройной диаграммы Fe-Cr-C.

Проведена оценка загрязненности наплавленных слоев неметаллическими включениями (таблица 3.7). Неметаллические включения исследовались на наплавленной поверхности по ГОСТ 1778-70.

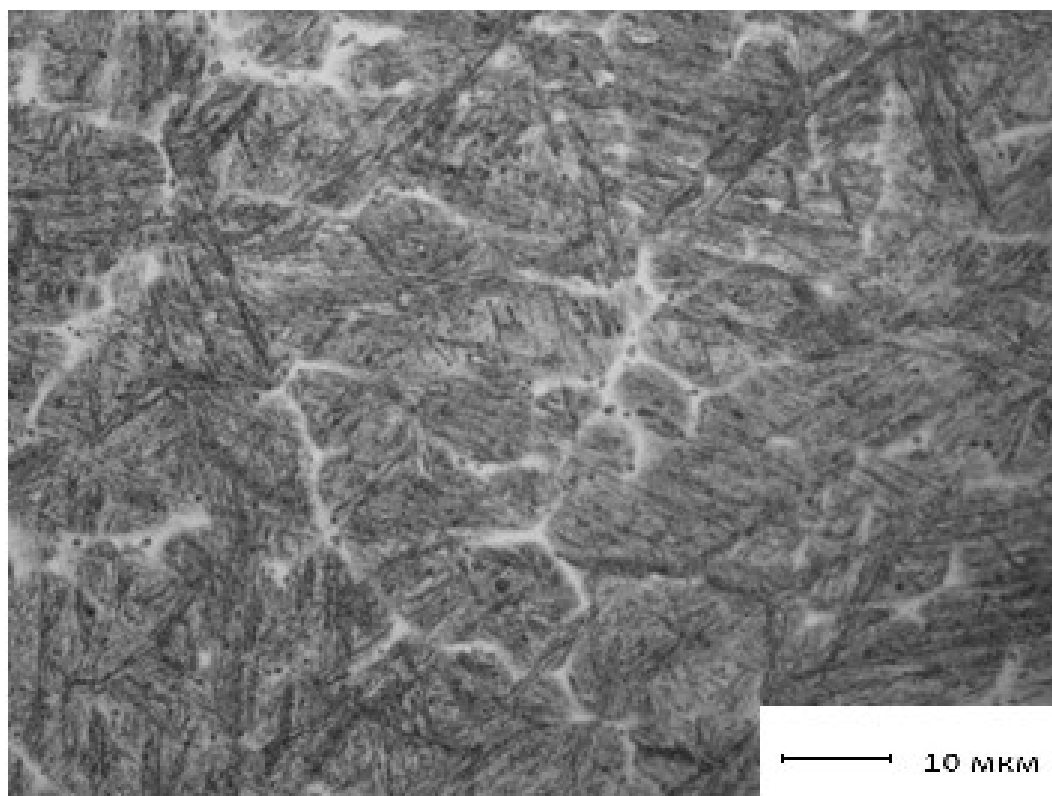
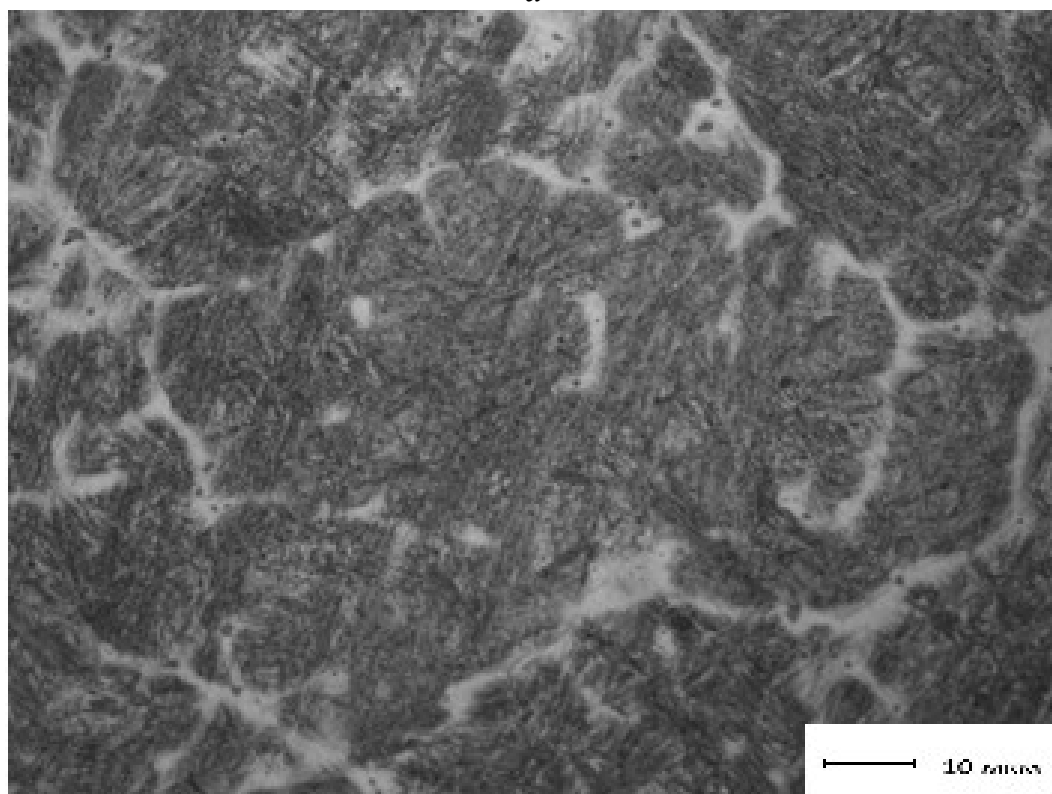
*a**б**a – 26; б – 27*

Рисунок 3.10 – Микроструктура наплавленного слоя ( $\times 500$ )



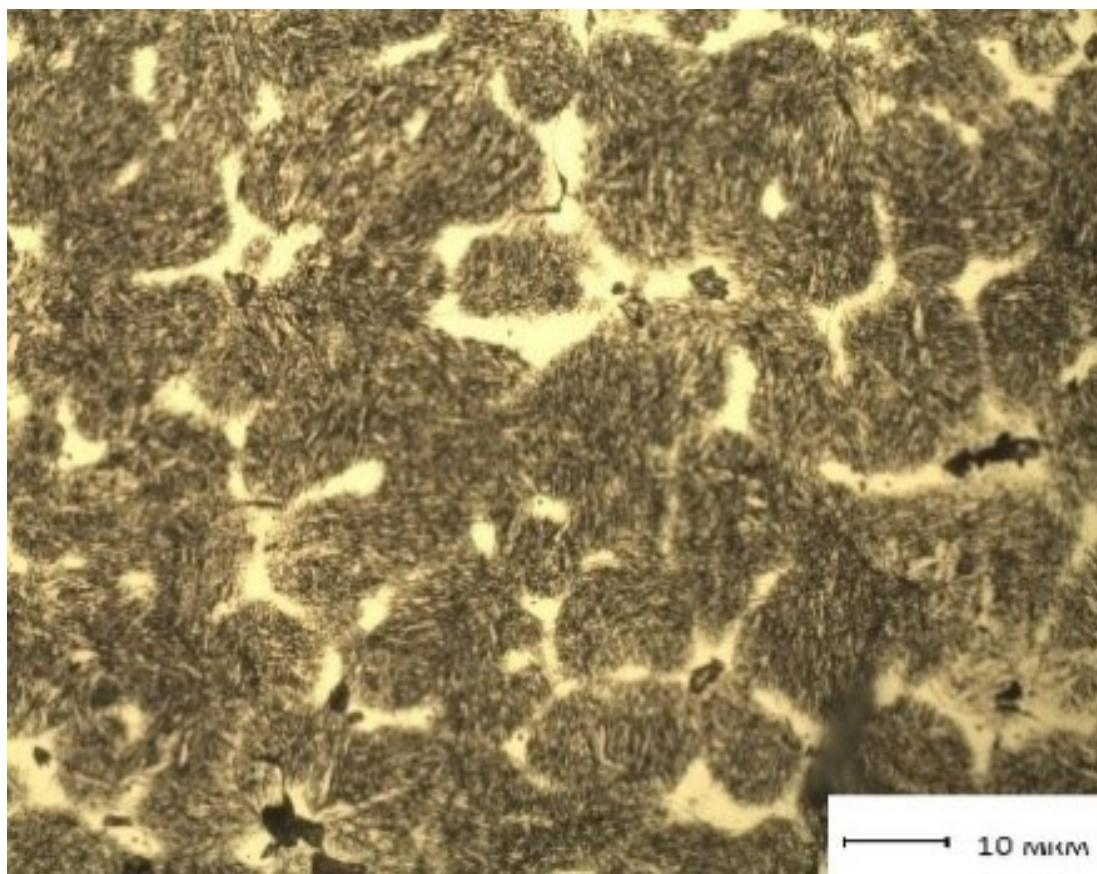


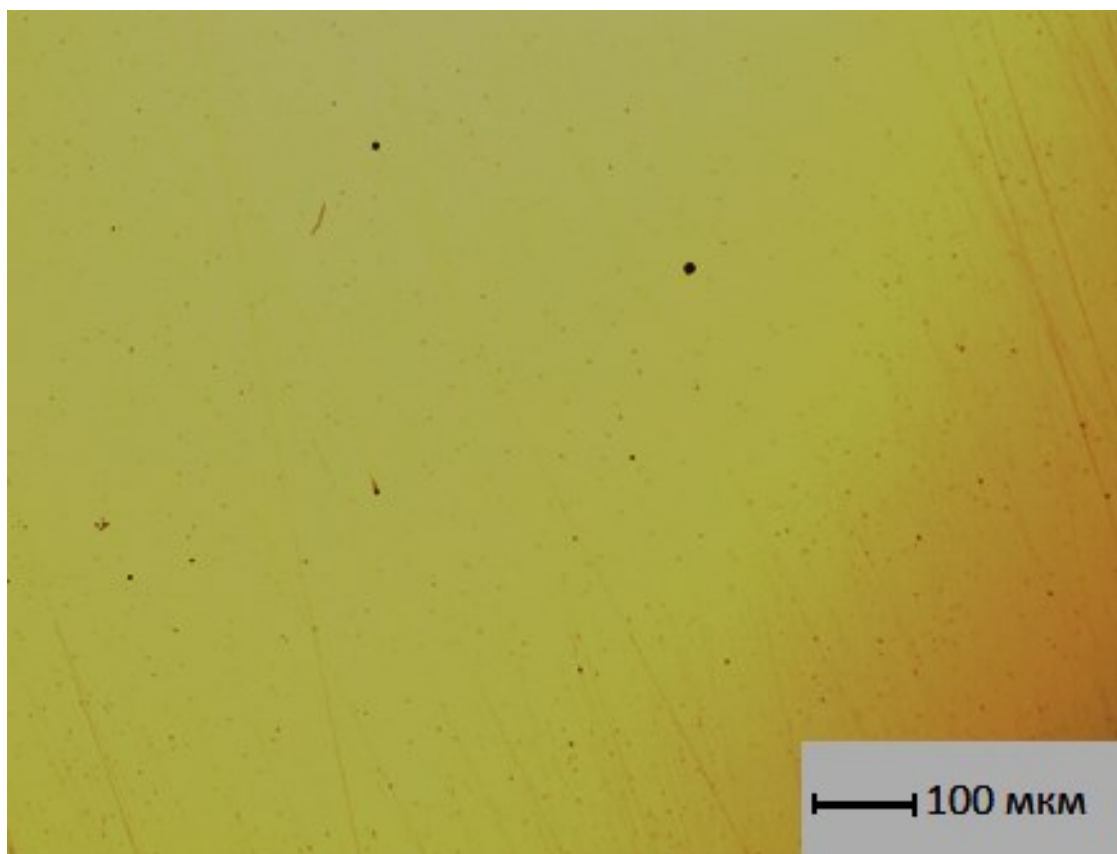
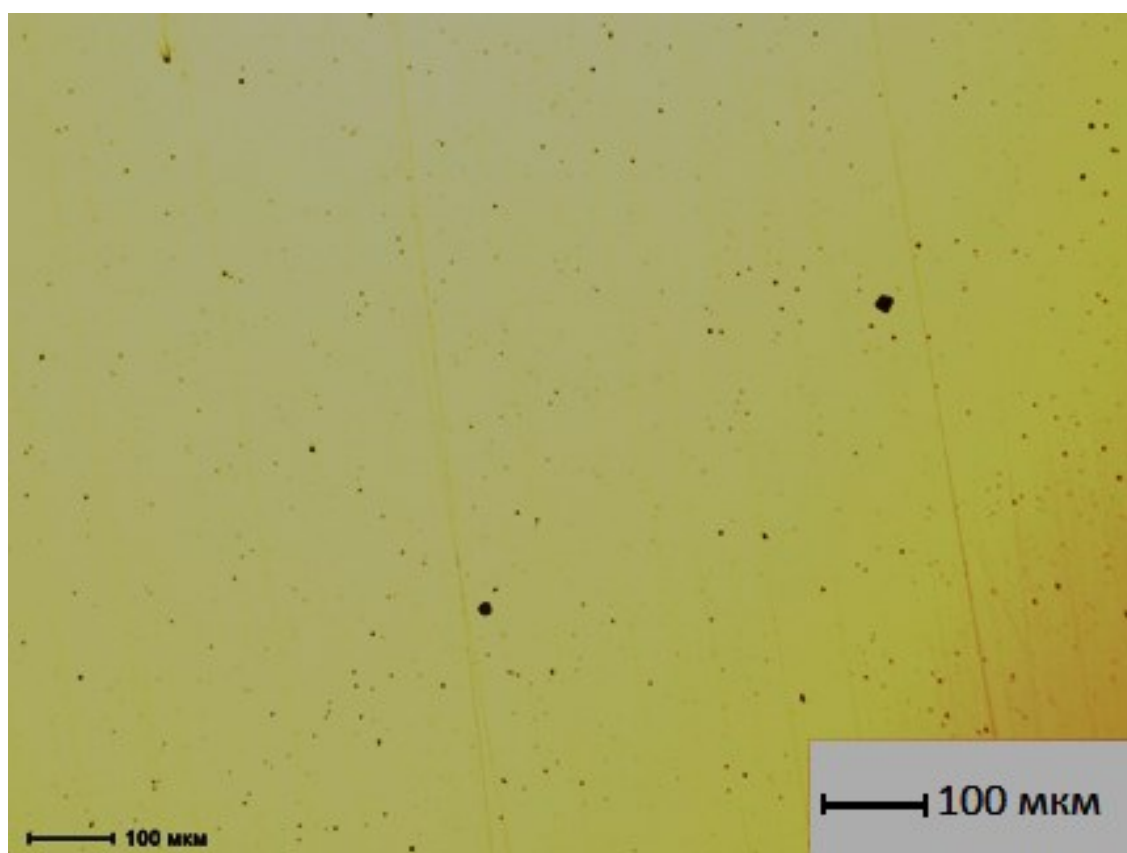
Рисунок 3.11 – Микроструктура слоя, наплавленного проволокой фирмы DRATEC ( $\times 500$ )

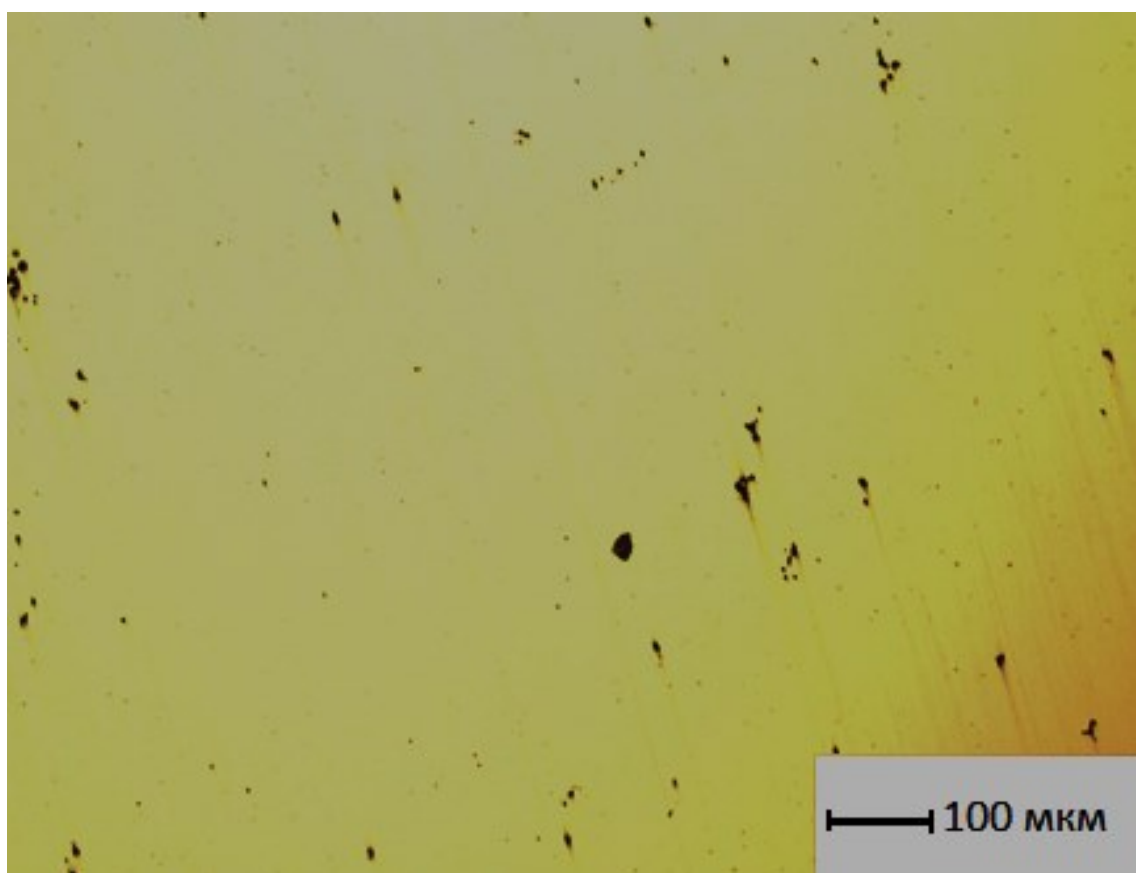
Установлено присутствие в наплавленном металле силикатов недеформирующихся и оксидов точечных. Отмечена незначительная загрязненность оксидными неметаллическими включениями наплавленного металла. Наличие данных неметаллических включений не оказывает влияния на исследуемые показатели наплавленного слоя.

Особо следует отметить образцы D1 и 27. В образце D1 наблюдается большое количество пор, относительно других образцов. Неметаллические включения во всех образцах расположены беспорядочно. В образцах D1 и 27 наблюдается скопление различных видов неметаллических включений (рисунок 3.10).

Таблица 3.7 – Характеристики неметаллических включений и структуры исследуемых образцов

№ се- рии	№ об- разца	Структура	Балл	Размер игл, мкм	Величина зерна аусте- нита	Силикаты недефор- мирующиеся	Оксиды точечные
1	3	Мартенсит	4-5	2-6;	5 и 6	2б; 1б; 2а	1а
	4	Мартенсит	5	3-8	7	2б; 1б; 3а	1а
2	5	Мартенсит	5	2-8	7	1б; 2б; 3а	1а
	6	Мартенсит	5	3-8	6 и 7	2б; 1б; 2а	1а
	7	Мартенсит	5	3-8	6	1б; 2б; 3а	1а
	8	Мартенсит	5	2-8	6 и 7	1б; 2б	1а
3	9	Мартенсит	7	3-14	6 и 7	1б	1а
	10	Мартенсит	4-5	3-6	6 и 7	1б; 2б; 2а	1а; 2а
	11	Мартенсит	7	8-12	6 и 7	1б; 2б; 2а	1а; 2а
	12	Мартенсит	7	3-11	6 и 7	1б; 2б	1а; 2а
4	13	Феррито- перлитная	-	-	5 и 6	2б; 1б; 2,5а	1а
	14	Феррито- перлитная	-	-	6	1б; 2б; 4б	1а
	15	Феррито- перлитная	-	-	5	1б; 2б; 3б	1а
	16	Феррито- перлитная	-	-	6	2б; 4б	1а
5	131	Мартенсит	3-4	2-6	7	1б; 2б	1а
	141	Мартенсит	3-4	2-6	7	2б; 2а	1а
	151	Мартенсит	3-4	2-6	7	2б; 1б	1а
	161	Мартенсит	3-4	2-6	7	2б; 1а	1а
6	17	Мартенсит	5	3-8	6-7	1б; 2б	1а
	18	Мартенсит	5-6	4-9	6	1б; 2б	1а
	19	Мартенсит	6	5-10	6	2б; 1б	1а
	20	Мартенсит	5	4-8	6-7	1б; 2б	1а; 2а
	21	Мартенсит	5-6	3-10	6	1б	1а
7	22	Мартенсит	6-7	6-10	6	1б; 2б	1а
	23	Мартенсит	5	4-8	6-7	1б; 2б	1а
	24	Мартенсит	5-6	3-9	6-7	2б; 2а	1а
8	26	Мартенсит	3-4	2-6	7	2а; 2б	1а
	27	Мартенсит	3-4	3-8	5	2б; 3б	1а; 2а
9	D1	Мартенсит	6-7	4-9	7-8	2б; 2а	1а

*a**б*



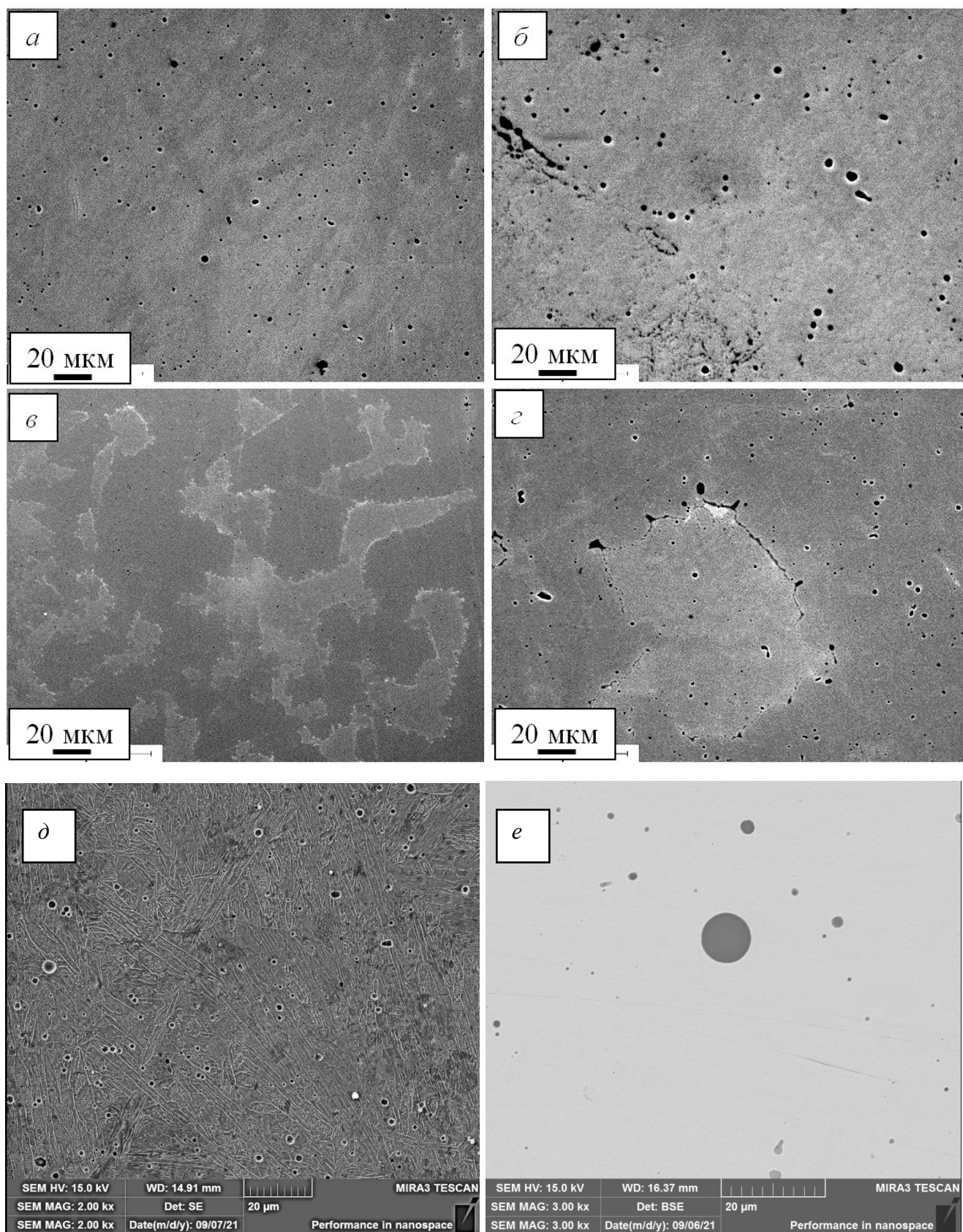
*в*

*а* – 26; *б* – 27; *в* – D1

Рисунок 3.12 – Неметаллические включения наплавленного слоя ( $\times 500$ )

Для дальнейшего исследования и анализа структуры наплавленных покрытий [91] выбрали образцы составов 19, 21 и 26. Структуру травленной и не травленной поверхности предварительно полированных образцов изучали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) (рисунок 3.13). Общим для исследуемых образцов является наличие микропор округлой формы, размеры которых, выявленные методами сканирующей электронной микроскопии, изменяются в пределах от 1,5 до 7 мкм. Следует отметить, что более крупные микропоры и их большее количество выявлено в образцах состава 19 (рисунок 3.13, *а*, *б*). Эти же образцы характеризуется наличием пор диаметром до 3,5 мм, выявляемых невооруженным глазом. Образцы состава 21 имеет явно выраженную дендритную структуру (рисунок 3.13, *в*, *г*). При травлении шлифов образцов состава 19 дендритная структура выявляется в менее явной форме (рисунок 3.13, *а*, *б*).





*a, б* – 19; *в, г* – 21; *д, е* – 26

Рисунок 3.13 – Микроструктура поверхности образцов составов



Элементный состав исследуемых образцов изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. На рисунке 3.14 и в таблице 3.8 приведены результаты элементного анализа образцов состава 19. Анализируя результаты, представленные в таблице 3.8, можно отметить явно выраженную ликвацию вольфрама и молибдена. При этом концентрация вольфрама может изменяться более чем в три раза, а молибдена более чем в два раза при переходе от точки к точке на поверхности образцов. Подобная картина выявляется и при исследовании элементного состава поверхности образцов состава 21, результаты которого приведены на рисунке 3.15 и в таблице 3.9.

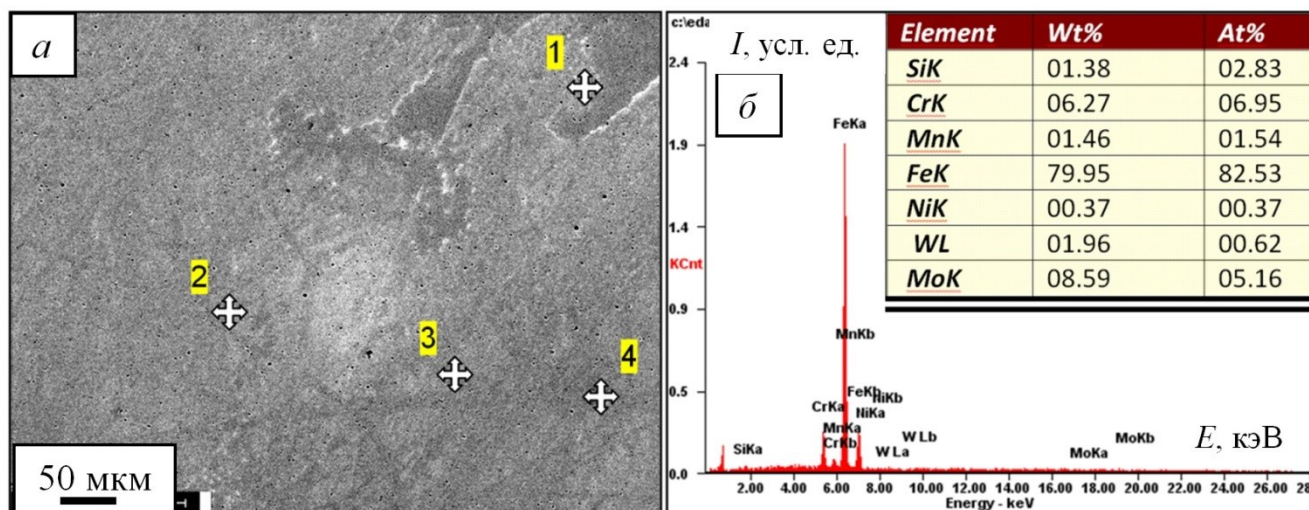


Рисунок 3.14 – Электронно-микроскопическое изображение структуры травленной поверхности образцов состава 19 (а) и энергетические спектры (б), полученные методом «по площадям» с участков образцов (а) (в таблице приведен элементный состав данного участка, усредненный по всей площади)

Анализ результатов, представленных в таблице 3.3 и на рисунке 3.15, показывает, что области дендритной кристаллизации (светлые области, обозначенные на рисунке 3.15, а цифрами 1 и 4) обеднены, а междендритные пространства (темные области, обозначены цифрами 2 и 3) обогащенные легирующими элементами, в основном молибденом и вольфрамом.

Таблица 3.8 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхности образцов состава 19 (рисунок 3.14, а)

Элемент	Область анализа, масс. %				
	Вся площадь рисунка	Область 1	Область 2	Область 3	Область 4
Si	1,26	1,32	1,12	1,49	1,6
Cr	6,23	6,07	5,82	6,15	6,15
Mn	1,48	1,45	1,32	1,28	1,19
Fe	80,1	83,39	81,36	85,45	80,9
Ni	0,30	0,18	–	0,16	0,18
W	2,18	1,54	0,34	0,59	1,88
Mo	8,45	6,05	10,04	4,88	8,1

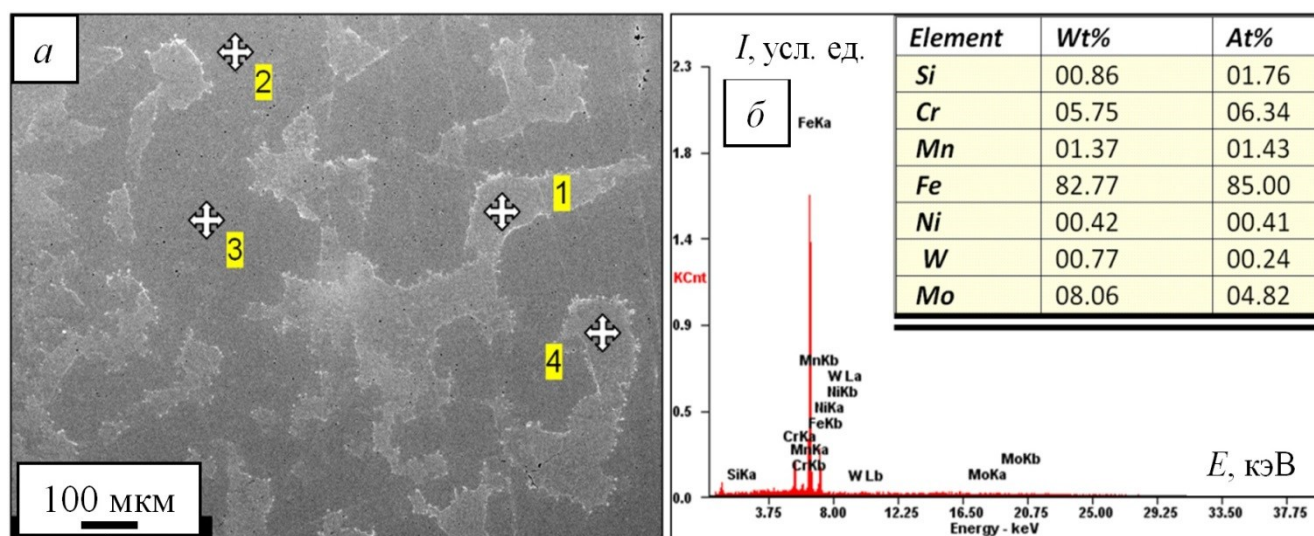


Рисунок 3.15 – Электронно-микроскопическое изображение структуры травленной поверхности образцов состава 21 (а) и энергетические спектры (б), полученные методом «по площадям» с участка образцы (а) (в таблице приведен элементный состав данного участка образца, усредненный по всей площади)

Таблица 3.9 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхности образцов состава 21 (рисунок 3.15, а)

Элемент	Область анализа, масс. %				
	Вся площадь рисунка	Область 1	Область 2	Область 3	Область 4
Si	0,86	0,69	0,84	0,5	0,43
Cr	5,75	5,46	6,35	5,6	5,61
Mn	1,37	1,26	1,44	1,58	1,48
Fe	82,77	88,75	79,43	81,93	87,62
Ni	0,42	–	0,27	0,52	0,14
W	0,77	–	1,53	0,86	0,0
Mo	8,06	3,84	10,14	9,01	4,72

На рисунке 3.16 и в таблице 3.10 приведены результаты элементного анализа различных участков образцов состава 26.

Спектр 8 на рисунке 3.16 а, спектры 2 и 3 на рисунке 3.16 в и спектр 2 на рисунке 3.16 д по элементному составу соответствуют основному металлу покрытия. Спектр 7 на рисунке 3.16 а, спектр 1 на рисунках 3.16 в, д соответствует неметаллическим включениям сложного элементного состава. Содержание основных элементов в них находится в интервале: кислорода 34,06 – 44,40 %, алюминия 7,43 – 14,04 %, марганца 22,56 – 30,31 %.

Фазовый состав наплавленных образцов изучали методами рентгенофазового анализа. На рисунке 3.17 приведены характерные рентгенограммы, полученные с данных образцов. Анализ рентгенограмм показывает, что основной фазой образцов является твердый раствор на основе  $\alpha$ -Fe (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа). Параметр кристаллической решетки стали образцов состава 19  $a = 0,28766$  нм, состава 21  $a = 0,28740$  нм, что существенно больше параметра кристаллической решетки  $\alpha$ -железа ( $a = 0,2866$  нм). Дифракционная линия  $\alpha$ -Fe искажена (рисунок 3.17, участок указан стрелкой).

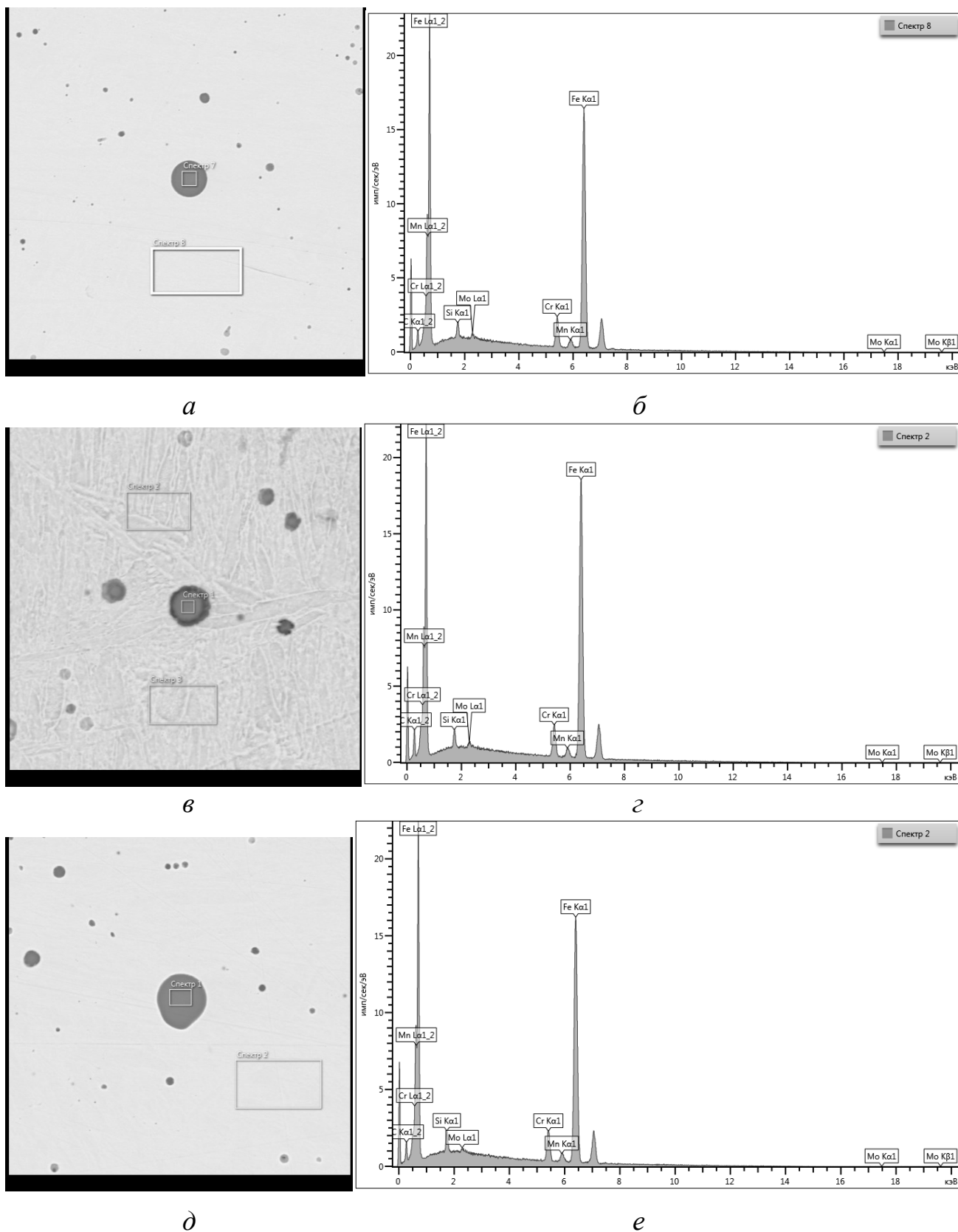


Рисунок 3.16 – Электронно-микроскопические изображения структуры поверхности (*а, в, д*) и энергетические спектры (*б, г, е*) образцов состава 26

Таблица 3.10 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхности образцов состава 26 (рисунок 3.16)

Элемент, масс. %	Рисунок 3.16, а		Рисунок 3.16, в			Рисунок 3.16, д	
	Спектр 7	Спектр 8	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3	Спектр 1	Спектр 2
O	44,40	—	34,06	—	—	39,49	—
Mg	0,27	—	—	—	—	—	—
Al	14,04	—	7,43	—	—	9,14	—
Si	16,42	0,94	18,12	0,93	1,02	17,00	1,11
S	0,63	—	0,44	—	—	0,84	—
Ca	0,17	—	—	—	—	—	—
Cr	—	5,82	1,12	5,43	5,48	0,74	5,91
Mn	22,56	1,69	30,31	1,62	1,46	29,04	1,62
Fe	1,50	90,77	8,35	91,33	91,51	3,74	90,72
Mo	—	0,77	—	0,68	0,52	—	0,65
Cl	—	—	0,16	—	—	—	—
Сумма	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,0	100,0

Это свидетельствует о наличие в стали включений второй фазы. Фазовый анализ при наличии на рентгенограмме единственного рефлекса влечет за собой возможную ошибку. Можно предположить, что данный дифракционный максимум может принадлежать кристаллической решетке  $\gamma$ -Fe, либо кристаллической решетке карбида хрома состава CrC (расчет произведен по карточке 04-016-7242 международной базы данных).

Характерная структура излома образцов состава 19 приведена на рисунке 3.18, состава 21 – на рисунке 3.19. Отчетливо видно, что изломы обоих материалов сформированы в результате вязкого разрушения сплава.

Характерными элементами вязкого разрушения являются ямки вязкого излома. Размеры ямок вязкого излома в промышленных сплавах практически всегда варьируются в широких пределах. Одновременно наблюдаются сетки ямок малых размеров, зарождающихся вокруг дисперсных частиц второй фазы, и ямки среднего размера (рисунки 3.18, з и 3.19, з). Разнообразие размеров ямок вязкого излома можно объяснить следующим образом.

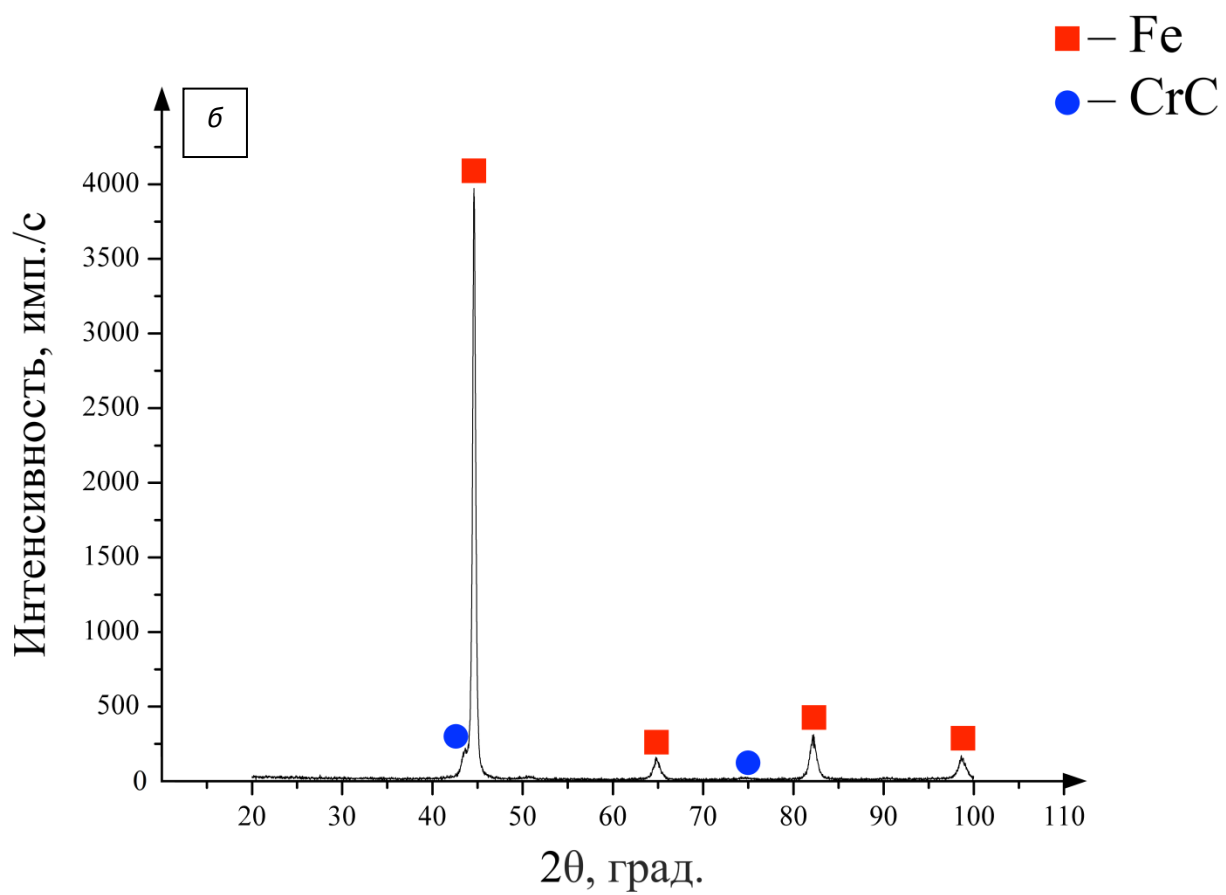
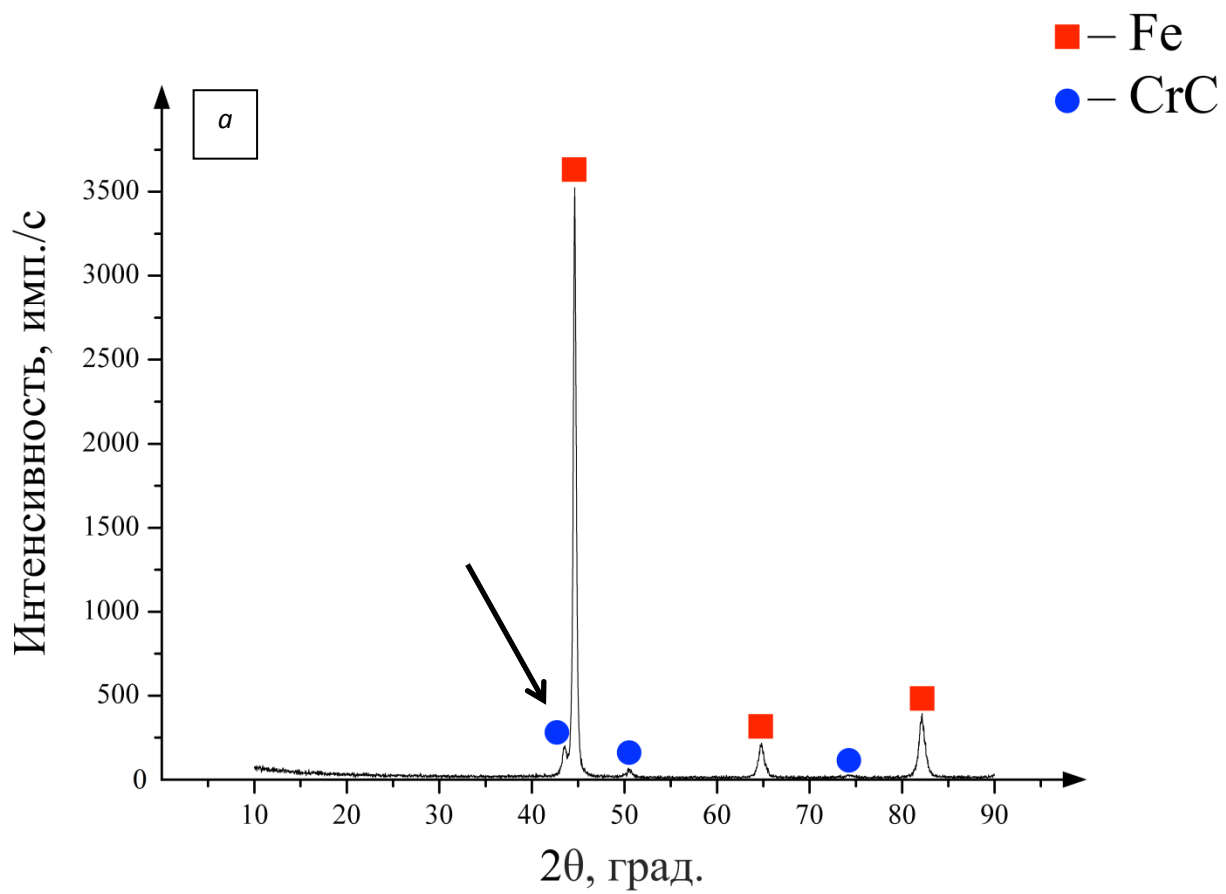


Рисунок 3.17 – Рентгенограммы, полученные с образцов составов 19 (а) и 21 (б)

Ямки на поверхности вязкого излома являются результатом образования, роста и слияния множества микропор, имеющем место в процессе разрушения материала. Микропоры зарождаются на поверхностях раздела между матрицей и частицами второй фазы, размеры и распределение которых могут варьироваться в весьма широких пределах.

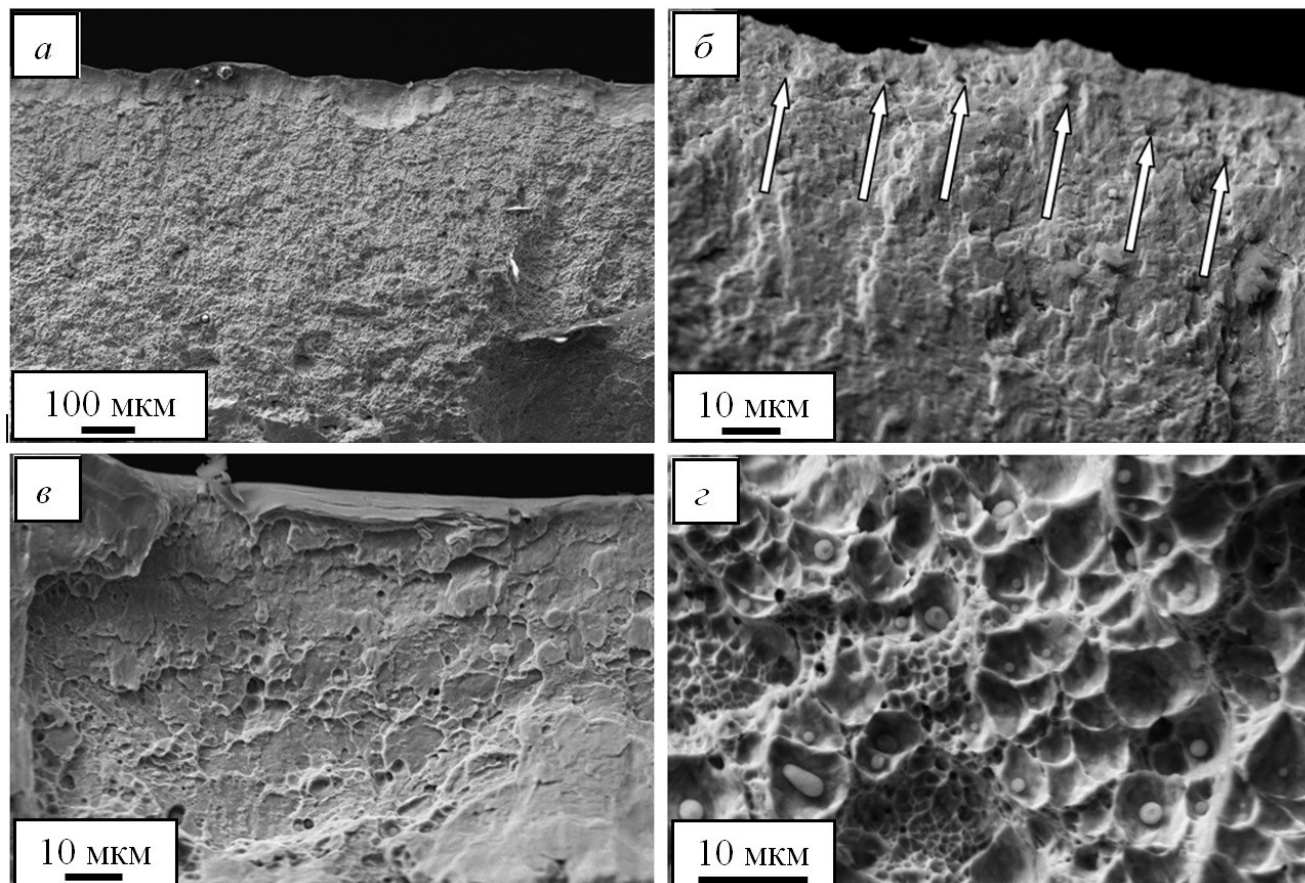


Рисунок 3.18 – Структура поверхности излома образцов состава 19 (СЭМ)

Размеры и глубину ямок можно связать с размером частиц и расстоянием между ними, схемой напряженного состояния, а также с вязкостью разрушения материала. Анализ результатов, приведенных на рисунках 3.18 и 3.19, показывает, что в образцах состава 19 диаметр ямок излома колеблется в пределах от 0,5 до 75 мкм (рисунок 3.18, г). В образцах состава 21 диаметр ямок излома колеблется в пределах от 0,25 мкм (рисунок 3.19, б) до 70 мкм (рисунок 3.19, г). Следует отметить, что на изломах образцов обоих составов явно выявлен поверхностный слой, толщина которого в образцах состава 21 (рисунок 3.19, а) более чем в 5 раз больше, чем в образцах состава 19 (рисунок 3.18, а). Данные слои характеризуются



сравнительно малым диаметром ямок излома по сравнению с объемом образцов (рисунок 3.19, *а* и рисунок 3.19, *з*).

Методом рентгенофазового анализа были определены параметр  $a$  кристаллической решетки и значения областей когерентного рассеяния фаз Fe и CrC, формирующихся в результате наплавки (таблица 3.11).

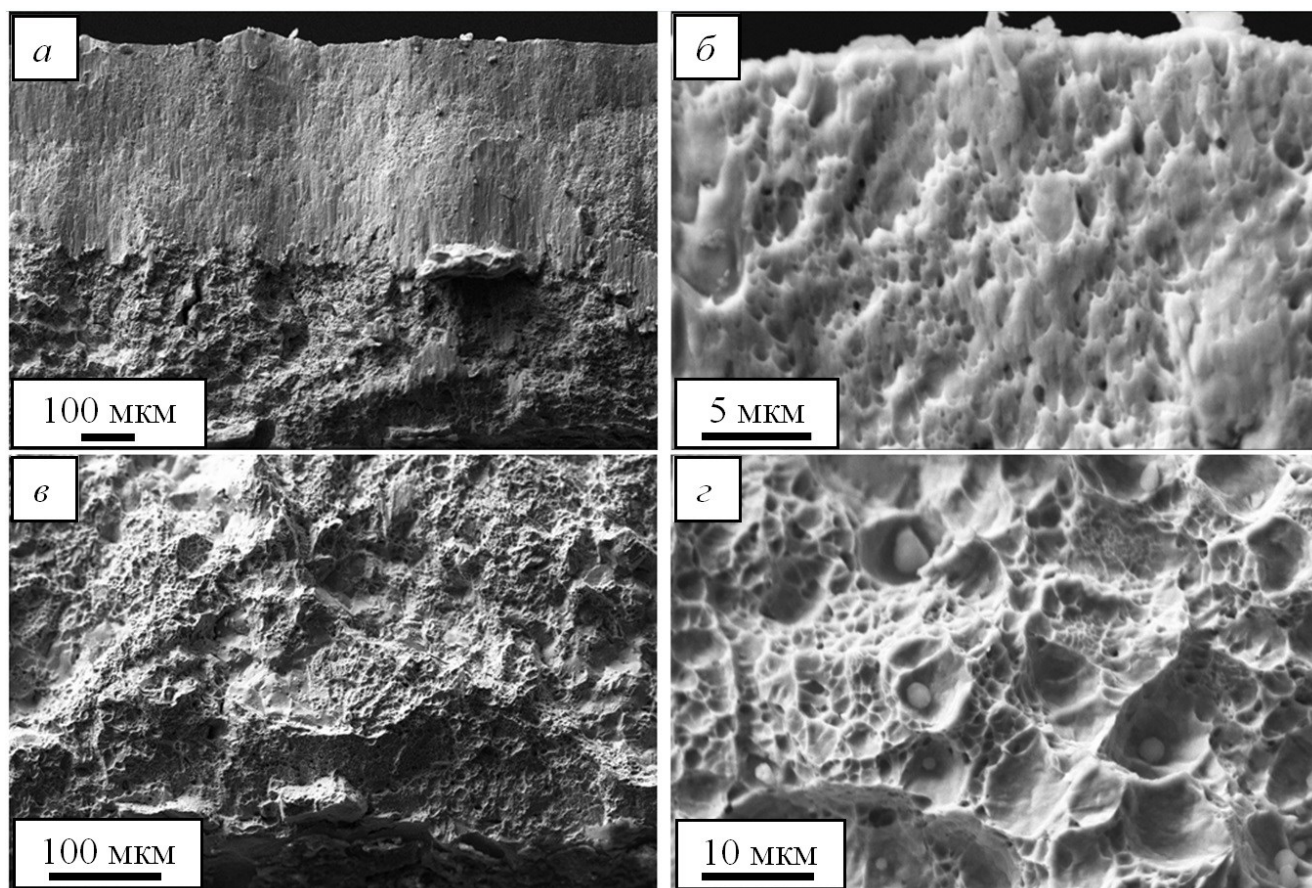


Рисунок 3.19 – Структура поверхности излома образца 21 (СЭМ)

Таблица 3.11 – Результат исследования образцов методом рентгенофазового анализа

Образцы состава	Обнаруженные фазы	Параметр кристаллической решетки $a$ , Å	ОКР, нм	Содержание фаз, масс. %
19	Fe	2,88	—	88,86
	CrC	3,61	158,7	11,14
21	Fe	2,87	140,76	67,46
	CrC	3,59	8,67	32,54



### **3.4 Исследование влияния химического состава и концентрации водорода на твердость и абразивную износостойкость электродуговых покрытий**

Влияние химического состава и содержания водорода на показатели твердости и скорости износа рассмотрены в работах [92 – 94].

Анализ результатов экспериментальных данных, представленных в таблице 3.5 показывает, что степень влияния различных химических элементов на твердость наплавленного слоя и скорость износа образцов разная. В исследуемых пределах углерод, хром, молибден, никель, марганец и, в незначительной мере, ванадий одновременно повышают твердость наплавленного слоя и уменьшают скорость износа образцов (рисунки 3.20 – 3.26).

Анализ корреляционных полей однофакторных зависимостей твердости и скорости износа электродуговых покрытий от их химического состава показывает, что для углерода коэффициенты детерминации превышают 0,7 и свидетельствуют о достаточно высокой достоверности аппроксимации. Зависимость твердости от содержания хрома аппроксимирована с коэффициентом детерминации 0,5, однако скорость износа с  $R^2$  всего 0,21, что свидетельствует о достаточно низкой достоверности аппроксимации. Для молибдена твердость и скорость износа аппроксимированы с  $R^2$  0,63 и 0,5 что свидетельствует о приемлемом качестве модели. Для никеля, марганца, ванадия и вольфрама коэффициенты детерминации весьма низкие (менее 0,5) и составляют для твердости и скорости износа 0,49, 0,33; 0,14, 0,36; 0,46, 0,18; 0,08, 0,21 и свидетельствуют о слабой однофакторной зависимости.

При исследовании влияния использования вольфрама и кобальта на свойства наплавленного слоя установлено, что на ряде образцов введение вольфрама несколько увеличивает твердость наплавленного металла, однако, при этом снижается износостойкость. Это, по-видимому, связано с высокопрочной твердой мартенситной матрицей, в которую «вмонтированы» более твердые карбиды вольфрама. Низкая вязкость матрицы не позволяет удерживать на поверхности карбиды вольфрама, в результате чего износ осуществляется не по схеме равномерного истирания поверхности, а по схеме выкрашивания высокопрочных ча-

стиц карбидов из матрицы, в результате чего в матрице образуются дополнительные трещины, способствующие дополнительному износу матрицы (рисунок 3.25).

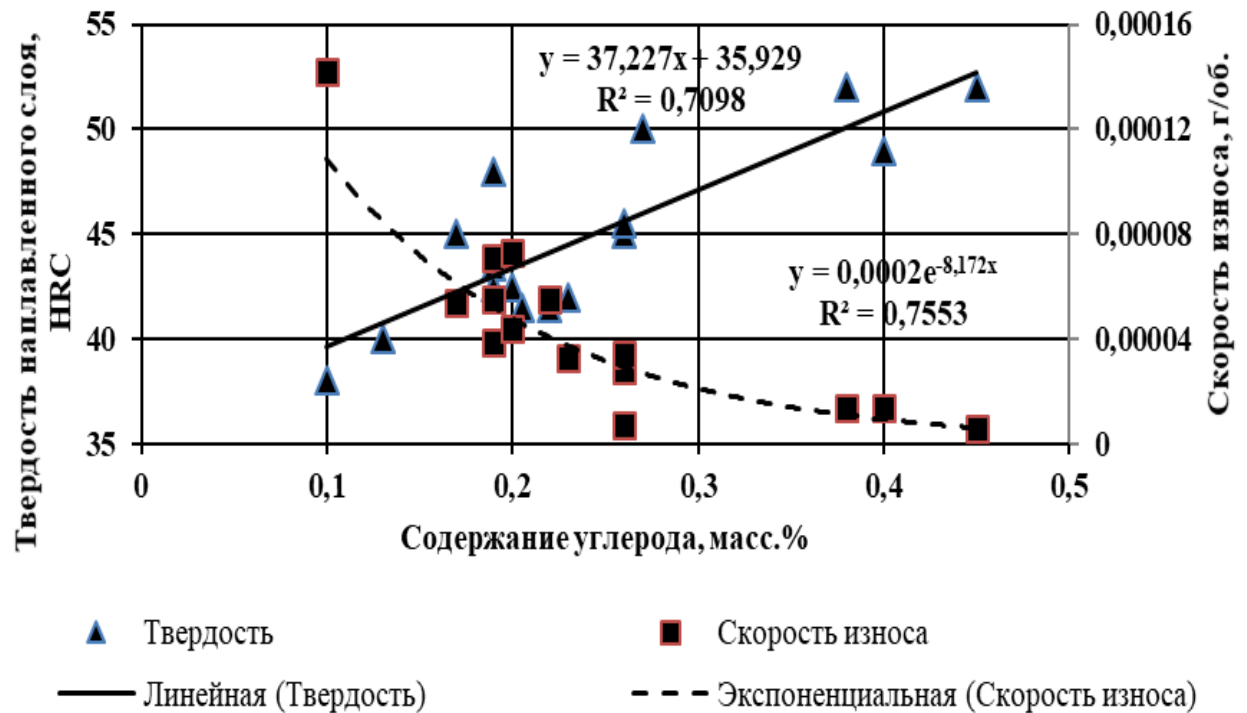


Рисунок 3.20 – Влияние содержания углерода на твердость и скорость истирания наплавленного слоя

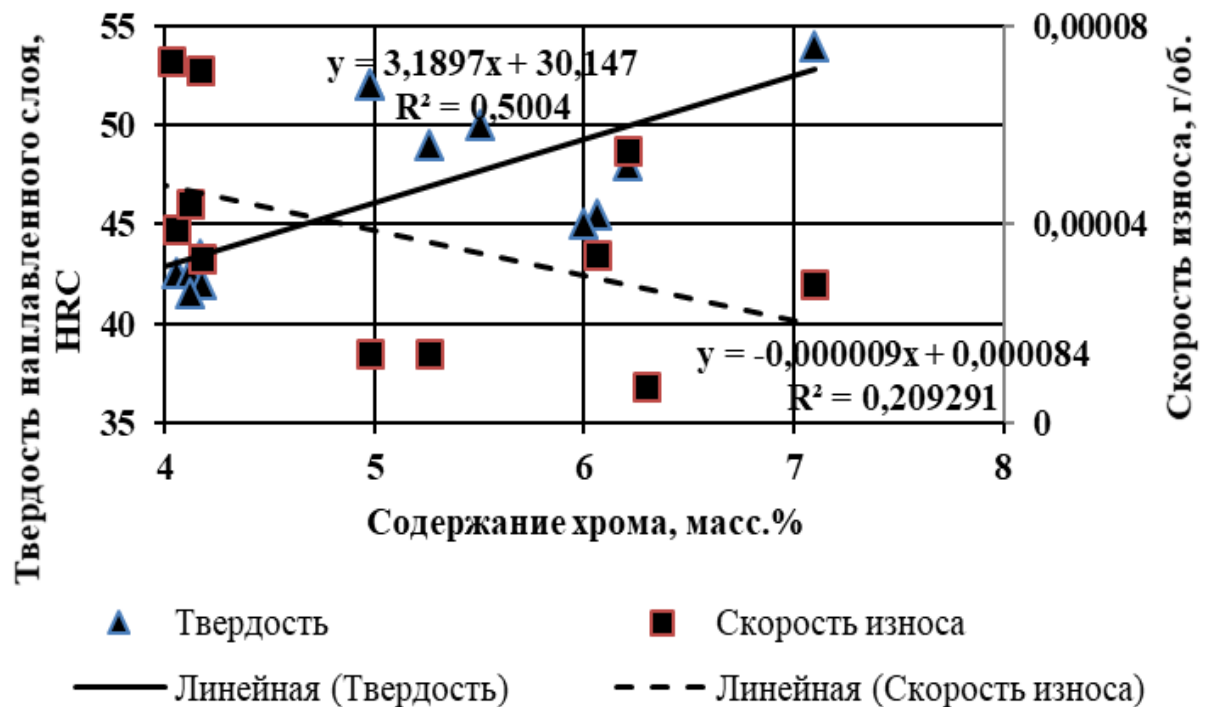


Рисунок 3.21 – Влияние содержания хрома на твердость и скорость истирания наплавленного слоя

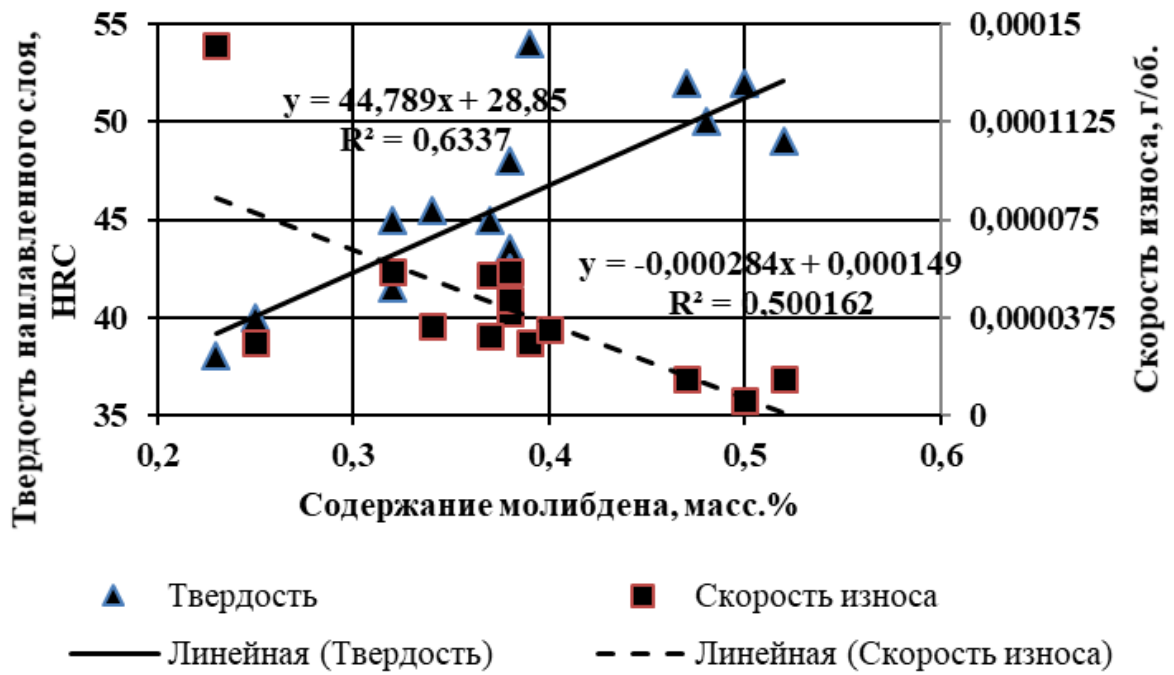


Рисунок 3.22 – Влияние содержания молибдена на твердость и скорость истирания наплавленного слоя

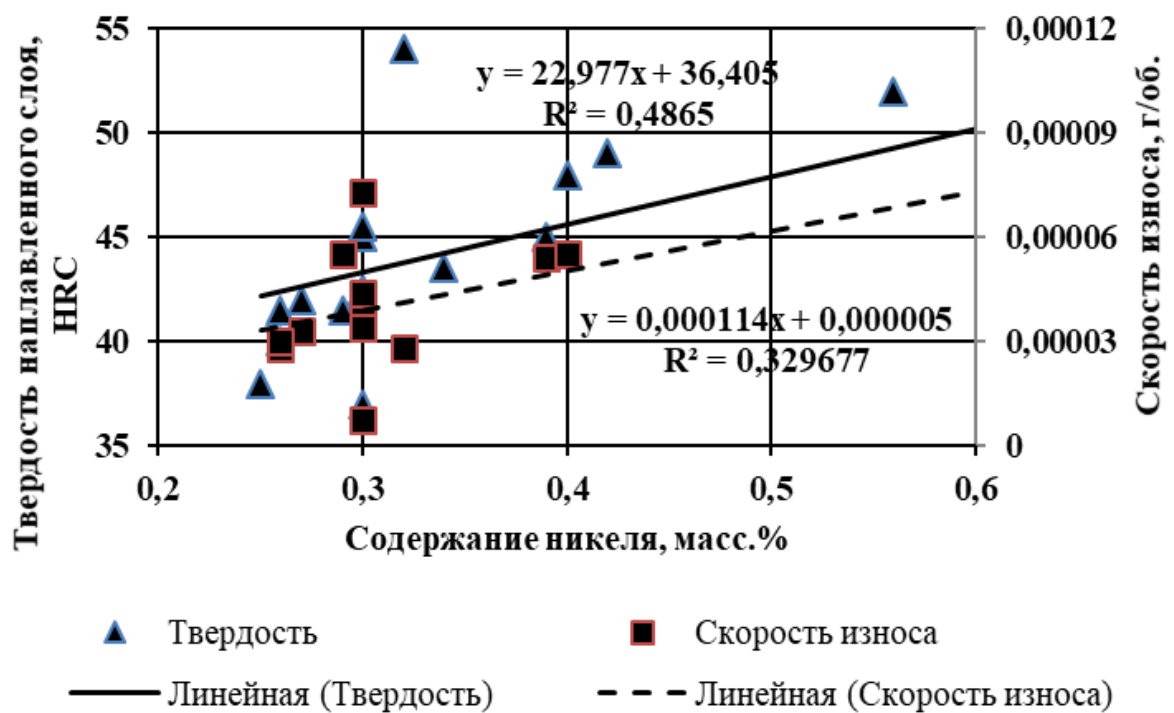


Рисунок 3.23 – Влияние содержания никеля на твердость и скорость истирания наплавленного слоя

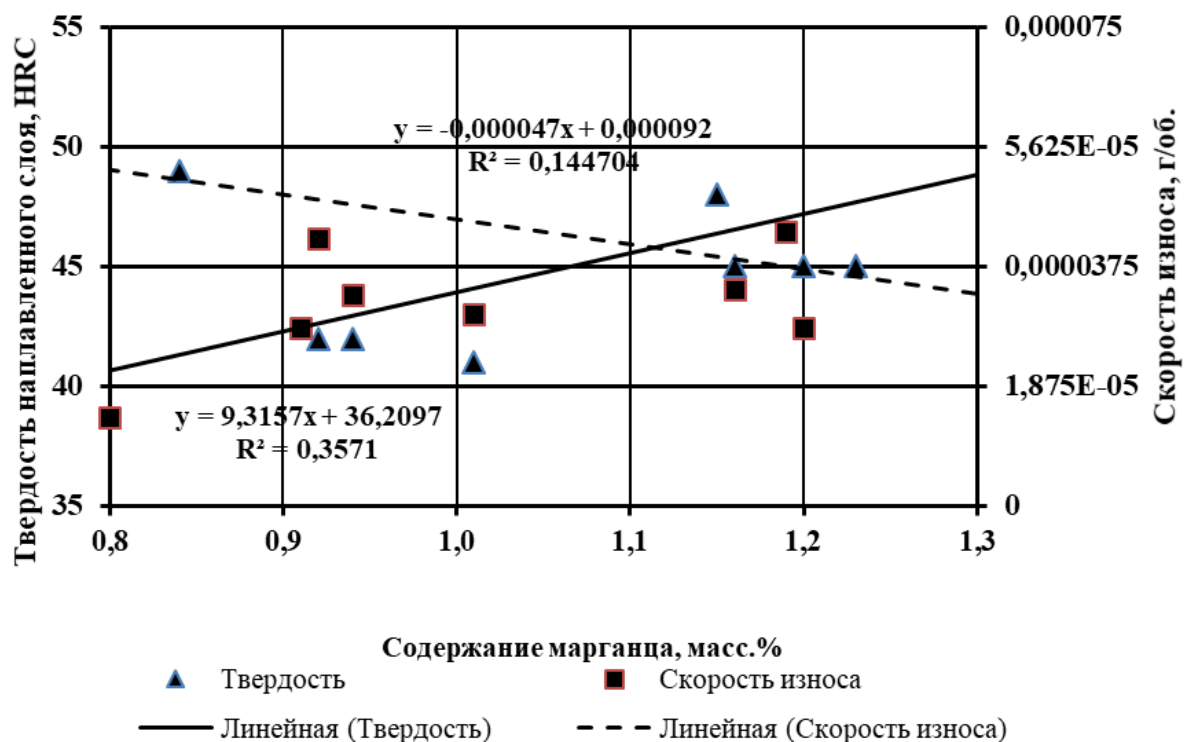


Рисунок 3.24 – Влияние содержания марганца на твердость и скорость истирания наплавленного слоя

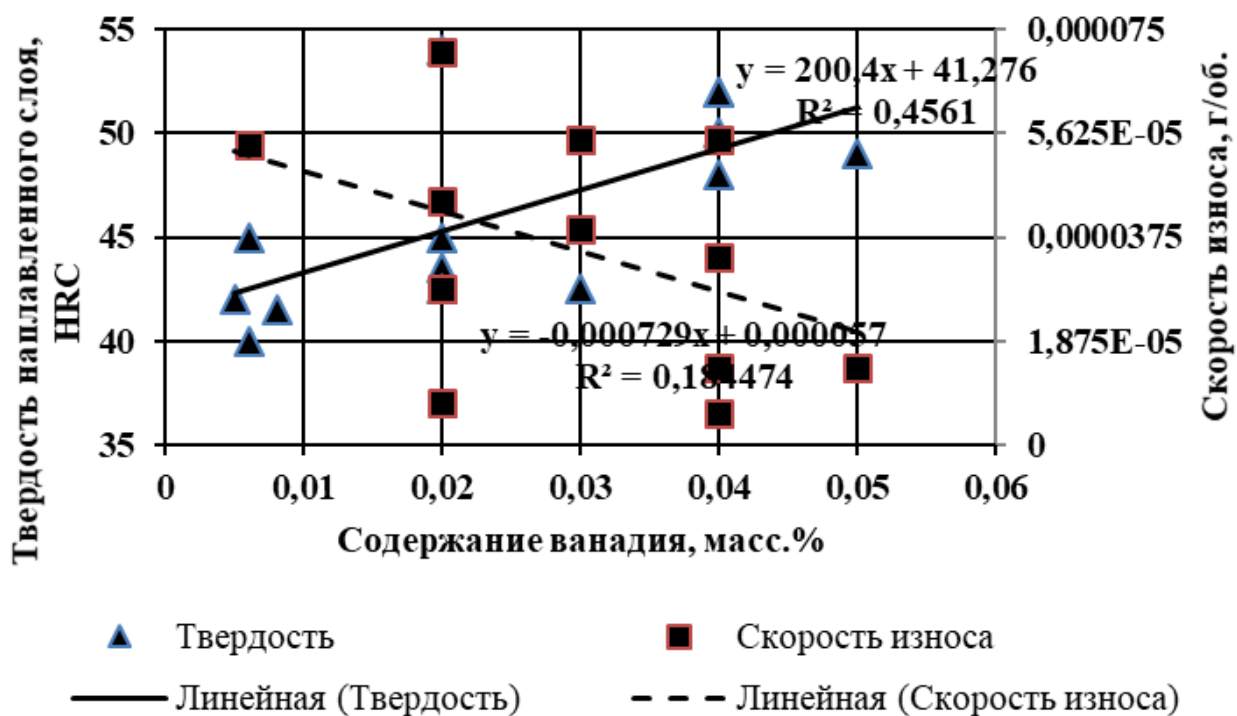


Рисунок 3.25 – Влияние содержания ванадия на твердость и скорость истирания наплавленного слоя

Введение в состав шихты кобальта не оказывает заметного влияния на твердость и абразивный износ наплавленного слоя, что связано с получением более вязкой, но менее твердой матрицы. В случае отсутствия твердых частиц карбидов, вмонтированных в матрицу, эффект от введения кобальта отрицательный. Следует также отметить, что влияние вольфрама на твердость наплавленного слоя и скорость износа образцов, в первую очередь, связано со структурой металлической матрицы, причем замена мартенситной структуры в наплавленном слое на феррито-перлитную также не оказало большого положительного влияния на износостойкость.

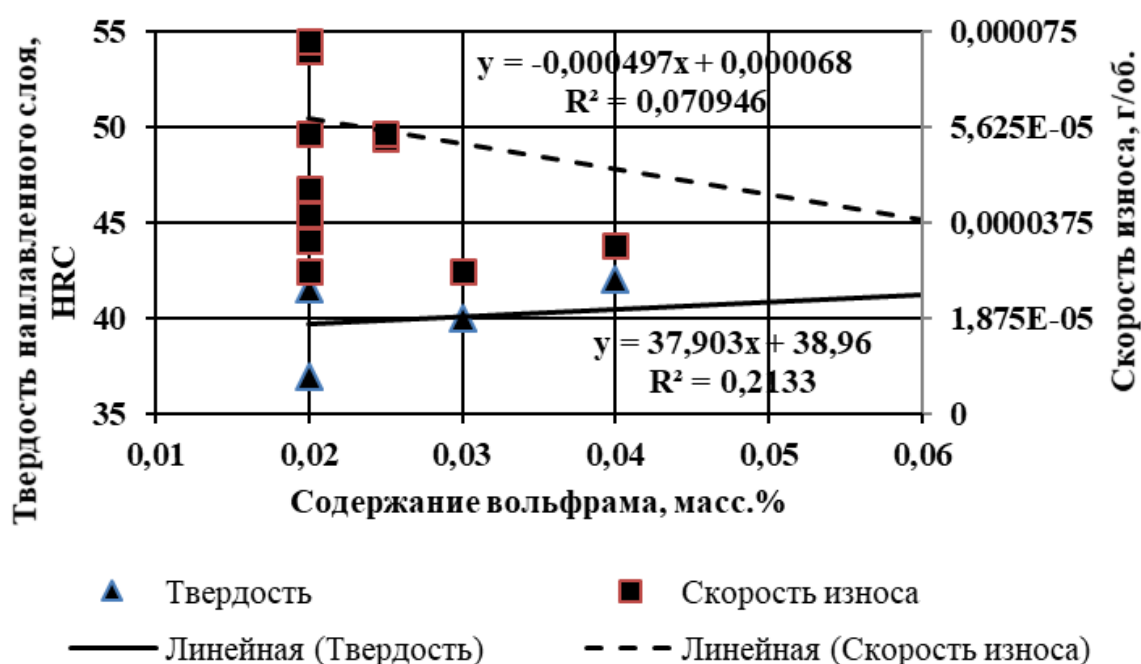


Рисунок 3.26 – Влияние содержания вольфрама на твердость и скорость истирания наплавленного слоя

Таким образом, углерод, марганец, хром, молибден, никель, и в незначительной мере ванадий в исследуемых пределах одновременно повышают твердость наплавленного слоя и уменьшают скорость износа образцов. При этом низкая вязкость матрицы не позволяет удерживать на поверхности карбиды вольфрама, в результате чего износ осуществляется не по схеме равномерного истирания поверхности, а по схеме выкрашивания высокопрочных частиц карбидов из матрицы, в результате чего в матрице образуются дополнительные трещины, спо-

собствующие дополнительному износу матрицы.

Отдельно следует остановиться на влиянии концентрации водорода. Влияние введения углеродфторсодержащей добавки (пыли газоочистки производства алюминия) позволяет при увеличении количества присаживаемой углеродфторсодержащей добавки (рисунки 3.27, 3.28) снизить концентрацию водорода в наплавленном слое за счет фтора и образованию его соединений с водородом типа HF. При этом отмечается, что при увеличении содержания углерода в наплавленном слое снижается содержание водорода (рисунок 3.29), что связано с увеличением введенной углеродфторсодержащей добавки. Содержание водорода снижается с 4,3 – 4,6 см<sup>3</sup>/100 г при использовании аморфного графита до 1,4 – 1,5 см<sup>3</sup>/100г при использовании углеродфторсодержащего материала.

Математико-статистическими методами проведена оценка влияния химического состава порошковых проволок на скорость износа и твердость наплавленного слоя, позволившая изучить закономерности изменения результирующего показателя в зависимости от поведения различных факторов [66 – 68].

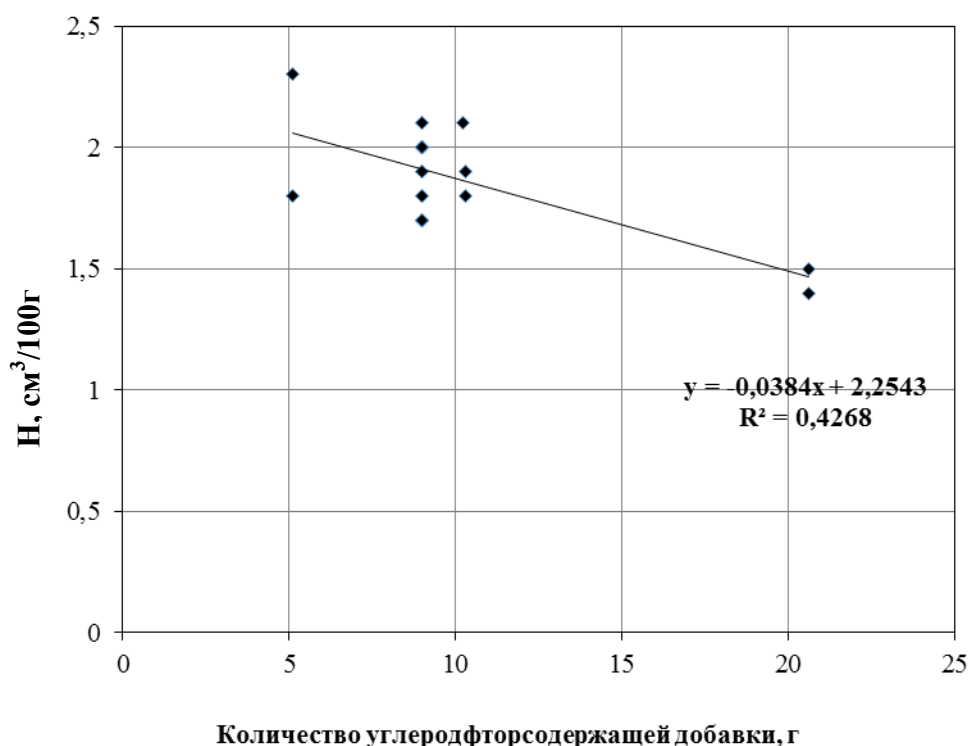


Рисунок 3.27 – Влияние количества введенной углеродфторсодержащей добавки на содержание водорода

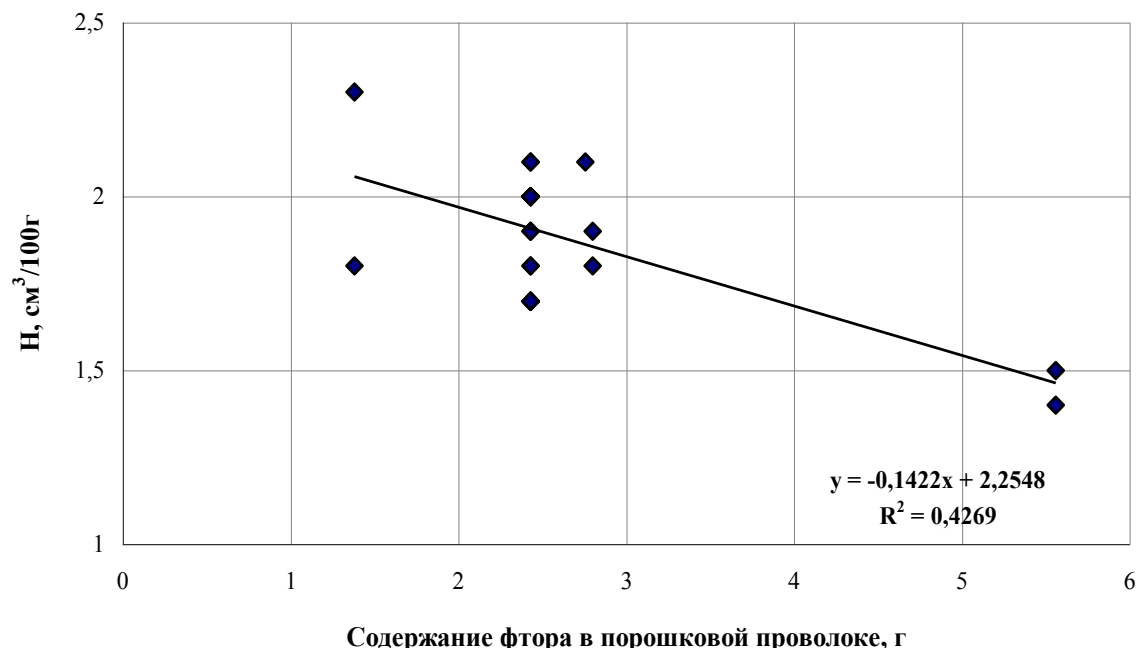


Рисунок 3.28 – Влияние содержания водорода в наплавляемом слое от содержания фтора в порошковой проволоке

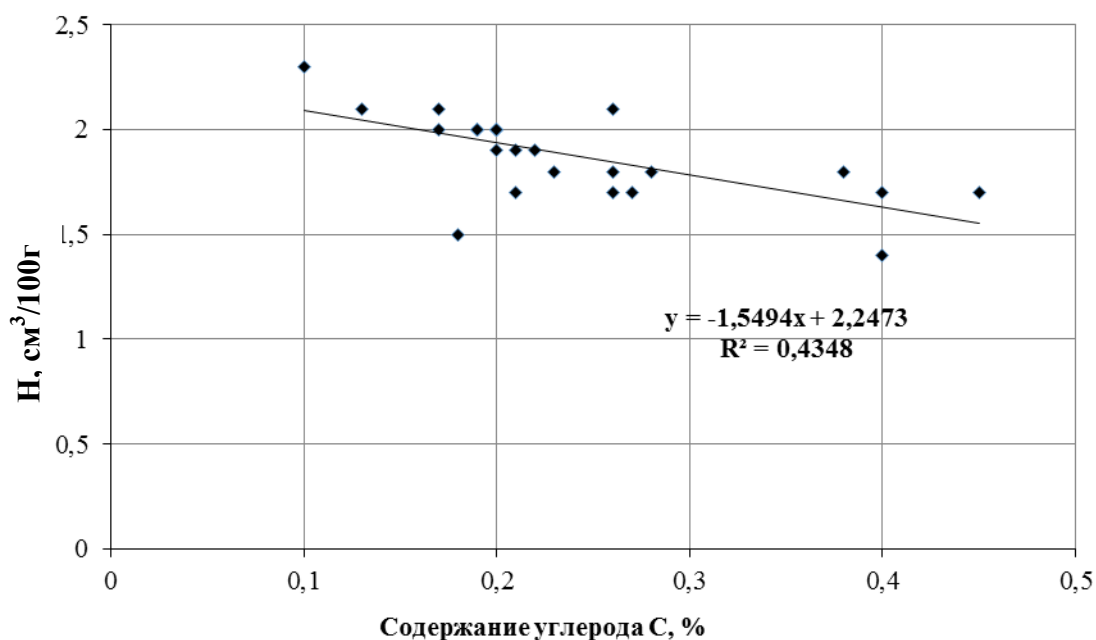


Рисунок 3.29 – Влияние содержания водорода в наплавляемом слое от содержания углерода

Анализ корреляционного поля однофакторной зависимости скорости истирания от содержания водорода (рисунок 3.30) показывает, что коэффициент де-

терминации весьма мал (составляет всего 0,04) и свидетельствует о низкой достоверности аппроксимации. Соответственно, можно утверждать лишь о некоторой тенденции увеличения скорости истирания при росте содержания водорода. Это подтверждает необходимость построения многофакторных зависимостей влияния водорода и легирующих элементов.

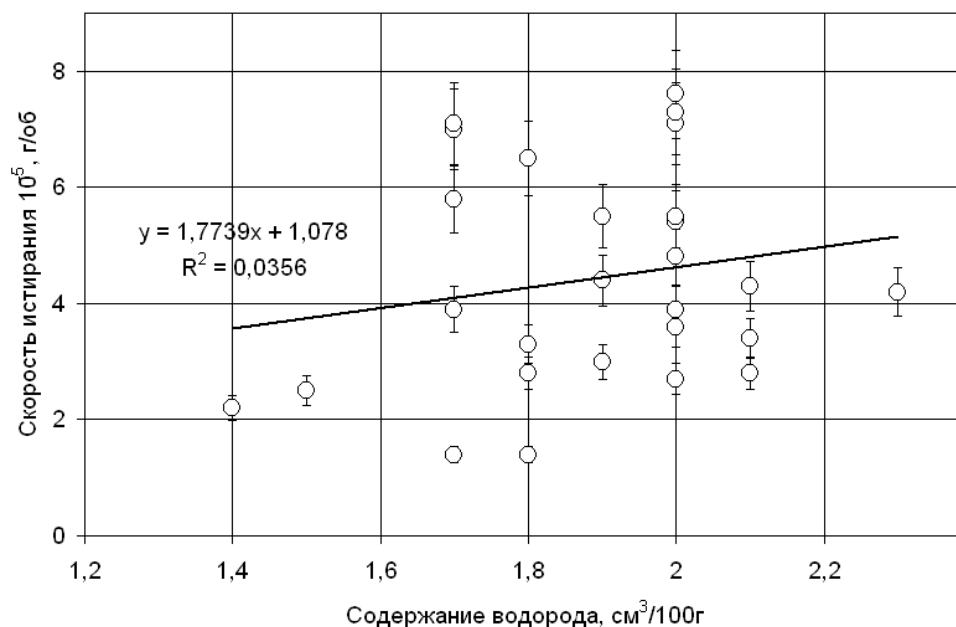
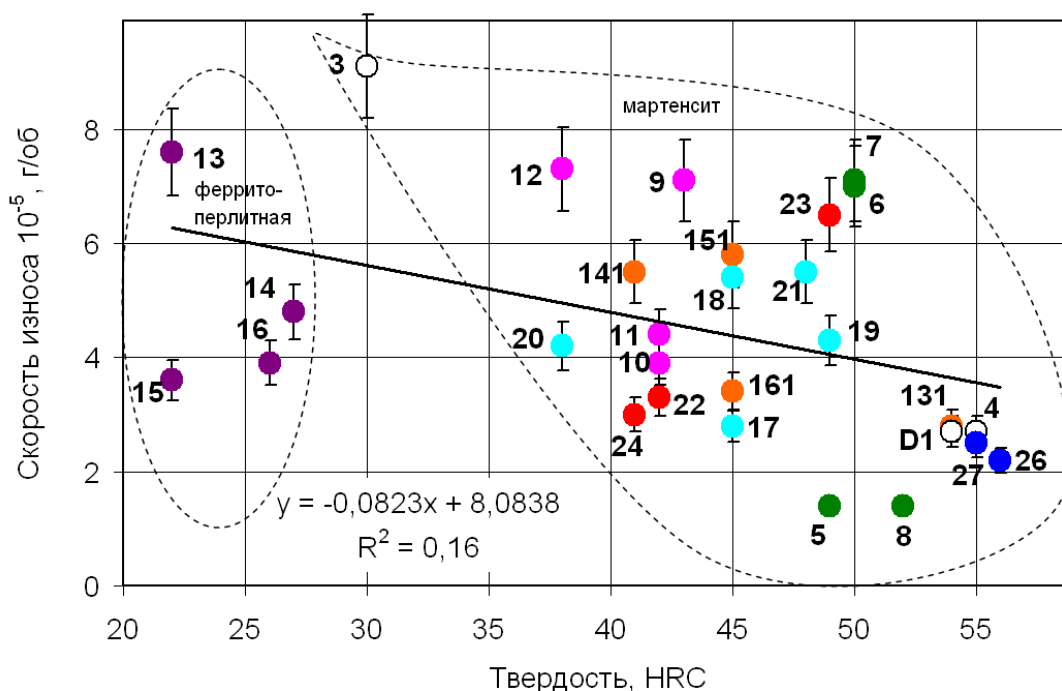


Рисунок 3.30 – Содержание водорода и скорости истирания электродуговых покрытий

На рисунке 3.31 представлены твердость и скорость износа электродуговых покрытий экспериментальных серий образцов различного химического состава. Статистическая обработка экспериментальных данных показывает, что коэффициент детерминации составляет 0,16 и свидетельствует о низкой достоверности аппроксимации. Как было отмечено выше, в случае с износостойкостью электродуговых покрытий решающее значение имеет не величина твердости а механизм износа и роль структурных составляющих. Но, тем не менее, тенденция к снижению скорости износа при увеличении твердости для электродуговых покрытий исследуемого состава присутствует.





экспериментальные серии образцов ● – 2, ● – 3, ● – 4, ● – 5, ● – 6, ● – 7, ● – 8

Рисунок 3.31 – Твердость и скорость износа электродуговых покрытий

Из рисунка 3.31 и таблицы 3.5 видно, что для покрытий серии 4 (с повышенным содержанием вольфрама) с феррито-перлитной структурой характерны относительно невысокие значения твердости 20 – 30 HRC при скорости износа  $3,6 - 7,6 \cdot 10^{-5}$  г/об.

Широкий разброс значений скорости износа, от минимальных для всех исследуемых составов – 1,4, до близких к максимальным  $7,1 \cdot 10^{-5}$  г/об при интервале твердости 40 – 54 HRC наблюдается для покрытий с мартенситной структурой серии 2, легированных имеющим достаточно высокую стоимость, никелем.

Близкие значения износостойкости  $2,2 - 2,5 \cdot 10^{-5}$  г/об, но при больших уровнях твердости 54 – 57 HRC имеют электродуговые покрытия с мартенситной структурой серии 8.

Наиболее низкие показатели износостойкости характерны для покрытий состава 3 из серии 1. При твердости 29 – 31 HRC скорости износа составляют максимальные для всех исследуемых составов  $9,1 \cdot 10^{-5}$  г/об. Состав 3 имеет мартенситную структуру и минимальное (из всех исследуемых составов) содержание углерода и карбидообразующих элементов хрома и вольфрама.

Для проведения многофакторного анализа были определены факторы, которые оказывают воздействие на изучаемый показатель, и отобраны наиболее существенные из них. После этого выполнена проверка исходной информации на достоверность, однородность, соответствие закону нормального распределения. Далее была построена математическая модель многофакторной системы. Поскольку в приведенных системах имеют место независимые факторные признаки, используется детерминированный факторный анализ. По результатам вычислений получены зависимости, адекватность которых фактическим значениям проверялась по показателю средней ошибки аппроксимации.

Зависимости твердости наплавленного слоя и его износостойкости от массовой доли элементов, входящих в состав порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co, без учета влияния водорода для твердости наплавленного слоя и скорости износа образцов получены следующие зависимости:

$$\begin{aligned} \text{HRC} = & 36,772 + 21,18\text{C} + 10,72\text{Si} + 14,36\text{Mn} + 3,988\text{Cr} + 9,875\text{Mo} + 1,732\text{Ni} - \\ & - 37,641\text{Al} - 25,246\text{Co} - 64,731\text{Cu} + 0,074\text{W} + 16,756\text{Ti} + 68,263\text{V} - 75,512\text{S} - \\ & - 245,254\text{P}; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{И} = & - 0,00029 - 0,00042\text{C} + 0,000199\text{Si} - 0,000264\text{Mn} - 0,0000067\text{Cr} - \\ & - 0,000125\text{Mo} + 0,0000323\text{Ni} - 0,00075\text{Al} - 0,000076\text{Co} + 0,000235\text{Cu} + \\ & + 0,0000071\text{W} + 0,00016\text{Ti} + 0,000602\text{V} + 0,002716\text{S} + 0,005714\text{P}. \end{aligned}$$

Ошибка аппроксимации в первом случае составила 3,88, во втором – 7,29 %. Вычисленные значения средней ошибки аппроксимации свидетельствуют о том, что полученные зависимости являются адекватными и их можно использовать для определения результирующих показателей.

При введении в расчетные данные водорода получены следующие модели:

$$\begin{aligned} \text{HRC} = & 41,59 + 21,40\text{C} + 4,613\text{Si} + 7,671\text{Mn} + 4,351\text{Cr} + 3,185\text{Mo} + 2,74\text{Ni} - \\ & - 3,973\text{Al} + 6,206748064\text{Co} - 46,97\text{Cu} + 0,496\text{W} + 77,116\text{Ti} + 62,808\text{V} - \\ & - 30,522\text{S} - 4,757\text{P} + 307,481\text{Nb} - 12,152[\text{H}]. \end{aligned}$$

$$\text{И} = - 0,0000494 - 0,000041706\text{C} + 0,00025357\text{Si} - 0,000013702\text{Mn} -$$

$$\begin{aligned}
& - 0,000012723\text{Cr} - 0,000402032\text{Mo} + 0,000036028\text{Ni} - 0,00043439\text{Al} - \\
& - 0,00003945\text{Co} - 0,00007995\text{Cu} - 0,00001075\text{W} + 0,0009961\text{Ti} - \\
& - 0,00084601\text{V} + 0,004105716\text{S} + 0,000206525\text{P} + 0,00128723\text{Nb} - \\
& - 0,000062957[\text{H}].
\end{aligned}$$

Ошибка аппроксимации составила 0,75 и 2,17 % соответственно. Полученные функциональные зависимости могут быть использованы для прогнозирования твердости наплавленного слоя и его износостойкости при изменении химического состава наплавленного металла.

По совокупности результатов исследования микроструктур, химического, компонентного, фазового составов, свойств (твердости и износостойкости) технологичности нанесения и анализа стоимости легирующих элементов электродуговых покрытий для практического применения рекомендован следующий химический состав наплавленного металла, масс. %:  $\text{C} \leq 0,40$ , 0,8 – 0,9 Si, 1,4 – 1,5 Mn, 5,0 – 6,0 Cr, 0,3 – 0,5 Mo, 0,15 – 0,30 Ni,  $\text{H} \leq 1,5 \text{ ppm}$ , близкий к составу 26 исследуемых покрытий. Результаты исследований легли в основу защищенного патентом РФ № 2641590 состава порошковой проволоки.

### 3.5 Выводы по главе 3

1. Исследована микроструктура электродуговых покрытий различного химического состава. Установлено, что уменьшение содержания углерода в наплавленном слое при одновременном изменении содержания хрома, никеля, молибдена и других присутствующих в его составе элементов, способствует укрупнению игл мартенсита.

2. Установлено положительное влияние введения в порошковую проволоку системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo углеродфторсодержащего материала (пыли газоочистки производства алюминия) взамен аморфного графита. Показано, что ее использование уменьшает концентрацию водорода, фактически исключает образование пор в электродуговых покрытиях, снижая содержание водорода в

наплавляемом металле. Содержание водорода в металле покрытия снижается с 4,3 – 4,6 см<sup>3</sup>/100г при использовании аморфного графита до 1,4 – 1,5 см<sup>3</sup>/100г (более чем в 3 раза) при использовании углеродфторсодержащего материала. Получены новые количественные данные по влиянию углеродфторсодержащего материала, входящего в состав порошковой проволоки, на абразивную износостойкость электродуговых покрытий.

3. Методами сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа проведены исследования структуры, элементного и фазового состава электродуговых покрытий сформированных с применением порошковых проволок с различным содержанием углеродфторсодержащей добавки. В металле выявлена ликвация вольфрама и молибдена. Концентрация вольфрама изменяется более чем в 3 раза, а молибдена – более чем в 2 раза. Показано, что изломы образцов покрытий различного состава имеют подобное строение и сформированы в результате вязкого разрушения стали. На изломах образцов различного химического состава выявлены поверхностные слои, толщины которых могут меняться более чем в 5 раз. Данные слои характеризуются малым диаметром ямок излома по сравнению с ямками в объеме образцов. Их диаметр колеблется в пределах от десятых долей до десятков микрометров. Показано, что наиболее крупные ямки формируются на частицах второй фазы микронных (2 – 3 мкм) размеров.

4. Изучена загрязненность металла электродуговых покрытий неметаллическими включениями. Установлено, что изменение химического состава порошковой проволоки исследуемой системы не оказывает существенного влияния на уровень загрязненности неметаллическими включениями наплавленного металла.

5. Методом рентгенофазового анализа были определены параметр  $a$  кристаллической решетки и значения областей когерентного рассеяния фаз Fe и CrC, формирующихся в результате наплавки.

6. Проведена оценка влияния химического состава металла на твердость и скорость износа наплавленных слоев. Установлено, что углерод, марганец, хром, молибден, никель и в незначительной мере ванадий в исследуемых пределах одновременно повышают твердость наплавленного слоя и уменьшают ско-

рость износа образцов. При этом низкая вязкость матрицы не позволяет удерживать на поверхности карбиды вольфрама, в результате чего износ осуществляется не по механизму равномерного истирания поверхности, а по механизму выкрашивания высокопрочных частиц карбидов из матрицы.

7. Проведена оценка влияния химического состава порошковых проволок на скорость износа и твердость наплавленного слоя математико-статистическими методами, которые позволили изучить закономерности изменения результирующего показателя в зависимости от поведения различных факторов. Предложены модели для прогнозирования твердости наплавленного слоя и его износостойкости при изменении химического состава наплавленного металла.

#### **4 ПРОМЫШЛЕННОЕ АПРОБИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, ДЛЯ РЕМОНТА ГОРНО-ШАХТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ**

В главе представлены результаты промышленного апробирования электродуговых покрытий в промышленных условиях для проведения ремонтных работ деталей горно-шахтного оборудования. Применение порошковых проволок разработанного химического состава показало их перспективность и более высокие эксплуатационные свойства защитных покрытий по сравнению с зарубежными аналогами [109, 112, 117 – 122, 130, 135, 136].

##### **4.1 Промышленное апробирование электродуговых покрытий**

Промышленные испытания электродуговых покрытий разработанного состава, формируемых с использованием порошковой проволоки, содержащей в качестве флюса техногенные отходы, проводились в условиях ООО «Шахта Листвяжная» на шнеках комбайна JOY 4LS20.

Изготовление порошковой проволоки и наплавка пластин производились в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» на оборудовании кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства, научно-производственного центра «Сварочные процессы и технологии».

Традиционная технология при ремонтах горно-шахтного оборудования подверженного абразивному износу основана на наплавке износостойкой проволокой фирмы DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F покрытия непосредственно на изнашиваемую часть оборудования. Данный вид защиты производится с помощью механизированной наплавки в среде защитных газов. Вид шнеков приведен на рисунке 4.1.



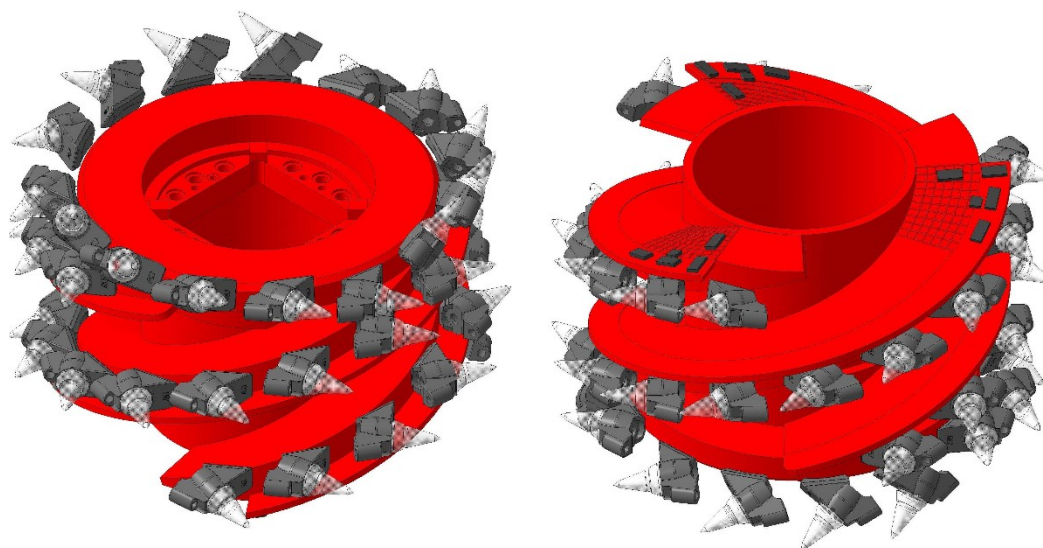


Рисунок 4.1 – Общий вид шнеков комбайна 4LS20

Для промышленной реализации нового состава износостойких электродуговых покрытий для защиты поверхностей шнека, подверженных абразивному износу, был выбран новый способ установки защитных пластин. Для изготовления защитных пластин вырубали пластины металла размером  $200 \times 150 \times 10$  мм из стали марки 09Г2С, далее на этих пластинах формировали защитное покрытие методом автоматической наплавки под слоем флюса на постоянном токе обратной полярности (электрод «+», деталь «–») по режимам  $I = 450$  А,  $U = -30$  В, скорость наплавки  $V = 10$  м/мин одиночными валиками высотой до 3 мм в два прохода (для исключения перемешивания с основным металлом), в нижнем положении. Порошковую проволоку перед применением просушивали при температуре  $250 - 280$  °С с последующим охлаждением в печи до температуры ниже  $100$  °С. На машине термической резки вырезали необходимый контур защитных пластин, далее на пластинах снимались фаски  $3 \times 8$  мм для установки и приварки их на лопасти шнека комбайна 4LS20, поскольку лопасти шнека наиболее подвержены абразивному износу. Приварку пластин выполняли полуавтоматической сваркой в среде защитных газов Ar-CO<sub>2</sub> на режимах  $I = 180$  А,  $U = 25$  В,  $V = 8,5$  м/мин.

В первой серии опытов на лопасти шнека устанавливали одиночные защитные пластины по опытной технологии и осуществлялась наплавка по существующей технологии (рисунок 4.2).

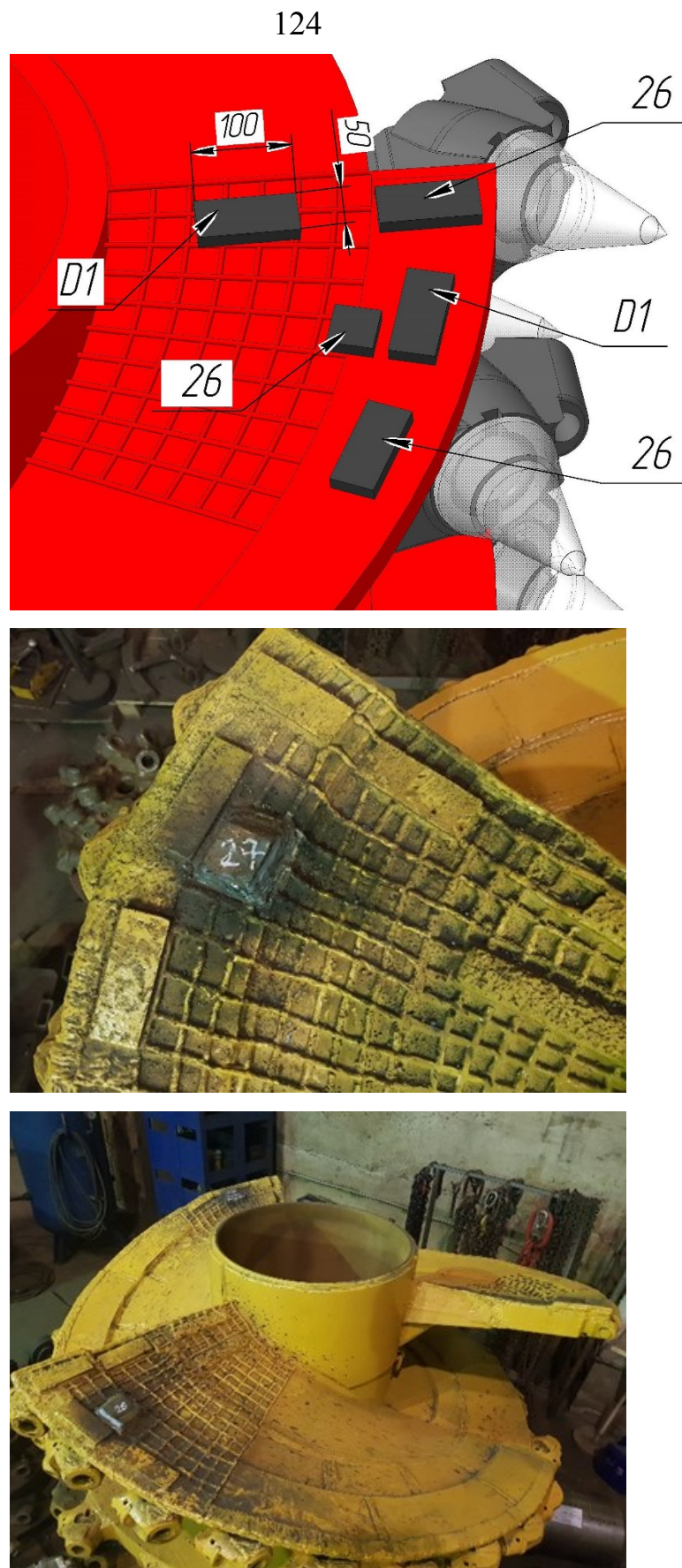


Рисунок 4.2 – Вид защитных пластин, установленных на лопасти шнека комбайна JOY 4LS20 (числа – размеры пластин в мм и номера образцов)

После опытно-промышленных испытаний было установлено, что стойкость опытных пластин выше, чем металла лопастей шнека, наплавленного по используемой ранее технологии. В результате проведенных испытаний в течение 45 суток был установлен полный износ защитных покрытий, выполненных наплавочной проволокой DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F. Испытуемое защитное покрытие, выполненное наплавкой новой порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, отработало 45 суток и показало более высокую стойкость к абразивному износу. В связи с этим было принято решение об использовании опытной технологии на всей поверхности лопасти шнека.

По данным ООО «Шахта Листвяжная», установка на лопасти шнека пластин, наплавленных новой порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, позволяет значительно увеличить межремонтный интервал. Нарботка шнеков за период испытания составила 253654 тонн угля по опытной технологии, при наработке шнеков по используемой ранее технологии 204698,7 тонн угля (Приложение А).

На основании полученных данных показано, что разработанная новая порошковая проволока системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo на 19,3 % эффективнее по сравнению с покрытием, выполненным наплавочной проволокой DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F.

#### **4.2 Оценка экономической эффективности применения новых электродуговых покрытий**

При расчете экономической эффективности учитывали рыночную стоимость проволоки DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F, которая составляет 1270,9 руб. за кг.

Рыночная стоимость (на период использования) порошкообразных материалов, применяемых при изготовлении порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, составляет:

- порошка железа марки ПЖВ1 по ГОСТ 9849-86 – 1875 руб./кг;

- порошка углерода (условно принята стоимость графита марки ГЛ-1 по ГОСТ 5279-74) – 625 руб./кг;
- порошка ферросилиция марки ФС 75 по ГОСТ1415-93 – 5416,6 руб./кг;
- порошка марганца Мн 988 ГОСТ 6008-90 – 2916,6 руб./кг;
- порошка хрома восстановленного ПХ-1С по ТУ 14-1-1474-75 – 7083,3 руб./кг;
- порошка никеля ПНК-1Л5 по ГОСТ 9722-97 – 4125 руб./кг;
- порошка молибдена МПЧ по ТУ 48-19-69-80 – 5625 руб./кг;
- стальной ленты – 62,49 руб. /кг.

Затраты на шихтовые материалы для изготовления новой порошковой проволоки состава 26 с учетом коэффициента наполнения порошковой проволоки (соотношения общей массы порошка 0,32 к массе оболочки 0,68) составляют:

$$\begin{aligned}
 & (Fe \times ЦFe + C \times ЦC + Si \times ЦSi + Mn \times ЦMn + Cr \times ЦCr + Ni \times ЦNi + Mo \times ЦMo) \times \\
 & \times 0,32 + Цленты \times 0,68 = (0,917 \times 1875 + 0,004 \times 625 + 0,008 \times 5416,6 + 0,01 \times \\
 & 2916,6 + 0,05 \times 7083,3 + 0,003 \times 4125 + 0,005 \times 5625) \times 0,32 + 62,49 \times 0,68 = \\
 & = 743 \text{ руб./кг.}
 \end{aligned}$$

Здесь Fe, C, Si, Mn, Cr, Ni, Mo – масса порошка в кг; ЦFe – стоимость порошка железа за 1 кг, ЦC – стоимость порошка углерода за 1 кг, ЦSi – стоимость порошка кремния за 1 кг, ЦMn – стоимость порошка марганца за 1 кг, ЦCr – стоимость порошка хрома за 1 кг, ЦNi – стоимость порошка никеля за 1 кг, ЦMo – стоимость порошка молибдена за 1 кг, Цленты – стоимость стальной ленты за 1 кг.

Изготовление проволоки повышает затраты на затраты на 20 % от стоимости шихтовых материалов, поэтому общие затраты составляют  $743 \times 1,2 = 891,6$  руб./кг.

При этом экономия составляет:  $1270,9 - 891,6 = 379,3$  руб./кг.

Затраты на шихтовые материалы для изготовления наплавочной проволоки DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F (порошковая проволока D1) по рыночным ценам России составляют:

$$\begin{aligned}
 & (0,866 \times 1875 + 0,004 \times 625 + 0,029 \times 5416,6 + 0,005 \times 2916,6 + 0,093 \times 7083,3 + \\
 & + 0,003 \times 4125) \times 0,32 + 2,49 \times 0,68 = 789,2 \text{ руб./кг.}
 \end{aligned}$$

Соответственно экономия на материалах для изготовления 1 кг проволоки составляет:

$$789,2 \text{ руб.} - 743 \text{ руб.} = 46,2 \text{ руб.}$$

Учтем также, что применение новой порошковой проволоки при ремонтах деталей горно-шахтного оборудования, подверженного абразивному износу, повышает межремонтный интервал на 19,3 %. Уменьшение времени простоя позволяет дополнительно добыть 48 955,3 т. угля, выручка от реализации которого ориентировочно составляет 58 746 360 руб. При этом на ремонтные работы одного комплекта шнеков комбайна JOY 4LS20 расходуется 51,2 кг порошковой проволоки.

Таким образом, расчетная прибыль для угольного предприятия с 1 кг новой порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo составит 1 147 389,84 руб.

$$58\,746\,360 / 51,2 = 1\,147\,389,84 \text{ руб.}$$

Акт об использовании результатов научно-исследовательской работы «Разработка новой порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo для наплавки горно-шахтного оборудования, работающего в условиях высокого абразивного износа» приведен в ПРИЛОЖЕНИИ 1.

Результаты исследований, выполненных в диссертации, внедрены в учебный процесс в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и используются при подготовке бакалавров, обучающихся по направлению 22.03.02 «Металлургия» направленность «Металлургия сварочного производства» и магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия» (ПРИЛОЖЕНИЕ Б).

#### 4.3 Выводы по главе 4

1. Промышленные испытания электродуговых покрытий разработанного состава мас. %:  $C \leq 0,40$ ,  $0,8 - 0,9$  Si,  $1,4 - 1,5$  Mn,  $5,0 - 6,0$  Cr,  $0,3 - 0,5$  Mo,  $0,15 - 0,30$  Ni,  $H \leq 1,5$  ppm, формируемых с использованием порошковой проволоки, содержащей в качестве флюса техногенные отходы, проведенные в условиях ООО «Шахта Листвяжная» на шнеках комбайна JOY 4LS20, показали их перспективность и более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с покрытиями, выполненными наплавочной проволокой фирмы DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F. Нарботка шнеков за период испытания составила 253654 тонн угля по опытной технологии, при наработке шнеков по используемой ранее технологии 204698,7 тонн угля. Износостойкость и срок службы покрытия разработанного состава на 19,3 % выше.

2. Применение предлагаемой проволоки позволяет уменьшить себестоимость ремонтов горно-шахтного оборудования, и снизить стоимость ее изготовления по сравнению с наплавочной проволокой фирмы DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F на 379,3 руб./кг.

3. Результаты исследований, выполненных в диссертации, внедрены в учебный процесс в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и используются при подготовке бакалавров, обучающихся по направлению 22.03.02 «Металлургия» направленность «Металлургия сварочного производства» и магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия».



## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Исследована микроструктура электродуговых покрытий различного химического состава. Установлено, что уменьшение содержания углерода в наплавленном слое при одновременном изменении содержания хрома, никеля, молибдена и других присутствующих в его составе элементов, способствует укрупнению игл мартенсита.

2. Проведена оценка влияния химического состава металла на твердость и скорость износа наплавленных слоев. Установлено, что углерод, марганец, хром, молибден, никель и в незначительной мере ванадий в исследуемых пределах одновременно повышают твердость наплавленного слоя и уменьшают скорость износа образцов. При этом низкая вязкость матрицы не позволяет удерживать на поверхности карбиды вольфрама, в результате чего износ осуществляется не по механизму равномерного истирания поверхности, а по механизму выкрашивания высокопрочных частиц карбидов из матрицы.

3. Установлено положительное влияние введения в порошковую проволоку системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo углеродфторсодержащего материала (пыли газоочистки производства алюминия) взамен аморфного графита. Показано, что ее использование уменьшает концентрацию водорода, фактически исключает образование пор в электродуговых покрытиях, снижая содержание водорода в наплавленном металле. Содержание водорода в металле покрытия снижается с 4,3 – 4,6 см<sup>3</sup>/100г при использовании аморфного графита до 1,4 – 1,5 см<sup>3</sup>/100г (более чем в 3 раза) при использовании углеродфторсодержащего материала. Получены новые количественные данные по влиянию углеродфторсодержащего материала, входящего в состав порошковой проволоки, на абразивную износостойкость электродуговых покрытий.

4. Для практического применения, прогнозирования твердости и абразивной износостойкости электродуговых покрытий в зависимости от их элементного состава получены новые многофакторные зависимости.

5. По совокупности результатов исследования микроструктур, химического, компонентного, фазового составов, свойств (твердости и износостойкости) технологичности нанесения и анализа стоимости легирующих элементов для практического применения разработан новый состав электродуговых покрытий, масс. %: C  $\leq$  0,40, 0,8 – 0,9 Si, 1,4 – 1,5 Mn, 5,0 – 6,0 Cr, 0,3 – 0,5 Mo, 0,15 – 0,30 Ni, H  $\leq$  1,5 ppm, и порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo с использованием углеродфторсодержащего материала (техногенных отходов – пыли газоочистки алюминиевого производства) (патент РФ № 2641590).

6. Промышленные испытания электродуговых покрытий разработанного состава, проведенные в условиях ООО «Шахта Листвяжная» на шнеках комбайна JOY 4LS20, показали их перспективность и более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с покрытиями, выполненными наплавочной проволокой фирмы DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F. Износостойкость и срок службы электродуговых покрытий разработанного состава на 19,3 % выше. Применение предлагаемой порошковой проволоки позволяет уменьшить себестоимость ремонтов горно-шахтного оборудования, и снизить стоимость ее изготовления по сравнению с наплавочной проволокой фирмы DRATEC Draht-Technik GmbH (Германия) марки DT-SG 600F на 379,3 руб./кг.

7. Результаты исследований, выполненных в диссертации, внедрены в учебный процесс в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и используются при подготовке бакалавров, обучающихся по направлению 22.03.02 «Металлургия» направленность «Металлургия сварочного производства» и магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия».

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сидоренко, С. И. Материаловедческие основы инженерии поверхности / С. И. Сидоренко, В. Н. Пащенко, В. Д. Кузнецов. – Киев : Наук. думка, 2001. – 230 с.
2. Рябцев, И. А. Теория и практика наплавочных работ / И. А. Рябцев, И. К. Сенченков. – Киев : Екотехнологія, 2013. – 400 с.
3. Виноградов. В. Н. Абразивное изнашивание / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин, М. Г. Колокольников. – М. : Машиностроение, 1990. – 224 с.
4. Пантелеенко, Ф. И. Восстановление деталей машин: справочник / Ф. И. Пантелеенко, В. П. Лялякин, В. П. Иванов, В. М. Константинов ; под ред. В. П. Иванова. – М. : Машиностроение, 2003. – 672 с.
5. Капралов, Е. В. Структурно-фазовые состояния и свойства покрытий, наплавленных на поверхность стали порошковыми проволоками / Е. В. Капралов, С. В. Райков, Е. А. Будовских и др. // Изв. Рос. акад. наук. Сер. физ. – 2014. – Т. 78. – № 10. – С. 1266–1272. (Structural phase states and properties of coatings welded onto steel surfaces using powder / Е. В. Капралов, С. В. Райков, Е. А. Будовских и др. // Bulletin of the Russian academy of sciences. Physics. – 2014. – Vol. 78. – No. 10. – Pp. 1015–1021.)
6. Райков, С. В. Износостойкость и структурно-фазовые состояния поверхности наплавки, сформированной на стали сварочным методом / С. В. Райков, К. В. Соснин, Е. В. Капралов и др. // Технология металлов. – 2014. – № 10. – С. 35–40.
7. Капралов, Е. В. Структура, фазовый состав и свойства наплавки, сформированной на стали электродуговым методом / Е. В. Капралов, С. В. Райков, Е. А. Будовских и др. // Фундам. проблемы современ. материаловедения. – 2014. – Т. 11. – № 3. – С. 334–339.
8. Иванов Ю. Ф. Модифицирование электронно-пучковой обработкой наплавленного износостойкого покрытия / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов,

Е. В. Капралов, С. В. Райков // Фундам. проблемы современ. материаловедения. – 2014. – Т. 11. – № 4. – С. 515–521.

9. Структура и свойства высокохромистого металла запорной арматуры, наплавленного серийно выпускаемыми сварочными проволоками / А. Е. Еремин, Е. Н. Еремин, Ю. О. Филиппов, А. Е. Маталасова, В. С. Кац // Омский научный вестник. – 2014. – Вып. 1 (127). – С. 55–58.

10. Капралов, Е. В. Повышение износостойкости стали наплавкой / Е. В. Капралов, С. В. Райков, Е. А. Будовских и др. // Сталь. – 2014. – № 7 – С. 86–88.

11. Громов, В. Е. Структура и свойства износостойких покрытий, наплавленных электродуговым методом на сталь порошковыми проволоками / В. Е. Громов, Е. В. Капралов, С. В. Райков, и др. // Успехи физики металлов. – 2014. – Т. 15. – С. 211–232.

12. Райков, С. В. Строение по глубине износостойкого покрытия, полученного электродуговым методом на стали / С. В. Райков, Е. В. Капралов, Ю. Ф. Иванов и др. // Изв. вуз. Чер. металлургия. – 2015. – № 2. – С. 121–126. (Raykov, S. V. Structure Gradient in Wear-Resistant Coating on Steel / S. V. Raykov, E. V. Kapralov, Yu. F. Ivanov et al. // Steel in Translation. – 2015. – Vol. 45. – No. 2. – Pp. 120–124.).

13. Капралов, Е. В. Структура и свойства износостойкой наплавки на сталь Хардокс 400 / Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2015. – № 1 – С. 80–86.

14. Капралов, Е. В. Формирование наноструктурно-фазовых состояний и свойств износостойкой наплавки на стали / Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов и др. // Наноинженерия. – 2015. – № 4 (46). – С. 14–23.

15. Капралов, Е. В. Фазовый состав и свойства наплавки, сформированной на стали электродуговым методом / С. В. Райков, Е. В. Капралов, Е. С. Ващук и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 2 (122). – С. 40–42.

16. Капралов, Е. В. Наноструктурные состояния и свойства наплавки, сформированной на стали порошковой проволокой / Е. В. Капралов, Е. А. Будов-

ских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов // Изв. вуз. Физика. – 2015. – Т. 58. – № 4. – С. 39–45.

17. Райков, С. В. Структура поверхностного слоя износостойкой наплавки, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком / С. В. Райков, Е. В. Капралов, Е. С. Ващук и др. // Поверхность. Рентген., синхротрон. и нейтрон. исследования. – 2015. – № 9. – С. 75–80. (Structure of the Surface Layer of a Wear-Resistant Coating after Treatment with a High-Intensity Electron Beam / S. V. Raykov, E. V. Kapralov, E. S. Vaschuk et al. // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2015. – Vol. 9. – No. 5. – Pp. 934–938.).

18. Капралов, Е. В. Структура и свойства композиционных износостойких наплавов на сталь: монография / Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов и др.: Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 109 с. – (Фундаментальные проблемы современного материаловедения).

19. Современные тенденции модифицирования структуры и свойств материалов (к 60-летию профессора Ю. Ф. Иванова) / под общ. ред. Н. Н. Коваля и В. Е. Громова. – Томск: Изд-во НТЛ, 2015. – 380 с.

20. Popova, N. Structure and properties of wear-resistant weld deposit formed on martensitic steel using the electric-arc method / N. Popova, E. Nikonenko, Yu. Ivanov et al. // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 1013. – Pp. 194–199.

21. Structural-phase States and Wear Resistance of Surface Formed on Steel by Surfacing / Evgenie V. Kapralov, Sergey V. Raykov, Ekaterina S. Vaschuk et al. // AIP Proceedings. Vol. 1623: International Conference on Physical Mesomechanics of Multi-level System 2014. Tomsk, Russia. 3–5 September 2014. P. 233–236.

22. Кафиев, И. Р. Механизм износа наплавленных покрытий из твердосплавных композиционных материалов / И. Р. Кафиев, П. С. Романов, И. П. Романова // Вестн. БГАУ. – 2015. – № 1. – С. 90–91.

23. Гринберг, Н. А. Исследование и разработка наплавочных сплавов для условий абразивного изнашивания и технологии их наплавки: автореф. дис. ... док. техн. наук: 05.04.05 / Гринберг Нинель Аркадьевна. – Киев, 1981. – С. 10–26.

24. Львов, П. И. Износостойкость деталей строительных и дорожных машин / П. И. Львов. – М.: Машгиз, 1962. – 230 с.

25. Поляченко, А. В. Увеличение долговечности восстанавливаемых деталей контактной приваркой износостойких покрытий в условиях сельскохозяйственных ремонтных предприятий: дис. ... док. техн. наук: 05.20.03, 05.04.05 / Поляченко Анатолий Васильевич. – Москва, 1984. – 468 с.
26. Шагарова, О. Н. Характеристика структуры металлической матрицы и износостойкость поверхностей при микроударном воздействии / О. Н. Шагарова // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2006. – № 4. – С. 230–235.
27. Фомин, В. В. Гидроэрозия металлов / В. В. Фомин. – М. : Машиностроение, 1977. – 287 с.
28. Технология конструкционных материалов: конспект лекций по курсу «Материаловедение и технология конструкционных материалов». Ч. 2 / сост. С. А. Фролова. – Макеевка, 2006. – 326 с.
29. Knapp, R. N. Recent Investigations of Cavitation and Cavitation Damage / R. N. Knapp // Transactions of the ASME. – 1954. – Vol. 76. – P. 564–569.
30. Номм, Дж. Ф. Основы механики разрушения / пер. с англ. Д. В. Лаптева ; под ред. В. Г. Кудряшова. – М. : Metallurgiya, 1978. – 257 с.
31. Фомин, В. В. Сопротивляемость перлитных сталей гидроэрозионному разрушению / В. В. Фомин, Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б. Е. Патона. – М. : Metallurgiya, 1974. – 768 с.
32. А. А. Маринин // Сборник научных статей Мурманского областного НТО. – Мурманск, 1968. – Вып. 7. Пищевая промышленность. – С. 58–64.
33. Малинов, Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений: дис. ... доктора техн. наук : 05.16.01 / Малинов Леонид Соломонович. – Екатеринбург, 1992. – 381 с.
34. Богачев, И. Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. ; Свердловск : Машгиз, 1959. – 111 с.
35. Богачев, И. Н. Повышение кавитационной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машиностроение, 1964. – 143 с.
36. Богачев, И. Н. Кавитационные разрушения и кавитационностойкие сплавы / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Metallurgiya, 1972. – 179 с.



37. Разиков, М. И. Сварка и наплавка кавитационной стали марки 30Х10Г10 / М. И. Разиков, В. П. Ильин. – М. : Машиностроение, 1964. – 35 с.
38. Разиков, М. И. Сварка и наплавка кавитационной стали марки 30Х10Г10 / М. И. Разиков, С. Л. Мельниченко, В. П. Ильин. – М. : НИИМАШ, 1964. – 35 с.
39. Износостойкие наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений / под. ред. И.И. Фрумина. – Киев : Наук. думка, 1977. – 132 с.
40. Тарасенко, В. В. Опыт совместных работ ОАО «Запорожсталь» и ОП «Реммаш» в разработке и внедрении новых наплавочных материалов / В. В. Тарасенко // Модернизация и переоснащение предприятий. Эффективные технологии ремонта и восстановления деталей: материалы 2-й научно-практической конференции (в рамках международного промышленного форума «УкрИндустрия-2006»), 11 октября 2006 г. – Днепропетровск, 2006. – С. 39–43.
41. Малинов, Л. С. Марганецсодержащие наплавочные материалы / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Автоматическая сварка. – 2001. – № 8. – С. 34–37.
42. Малинов, Л. С. Новая порошковая проволока, обеспечивающая эффект деформационного упрочнения наплавленного металла при эксплуатации / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, Л. Н. Орлов, А. А. Голякевич // Автоматическая сварка. – 2009. – № 5. – С. 46–48.
43. Наплавка деталей металлургического оборудования: справочник / под ред. С. Я. Шехтер, А. Я. Шварцер. – М. : Металлургия, 1981. – 160 с.
44. Шехтер С. Я. Наплавка металлов / С. Я. Шехтер, А. М. Резницкий. – М. : Машиностроение, 1982. – 71 с.
45. Шагарова, О. Н. Обоснование свойств карбидокремниевых композиций / О. Н. Шагарова // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2010. – № 6. – С. 119–126.
46. Малинов, В. Л. Экономнолегированные электродные материалы, обеспечивающие в наплавленном металле деформационное упрочнение при эксплуатации / В. Л. Малинов // Автоматическая сварка. – 2006. – № 8. – С. 29–32.

47. Петров, И. В. Исследование износостойкости наплавочных материалов при абразивном износе и динамических нагрузках: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Петров Илья Владимирович. – М., 1965. – 152 с.
48. Малинов, В. Л. Разработка экономнолегированных наплавочных материалов для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания: дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01 / Малинов Владимир Леонидович. – Мариуполь, 2000. – 135 с.
49. Малинов, В. Л. Структура и износостойкость хромомарганцевого наплавленного металла / В. Л. Малинов, Л. С. Малинов // Автоматическая сварка. – 2012. – № 7 – С. 14.
50. Малинов, В. Л. Износостойкость наплавленного металла с метастабильным аустенитом при абразивном и ударно-абразивном воздействии / В. Л. Малинов // Вестн. Приазовского гос. техн. ун-та. – 2012. – Вып. 25. – С. 155.
51. Чейлях, Я. А. Разработка состава экономнолегированной Fe-Cr-Mn наплавленной износостойкой стали с регулированием содержания метастабильного аустенита / Я. А. Чейлях, В. В. Чигарев // Вестн. Приазовского гос. техн. ун-та. – 2011. – Вып. 22. – С. 104–106.
52. Филиппов, М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. – М. : Металлургия, 1988. – 256 с.
53. Малинов, Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : Рената, 2009. – 568 с.
54. Чейлях, А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2003. – 212 с.
55. Меськин, В. С. Основы легирования стали / В. С. Меськин. – М. : Металлургия, 1964. – 684 с.
56. Кулишенко, Б. А. Использование мартенситного превращения при деформации для повышения износостойкости наплавленного металла / Б. А. Кулишенко, В. А. Шумяков, С. Ю. Маслич // Наплавка: опыт и эффективность применения: сб. науч. статей. – Киев, 1985. – С. 76–79.

57. Разработка и исследование новой порошковой ленты для наплавки колес мостовых кранов / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, Е. Я. Харланова [и др.] // Сварочное производство. – 1995. – № 10. – С. 22–25.
58. Малинов, В. Л. Исследование методом регрессивного анализа зависимостей износостойкости в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания от химического состава наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-V-C основе / В. Л. Малинов // Вестник Приазовского государственного технического университета. – 2011. – Вып. 2 (23). – С. 110.
59. Орлик, А. Г. Разработка технологии механизированной дуговой наплавки покрытия с заданным комплексом свойств, стойкого к гидроабразивному износу / А. Г. Орлик, Г. Г. Чернышов // Машиностроение. – 2012. – № 8 – С. 55.
60. Чейлях, Я. А. Поверхностная модификация состава и гетерофазных состояний для повышения износостойкости стальных изделий / Я. А. Чейлях, В. В. Чигарев // Стратегия качества в промышленности и образовании : материалы VI Международ. конф., 4–11 июня 2010 г., Болгария. – Варна, 2010. – Т. 1. – С. 538–541.
61. Моделирование влияния легирующих элементов на точку «М» и фазовый состав наплавленных Fe-Cr-Mn метастабильных сталей / Я. А. Чейлях, А. П. Чейлях, О. В. Кривенко, Г. В. Шейченко // Вестн. Приазовского гос. техн. ун-та. – 2013. – Вып. 27. – С. 82–90.
62. Ерофеев, В. А. Компьютерный инженерный анализ наплавки порошковой проволоки с сердечником / В. А. Ерофеев, В. А. Масленников, О. И. Зайцев // Изв. ТулГУ. Техн. науки. – 2014. – Вып. 11, ч. 1. – С. 52–62.
63. Ерофеев, В. А. Особенности технологии дуговой наплавки упрочняющих слоёв на стальную подложку / В. А. Ерофеев, С. К. Захаров, О. В. Кузнецов // Изв. ТулГУ. Техн. науки. – 2014. – Вып. 11, ч. 1. – С. 132–138.
64. Ерофеев, В. А. Определение технологических характеристик плавления порошковой проволоки с сердечником из порошка тугоплавких металлов / В. А. Ерофеев, В. А. Масленников, О. И. Зайцев // Изв. ТулГУ. Техн. науки. – 2014. – Вып. 11, ч. 1. – С. 15–21.

65. Петренко, А. Н. Износостойкий наплавленный металл системы С-В-Тi-Ni / А. Н. Петренко // Машинобудування. – 2012. – № 9. – С. 177–182.
66. Степнов, К. К. Модифицирование среднехромистого наплавленного металла / К. К. Степнов, В. Н. Матвиенко, А. И. Олдаковский // Автомат. сварка. – 2011. – № 8. – С. 12–14.
67. Ефименко, Н. Г. О механизме влияния РЗМ на процесс кристаллизации и формирование первичной структуры при сварке стали / Н. Г. Ефименко // Сварочное производство. – 1990. – № 7. – С. 12–14.
68. Ефименко, Н. Г. Модифицирование, рафинирование и легирование иттрием применительно к сварке сталей / Н. Г. Ефименко // Автомат. сварка. – 2002. – № 6. – С. 9–14.
69. Разработка порошковой проволоки для наплавки запорной арматуры / Е. Н. Еремин, А. Е. Еремин, Ю. О. Филиппов [и др.] // Омский науч. вестн. Машиностроение и машиноведение. – 2014. – № 2 (130). – С. 45–47.
70. Тепляшин, М. В. Исследования влияния легирующих элементов на износостойкость в сплавах, предназначенных для электрошлаковой наплавки бил молотковых мельниц / М. В. Тепляшин, В. Г. Комков // Ученые заметки ТОГУ. – 2013. – Т. 4, № 4. – С. 1554–1561.
71. Тепляшин, М. В. Разработка экономнолегированного сплава для восстановления бил молотковых мельниц / М. В. Тепляшин, В. Г. Комков, В. А. Стариенко // Ученые заметки ТОГУ. – 2013. – Т. 4, № 4, – С. 1543–1549.
72. Луговая, В. А. Особенности наплавки композиционных сплавов при упрочнении рабочих поверхностей тел вращения / В. А. Луговая, В. В. Ярошик // Вестн. Волгоградского государственного архитектурно-строительного университета. Строительство и архитектура. – 2015. – Вып. 40 (59). – С. 166–173.
73. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Государственное издательство оборонной промышленности, 1956. – 344 с.
74. Еремин, А.Е. Структура и свойства высокохромистого металла запорной арматуры наплавленного серийно выпускаемыми сварочными проволоками / А.Е. Еремин, Е. Н. Еремин, Ю.О. Филиппов, А.Е. Маталасова, В.С. Кац // Омский научный вестник. – 2014. Вып. 1 (127). – С. 55–58.

75. Нефедьев, С. П. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость твёрдых наплавленных покрытий / С. П. Нефедьев, Р. Р. Дёма, Д. А. Котенко // Вестн. ЮУрГУ. Metallurgy. – 2015. – Т. 15, № 1. – С. 103–106.
76. Нефедьев, С. П. Особенности структуры и свойства поверхностных слоёв углеродистых сталей с плазменным упрочнением и наплавкой комплексно-легированным белым чугуном : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01 / Нефедьев Сергей Павлович. – Магнитогорск : МГТУ им. Г. И. Носова, 2012. – 136 с.
77. Сильман, М. С. Особенности микроструктуры и распределения элементов в комплексно легированных белых чугунах / М. С. Сильман, А. А. Фрольцов, А. Н. Жуков // МиТОМ. – 1981. – № 1. – С. 52–55.
78. Емелюшин, А. Н. Исследование структуры и ударно-абразивной износостойкости покрытий системы Fe–C–Cr–Mn–Si, дополнительно легированных азотом / А. Н. Емелюшин, Е. В. Петроченко, С. П. Нефедьев // Сварочное производство. – 2011. – № 10. – С. 18–22.
79. Попов, А. А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита / А. А. Попов, Л. Е. Попова. – М. : Metallurgy, 1965. – 495с.
80. Гуляев, А. П. Metallovedenie / А. П. Гуляев. – М. : Metallurgy, 1966. – 480 с.
81. Лившиц, Л. С. Основы легирования наплавленного металла / Л. С. Лившиц, Н. А. Гринберг, Э. Г. Куркумелли. – М. : Metallurgy, 1969. – 188 с.
82. Подгаецкий, В. В. Сварочные флюсы / В. В. Подгаецкий, И. И. Люборец. – Киев : Техника, 1984. – 167 с.
83. Толстов, И. А. Справочник по наплавке / И. А. Толстов, В. А. Коротков. – Челябинск : Metallurgy, 1990. – 384 с.
84. Коновалов, А. В. Теория сварочных процессов: учебник для вузов / А. В. Коновалов, В. М. Неровный, А. С. Куркин. – М. : МГТУ им. Баумана, 2007. – 752 с.
85. Козырев, Н. А. Разработка добавок для сварочных флюсов при сварке низколегированных сталей / Н. А. Козырев, В. Ф. Игушев, Р. Е. Крюков и др. // Сварочное производство. – 2013. – № 5. – С. 9–12.

86. Углеродсодержащие флюс-добавки для сварочных флюсов / Н. А. Козырев, Р. Е. Крюков, Н. Е. Крюков, И. Н. Ковальский, Ю. В. Бендре // Сварочное производство. – 2016. – № 5. – С. 9–14.

87. Influence of the Introduction of Carbon-Fluorine Additive to the Slag of the Production of Silicomanganese on the Weld Joint Quality / N. A. Kozyrev, R. E. Kryukov, O. E. Kozyreva, E. A. Zernin, D. S. Kartsev. – DOI 10.1088/1757-899X/142/1/012014 // IOP Conference Series : Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 142. – [012014, 6 p.].

88. Development and application of new materials for welding metal structures of responsible assignment operating at low temperatures / R. E. Kryukov, N. A. Kozyrev, N. E. Kryukov, E. N. Kryukov, O. E. Kozyreva // Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций : тезисы докладов Международной конференции, 19–23 сентября 2016. – Томск : ИФПМ СО РАН, 2016. – С. 394–395.

89. Козырев, Н. А. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-67 на свойства металла сварных швов стали 09Г2С / Н. А. Козырев, В. Ф. Игушев, Р. Е. Крюков, А. В. Роор // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 8. – С. 33–36.

90. Крюков, Р. Е. Окислительно-восстановительные процессы при сварке под углеродсодержащим флюсом / Р. Е. Крюков, Ю. В. Бендре, Н. А. Козырев и др. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2014. – № 10. – С. 25–28.

91. Kryukov, R. E. Some aspects of oxidation-reduction under carbon-bearing flux welding / R. E. Kryukov, N. A. Kozyrev, G. V. Galevsky et al. – DOI 10.1088/1757-899X/91/1/01/012016 // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2015. – Vol. 91. – [012016, 6 p.].

92. Possibilities of Application of Carbon-Fluorine Containing Additions in Submerged-Arc Welding / N. A. Kozyrev, N. E. Kryukov, R. E. Kryukov, V. F. Igushev, I. I. Kovalskii. – DOI 10.1088/1757-899X/91/1/01/012018 // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2015. – Vol. 91. – [012018, 7 p.]

93. Влияние углерода и фторсодержащих добавок в составе флюсов на содержание неметаллических включений и свойства сварных швов / Н. А. Козы-



рев, В. Ф. Игушев, Р. Е. Крюков, З. В. Голдун, И. Н. Ковальский // Сварочное производство. – 2012. – № 12. – С. 3–6.

94. Влияние флюса АН-60 с углеродфторсодержащей добавкой на качество сварных швов стали 09Г2С / Н. А. Козырев, В. Ф. Игушев, Р. Е. Крюков, С. Н. Старовацкая, А. В. Роор // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 4. – С. 30–33.

95. Effect of carbon- and fluorine-containing additions in the composition of fluxes on the content of nonmetallic inclusions and properties of welded joints / N. A. Kozyrev, V. F. Igushev, R. E. Krukov, Z. V. Goldun, I. N. Kovalsky // Welding International. – 2013. – Vol. 27, № 12. – P. 963–965.

96. Технологические аспекты использования углеродфторсодержащей добавки при сварке под флюсом / Н. А. Козырев, Н. Е. Крюков, Р. Е. Крюков, В. Ф. Игушев, И. Н. Ковальский // Сварочное производство. – 2015. – № 4. – С. 43–47.

97. Козырев, Н. А. Влияние углеродфторсодержащей флюс-добавки на уровень загрязненности металла сварного шва оксидными неметаллическими включениями / Н. А. Козырев, Р. Е. Крюков, А. В. Роор // Вест. Сибирского государственного индустриального университета. – 2013. – № 4 (6) – С. 20–24.

98. Крюков, Р. Е. Схема удаления водорода при сварке под фторсодержащими флюсами / Р. Е. Крюков, Ю. В. Бендре, Г. В. Галевский и др. // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2015. – № 2. – С. 177–180.

99. Крюков, Р. Е. Термодинамические аспекты удаления водорода при сварке под углеродфторсодержащими флюсами / Р. Е. Крюков, Ю. В. Бендре, Г. В. Галевский и др. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2016. – Т. 59, № 2. – С. 99–104.

100. Думов, С. И. Технология электрической сварки плавлением / С. И. Думов. – Ленинград : Машиностроение, Ленинградское отделение, 1978. – 368 с.

101. Гусев, А. И. Изучение свойств металла, наплавленного порошковой проволокой системы С-Mn-Si-Cr-V-Mo-Co / А. И. Гусев, И. В. Осетковский; науч. рук. Н. А. Козырев // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, 1–3

июня 2016 г. – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. – Вып. 20. Ч. 3: Технические науки. – С. 274–276.

102. Вентцель, Е. С. Теория вероятностей / Е. С. Вентцель. – М. : Высшая школа, 1999. – 576 с.

103. Вентцель, Е. С. Теория вероятностей и ее инженерные приложения / Е. С. Вентцель, Л. А. Овчаров. – М. : Академия, 2003. – 464 с.

104. Гмурман, В. Е. Теория вероятности и математическая статистика : учебное пособие для вузов / В. Е. Гмурман. – 9-е изд., стер. – М. : Высшая школа, 2003. – 479 с.

105. Гусев, А. И. Изучение свойств металла, наплавленного порошковой проволокой системы C-Mn-Si-Cr-V-Mo-Co / А. И. Гусев, И. В. Осетковский; науч. рук. Н. А. Козырев // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, 1–3 июня 2016 г. – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. – Вып. 20. Ч. 3: Технические науки. – С. 274–276.

106. Осетковский, И. В. Изучение свойств металла, наплавленного порошковой проволокой системы C- Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V / И. В. Осетковский, А. И. Гусев // Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов VII Всероссийской научно-практической конференции для студентов и учащейся молодежи / Юргинский технологический институт. – Томск : Изд-во Томского политехнического университета, 2016. – Т. 1. – С. 143.

107. Гусев А.И., Козырев Н.А., Кибко Н.В., Попова М.В., Крюков Р.Е. Изучение структуры и свойств металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2017. Т.4.– № 2 . - С. 113-119.

108. Осетковский И.В., Козырев Н.А., Гусев А.И., Кибко Н.В., Попова М.В. Изучение влияния кобальта на свойства наплавленного порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V металла // Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении: сборник трудов Международной научно-практической конференция 18-21 апреля 2017 года – Кемерово: КузГТУ, 2017. – С. 174-179.

109. Разработка износостойкой порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo–V для наплавки деталей горношахтного оборудования / И. В. Осетковский, Н. А. Козырев, Н. В. Кибко, М. В. Попова, А. И. Гусев // Научные технологии разработки и использования минеральных ресурсов : научный журнал. – 2017. – № 3. – С. 131–135.

110. Исследование качества металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co / Гусев А.И., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Попова М.В., Корнев Е.С.// Металлургия: технологии, инновации, качество : труды XX Международной научно-практической конференции: в 2-х ч. Ч. 1 ;Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2017. – С. 305-310.

111. Изучение структуры и свойств металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Mo-Ni-V-Co при введении вольфрама и хрома / А. И. Гусев, Н. А. Козырев, Н. В. Кибко, Р. Е. Крюков, И. В. Осетковский // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2017. – № 2 (20). – С. 4–8.

112. Исследование свойств порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co для упрочнения узлов и деталей оборудования горнорудной и угледобывающей отраслей / А. И. Гусев, Н. А. Козырев, Н. В. Кибко, М. В. Попова, И. В. Осетковский // Научные технологии разработки и использования минеральных ресурсов. – 2017. – № 3. – С. 135–140.

113. Износостойкость металла, наплавленного порошковыми проволоками систем Fe-C-Si-Mn- Ni- Mo- W-V и Fe-C-Si-Mn- Cr- Ni- Mo-V / И.В. Осетковский Н.А. Козырев, А.И. Гусев, Р.Е. Крюков, М.В. Попова // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2017. – № 4 (22) – С. 21 – 24.

114. Свойства металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Mo-Ni-V-Co / А. И. Гусев, Н. А. Козырев, Н. В. Кибко, Р. Е. Крюков, И. В. Осетковский // Вест. горно-металлургической секции Российской академии-естественных наук. Отделение металлургии: сборник научных трудов. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2017. – Вып. 38. – С. 147–154.

115. Свойства металла, наплавленного порошковыми проволоками систем Fe-C-Si-Mn- Ni- Mo- W и Fe-C-Si-Mn- Cr- Ni- Mo-V / И.В. Осетковский Н.А. Ко-

зырев, А.И. Гусев, Р.Е. Крюков, М.В. Попова // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сб. научн. тр. - Вып.38.-Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2017 – С. 155-162.

116. Гусев, А. И. Исследование качества металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co / А. И. Гусев, Н. А. Козырев, И. В. Осетковский, Н. В. Кибко, М. В. Попова // Инновации в топливно-энергетическом комплексе и машиностроении : сборник трудов Международной научно-практической конференции, 18–21 апреля 2017 г. – Кемерово : КузГТУ, 2017. – С. 110–115.

117. Гусев, А. И. Разработка порошковой проволоки для наплавки деталей, работающих в условиях износа / А. И. Гусев, Н. А. Козырев, В. Е. Хомичева и др. / Вест. Российской Академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. – 2018. – Вып. 21. – С. 109–123.

118. Эксплуатационные показатели новых порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo для наплавки защитных пластин шнеков очистных комбайнов / Н. А. Козырев, А. А. Усольцев, Р. Е. Крюков, А. И. Гусев, И. В. Осетковский // Научно-технологические разработки и использования минеральных ресурсов: науч. журнал / Сиб. гос. индустр. ун-т; под общей ред. В.Н. Фрянова. – Новокузнецк, 2019. – № 5. – С. 195–202.

119. Повышение надежности и долговечности деталей горношахтного оборудования, работающего в условиях интенсивного ударно-абразивного износа, путем наплавки / А. И. Гусев, Н. А. Козырев, А. А. Усольцев, Р. Е. Крюков, А. Р. Михно // Научно-технологические разработки и использования минеральных ресурсов: науч. журнал / Сиб. гос. индустр. ун-т; под общей ред. В.Н. Фрянова. – Новокузнецк, 2021. – № 7. – С.199–204.

120. Гусев, А.И. Наплавка порошковыми проволоками C-Si-Mn-Mo-V-B и C-Si-Mn-Cr-Mo-V деталей горнорудного оборудования / А.И. Гусев, Н.В. Кибко, М.В. Попова и др. // Изв. вуз. Чер. металлургия. – 2017. Т. 60. № 4. – С. 318–323.

121. Козырев, Н.А. Разработка новых порошковых проволок для наплавки деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа / Н.А. Козырев, А.И.

Гусев, Р.Е. Крюков, и др. // Чер. металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018.– Вып.7(1423). – С. 70–77.

122. Гусев, А.И. Разработка порошковой проволоки для наплавки деталей, работающих в условиях износа / А.И. Гусев, А.А. Усольцев, Н.А. Козырев и др. // Изв. вуз. Чер. металлургия. – 2018. Т 61. № 11. – С. 898–906.

123. Гусев, А.И. Влияние введения вольфрама и хрома на свойства металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Mo-Ni-V-Co / А.И. Гусев, Н.А. Козырев, Н.В. Кибко и др. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2019. Том 17. – № 2. – С. 56–60.

124. Осетковский, И.В. Сравнительный анализ абразивной износостойкости металла, наплавленного порошковыми проволоками систем Fe-C-Si-Mn-Ni-Mo-W-V и Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V / Осетковский И.В., Козырев Н.А., Гусев А.И. и др. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2019. – Том 17. – № 5. – С. 198–202.

125. Козырев Н.А. Показатели новых порошковых проволок системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo / Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Р.Е. Крюков, А.И. Гусев, И.В. Осетковский // Чер. металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2019.– Т. 75. – № 7 – С. 860–866.

126. Иванов Ю.Ф. Структура, элементарный и фазовый состав износостойкой наплавки порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo / Ю.Ф. Иванов, А.И. Гусев, Д.А. Романов и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2021. – Т. 18. – № 1 С. 106–114 || DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2021.01.015.

127. Quality of metal deposited flux cored wire with the system Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co / A.I. Gusev, N.A. Kozyrev, I.V Osetkovskiy, O.A Kozyreva, D.V. Valuev // Key engineering materials. – 2017. – Vol. 736. – p. 2doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.736.23.

128. Influence of the cobalt additive on the flux cored wire of system Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V/ I.V. Osetkovskiy., N. A. Kozyrev, A. I. Gusev, O.A. Kozyreva, R. A. Gizatulin, D. V. Valuev// Key engineering materials- 2017- Vol. 736, - pp 63doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.736.63.

129. Development of a wear-resistant flux cored wire of Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-V system for deposit welding of mining equipment parts / I. V. Osetkovsky, N. A. Kozyrev, R E Kryukov, A. A. Usoltsev and A. I. Gusev // International Scientific and Research Conference on Knowledge-based Technologies in Development and Utilization of Mineral Resources (KTDMUR2017), 6–9 June 2017, Novokuznetsk, Russian Federation, 2017, Vol. 84, pp. 1-7 ||<https://doi.org/10.1088/1755-1315/84/1/012017> References.

130. Gusev, A. I. Study of the properties of flux cored wire of Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co system for the strengthening of nodes and parts of equipment used in the mineral mining / A. I. Gusev, N. A. Kozyrev, A. A. et al. // International Scientific and Research Conference on Knowledge-based Technologies in Development and Utilization of Mineral Resources (KTD-MUR2017), 6–9 June 2017, Novokuznetsk, Russian Federation, 2017, Vol. 84, pp. 1–5 ||<https://doi.org/10.1088/1755-1315/84/1/012018> References.

131. Quality of Metal Deposited Flux Cored Wire with the System Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co / A. I. Gusev, N. A. Kozyrev, I. V. Osetkovskiy, R. E. Kryukov, O. A. Kozyreva // International Scientific-Practical Conference: Innovations in Fuel and Energy Complex and Mechanical Engineering (FEC-2017) 18–21 April 2017, Kemerovo, Russian Federation IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 2017, vol 253 pp. 1-7 ||[doi:10.1088/1757-899X/253/1/012008](https://doi.org/10.1088/1757-899X/253/1/012008).

132. Developing New Powder Wire for Surfacing Details Which Works in the Wear Resistance Conditions / A.I. Gusev, N.A. Kozyrev, I.V. Osetkovskiy, A.A. Usoltsev // Materials and processing Technology. Materials science forum, 2018, Vol. 927, pp 126-133||[doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.927.126](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.927.126).

133. Development of a flux-cored wire for surfacing mining equipment operating in the conditions of shock-abrasive wear / A. I. Gusev, N. A. Kozyrev, A. A. Usoltsev, R. E. Kryukov, A. R. Mi-khno // IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science 206 (2018) 012034.-P. 1-6|| [doi :10.1088/1755-1315/206/1/012034](https://doi.org/10.1088/1755-1315/206/1/012034).

134. Flux-Cored Wire for the Surfacing of Parts Subject to Wear / A. I. Gusev, A. A. Usol'tsev, N. A. Kozyrev et al. // Steel in Translation, 2018, Vol. 48, No. 11, pp. 724–731.



135. Operational factors of new flux cored wires of the Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo system for sur-facing of protective plates of shearer cutting drums / N. A. Kozyrev, A. A. Usoltsev, R. E. Kryukov, A. I. Gusev, I. V. Osetkovskiy // IOP Conf. Series: Earth and Environmental /Science International Scientific and Research Conference on Knowledge-based technologies in development and utilization of mineral resources 4–7 June 2019, SibSIU, Novokuznetsk, Russia, 377 (2019) 0121022.-P. 1-12|| doi :10.1088/1755-1315 /377 /1 /012022.

136. Пат. 2641590 МПК8 В23 К35/36 В 23 К35/36 Порошковая проволока / Козырев Н.А., Гусев А.И., Галевский Г.В., Крюков Р.Е., Осетковский И.В., Усольцев А.А., Козырева О.А.; ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2016125085/02(039292), Заявл. 22.06.2016.

## Приложение А

ООО «Шахта Листвяжная»



Утверждаю:  
Главный механик  
ООО «Шахта Листвяжная»  
А.Ю. Бобров

«23» декабря 2018 г.

## А К Т

**об использовании результатов  
научно-исследовательской работы «Разработка новой порошковой проволоки  
системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo для наплавки горношахтного оборудования,  
работающего в условиях высокого абразивного износа»**

Комиссия в составе:

председатель Бобров А.Ю. – главный механик,

член комиссии: Бардер М.В. – старший механик по забойному оборудованию.

Настоящий акт подтверждает, что на предприятии ООО «Шахта Листвяжная» проведены испытания защитных пластин наплавленных порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo (патент РФ 2641590), разработанной аспирантом кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» Гусевым Александром Игоревичем.

Испытания проводились с целью оценки возможности повышения эксплуатационного периода работы шнеков очистного комбайна JOY4LS20. Проводилось сравнение скорости износа защитных пластин наплавленных проволокой DRATEK и новой порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo. На левый шнек были установлены защитные пластины, наплавленные новой порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, на правый - защитные пластины наплавленные проволокой DRATEK. Сравнение проводилось путём измерения толщины испытуемых защитных пластин, с периодичностью 15 суток. Длительность всего эксперимента составила 45 суток.

В результате испытаний установлено:

Увеличение длительности работы защитных пластин наплавленных проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo (патент РФ 2641590) в сравнении с аналогичными пластинами наплавленными проволокой DRATEK на 19,3%.

Наработка шнеков за период испытания составила 253 654 тонн угля. При наработке шнеков 204 698,7 тонн угля выявлено: недопустимый износ пластин правого шнека (полностью изношен наплавленный слой, лопасть шнека подвержена абразивному износу), левый шнек находился в рабочем состоянии.

Председатель комиссии

Бобров А.Ю.

Член комиссии:

Бардер М.В.

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Сибирский государственный индустриальный университет»

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной работе  
и инновациям,  
д.т.н., профессор

М.В. Темлянецв

«29» августа 2019 г.




### АКТ

#### о внедрении результатов НИР в учебный процесс

Результаты научно-исследовательской работы «Разработка новой порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo для наплавки горношахтного оборудования, работающего в условиях высокого абразивного износа», выполненной на кафедре материаловедения, литейного и сварочного производства аспирантом А.И. Гусевым под руководством д.т.н., профессора Н.А. Козырева, в 2019 г. внедрены в учебный процесс на основании решения кафедры МЛСП (выписка из протокола заседания кафедры № 1 от 29.08.2019 г.). Указанные результаты используются в учебном процессе при подготовке бакалавров, обучающихся по направлению 22.03.02 «Металлургия», направленность «Металлургия сварочного производства» и магистрантов 22.04.02 «Металлургия».

Начальник управления научных исследований,  
к. т. н. доцент

 А.И. Куценко

Начальник учебно-методического управления,  
к.т.н., доцент

 О.Г. Приходько

Ученый секретарь кафедры материаловедения,  
литейного и сварочного производства,  
к. т. н., доцент

 А.А. Усольцев