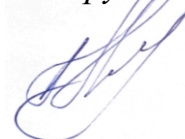


Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Оренбургский государственный университет»

На правах рукописи



ПЛЕСОВСКИХ Алексей Юрьевич

**УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕМ И СВОЙСТВАМИ
ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ
ГАЗОТЕРМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ**

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Научный руководитель –
доктор технических наук, профессор
Крылова Светлана Евгеньевна

Оренбург – 2025

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
1. АНАЛИЗ СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ КОМПРЕССОРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ.....	12
1.1 Актуальность и научно-технические проблемы повышения долговечности деталей нефтегазового машиностроения.....	12
1.2 Анализ видов и причин дефектообразования в деталях компрессорного оборудования.....	14
1.3 Современные методы упрочнения рабочих поверхностей штоков.....	21
1.4 Порошковые композиции для газотермического напыления и их характеристики.....	30
1.4.1 Влияние морфологии и гранулометрического состава порошков на структуру и свойства покрытий.....	30
1.4.2 Химический состав порошковых композиций и его влияние на эксплуатационные характеристики.....	32
1.5 Методы оплавления газотермического покрытия.....	40
Выводы по разделу 1.....	46
2. РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ НАПЫЛЯЕМЫХ КОМПОЗИЦИЙ, ПОЛУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЙ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	47
2.1 Определение целевых характеристик штоков зарубежного производства методом обратного инжиниринга.....	47
2.2. Термическая обработка основного материала AISI 4140.....	54
2.3. Опытные составы порошковых композиций.....	56
2.4. Оборудование и схема газопламенного напыления.....	58
2.5. Оборудование и методики проведения исследования.....	62
2.5.1. Металлографические исследования.....	62

2.5.2. Механические испытания.....	64
2.5.3. Оборудование и методика испытаний на изнашивание.....	65
2.5.4. Определение адгезионной прочности.....	67
2.5.5. Оценка уровня остаточных механических напряжений магнитоанизотропным методом	68
2.6. Определение оптимальных технологических параметров газопламенного напыления	70
2.6.1. Оптимизация технологических параметров напыления подслоя	72
2.6.2. Многофакторная оптимизация состава и морфологии упрочняющего покрытия.....	76
2.6.3. Оптимизация технологических параметров напыления	82
Выводы по разделу 2.....	86
3. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ПРИ НАПЫЛЕНИИ.....	87
3.1. Исследование строения напыленного слоя в исходном состоянии (до оптимизации)	87
3.2. Структурообразование и распределение легирующих элементов в напыленном покрытии по этапам оптимизации	91
3.2.1. Изучение микроструктуры после оптимизации технологических параметров напыления подслоя.....	91
3.2.2. Анализ микроструктуры после оптимизации морфологии и гранулометрического состава исходной порошковой композиции.....	95
3.2.3. Структурный анализ покрытия после оптимизация технологических параметров напыления.....	110
3.3. Идентификация и анализ распределения карбидных фаз в разработанном покрытии системы Ni-Cr-B-Si-WC.....	114

Выводы по разделу 3.....	119
4. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА С ПОКРЫТИЕМ.....	120
4.1. Анализ влияния режимов термической обработки на структуру и перераспределение легирующих элементов в напыленном покрытии	120
4.2. Анализ влияния режимов термической обработки на механические характеристики	133
Выводы по разделу 4.....	136
5. ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА С ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИМ ПОКРЫТИЕМ	137
5.1. Определение остаточных механических напряжений в изделии магнитоанизотропным методом	137
5.2. Математическое моделирование эксплуатационных нагрузок.....	141
5.3. Повышение качества резьбы штока с целью снижения напряжений.....	143
5.4. Оценка экономического эффекта от внедрения технологии в производство.....	148
Выводы по разделу 5.....	149
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	151
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	153
ПРИЛОЖЕНИЕ А	182
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	185
ПРИЛОЖЕНИЕ В	187

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Известно, что большинство ответственных деталей и узлов оборудования, функционирующего на дожимных компрессорных станциях нефтегазовых предприятий России выполнены из материалов и по технологиям зарубежных производителей. В условиях сложившихся внешнеэкономических отношений, приобретение и эксплуатация данного вида изделий затруднительна.

По результатам реверс-инжиниринговых изысканий отработанных штоков компрессоров Dresser-Rand, CPI Compressor Products International и Cameron Compression System, определена необходимость разработки рациональной технологии упрочения подобных деталей с обоснованием влияния режимов нанесения покрытий на структуру и фазовый состав рабочей поверхности, с целью обеспечения безаварийной работы изделий в конкретных условиях эксплуатации.

В нефтегазовом машиностроении газотермические методы нанесения покрытий являются технологически прогрессивными и экономически эффективными в рамках улучшения эксплуатационных характеристик ответственных деталей и узлов оборудования. Современный уровень развития данной области характеризуется, как широким спектром материалов функционального назначения, так и разработкой надежного технологического оборудования и оптимальных параметров его использования. Однако, несмотря на достигнутые результаты, вопросы влияния гранулометрического и химического состава исходных порошков, а также комплексное воздействие параметров напыления на микроструктуру, фазовый состав, физико-механические свойства и напряженное состояние формируемого слоя для различных практических применений остаются недостаточно изученными, что определяет актуальность настоящего исследования.

Степень разработанности темы исследования. Способ восстановления и упрочнения рабочих поверхностей ответственных деталей методом нанесения

газотермических покрытий был по достоинству оценен в производственной сфере, что нашло отражение в работах Ю.С. Коробова, А.Ю. Павлова и других исследователей. Значимые для теории и практики результаты исследований в области нанесения газотермических покрытий на поверхность металлов и сплавов приведены в работах отечественных (Р.М. Нуреев, С.И. Яреско и т.д.) и зарубежных (S. Kuroda, C. Moreau, L.M. Berger и т.д.) ученых.

Проведенный анализ научно-технической литературы свидетельствует, что решение проблемы восстановления изношенных поверхностей и повышения эксплуатационной стойкости деталей возможно на основе применения принципов комплексного легирования при разработке порошковых композиций. Исследования таких ученых, как О.Г. Девойно, А.Ю. Рудницкого и других демонстрируют, что достижение требуемого комплекса эксплуатационных характеристик изделий обусловлено не только композиционным составом порошковых материалов, но и совершенствованием технологических параметров газопламенного напыления. Получение новых научных представлений о процессах поверхностного структурного упрочнения при газопламенном напылении, включая механизмы карбидообразования в напыленных композициях, создает теоретическую основу для прогнозирования механических и эксплуатационных свойств рабочих поверхностей тяжелонагруженного оборудования, что подчеркивает научную и практическую значимость настоящего исследования.

Объектом исследования является процесс упрочнения рабочей поверхности ответственных деталей нефтегазового оборудования методом газопламенного напыления.

Предмет исследования - механизм структурообразования и формирования функциональных свойств износостойких вольфрамсодержащих покрытий.

Цель работы - управление структурообразованием и комплексом механических свойств вольфрамсодержащих покрытий, полученных газотермическим напылением порошковых композиций системы Ni-Cr-B-Si-WC на поверхность ответственных деталей нефтегазового машиностроения.

Задачи исследования:

1. Разработка составов наплавочных композиций с оптимальным содержанием и формой карбида вольфрама в металлической матрице.
2. Оптимизация параметров газотермического напыления, обеспечивающих требуемое сочетание механических свойств.
3. Выявление закономерностей структурообразования при напылении и термическом упрочнении поверхности.
4. Оценка напряжённого состояния и эксплуатационных характеристик материала с вольфрамсодержащим покрытием; апробация технологии упрочнения рабочей поверхности длинномерных деталей в условиях ремонтного производства.

Содержание диссертации соответствует п. 2 «Теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях, включая технологические воздействия, и влияние сварочного цикла на металл зоны термического влияния, их моделирование и прогнозирование», п. 3 «Теоретические и экспериментальные исследования влияния структуры (типа, количества и характера распределения дефектов кристаллического строения) на физические, химические, механические, технологические и эксплуатационные свойства металлов и сплавов» и п. 6 «Разработка новых и совершенствование существующих технологических процессов объемной и поверхностной термической, химико-термической, термомеханической и других видов обработок, связанных с термическим или термомеханическим воздействием, цифровизация и автоматизация процессов, а также разработка информационных технологий систем сквозного управления технологическим циклом, специализированного оборудования» паспорта научной специальности 2.6.1. «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов».

Научная новизна:

1. Научно и экспериментально обоснован новый (подтвержденный патентом) состав композиционного вольфрамсодержащего порошкового покрытия системы Ni-Cr-B-WC (59,0% Ni, 28,9% W, 5,3% Cr, 1,7% Fe, 1,2% B, 2,5% Si, 1,4% C),

отличающийся оптимальным содержанием легирующих элементов (W, Cr, B) в никелевой матрице, дисперсностью карбидной фазы в пределах 15–30 мкм, что обеспечивает формирование износостойкого слоя на рабочих поверхностях деталей нефтегазового оборудования.

2. Впервые установлены зависимости между морфологическим составом порошковых композиций и параметрами газотермического напыления вольфрамсодержащего покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC, позволяющие управлять структурой и свойствами формируемой поверхности.

3. Предложен механизм упрочнения, основанный на объемном приросте и межламельном перераспределении в γ -твердом растворе дисперсных фаз Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , $\text{Cr}_3\text{W}_3\text{C}$, Cr_5B_3 и B_4C , отличающийся формированием монолитной структуры, обладающей оптимальным упругопластическим состоянием и высокой степенью заполнения межламельных микропустот и обеспечивающий снижение пористости с 2,5 до 1 %, повышение микротвердости и износостойкости поверхности на 35-50%.

Практическая значимость работы состоит в разработке и внедрении импортозамещающей технологии поверхностного упрочнения штоков поршневых компрессоров нефтегазового оборудования, гарантирующей регламентированные значения микротвёрдости, износостойкости, адгезионной прочности покрытия, при соблюдении шероховатости и геометрической точности изделия в соответствии с отраслевыми стандартами.

Предложен метод формирования монолитного поверхностного слоя на основе вольфрамсодержащих композиций, включающий холодное газопламенное напыление с последующим оплавлением границ армированной карбидами никелевой металлической основы последующей высокотемпературной термической обработкой, в виде закалки с температуры 1100-1150 °С в водополимерную среду «Термат», формирующей спеченную ламельную структуру с выделением стойких дисперсных включений на основе хрома, вольфрама и бора.

Технологичность и эксплуатационная стойкость разработанного покрытия подтверждается актами внедрения:

- на Оренбургском газоперерабатывающем заводе ООО «Газпромпереработка» при промышленной эксплуатации, упрочненного порошковой композицией Ni-Cr-B-Si-WC штока компрессора марки 382K01;

- на предприятии ООО «Технология» г. Оренбурга успешно проведены промышленные испытания разработанных порошковых композиций, предназначенных для упрочнения штоков поршневых компрессоров дожимных компрессорных станций (ДКС) 1, 2 и 3 ступеней.

Методы исследования, достоверность и обоснованность результатов.

Методологическая база исследования сформирована на основе фундаментальных работ российских и зарубежных ученых, посвященных изучению структуры и свойств газопламенных покрытий металлических материалов. Теоретической основой послужили принципы классического материаловедения, методы металлографического анализа и технологии неразрушающего контроля, а также требования международных и российских нормативных документов. В исследовании применены методы математического моделирования экспериментальных процессов, инженерного анализа напряженно-деформированного состояния, теоретические положения трибологии и механизмов формирования ламельных структур в порошковых композиционных материалах. Достоверность результатов обеспечена корректной постановкой задач, значительным массивом экспериментальных данных и применением современных металловедческих методик. Верификация результатов осуществлялась путем сопоставления с данными ведущих отечественных и зарубежных исследователей в данной области. Практическая значимость работы подтверждена успешной апробацией разработанных решений в реальных производственных условиях.

Для достижения поставленной цели и задач диссертационной работы были использованы: металлографические исследования, микрорентгеноспектральный и рентгеноструктурный анализ. Механические характеристики определялись посредством испытаний на адгезионную прочность, износостойкость и дюрометрические измерения. Особое внимание уделялось анализу пористости покрытий и контролю остаточных напряжений магнитоанизотропным методом.

Полученные экспериментальные данные подвергались статистической обработке с использованием программного обеспечения Statistica V12.

Положения, выносимые на защиту:

1. Рациональный состав вольфрамсодержащего покрытия на основе порошковой композиции системы Ni-Cr-B-Si-WC дисперсностью 15-30 мкм, обеспечивающего износостойкость рабочей поверхности за счет формирования армированной никелевой металлической основы с равномерным распределением включений WC и устойчивых дисперсных фаз: Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , $\text{Cr}_3\text{W}_3\text{C}$, Cr_5B_3 и B_4C , повышающих микротвердость поверхности (п.2 паспорта научной специальности).

2. Закономерности структурообразования упрочняемого поверхностного слоя в процессе оптимизации параметров холодного газотермического напыления (п.3 паспорта научной специальности);

3. Зависимость структурно-фазового состояния и эксплуатационных характеристик покрытия от параметров термической обработки, (п.6 паспорта научной специальности), состоящая в формировании уплотненной ламельной структуры металлической матрицы с равномерным карбидным упрочнением за счет целенаправленного формирования в рабочем слое сложных дисперсных карбидных и боридных фаз: Cr_7C_3 , Cr_5B_3 и B_4C , армирующих вязкую матрицу твердого раствора на основе Ni.

4. Результаты распределения остаточных напряжений, формирующихся в изделии с покрытием системы Ni-Cr-B-Si-WC на этапах послойного нанесения и последующей термической обработки (п.6 паспорта научной специальности).

Апробация работы. Основные результаты диссертационной работы обсуждались и получили одобрение на следующих конференциях: XX-ой международной научно-технической Уральской школы-семинаре металловедов – молодых ученых (г. Екатеринбург, 2020 г.); LXIII-ой международной конференции, "Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы" (г. Тольятти, 2021 г.); международной научно-технической конференции «Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении (г. Севастополь, 2019 - 2020 гг.); научно-методических семинарах

кафедры материаловедения и технологии материалов и научно-образовательного центра новых материалов и перспективных технологий ФГБОУ ВО «Оренбургский государственный университет» (г. Оренбург, 2018 - 2024 гг.); XII Международной школы-конференции «Физическое материаловедение» (г. Тольятти, 2025 г.), Россия; VII Международной Школы-конференции «Перспективные многокомпонентные «высокоэнтропийные» материалы (г. Москва, 2025 г.).

Реализация результатов работы. Результаты диссертационной работы приняты к применению на машиностроительном предприятии сервисного обслуживания и ремонта ООО «Технология», а также на предприятиях: ООО «Газпром Добыча Оренбург», ООО «Газпром Добыча Астрахань», ООО «Газпром Нефть Оренбург», в учебном процессе научно-образовательного центра новых материалов и перспективных технологий ФГБОУ ВО «Оренбургский государственный университет» при подготовке обучающихся по направлению «Материаловедение и технологии материалов».

Личный вклад автора заключается в постановке исследовательских задач, проведении теоретических и экспериментальных исследований с последующей обработкой данных, анализом и научной интерпретацией результатов; формулировании положений, выводов и заключения по работе, а также в подготовке публикаций и внедрении результатов в производство.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 20 научных статей, в том числе 2 – в изданиях из «Перечня...» ВАК, 4 – в изданиях, индексируемых в международных базах SCOPUS и Web of Science, 1 патент на изобретение.

Структура и объем работы. Диссертация включает введение, пять разделов с описанием результатов исследований, заключение, изложена на 192 страницах, содержит 100 рисунков, 26 таблиц и список использованных источников из 220 наименований, 3 приложения.

1. АНАЛИЗ СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ КОМПРЕССОРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

В разделе проведены результаты комплексного анализа литературных источников, соответствующих тематике диссертационной работы. Детально изучены специфические условия эксплуатации, основные причины возникновения дефектов и принципы упрочнения поверхностей ответственных элементов нефтегазоперерабатывающего оборудования. Особое внимание уделено систематизации сведений о композиционных порошковых материалах, обеспечивающих достижение требуемых эксплуатационных характеристик. Рассмотрено влияние различных независимых факторов на прочностные характеристики, износостойкость, адгезионную прочность и пористость при нанесении покрытий методом газотермического напыления.

1.1 Актуальность и научно-технические проблемы повышения долговечности деталей нефтегазового машиностроения

Несмотря на статус крупнейшего сырьевого экспортера, российская нефтегазовая отрасль демонстрирует критическую зависимость от импортных технологий и оборудования. Санкционные ограничения 2014 и 2022 годов системно обострили данную проблему, продемонстрировав уязвимость ключевых нефтегазовых проектов при прекращении сотрудничества с технологическими лидерами отрасли. Отсутствие конкурентоспособных отечественных аналогов создает существенные риски замедления темпов освоения новых месторождений.

Статистические данные (рисунок 1.1) подтверждают масштаб технологической зависимости. Сравнительный анализ показателей стран ОЭСР (организация экономического сотрудничества и развития), включая Россию, стран

Европы, Ближнего Востока, Северной Америки и Азии [1], демонстрирует необходимость системных мер по импортозамещению в области технологического обеспечения отрасли.

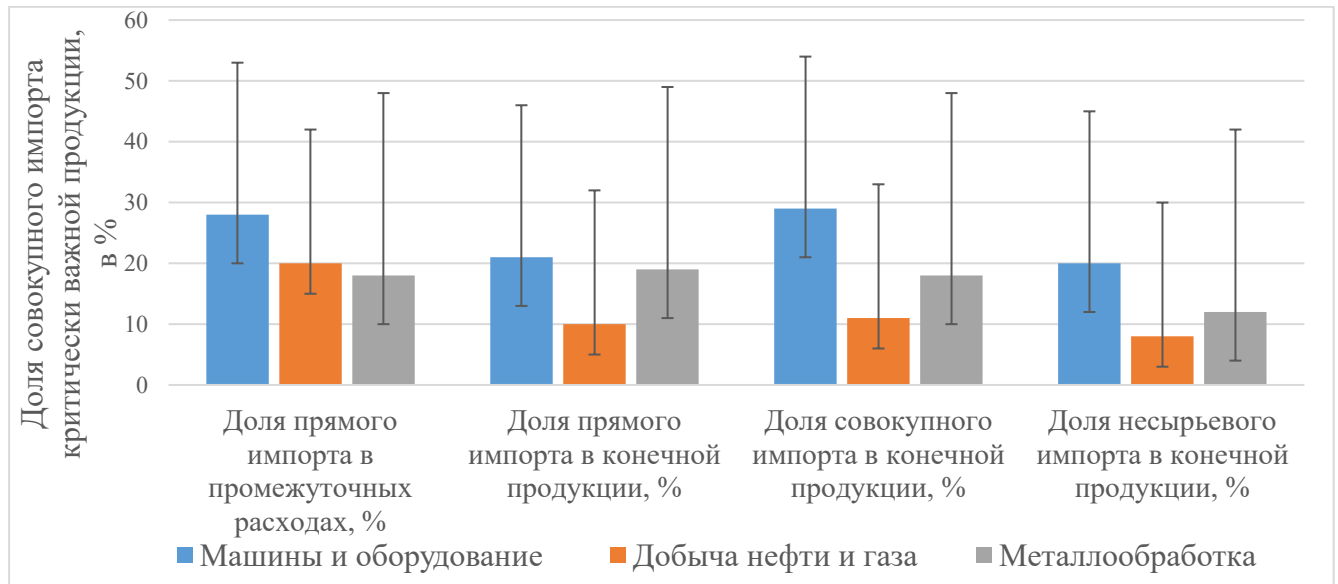


Рисунок 1.1 – Доля импорта из стран импортёров в промежуточных расходах и конечной продукции, %

Наглядная иллюстрация масштаба зависимости представлена на рисунке 1.2, демонстрирующем долю импортного оборудования и технологий в различных сегментах отрасли. Показатели на уровне 50-90% в критических областях подтверждают необходимость системных мер для обеспечения технологического суверенитета отрасли.



Рисунок 1.2 – Доля импорта нефтегазодобывающей отрасли РФ, в %

Согласно исследованиям [2, 3], ускоренная политика импортозамещения является критически важной для преодоления технологического отставания и повышения устойчивости нефтегазового комплекса. Для достижения ежегодного роста производства отечественного оборудования и технологий требуется увеличение удельных инвестиций, а также значительное усиление финансирования научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ.

1.2 Анализ видов и причин дефектообразования в деталях компрессорного оборудования

Эксплуатация штоков компрессорного оборудования сопровождается комплексом взаимосвязанных деградационных процессов, приводящих к возникновению дефектов, в том числе и критических. Согласно статистическим данным научных источников [4-17]: механический износ является доминирующей причиной отказов, что составляет более 45% от общего числа упоминаний в исследованиях. Коррозионный износ упоминается как причина в 25% отказов. Доля усталостного износа составляет около 20% от общего числа отказов. Исходные дефекты материала и термической обработки - 10%.

Согласно исследованиям Фотина Б.С., Пластинина П.И., Френкеля М.И. и других ученых [18, 19] механический износ штоков является одной из наиболее распространённых причин преждевременных отказов компрессорного оборудования. Износ рабочих поверхностей приводит к нарушению герметичности уплотнений, утечкам технологических сред и значительным экономическим потерям, связанным с аварийными простоями и восстановительным ремонтом.

Комплексный анализ механизмов износа выявил следующее распределение ключевых факторов: усталостное разрушение (54%), абразивный износ (31%) и нарушение условий смазки (15%). Доминирование усталостных повреждений обусловлено концентрацией напряжений в конструктивных зонах при

одновременном воздействии циклических нагрузок и структурных дефектов материала.

Неметаллические включения и поры существенно ускоряют процессы зарождения и развития усталостных трещин [20]. Эксплуатационные нагрузки штоков представляют собой комплекс циклических воздействий, включающих усилие от рабочего давления, инерционные нагрузки системы шток-поршень и силы трения. Усталостные характеристики системы определяются свойствами упрочняющего покрытия и основного материала, где покрытие влияет на сопротивление зарождению трещин, а предел выносливости металла основы определяет положение кривой усталости.

Муратовым В.С. и Якимовым Н.С. в работе [21] установлено, что разрушение тяжело нагруженных устройств из стали 30ХГСН2А обусловлено деградацией упрочняющего покрытия рабочей поверхности штока. Авторы [22] подтверждают, что механические повреждения возникают из-за комплексного действия статических и динамических нагрузок, причем современные исследования используют численные методы для оценки и предотвращения изгиба даже при незначительном превышении расчетных значений.

В работе [23] авторы Ло Юньяо и Ван Чжэнвэй демонстрируют, что усталостное разрушение инициируется динамическими нагрузками, ускоряющими образование и рост трещин. Увеличение нагрузки усиливает динамические напряжения, ускоряя трещинообразование. Прогнозируемое положение максимальной концентрации напряжений коррелирует с фактическим положением трещин, что подтверждает возможность использования математического моделирования для диагностики и прогнозирования ресурса.

В исследовании [24] авторы С.Н. Мольцен, А.В. Кравченко и другие установили, что усталостные трещины являются доминирующей причиной отказа штоков в зоне резьбовых соединений. Трещины зарождаются по впадинам витков резьбы штоков, где наблюдается максимальная концентрация напряжений (рисунок 1.3) [25].

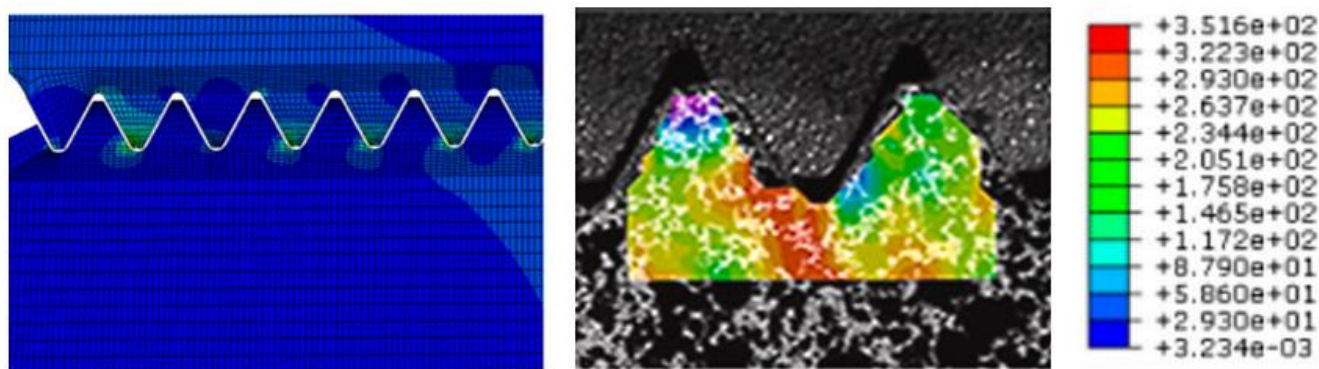


Рисунок 1.3 – Визуализация напряжений резьбового соединения [25]

Механизм разрушения характеризуется прогрессирующим развитием микротрещин в зонах максимальных напряжений с последующим образованием трещины.

В работе [26] доказано, что повышенная шероховатость резьбы приводит к снижению усталостной прочности на 30-60%, что обусловлено ростом локальных напряжений. Микронеровности выступают в роли концентраторов напряжений, инициируя зарождение усталостных трещин и снижая сопротивление материала циклическому нагружению.

Метод накатки резьбы с последующей полировкой, исследованный в работе [27], демонстрирует значительные преимущества по сравнению с традиционной токарной обработкой. Технология обеспечивает формирование поверхностного слоя глубиной до 300 мкм с пластически деформированной структурой и остаточными сжимающими напряжениями позволяет повысить усталостный ресурс соединения на 113%, что обусловлено устранением микроконцентраторов напряжений и созданием благоприятного напряженно-деформированного состояния в поверхностном слое материала.

Однако, в исследовании [28] влияние шероховатости поверхности признано незначительным. В качестве метода повышения усталостной прочности резьбовых соединений авторы предлагают дробеструйное упрочнение, которое формирует в поверхностном слое значительные остаточные напряжения сжатия, замедляющие зарождение и развитие усталостных трещин.

Ключевым механизмом повышения долговечности является формирование в поверхностном слое остаточных напряжений сжатия и снижение влияния концентраторов напряжений, которые компенсируют эксплуатационные растягивающие напряжения. Данный метод обеспечивает значительное увеличение сопротивления усталостному разрушению и гарантирует надежную работу резьбовых соединений в условиях циклического нагружения.

Значительное влияние на работоспособность штоков оказывает эффективность системы смазки [29-31]. Согласно исследованию [32], отсутствие смазки приводит к сухому трению, а присутствующие в рабочей среде абразивные частицы и продукты износа активно воздействуют на поверхность, вызывая износ рабочих поверхностей штоков.

Согласно исследованию [33], абразивный износ представляет особую опасность при равенстве размера абразивных частиц и толщины смазочного слоя.

Согласно комплексному исследованию М.Ш. Мигранова и соавторов [34], абразивный износ штоков обусловлен многофакторным воздействием, включающим концентрацию абразивных частиц (рисунок 1.4), температуру и влажность рабочей среды.

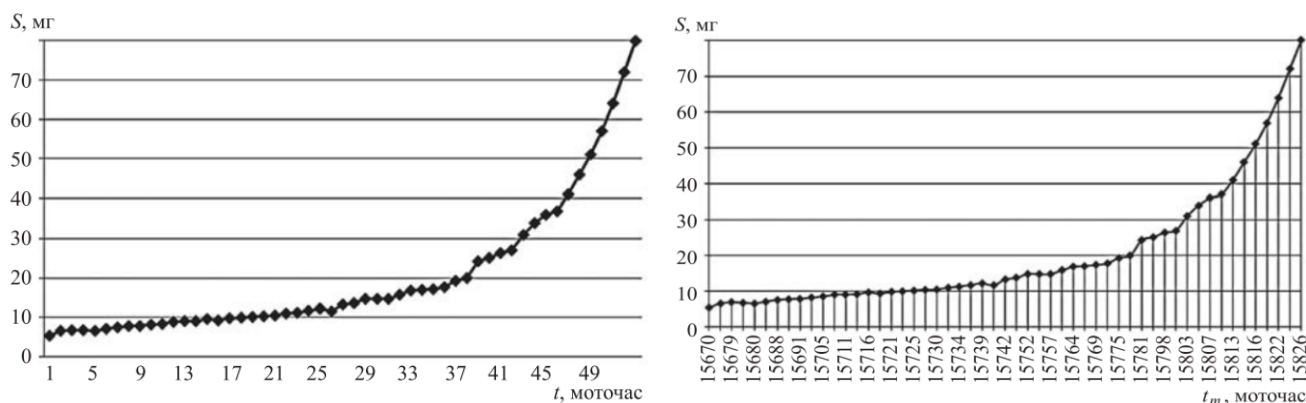


Рисунок 1.4 – Зависимость времени работы к количеству частиц износа [34]

Установлено, что стационарный температурный режим приводит к ускорению процесса износа покрытия, тогда как колебания температуры оказывают стабилизирующее воздействие.

Согласно исследованию [35], абразивный износ существенно снижает ресурс уплотнительных элементов из политетрафторэтилена (ПТФЭ), находящихся в паре трения с нержавеющей сталью штока. Установлено, что для стальной основы штока наблюдается увеличение скорости износа с ростом размера частиц до 90 мкм с последующим её снижением. В отличие от этого, для ПТФЭ при размерах абразива до 90 мкм износ минимален, однако при превышении данного порога происходит резкое ускорение изнашивания.

В развитии темы повышения износостойкости рабочих поверхностей штоков Е.И. Тескер [36] акцентирует необходимость разработки принципиально новых подходов к созданию износостойких покрытий для нефтегазового оборудования, учитывающих специфику взаимодействия разнородных материалов в условиях абразивного износа.

Коррозия штоков остается одной из проблем, определяющих надежность компрессорного оборудования [37–39]. Взаимосвязь между составом газовой среды и коррозионными процессами детально изучена и российскими [40–44], и зарубежными исследователями [45–49]. Коррозионное разрушение деталей компрессоров ускоряется под воздействием агрессивных газовых компонентов, при наличии влаги формирующих коррозионно-активные среды. Наибольшую опасность представляют газы двуокиси углерода (CO_2), сероводорода (H_2S) и диоксида серы (SO_2), коррозионное воздействие которых существенно усиливается при повышенных температурах и давлении [50–52]. Термодинамическое ускорение химических реакций с ростом температуры приводит к прогрессирующему увеличению скорости коррозии сталей и сплавов, применяемых в компрессорах. Особую опасность представляет H_2S , значительно повышающий риск коррозионного растрескивания под напряжением и водородного охрупчивания штоков компрессоров. Данный эффект особенно выражен при деградации защитных покрытий и наличии остаточных технологических напряжений.

В исследованиях М.В. Бабенкова и А.А. Моисеева и других ученых [53–57], установлен механизм коррозионно-механического разрушения штоков из стали

AISI 4140 в сероводородсодержащих средах. Экспериментально подтверждено, что воздействие H_2S индуцирует процессы водородного охрупчивания в зонах концентрации напряжений, а последующее циклическое нагружение приводит к образованию трещин.

Анализ разрушения штока из стали AISI 410 [58] выявил межкристаллитный характер разрушения с инициацией трещин на поверхности и распространением по границам зерен. Разрушение обусловлено коррозионным растрескиванием под напряжением при воздействии водяного пара, интенсифицированного циклическими нагрузками. Исследования [59, 60] подтверждают, что коррозионные среды с наводороживающими свойствами значительно ускоряют деградацию сталей.

В качестве теоретического метода защиты от коррозии в среде H_2S предлагается полная изоляция поверхности с помощью буферных газов. Однако промышленное применение данного способа признано неэффективным и экономически нецелесообразным [61, 62].

Для мартенситных сталей критически важна оптимизация режимов термической обработки для предотвращения выделения карбидов хрома по границам зерен.

Выбор конструкционных материалов для штоков основывается на требованиях к прочности, коррозионной стойкости и износостойкости. Наибольшее распространение получили легированные стали марок AISI 4140 (40XH2MA), 38CrMoAlA (38XMЮA), AISI 420 (20X13) и другие, обеспечивающие оптимальное сочетание эксплуатационных характеристик [63-65]. Согласно исследованиям [66, 67], надежность штоков определяется строгим соблюдением режимов термической обработки. Нарушения технологических параметров являются основной причиной преждевременного разрушения. В работе [68] установлено определяющее влияние термической обработки на формирование свойств материала (рисунок 1.5).

Оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств для стали AISI 420 достигается при аустенитизации при 1050°C с последующим отпуском при 500 °C в течение 60 минут. Повышение температуры отпуска выше 500 °C приводит к прогрессирующему разупрочнению вследствие коагуляции карбидной фазы.

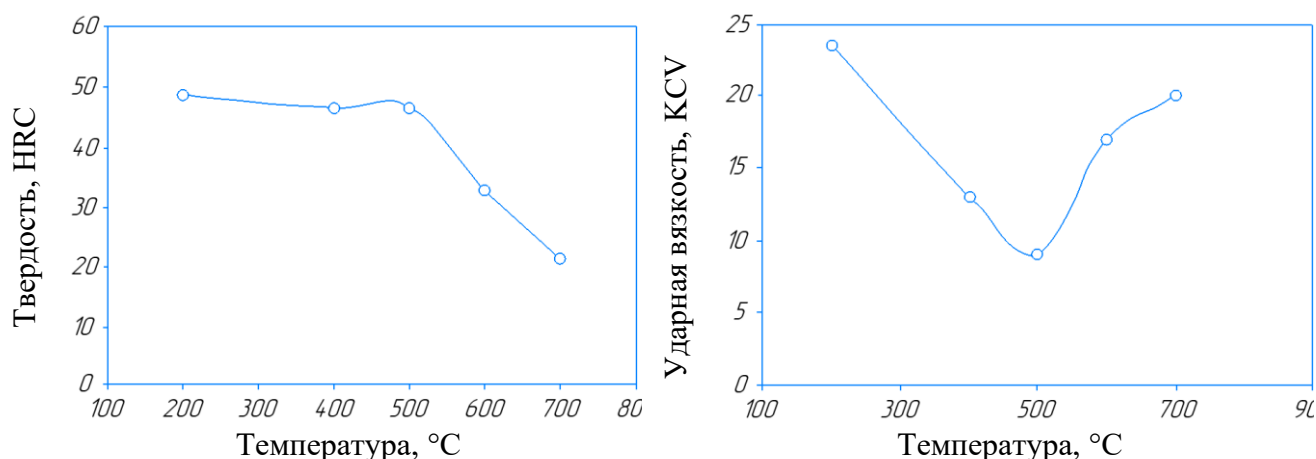


Рисунок 1.5 – Графики зависимости температуры отпуска на твердость и ударную вязкость

Максимальный эффект упрочнения наблюдается в сталях с пониженным содержанием никеля, тогда как его повышенное содержание способствует сохранению остаточного аустенита после закалки, снижая интенсивность упрочнения.

Проведенный анализ литературных данных свидетельствует о возможности целенаправленного регулирования механических свойств конструкционных сталей посредством оптимизации режимов термической обработки. Повышение долговечности рабочих поверхностей штоков представляет собой важную задачу, направленную на обеспечение длительной работоспособности в условиях эксплуатации. В этой связи в современной промышленности находят применение как традиционные, так и перспективные методы поверхностного упрочнения.

Учитывая реальные условия эксплуатации, необходима разработка комплексных мер защиты, включающих: нанесение барьерных покрытий, упрочнение резьбы методами поверхностного пластического деформирования, лазерное и плазменное поверхностное упрочнение [69-74], компьютерное моделирование и мониторинг технического состояния [75, 76].

1.3 Современные методы упрочнения рабочих поверхностей штоков

Статистический анализ научных зарубежных [77-96] и Российских [97-106] публикаций, посвященных упрочнению штоков компрессоров, позволяет выделить три основные группы методов упрочнения: химико-термическая обработка (28% исследований) имеет ограниченное применение; лазерные и плазменные технологии (24%) обеспечивают локальное упрочнение с высокой адгезией; газотермическое напыление (48%) занимает лидирующие позиции из-за универсальности и возможности создания покрытий с заданными свойствами для работы в условиях износа и агрессивных сред. Применение методов газотермического напыления [107] позволяет формировать поверхностные слои с повышенными показателями износостойкости и коррозионной стойкости, что особенно актуально для оборудования, работающего в агрессивных средах, содержащих CO_2 и H_2S .

Лазерная закалка, применяемая для повышения твердости поверхности, основана на фазовых превращениях с образованием мартенситной структуры из-за высокой скорости охлаждения. Критическим технологическим ограничением метода является характерное неравномерное распределение твердости по глубине упрочненного слоя, выраженное лункообразной формой профиля (рисунок 1.6). Данный дефект подробно изучен в работах А.М. Чиркова, А.Г. Григорьянца, И.С. Васильева [108-110], существенно ограничивает применение метода для упрочнения штоков, что подтверждается исследованием [81], демонстрирующим резкое снижение твердости с глубины 290 мкм.

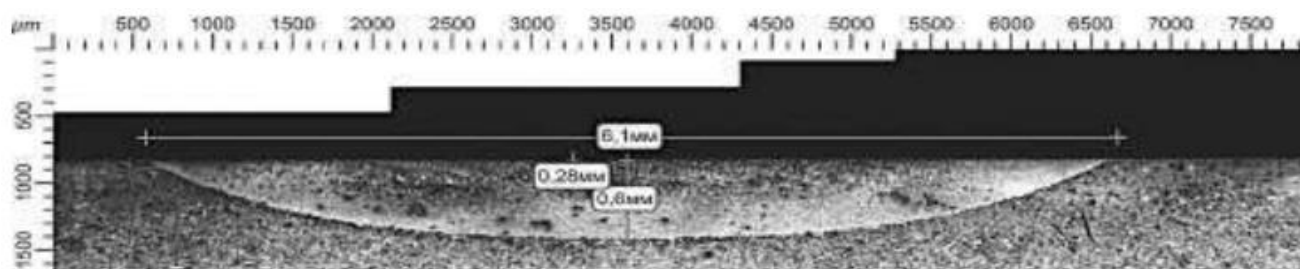


Рисунок 1.6 – Структура лазерного упрочнения [108]

Оптимизация режимов обработки и применение специальных светопоглощающих покрытий [78] способствует к уменьшению лункообразования. Исследование [79] демонстрирует, что использование высокоскоростного вращения детали позволяет получить однородный упрочненный слой с полным устранением зон разупрочнения. Дополнительным эффектом лазерной закалки является повышение коррозионной стойкости стали AISI 410 после обработки [80].

Математическое моделирование процесса лазерной закалки с применением сканирующей системы с программно-изменяемой мощностью излучения позволяет снизить энергозатраты на 25 % при сохранении геометрии зоны упрочнения [111].

Лазерная наплавка композиционных покрытий, упрочненных карбидом вольфрама (WC), обеспечивает значительное повышение износостойкости штоков. Эффективность метода определяется дисперсностью карбидных частиц [81] - мелкодисперсные фракции формируют однородную структуру с повышенной микротвердостью, тогда как крупные частицы вызывают структурную неоднородность. Исследование [82] демонстрирует результаты лазерной наплавки композитов с различным содержанием WC (таблица 1.1).

Таблица 1.1 – Химический состав материалов для наплавки

Порошковый материал	B	C	Co	Cr	Fe	Ni	Si	WC
Ni-Cr-B-Si-WC	1,27	0,23	—	5,60	1,50	63,80	2,60	25,0
WC-Ni	1,80	0,50	—	8,50	2,00	35,20	2,00	50,0
WC-Co	—	—	12,0	—	—	—	—	88,0

Лазерная наплавка позволяет получать беспористые покрытия с однородным распределением карбидных частиц и высокой адгезией к подложке. Исследования Затоки А.Е., Дробота Д.В. и других [112] демонстрируют прямую зависимость твердости от объемной доли карбидной фазы, где WC 1600 HV_{0,2} а W₂C 1200 HV_{0,2}.

В работе [83] произведена комплексная оценка влияния размера и распределения частиц WC на износостойкость покрытий WC-Ni. Установлено, что даже незначительное содержание WC до 10% приводит к многократному повышению износостойкости. Коэффициент износа снижается логарифмически с ростом концентрации WC, достигая максимального значения при содержании WC в диапазоне 40-50%. Примечательно, что в исследовании не выявлено зависимости износостойкости от размера карбидных частиц в диапазоне 45-100 мкм.

В исследовании [84] подтверждена прямая зависимость микротвердости покрытий системы Co-Cr-WC от содержания карбидной фазы. При концентрации WC 10%, 20% и 30% значения микротвердости составляют 457, 535 и 1045 HV соответственно, что демонстрирует существенное упрочнение при увеличении доли карбидной фазы. Фазовый анализ выявил образование комплекса карбидных соединений (WC, W₂C, Co₃W₃C и Co₄W₂C) в результате процессов растворения и последующей рекристаллизации карбидной фазы в металлической матрице. Данные структурные преобразования обусловлены высокотемпературным воздействием при лазерной наплавке.

В исследовании [85] установлено, что частицы WC в зоне расплава покрытия системы WC-Fe подвергаются частичному растворению с образованием на их поверхности карбида типа Fe₃W₃C. Микротвердость покрытия характеризуется сохранением исходных частиц WC с твердостью 2600 HV_{0,2} и формированием карбидов Fe₃W₃C с твердостью 2100 HV_{0,2}. Однако, коррозионные испытания показали снижение стойкости при содержании WC свыше 30%, что свидетельствует о необходимости оптимизации состава и режимов наплавки. Механизм коррозионного разрушения покрытий [86] обусловлен структурной неоднородностью материала, приводящей к образованию локальных

гальванических пар между карбидными фазами и обедненной легирующими элементами матрицей. Хотя покрытия системы Ni-Cr демонстрируют удовлетворительные показатели износостойкости и термической стойкости [89], технология лазерной наплавки характеризуется повышенной склонностью к трещинообразованию из-за возникновения значительных термических напряжений при быстром охлаждении.

Современные методы оптимизации включают разработку комплексных методик термомеханического моделирования [88], устанавливающих количественные корреляции между технологическими параметрами наплавки и характеристиками покрытия. Факторный анализ [89] выявил существенную нелинейность этих взаимосвязей, что значительно затрудняет прогнозирование механических свойств. Многочисленные исследования [90-94] подтверждают принципиальные сложности оптимизации режимов лазерной наплавки, относя проблемы трещинообразования и снижения коррозионной стойкости к ключевым технологическим ограничениям метода. При этом даже применение оптимизированных порошковых композиций, легированных различными элементами [95], не позволяет полностью устранить структурные дефекты без проведения комплексной оптимизации технологических параметров наплавки.

Полученные данные демонстрируют существенные ограничения методов лазерной обработки что подтверждают целесообразность применения газотермических методов напыления для упрочнения штоков.

Ключевыми факторами при создании функциональных покрытий являются оптимальный выбор технологии нанесения и напыляемого материала. В настоящее время широкое применение нашли методы: атмосферного плазменного напыления (APS/ПН), высокоскоростного газопламенного напыления (HVOF, HVAF), детонационного напыления (DS/ДН) и холодного напыления (CGS/ХГН) [98, 114]. Современные методы газотермического напыления, такие как HVOF, HVAF, ХГН, ДН, широко применяются для создания износо- и коррозионностойких покрытий. HVAF обычно демонстрирует лучшие характеристики по плотности упаковки

частиц, низкой пористости и минимальной окисляемости покрытия [97, 113-115]. Сравнительный анализ методов напыления представлен на рисунке 1.7 в таблице 1.2.

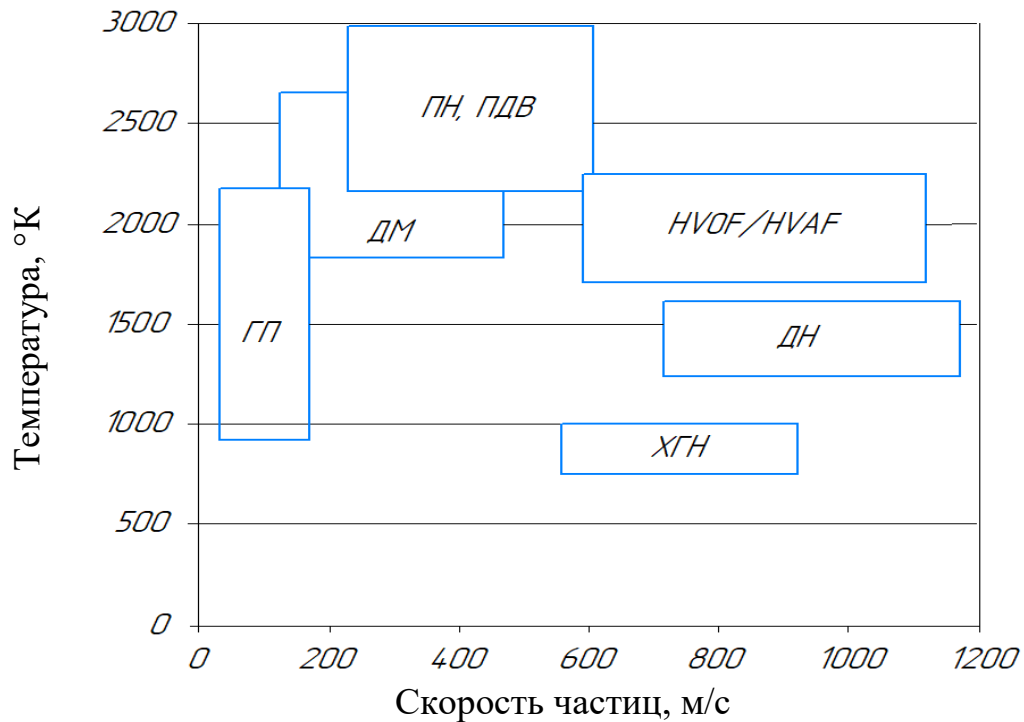


Рисунок 1.7 – Характерные области рабочих температур и скоростей частиц напыляемых материалов различных методов напыления

Таблица 1.2 – Сравнение ключевых параметров технологий напыления

Параметр	HVOF	HVAF	CDS	CGS	APS
Пористость покрытия, %	1-2	<1	1-3	<1	5-10
Прочность сцепления, МПа	≤90	≤100	≤120	≤70	≤50
Термическое воздействие на подложку, °C	250	250	100	150	300

Микроструктурный анализ покрытий системы Fe-Mn-Cr-Si, нанесенных различными методами газотермического напыления, выявил существенные различия. Несмотря на идентичный химический состав исходного материала, покрытия демонстрируют различное содержание оксидов, пористости и степени деформации частиц (рисунок 1.8).

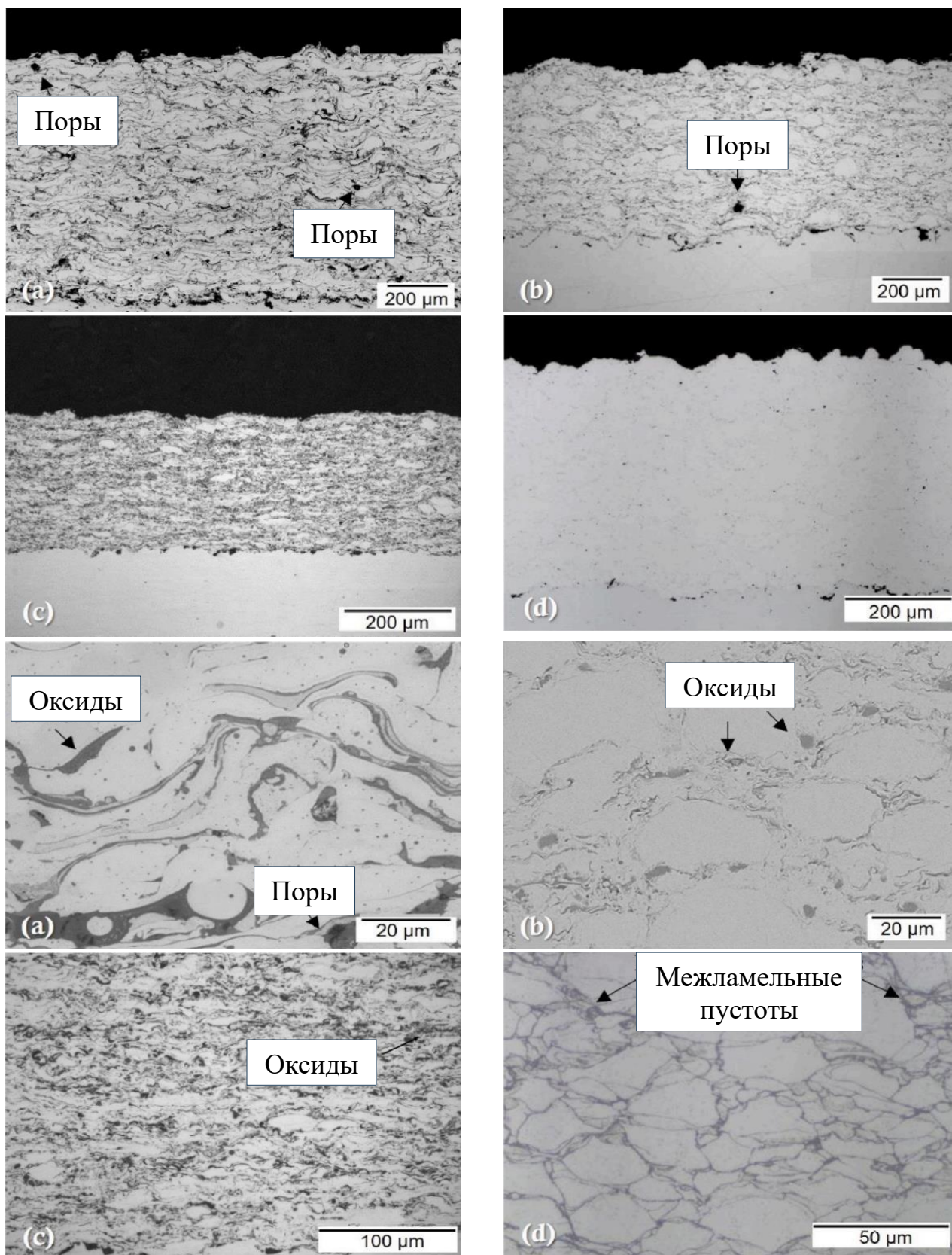


Рисунок 1.8 – Микроструктура покрытий при низком и высоком увеличении, полученных методами: (а) APS; (б) HVOF; (в) HVAF; (г) CGS [114]

Метод APS формирует покрытия с выраженной ламельной структурой и повышенным содержанием оксидов из-за высокотемпературного воздействия. Высокоскоростные методы HVOF и HVAF обеспечивают плотную упаковку деформированных частиц благодаря эффекту кинетической и тепловой энергии.

Принципиальное отличие ХГН заключается в сохранении частицами твердого состояния в процессе напыления. Ключевым механизмом формирования покрытий является адиабатическая сдвиговая неустойчивость, возникающая при достижении критической скорости частиц. Схематическое представление (рисунок 1.9) демонстрирует три характерных режима в зависимости от соотношения скорости частицы и критических параметров процесса [116], где критическая скорость определяет минимальное значение, необходимое для обеспечения прочной адгезии покрытия.

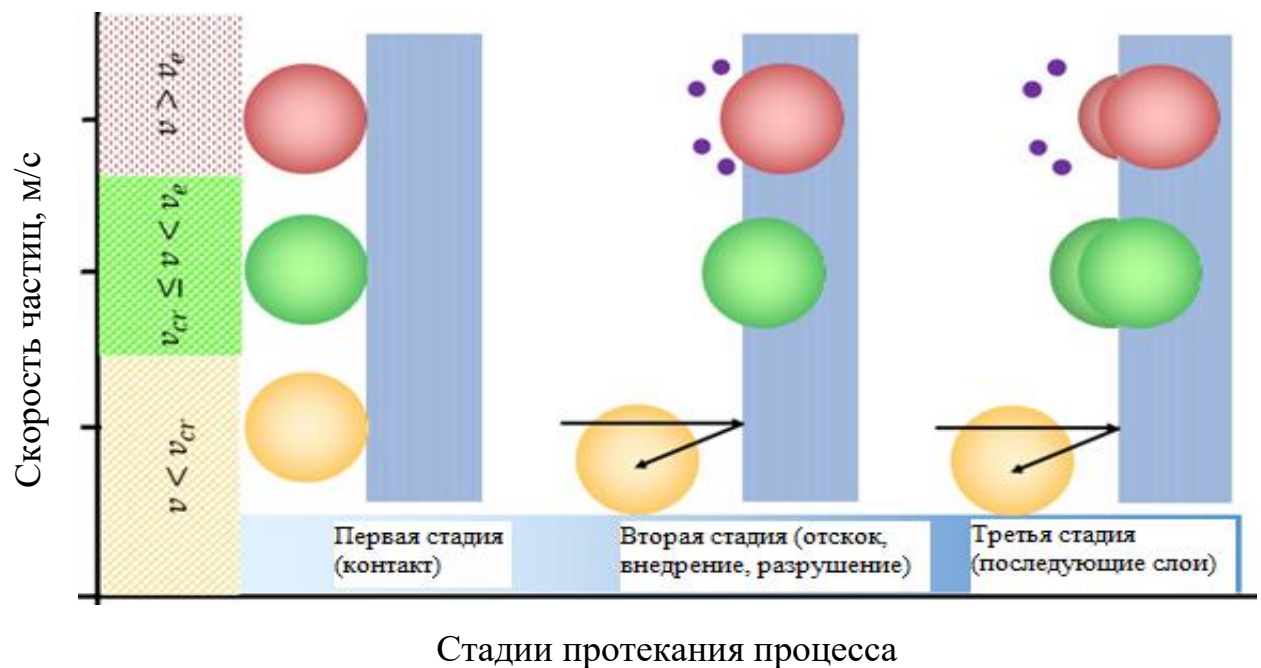


Рисунок 1.9 – Влияние скорости напыления на протекание процесса [116]

При скорости ниже критической ($v < v_{cr}$) наблюдается отскок частицы от поверхности подложки без образования адгезионной связи, поскольку кинетической энергии оказывается недостаточно для преодоления энергетического барьера и осуществления пластической деформации в зоне контакта.

При превышении скорости разрушения ($v \geq v_e$) кинетическая энергия частицы превышает предел ее прочности, что приводит к разрушению как частицы, так и поверхности подложки. Оптимальным для технологического процесса является $v_{cr} < v < v_e$, гарантирующий стабильное формирование покрытия с высокими адгезионными характеристиками.

Значения критических скоростей существенно различаются для различных материалов, что обусловлено вариациями их физико-механических свойств. В таблице 1.3 систематизированы данные о критических скоростях напыления для основных материалов, используемых в напылении [117-120].

Таблица 1.3 – Критические скорости частиц для различных материалов

Материал	Оптимальный размер частиц, мкм	Критическая скорость, м/с	Температура плавления, °C	Плотность, г/см ³
Алюминий (Al)	5-50	500-600	660	2,70
Медь (Cu)	5-45	550-650	1085	8,96
Титан (Ti)	10-50	650-750	1668	4,51
Никель (Ni)	5-45	600-700	1455	8,90
Цинк (Zn)	10-40	400-500	420	7,14
Хром (Cr)	5-40	600-700	1907	7,19
Вольфрам (W)	5-35	800-1000	3422	19,25

Анализ зависимости критической скорости от размера частиц при ХГН демонстрирует сложный, но предсказуемый характер. Установлено, что увеличение размера частицы обычно приводит к снижению критической скорости, однако при достижении определенных размеров может наблюдаться обратный эффект [121-124].

Исследование [125] подтверждают, что размер частиц является критически важным параметром процесса ХГН. Частицы из материалов с повышенной

плотностью демонстрируют значительно меньшую скорость в газовом потоке вследствие их инерционных характеристик. Оптимальный диапазон размеров частиц составляет 10-50 мкм, что обеспечивает баланс между способностью к ускорению в газовом потоке и энергией, необходимой для формирования прочной адгезионной связи.

Экспериментальные данные [126] свидетельствуют, что частицы размерностью менее 8 мкм подвергаются интенсивному торможению, что существенно снижает их конечную скорость. Для частиц диаметром более 8 мкм влияние торможения становится незначительным благодаря большей инерции.

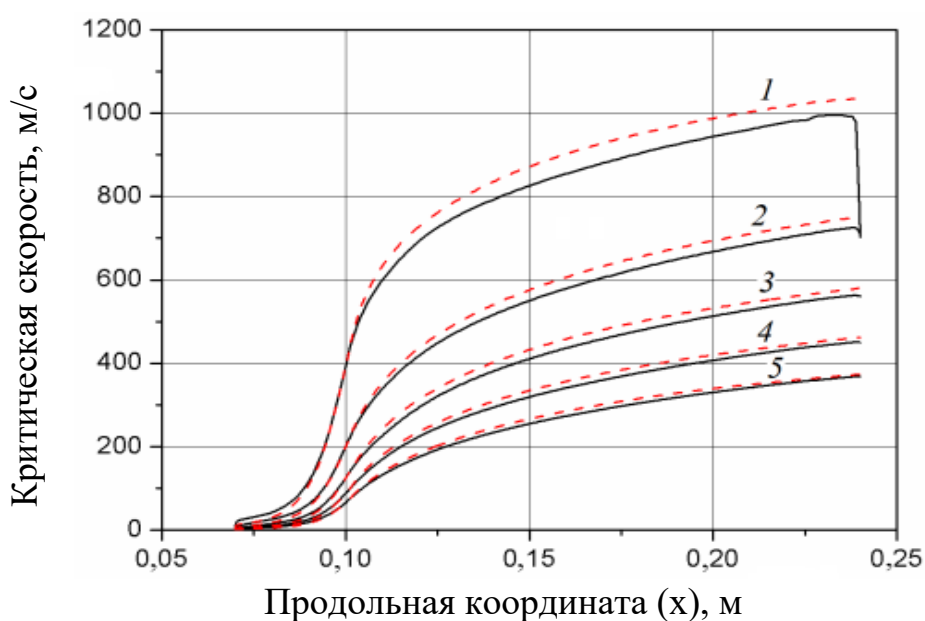


Рисунок 1.10 – – Зависимость скорости частиц от продольной координаты.
1 – $D = 1$ мкм; 2 – $D = 8$ мкм; 3 – $D = 27$ мкм; 4 – $D = 64$ мкм; 5 – $D = 125$ мкм [126]

Результаты исследований подтверждают целесообразность применения частиц диаметром более 8 мкм как наиболее прогнозируемых и оптимальных для технологии ХГН. При этом важным аспектом оптимизации процесса является учет не только размера, но и морфологии частиц. Установлено, что частицы неправильной формы (далее дробленой) демонстрируют более высокую скорость в газовом потоке по сравнению со сферическими аналогами [127-129].

Анализ работы [130] выявил, что увеличение размера сферических частиц в диапазоне 8-25 мкм снижает критическую скорость осаждения при одновременном росте остаточных напряжений, а наблюдаемое уменьшение коэффициента деформации с ростом объема частиц характерно для обеих морфологических групп. Преимущества сферических частиц обусловлены их способностью к равномерной деформации при соударении, обеспечивающей формирование покрытий с улучшенными структурными характеристиками.

Полученные данные имеют практическую значимость для оптимизации режимов напыления, однако требуют дальнейших системных исследований для установления корреляций между технологическими параметрами и эксплуатационными свойствами.

1.4 Порошковые композиции для газотермического напыления и их характеристики

Материалы для газотермического напыления наиболее подробно описаны в работах В.С. Гончарова, А.Ю. Павлова, Ю.С. Коробова и других ученых [131-134], где указано, что свойства формируемых покрытий определяются комплексом технологических факторов, включая химический состав, морфологию и гранулометрические характеристики порошковых композиций, а также параметры термического воздействия.

1.4.1 Влияние морфологии и гранулометрического состава порошков на структуру и свойства покрытий

Классификация материалов для газотермического напыления основывается на комплексе взаимосвязанных параметров, ключевыми среди которых являются химический состав, морфология и гранулометрические характеристики порошков [135]. Сферические частицы демонстрируют оптимальные

технологические характеристики из-за высокой сыпучести порошка, равномерного распределения в газовом потоке и способности формировать плотные покрытия с улучшенными механическими свойствами.

Экспериментальные исследования [136] подтверждают, что покрытия на основе сферических порошков характеризуются минимальной пористостью (1,3%) и высокой степенью упрочнения. Адгезионная прочность таких покрытий может превышать 70 МПа, что свидетельствует о важном влиянии морфологии частиц на их гранулометрический состав в формировании прочностных характеристик. Экспериментальные исследования [137, 138] подтверждают существенное влияние морфологии частиц на процесс формирования и конечные свойства покрытий.

Вместе с тем, сравнительный анализ показывает, что морфологические и гранулометрические характеристики оказывают менее значимое воздействие по сравнению с химическим составом исходной порошковой композиции (рисунок 1.11).

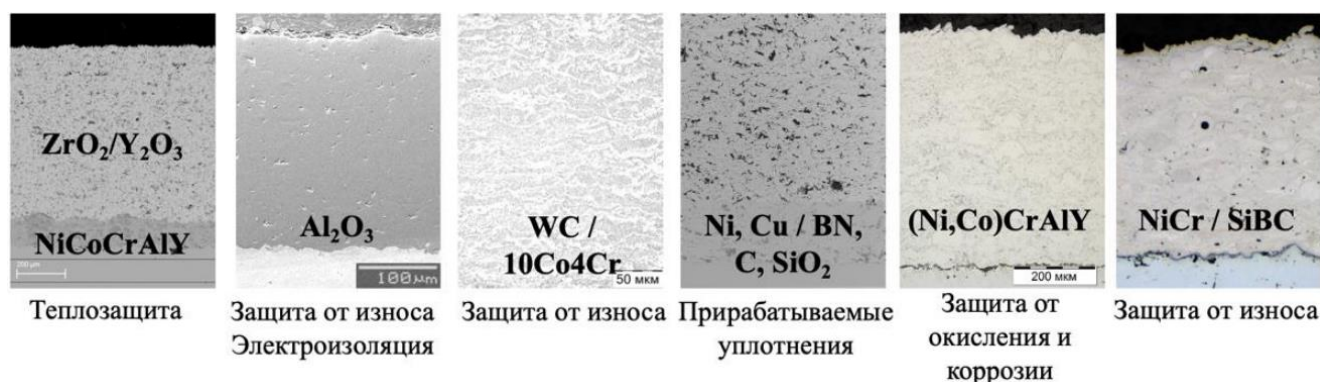


Рисунок 1.11 – Микроструктура функциональных покрытий, полученных газотермическим напылением [97]

Выбор исходного состава покрытия осуществляется на основе комплексного учета эксплуатационных факторов, включающих характер внешних нагрузок, механический износ, агрессивность рабочей среды и термические нагрузки. Эти параметры формируют требования к физико-механическим и химическим свойствам покрытий.

1.4.2 Химический состав порошковых композиций и его влияние на эксплуатационные характеристики

Наиболее эффективными для упрочнения и повышения износостойкости признаны покрытия на основе WC в различных металлических матрицах. Каждая из матриц обладает специфическим комплексом эксплуатационных характеристик, определяющим их применение в различных условиях [139-141].

Покрyтия на основе WC в металлических матрицах демонстрируют максимальную эффективность для упрочнения и повышения износостойкости. Базовой системой являются композиции WC-Co, характеризующиеся исключительной твердостью и износостойкостью [142-144]. Модификация состава связующей матрицы позволяет целенаправленно регулировать эксплуатационные характеристики: увеличение содержания кобальта повышает стойкость к ударным нагрузкам, а легирование хромом и никелем усиливает коррозионную стойкость [145-149]. Оптимизация процентного соотношения компонентов (рисунок 1.12) обеспечивает формирование покрытий с заданным комплексом свойств для различных условий эксплуатации, что обусловило их широкое применение.

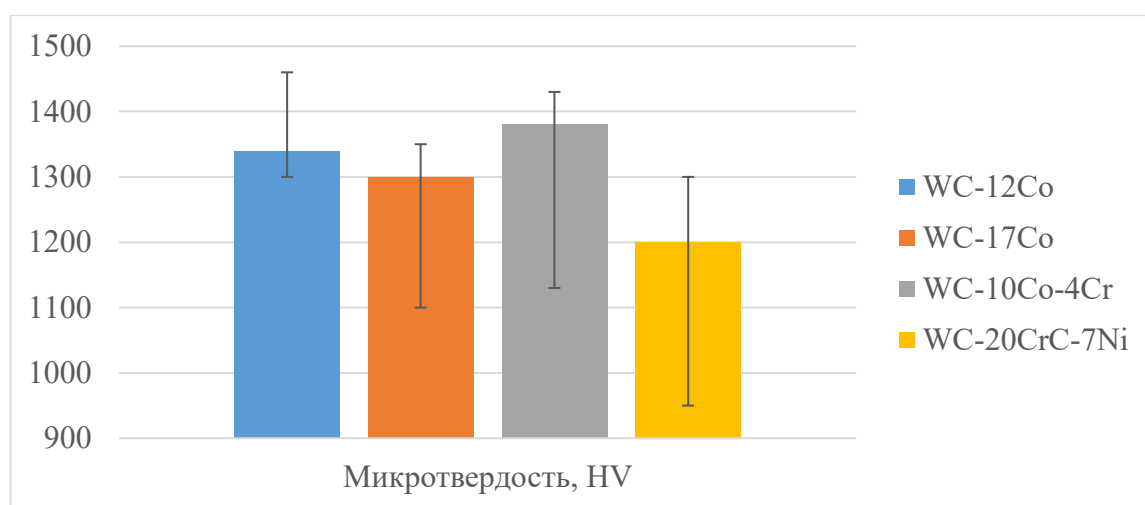


Рисунок 1.12 – Сравнительные значения микротвердости WC покрытий с различным составом связующей матрицы

Стойкость материалов WC-Co к абразивному и эрозионному износу демонстрирует сложную зависимость от технологии напыления и химического состава (рисунок 1.13).

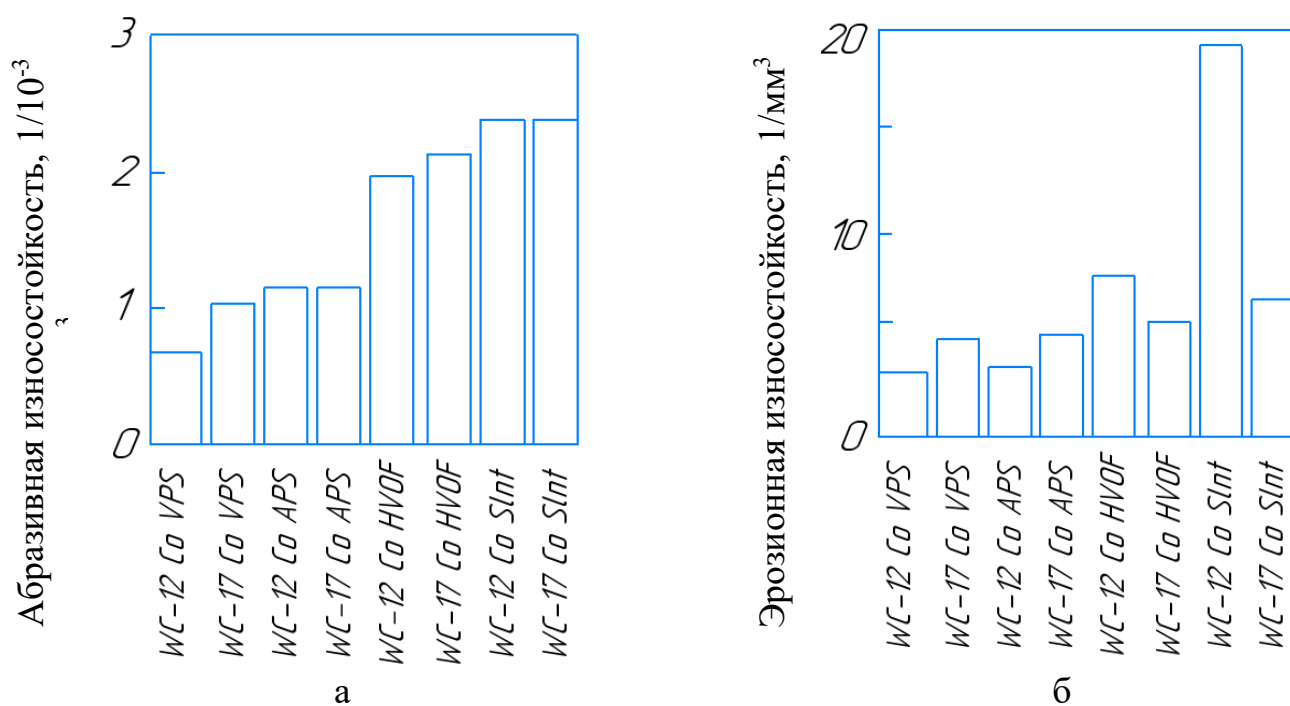


Рисунок 1.13 – Сравнительная характеристика износостойкости: а – абразивный износ WC-12Co и WC-17Co; б – эрозионный износ WC-12Co и WC-17Co

Образование ламельной структуры при газотермическом напылении приводит к анизотропии вязкости разрушения и дополнительным вариациям в износостойкости. Полученные результаты подтверждают необходимость выбора покрытий на основе фундаментальных структурно-механических характеристик, а не только на основании химического состава порошковой композиции.

Фундаментальные исследования фазовых равновесий в тройной системе W-Co-C, выполненные А.С. Курловым, А.И. Гусевым [150] и Ловелокком [151], имеют ключевое значение для понимания структурных превращений сплавов WC-Co.

Согласно обобщенной фазовой диаграмме системы W-Co-C (рисунок 1.14), вольфрам с углеродом существует в нескольких аллотропных модификация, наиболее значимыми из которых являются WC и W_2C . WC характеризуется микротвердостью приблизительно в 2400 кг/мм², в то время как W_2C демонстрирует более высокую твердость 3000 кг/мм², но повышенную хрупкость.

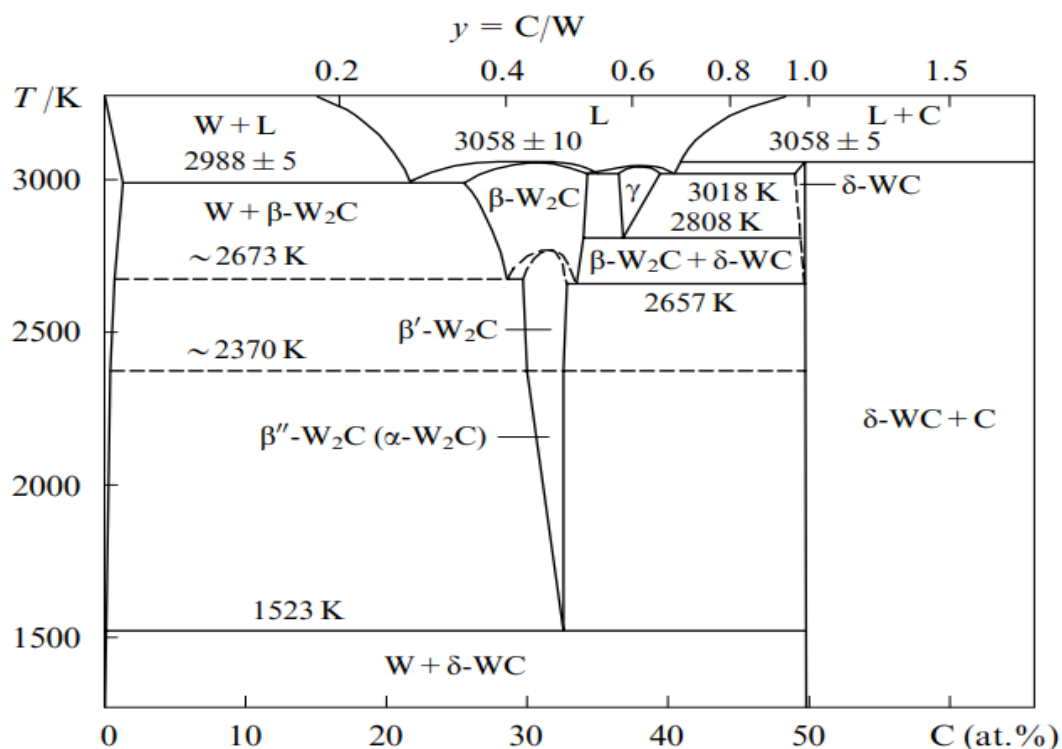


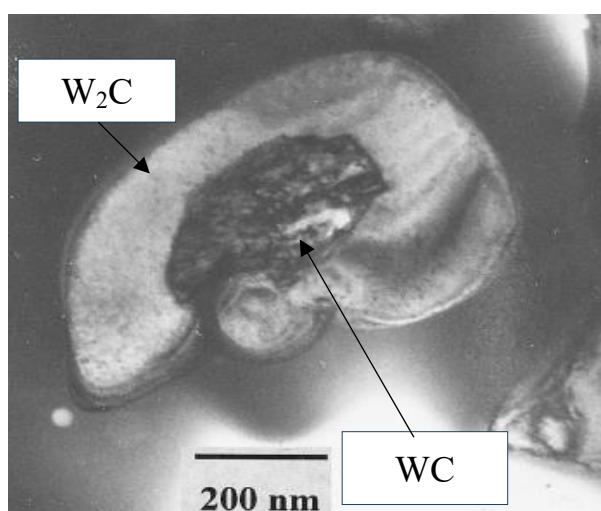
Рисунок 1.14 – Обобщенная фазовая диаграмма системы W-Co-C [150]

При пониженном содержании углерода возможно образование тройных соединений, WC или твердого раствора $Co_3W_3C_y$ на основе карбидов $Co_4W_2C_y$ и Co_2W_4C . При дальнейшем снижении содержания углерода в твердом растворе $Co_3W_3C_y$ на диаграмме тройной фазы показано появление карбида, состав которого приблизительно соответствует $Co_6W_6C_y$.

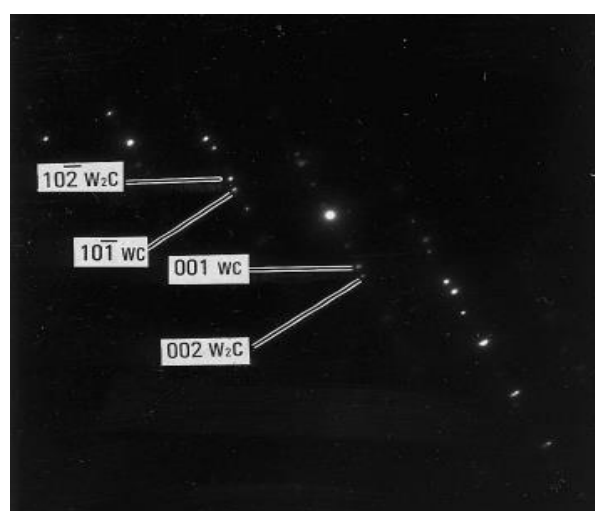
При напылении WC-Co знание и применение фазовых диаграмм позволяют предотвратить образование хрупких фаз W_2C или η -карбидов $Co_3W_9C_4$ что критически важно для сохранения высокой твердости и износостойкости покрытия [152-154].

Распад WC представляет собой глобальную проблему при газотермическом напылении, существенно влияющую на фазовый состав и эксплуатационные характеристики покрытий. Интенсивность этого процесса определяется термическими параметрами процесса и может быть смоделирована с использованием фазовых диаграмм [155]. При температурах превышающих 1500-2500 °C наблюдается интенсивный распад WC с образованием вторичного карбида W_2C и сложных фаз типа Co_3W_3C [156, 157].

Исследование [158] доказывает, что легирование хромом существенно ингибирует процесс распада WC и предотвращает формирование вторичных карбидных фаз. Матрица CoCr демонстрирует повышенную связующую способность, эффективно предотвращая вырывание карбидных частиц на межламельных границах. Согласно уточненной модели фазообразования [159], образующийся W_2C локализуется преимущественно вокруг существующих частиц WC (рисунок 1.15), что подтверждает механизм поверхностного распада карбидных фаз.



а



б

Рисунок 1.15 – ПЭМ-изображение покрытия: а – сердцевина WC с оболочкой W_2C в аморфной (нанокристаллической) матрице; б – SADP, демонстрирующий эпитаксиальное соотношение между WC и W_2C [159]

Предлагаемая модель фазовых превращений при газотермическом напылении включает последовательные стадии: оплавление кобальтовой связки, растворение WC в расплавленном Co, окислительное удаление углерода с поверхности частицы, ускоряющее локальное растворение WC; быстрое охлаждение при осаждении, приводящее к образованию аморфной связующей фазы с выделением W_2C . Скорость растворения карбидных частиц демонстрирует обратную зависимость от их размера, что объясняет повышенную склонность к декарбюризации нанокompозитных покрытий. Для подавления образования дефектных фаз разработаны подходы по модификации состава матрицы. Легирование элементами Ni, Cr, B, Si, Mo позволяет целенаправленно регулировать структуру и фазовый состав покрытий. Перспективным направлением является частичная или полная замена кобальта сплавами систем Ni-Cr, Ni-Ti-Cr, Ni-Cr-B [160, 161]. Легирование хромом покрытий системы WC-Co при газотермическом напылении существенно повышает их эксплуатационные характеристики. Введение [162] до 10% хрома приводит к образованию высокотвердых карбидных фаз Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$ что увеличивает общую твердость покрытия (рисунок 1.16).

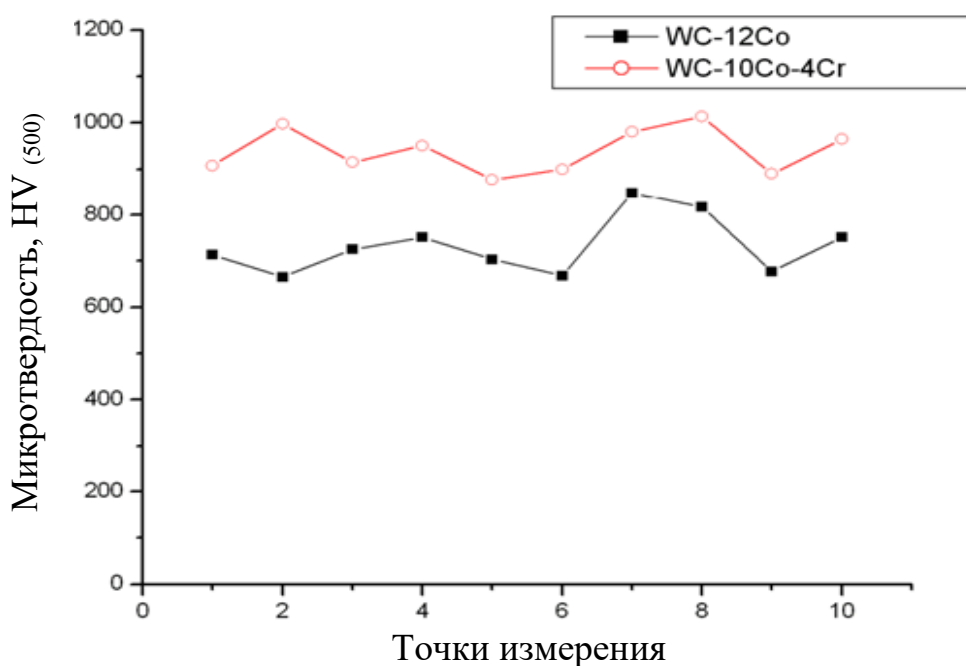


Рисунок 1.16 – Микротвердость покрытий WC-12Co и WC-10Co-4Cr [162]

Исследования [163] подтверждают, что модификация состава хромом обеспечивает значительное увеличение твердости и коррозионной стойкости в агрессивных средах без снижения износостойкости покрытия. Однако, исследования [164] указывают, что при избытке хрома возможно образование вторичных карбидов Cr_xC_y , которые могут снижать износостойкость и коррозионную стойкость при комнатной температуре.

Оптимальные эксплуатационные характеристики достигаются при соотношении $\frac{Cr}{Co} = 1$, где абразивная износостойкость превосходит традиционное покрытие WC-10Co-4Cr. Увеличение соотношения до $\frac{Cr}{Co} = 2,5$ вызывает рост пористости и снижение трещиностойкости, что ограничивает практическое применение таких составов.

Введение хрома в кобальтовую матрицу [165] способствует формированию пассивирующей оксидной пленки, повышающей коррозионную стойкость WC-покрытий. Однако при температурах выше 50°C в системе Co-Cr наблюдается интенсификация коррозионных процессов с образованием локализованных очагов разрушения.

Эффективным решением является модификация покрытий карбидом молибдена (Mo_2C). Добавка 3% Mo_2C при HVOF-напылении повышает микротвердость и увеличивает сопротивление эрозионному износу на 69,6 % по сравнению с обычным покрытием WC-Co-Cr. Комплексное легирование оксидами иттрия и циркония дополнительно улучшает эксплуатационные характеристики: Y_2O_3 обеспечивает максимальную эрозионную стойкость, а ZrO_2 высокую коррозионную стойкость [166, 167].

Перспективным направлением является легирование титаном, способствующее формированию твердых растворов $(\text{Ti}, \text{W})\text{C}$. Покрытия с 10% TiC демонстрируют повышенную износостойкость из-за упрочнения карбидной фазы и подавлению образования W_2C . Однако исследования [168] свидетельствуют о существенных ограничениях безкобальтовых покрытий на основе TiC, которые не обеспечивают необходимой износостойкости. Практический интерес представляет

система TiC-FeNiCr, сочетающая удовлетворительную коррозионную стойкость с приемлемыми трибологическими свойствами, но не являющаяся полноценной заменой традиционным WC-Co покрытиям. Однако, покрытия системы TiC-40Ni-Cr демонстрируют износостойкость, сопоставимую с традиционными WC-Co-Cr [169], занимая при этом промежуточное положение между WC-Co и Cr₃C₂-NiCr по изнoso- и коррозионной стойкости.

Рассмотренные порошковые композиции демонстрируют существенные ограничения при газотермическом напылении. Покрытия системы WC-Co склонны к образованию хрупких W₂C и сложных фаз типа Co₃W₃C в процессе нанесения, а системы с WC-Co-Cr подвержены ускоренной коррозии при температурах выше 50°C. Альтернативные составы, легированные Y₂O₃ и ZrO₂ проявляют либо полухрупкое, либо хрупкое разрушение, в то время как системы на основе TiC значительно уступают по износостойкости традиционным WC-покрытиям.

В этом контексте перспективным решением являются порошки системы Ni-WC, сочетающие карбидное упрочнение с преимуществами самофлюсующейся никелевой матрицы. Данная система обеспечивает оптимальный баланс твердости и коррозионной стойкости, что делает ее предпочтительным выбором для формирования упрочняющих покрытий для штоков, работающих в условиях одновременного воздействия износа и агрессивных сред.

Проведенные исследования [170] демонстрируют, что покрытие системы WC-Ni имеет микротвердость 1105 HV_{0,3} и уступает системам WC-Co-Cr (1205 HV_{0,3}) и WC-Cr₃C₃-Ni (1188 HV_{0,3}) как по твердости, так и по сопротивлению абразивному износу. Снижение эксплуатационных характеристик системы WC-Ni обусловлено отсутствием в Ni матрице упрочняющих легирующих добавок (Cr, Si, В и других), способствующих формированию дополнительных упрочняющих карбидных и боридных фаз.

Проведенные исследования [171] демонстрируют, что легирование системы Ni-WC хромом позволяет достичь микротвердости 1242±68 HV_{0,3}, что соответствует показателям традиционных систем WC-Co и WC-Co-Cr.

Модифицированная композиция Ni-Cr-WC демонстрирует сопоставимую с WC-Co-Cr износостойкость при температурах от 20°C до 400°C, сохраняя стабильный коэффициент износа в указанном температурном диапазоне.

Легирование композитных покрытий систем Ni-WC и Ni-Cr-WC бором и кремнием обеспечивает комплексное улучшение эксплуатационных характеристик за счет образования дисперсных упрочняющих боридов Ni_3B [172] и силицидов Ni_3Si , способствующих повышению микротвёрдости и износостойкости покрытий. Параллельно кремний и бор улучшает процесс самофлюсования карбидных частиц при напылении и оплавлении [173, 174].

Согласно исследованию [175], оптимальное содержание кремния составляет до 2%, что обеспечивает увеличение твердости до 30% и повышение коррозионной стойкости в соляной кислоте. Превышение этого содержания приводит к образованию хрупких фаз M_xSiC и карбидов M_2C , что ухудшает как коррозионную стойкость, так и износостойкость покрытий. Добавление бора способствует повышению коррозионной стойкости за счет снижения пористости и уменьшения склонности к точечной коррозии, обеспечивая формирование плотной однородной микроструктуры.

Согласно исследованию [176], оптимальное содержание WC в композитных покрытиях системы Ni-Cr-B-Si составляет 55 % и обладают высокой твердостью и низкой пористостью 0,3% [177]. Данная концентрация обеспечивает формирование структуры с минимальным расстоянием между карбидными частицами, что эффективно защищает матрицу от абразивного воздействия.

При снижении доли WC до 40-45 % наблюдается линейный рост износа с увеличением расстояния скольжения, что объясняется увеличением межкарбидного расстояния и недостаточного количества упрочняющей карбидной фазы. Напротив, образцы с содержанием не менее WC 55 % демонстрируют постепенное снижение интенсивности износа. Превышение этого порога не приводит к значимому улучшению износостойкости, что свидетельствует о достижении предельной эффективности упрочняющей фазы.

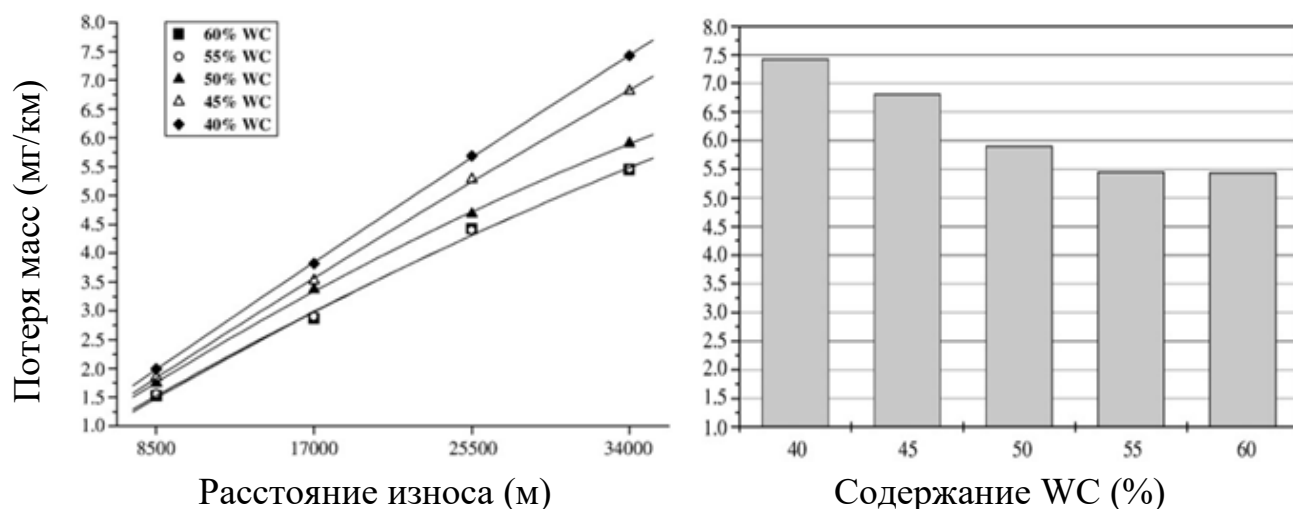


Рисунок 1.17 – Износостойкость от содержания WC [176]

Однако, покрытия, полученные методом газотермического напыления, характеризуются неравномерным распределением упрочняющих частиц по объему покрытия и повышенной пористостью, что существенно снижает их эксплуатационную долговечность [178, 179]. Эффективным решением является применение оплавления, включая лазерный, индукционный и плазменный методы [180, 181].

Проведенный анализ порошковых композиций для газотермического напыления выявил комплексное влияние морфологии, гранулометрического состава и химических характеристик на формирование структуры и свойств покрытий. Установлено, что сферические частицы обеспечивают лучшие технологические показатели, позволяя получать покрытия с низкой пористостью и высокой адгезионной прочностью.

1.5 Методы оплавления газотермического покрытия

Важным технологическим преимуществом оплавления покрытий системы Ni-Cr-B-Si является существенное улучшение адгезионной прочности [182-184] и механических характеристик. Проведенные исследования демонстрируют увеличение твердости покрытий от 2,8 до 60,3% (рисунок 1.18) после применения

различных методов оплавления [185-189], причем конкретная величина прироста зависит от исходной технологии нанесения покрытия и метода оплавления.

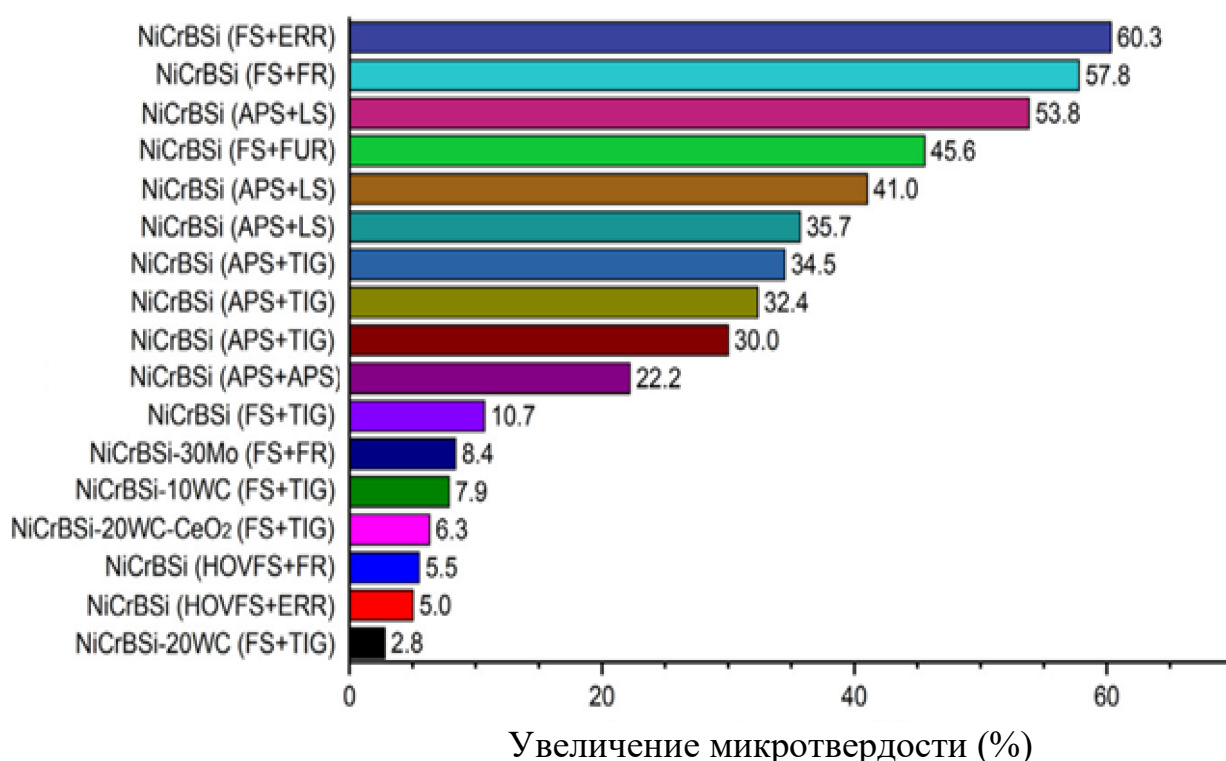


Рисунок 1.18 – Увеличение микротвердости переплавленных покрытий Ni-Cr-B-Si: HOVFS – высокоскоростное кислородно-топливное напыление; FS – газопламенное напыление; APS – атмосферно-плазменное напыление; FR – пламенный переплав; LS – лазерный переплав; FUR – переплав в печи; ERR – переплав электрическим сопротивлением; TIG – переплав вольфрама в инертном газе; PR – переплав с использованием плазменной пушки [185]

Процесс печного оплавления покрытия Ni-Cr-B-Si в температурном диапазоне 950-1100°C [190] способствует образованию легкоплавкой эвтектики Ni₃B, что обеспечивает снижение пористости с 11,7% до 1,9% и изменение морфологии пор на более округлую форму (рисунок 1.19). Данные процессы устраняют межламельные дефекты [191], способствуя формированию однородной структуры с оптимальным распределением карбидных и боридных фаз.

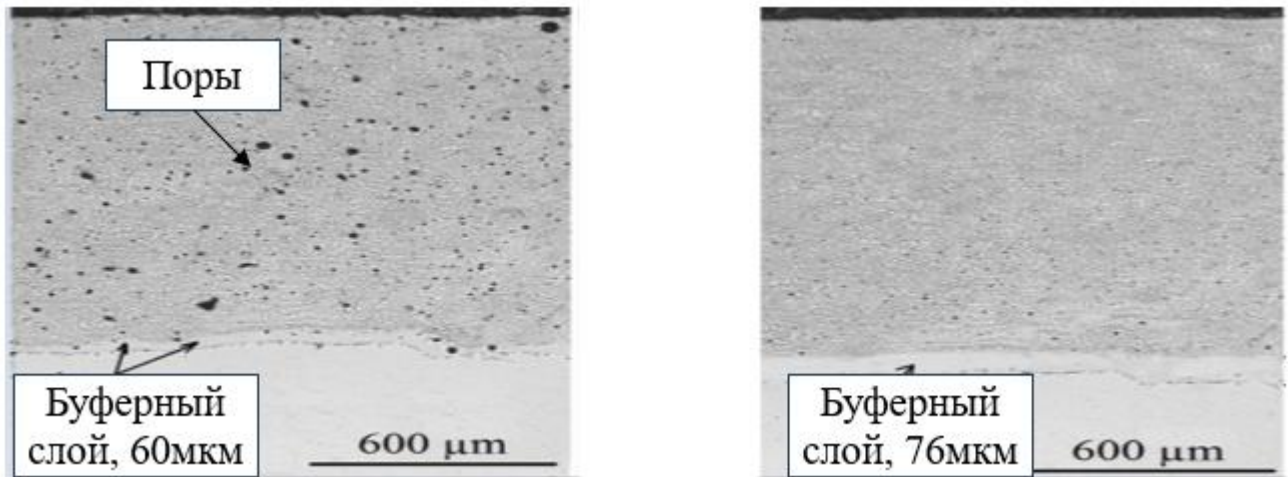


Рисунок 1.19– Микроструктура покрытия Ni-Cr-B-Si до и после оплавления [190]

Анализ данных [192] выявляет сложную зависимость характеристик покрытия Ni-Cr-B-Si от параметров лазерного переплава (рисунок 1.20).

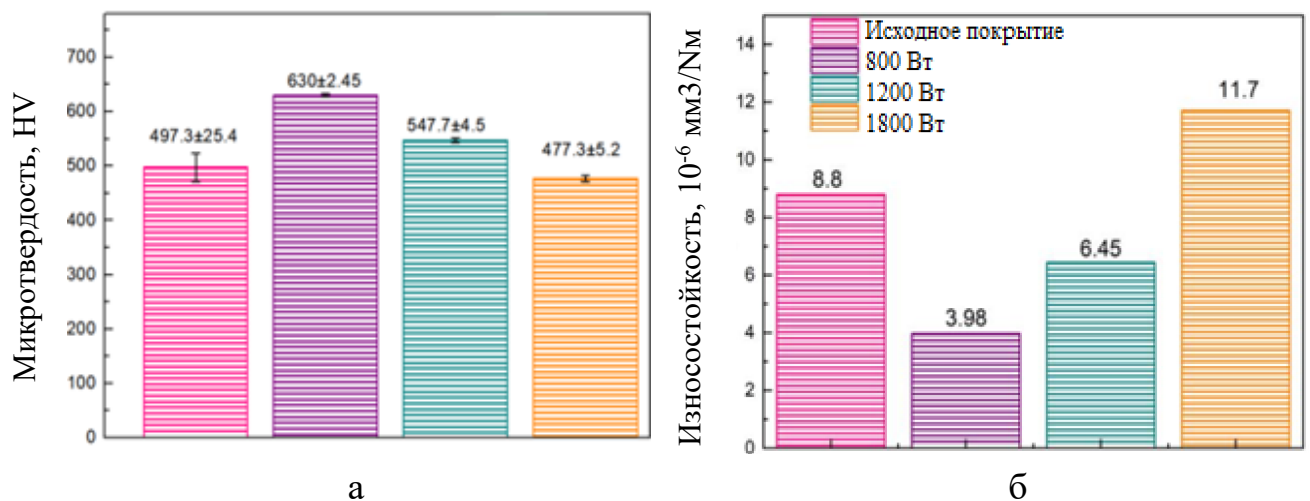


Рисунок 1.20 – Графики зависимости мощности лазерного переплава (Вт) на: а – микротвердость; б – износостойкость [192]

Максимальное повышение твердости и износостойкости стойкости достигается только при оптимальной мощности лазера в 800 Вт. Превышение данного порога приводит к снижению эксплуатационных характеристик.

Проведенный анализ литературы подтверждает необходимость определения и строгого соблюдения оптимальных режимов для каждого метода оплавления. Улучшение характеристик покрытия достигается исключительно при оптимальном термическом или энергетическом воздействии.

Качество исходного покрытия является критическим фактором, определяющим эффективность последующего оплавления. Минимальная начальная пористость и равномерное распределение упрочняющих частиц в напыленном покрытии (рисунок 1.21) создают оптимальные условия для формирования однородной структуры после термической обработки. Наличие дефектов в виде пор, межламельных пустот и неоднородностей распределения карбидных фаз в исходном покрытии существенно снижает качество переплава. Изначально плотные покрытия позволяют достичь максимального эффекта от термической обработки, обеспечивая полное устранение дефектов и создание оптимальной микроструктуры.

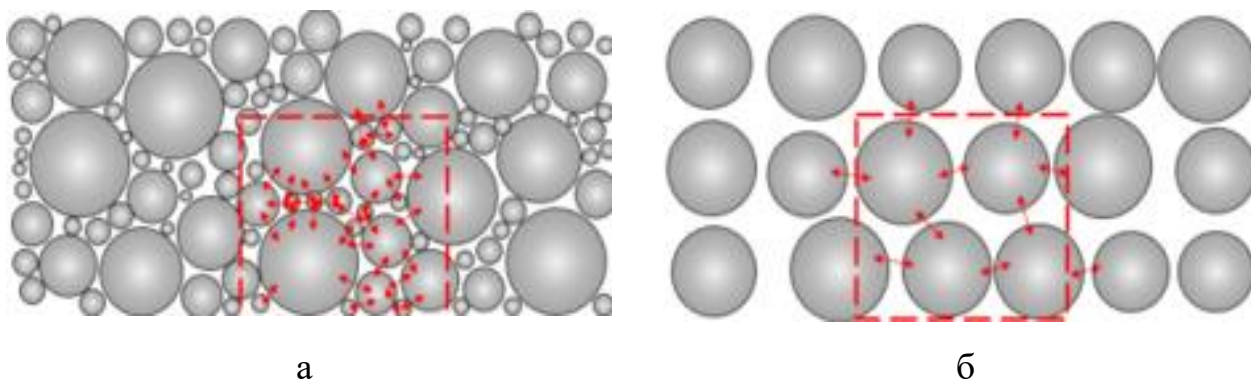


Рисунок 1.21 – Различия распределения частиц в исходном покрытии до переплава: а – максимальной упаковываемости порошка; б – равномерной сыпучести порошка

Для получения качественных газотермических покрытий и превентивного предотвращения дефектов, необходим комплексный подход, оптимизирующий технологический процесс напыления на всех этапах (рисунок 1.22).

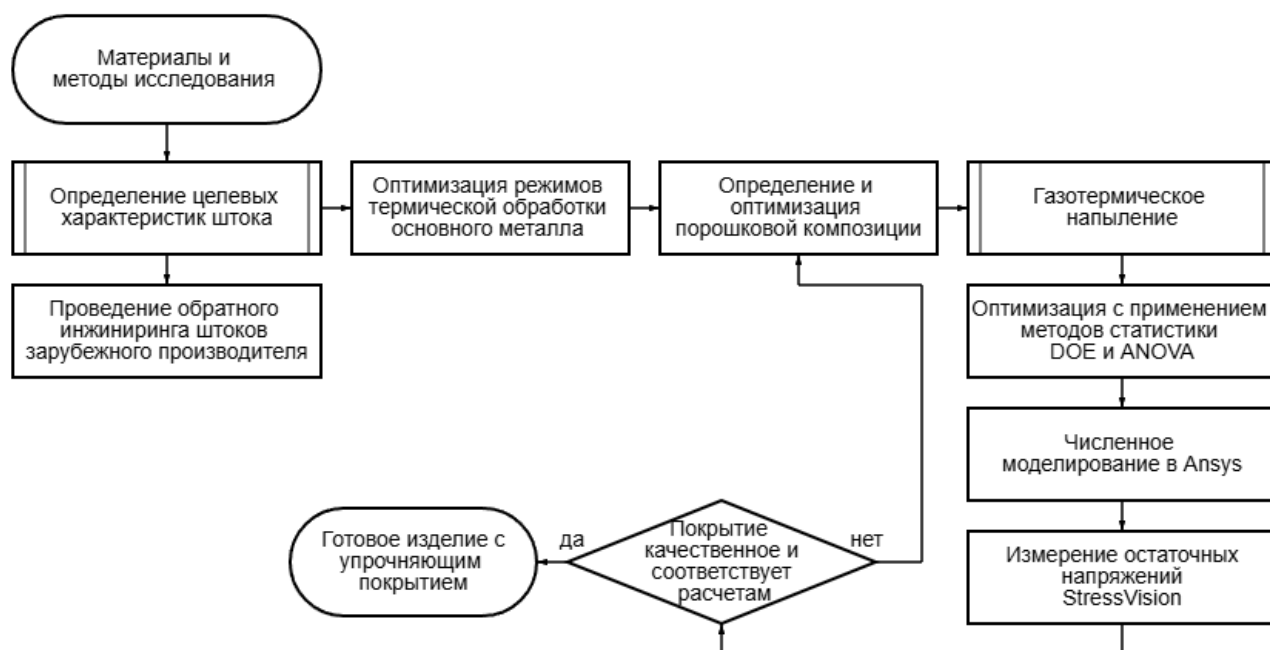


Рисунок 1.22 – Этапы получения деталей с газотермическим упрочняющим покрытием

Первоначальным этапом является обеспечение требуемых механических характеристик основного металла. Как показано в предыдущих разделах, для изготовления штоков предлагается применение специальных конструкционных сталей с последующей оптимизацией их структурного состояния методами термической обработки.

Следующим этапом является процесс нанесения упрочняющего покрытия, включающий оптимизацию ключевых параметров:

- химического состава матрицы (например Co или Ni-Cr) и содержания упрочняющей карбидной фазы (WC, %);
- морфологии и гранулометрического состава порошковой композиции;
- режимов газотермического напыления (угол напыления, скорость вращения заготовки, подготовка поверхности и т.д.).

Исследования [193-200] подтверждают, что оптимизация параметров на этих этапах позволит значительно улучшить ключевые эксплуатационные свойства покрытий, включая адгезионную прочность, износостойкость и коррозионную

стойкость. При этом даже незначительное варьирование параметров напыления вызывают существенные изменения свойств покрытий. Методы DOE и ANOVA [201, 202] демонстрируют высокую эффективность в установлении взаимосвязи между варьируемыми технологическими параметрами и результирующими характеристиками покрытия. Данные подходы позволяют на основе статистического анализа экспериментальных данных определить оптимальные режимы напыления.

Завершающим этапом является применение методов оплавления для газотермических покрытий, обеспечивающее существенное улучшение механических и эксплуатационных характеристик: снижение пористости, увеличение адгезионной прочности и повышение износостойкости. Критическим фактором является определение оптимального термического воздействия, поскольку его превышение вызывает снижение эксплуатационной стойкости.

Современные методы оценки эксплуатационной стойкости деталей с покрытием включают численное программное моделирование и натурное измерений остаточных напряжений. Программные комплексы типа ANSYS применяются для прогнозирования зон риска разрушения и анализа остаточных напряжений в газотермических покрытиях [203-205], однако полученные результаты требуют обязательного натурального подтверждения.

Для контроля остаточных напряжений используется специализированный сканер STRESSVISION, обеспечивающий послойную визуализацию полей механических напряжений в покрытиях и подложках [206-208]. Анализ распределения напряжений сжатия и растяжений позволяет прогнозировать зоны потенциального разрушения, что особенно важно для предотвращения аварийных ситуаций при эксплуатации штоков.

Совместное применение методов планирования эксперимента и компьютерного моделирования позволяет оптимизировать технологический процесс напыления для достижения требуемых показателей адгезионной прочности и износостойкости покрытий с учетом реальных нагрузок.

Выводы по разделу 1

Проведенный комплексный анализ проблем упрочнения штоков показал системный характер разрушения в процессе эксплуатации. Установлено, что усталостные разрушения являются основной причиной отказов, причем максимальная концентрация напряжений наблюдается в переходных сечениях. Разрушение обусловлено взаимосвязанным действием коррозионных, механических и усталостных факторов в сочетании с дефектами материалов и термической обработки, особенно в условиях воздействия агрессивных сред и циклических нагрузок.

Сравнительный литературный анализ методов упрочнения показал преимущества газотермического напыления, обеспечивающего формирование покрытий с высокой адгезионной прочностью, низкой пористостью и минимальным термическим воздействием на подложку. Критическими технологическими параметрами процесса признаны содержание карбидной фазы WC, применение частиц сферической морфологии и легирование композиций для повышения эксплуатационной стойкости. Перспективным направлением является применение порошковых систем Ni-WC с последующим оплавлением.

Методологической основой исследования стал комплексный подход, включающий методы планирования эксперимента, компьютерного моделирования и контроля остаточных напряжений, что обеспечивает целенаправленное формирование напыленного покрытия с прогнозируемыми эксплуатационными характеристиками.

Реализация разработанных решений обеспечит существенное повышение ресурса штоков компрессорного оборудования благодаря формированию износостойких поверхностных структур с оптимальным распределением остаточных напряжений, что определяет цель и задачи данного исследования.

2. РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ НАПЫЛЯЕМЫХ КОМПОЗИЦИЙ, ПОЛУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЙ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В разделе представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований, выполненных совместно с научным руководителем д.т.н., профессором С.Е. Крыловой и сотрудниками ООО «Технология» аспирантами Оренбургского государственного университета В.А. Завьяловым, И.А. Курноскиным и доцентом кафедры материаловедения и технологии материалов А.С. Кириленко и опубликованных в работах [209-215]. Исследования включали: определение целевых характеристик штоков нефтегазового оборудования, разработку режимов термической обработки основного металла и создание оптимальных составов порошковых композиций для напыления.

Личное участие соискателя включало постановку исследовательских задач, проведение теоретических и экспериментальных исследований, обработку данных методами математической статистики, а также выбор и оптимизацию перспективных порошковых композиций для газотермического напыления. Доля личного вклада в выполненные исследования составила от 50 до 70%.

2.1 Определение целевых характеристик штоков зарубежного производства методом обратного инжиниринга

Объектом для исследования послужил шток компрессора Dresser-Rand. Отказ изделия произошел вследствие критического износа рабочей поверхности покрытия, превысившего допустимое значение на 0,02 мм. Исследования проводили с целью определения марки материала оригинального изделия, механических характеристик и анализа рабочей поверхности, включая спектральный и металлографический анализ, механические испытания стандартных образцов на ударный изгиб по ГОСТ 9454-78 и статическое

растяжение по ГОСТ 1497-2023. На рисунке 2.1 представлен шток производства Dresser-Rand (Германия), подвергнутый комплексному анализу.



Рисунок 2.1 – Внешний вид штока компрессора Dresser-Rand (Германия)

Определение химического состава материала основы штока осуществляли оптико-эмиссионным методом. Согласно результатам измерений, представленных в таблице 2.1, исследуемый шток изготовлен стали AISI 4140.

Таблица 2.1– Результаты определения химического состава основы изделия, (в % по массе)

Прожиг	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Fe
1	0,40	0,27	0,96	0,93	0,223	0,053	ост.
2	0,39	0,27	0,97	0,91	0,226	0,054	ост.
3	0,41	0,27	0,94	0,91	0,217	0,055	ост.
Среднее	0,40	0,27	0,96	0,92	0,218	0,054	ост.

Легированная сталь AISI 4140 применяется для изготовления штоков осей, валов, зубчатых передач и других изделий. Химический состав стали AISI 4140 по стандарту ASTM A331 приведен в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Химический состав стали AISI 4140, (в % по массе)

C	Si	Mn	Cr	Mo	Fe
0,38-0,43	0,15-0,30	0,75-1,0	0,80-1,10	0,15-0,25	основа

Для контроля механических величин основного материала исследуемого штока, были проведены испытания на ударный изгиб и статическое растяжение.

Результаты представлены в таблицах 2.3 и 2.4. Механические характеристики стали AISI 4140 по стандарту ASTM A331 представлены в таблице 2.5.

Таблица 2.3 – Результаты механических испытаний основного металла штока по ГОСТ 1497-2023

Максимальная нагрузка F_b , Н	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_b , МПа	Относительное удлинение при разрыве δ_5 , %	Относительное сужение при разрыве, ψ , %
56398	397	718	21,6	64,1
57931	322	738	23,0	61,6
57217	320	729	25,0	63,6
Среднее значение	347	728	23,2	63,1

Таблица 2.4 – Результаты механических испытаний ударной вязкости по ГОСТ 9454-78

№ образца	Ударная вязкость KCU ⁺²⁰ Дж/см ²
3.1	62,1
3.2	70,6
3.3	55,2
Среднее значение	62,5

Таблица 2.5 – Механические характеристики стали AISI 4140, в исходном и термообработанном состоянии (термическое улучшение)

Состояние	σ_b , (МПа)	δ_5 , (%)	KCU, (Дж/см ²)
Исходное	655	13	49
После ТО	730	17	71

Как видно из представленных результатов, полученные значения для исследованного образца полностью согласуются с нормируемыми свойствами стали AISI 4140 после термического упрочнения.

Для изучения возможных методов упрочнения рабочей поверхности штока использовали растровый электронный микроскоп JEOL JCM-6000 с электро-дисперсионным анализатором для выполнения микрорентгеноспектрального анализа изучаемой поверхности. Металлографический анализ выполняли на образцах, представленных на рисунке 2.2.

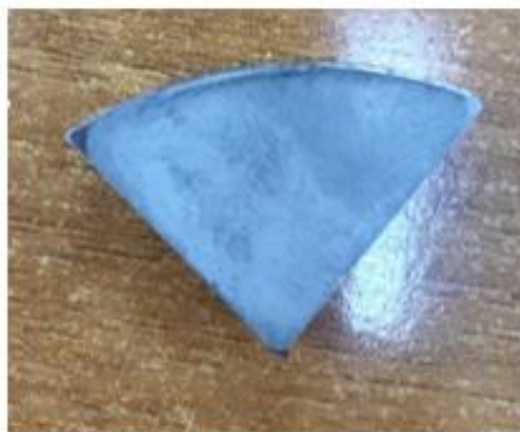


Рисунок 2.2 – Образцы для металлографических исследований, вырезанные с рабочей части штока Dresser-Rand (Германия)

Проведенное металлографическое исследование выявило по всей периферии рабочей поверхности образца наличие поверхностного слоя со структурой, отличной от материала основы. Толщина покрытия варьируется в диапазоне 153-201 мкм. Отсутствие выраженной зоны термического влияния указывает на применение метода низкотемпературного газопламенного напыления. На рисунке 2.3 представлена микроструктура образца с указанием толщины покрытия. Микроструктура основного металла представляет собой ферритно-цементитную смесь. На рисунке 2.4 представлена исследуемая область и состав спектра (таблица 2.6), соответствующий данной области исследования.

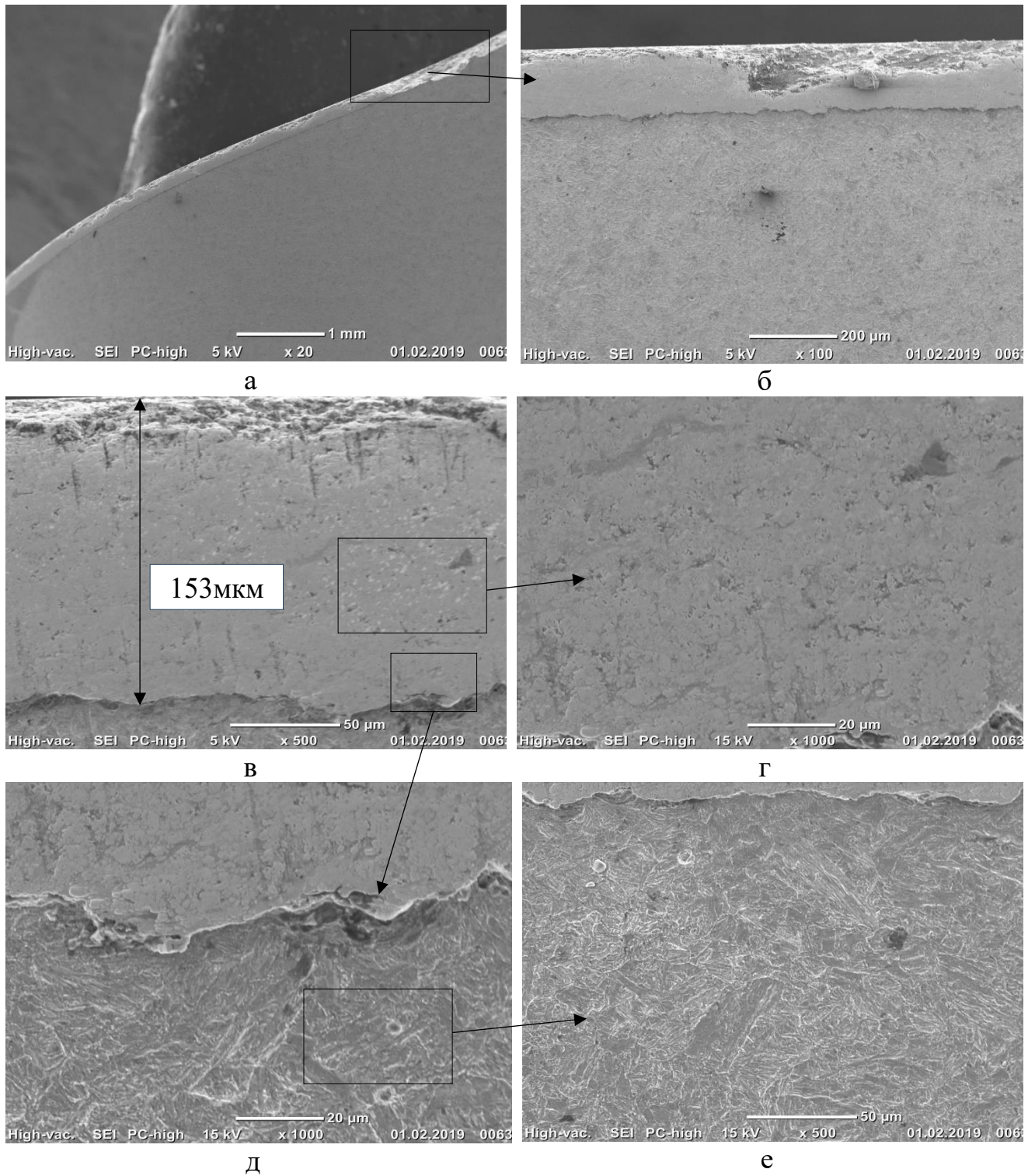
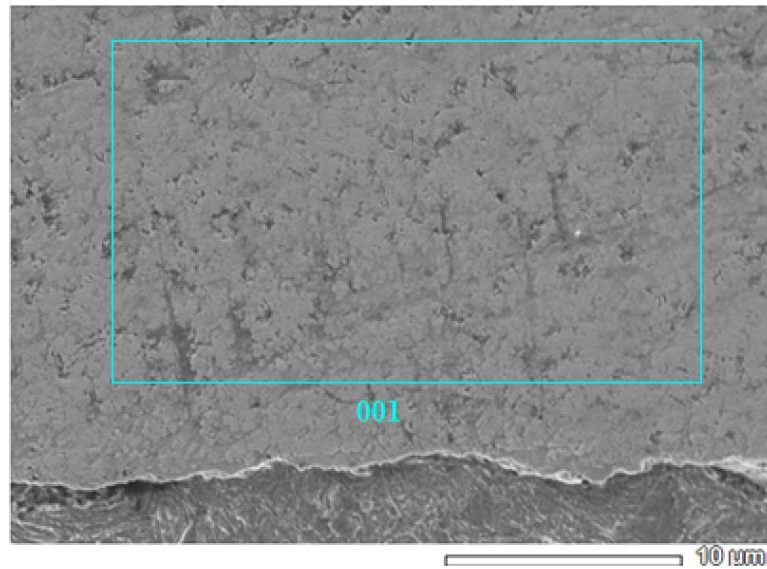
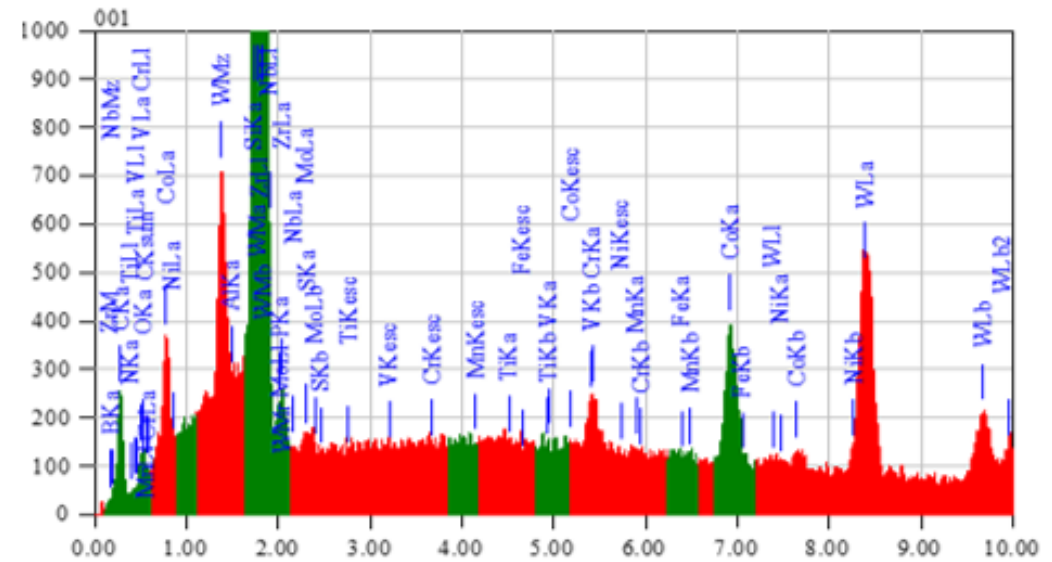


Рисунок 2.3 – Результаты металлографических исследований: а, б – общий вид (x20; x100); в – глубина напыления (x500); г – микроструктура напыленного слоя (x1000); д; е – структура материала основы (x500);



а



б

Рисунок 2.4 – Результаты определения химического состава покрытия: а – исследуемая область; б – состав спектра исследуемой области

Таблица 2.6 – Химический состав покрытия в области спектра 001, в % по массе

C	V	Cr	Mn	Fe	Co	W
2,06	0,49	1,66	0,11	0,99	6,83	87,86

Согласно анализу данных таблицы 2.6, покрытие имеет вольфрамовую основу, в которой в качестве связки присутствует кобальт, а наличие хрома, ванадия, железа и углерода, позволили прогнозировать дополнительное влияние карбидного и интерметаллидного механизма упрочнения.

Микротвердость определялась по 5 точкам как для основного материала, так и для покрытия. Результаты измерений представлены на рисунке 2.5 и в таблице 2.7.

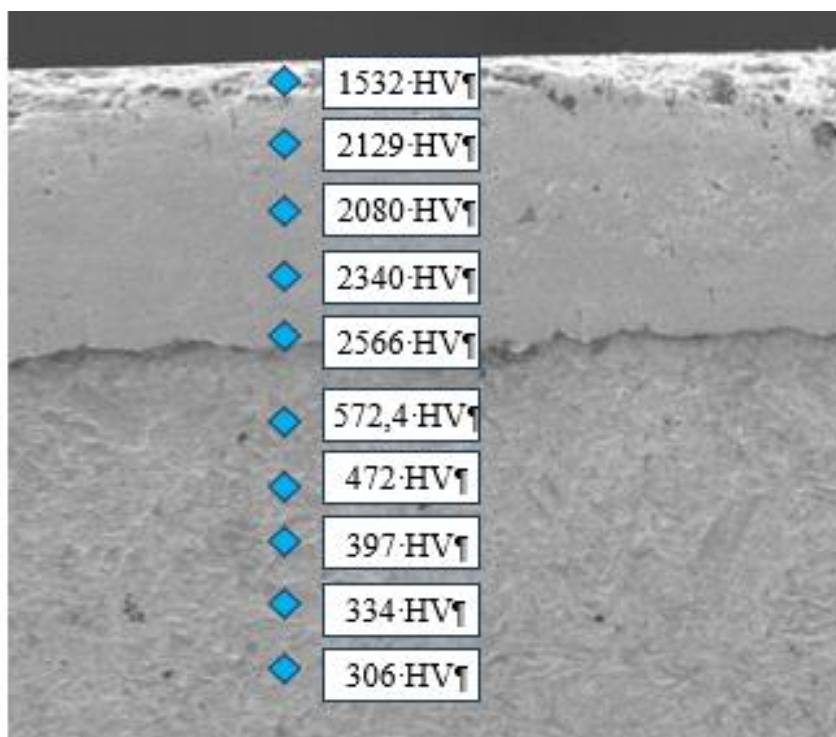


Рисунок 2.5 – Точки измерения микротвердости

Таблица 2.7 – Результаты измерения микротвердости основного металла и напыленного покрытия

Зона измерения	Микротвердость, $HV_{0,2}$	Среднее значение, HV
основной металл	от 306 до 572,4	416
напыленный слой	от 1532 до 2566	2129

Металлографическим анализом установили наличие поверхностного упрочнения резьбы штока, полученного методом накатки. Измерения микротвердости выявили зону пластической деформации глубиной 50-130 мкм с повышенными значениями твердости 365-409 HV в поверхностном слое.

Проведенный комплексный анализ штока зарубежного производства позволил установить следующие ключевые особенности:

- материалом основы является сталь AISI 4140, подвергнутая термической обработке, что подтверждается значительным улучшением механических характеристик по сравнению с исходным состоянием материала;

- на рабочей поверхности штока нанесено защитное покрытие системы WC-Co методом газопламенного напыления. Покрытие характеризуется высокой микротвердостью, достигающей 2566 HV, что предполагает высокую износостойкость рабочей части детали.

- для упрочнения резьбовой части применен метод поверхностного пластического деформирования, сформировавший упрочненный слой глубиной 50-130 мкм с равномерно распределенной микротвердостью по профилю резьбы.

Результаты обратного инжиниринга послужили основой масштабных исследований, направленных на разработку опытно-промышленной технологии, в том числе нанесения покрытий методом ХГН, реализованной на предприятии ООО "Технология" в г. Оренбург

2.2. Термическая обработка основного материала AISI 4140

Для обеспечения целевых механических и структурных характеристик основного металла изделия разработан режим термической обработки, включающий закалку в масле с последующим высокотемпературным отпуском. Карта термической обработки представлена на рисунке 2.6.

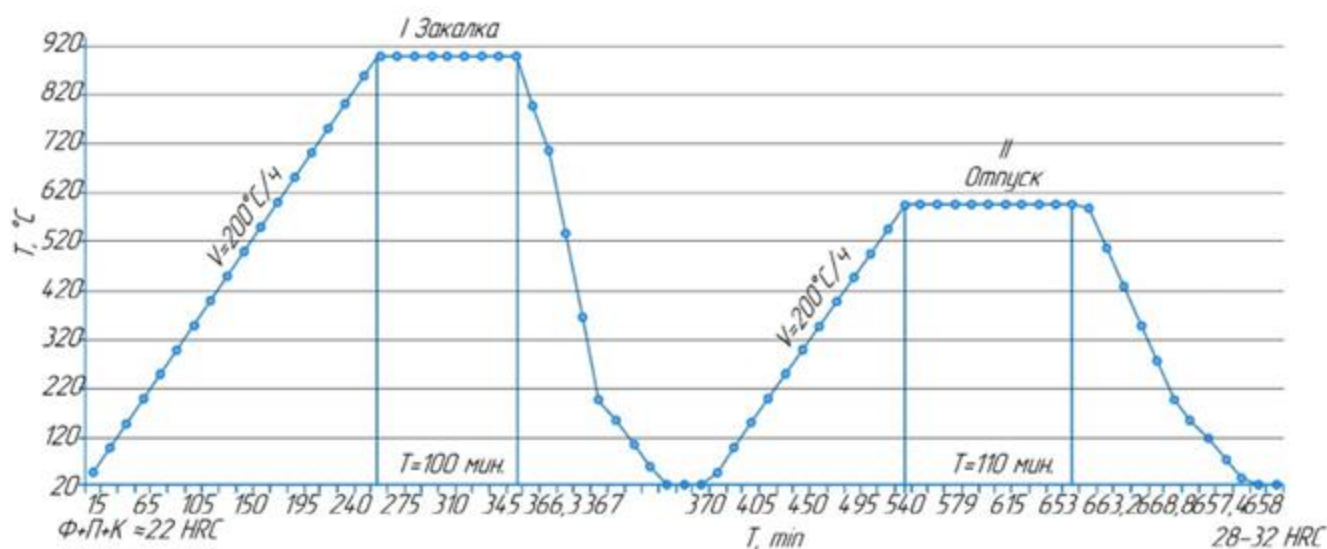
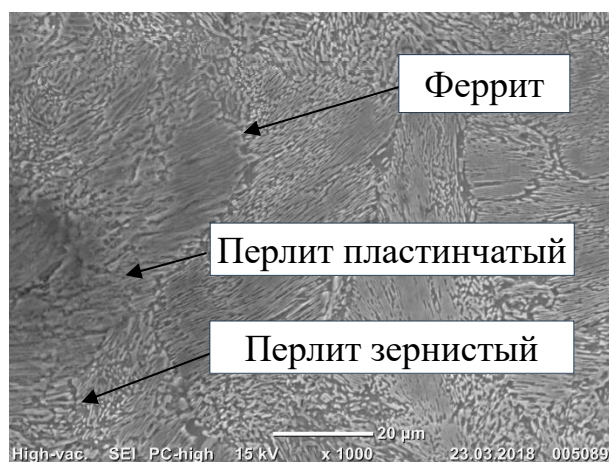
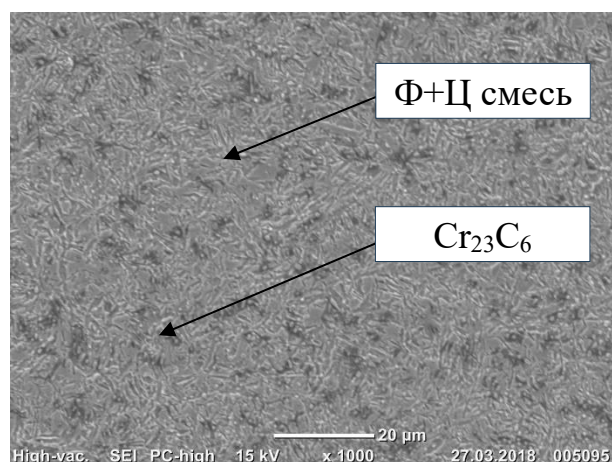


Рисунок 2.6 – Карта процесса термической обработки штока

Контроль качества выполненной термической обработки основного металла выполняли дюрOMETрическими и металлографическими методами. Проведенный металлографический анализ выявил существенное изменение микроструктуры в результате термического воздействия (рисунок 2.7).



а



б

Рисунок 2.7 – Микроструктура стали AISI 4140: а – до термической обработки; б – после закалки с температуры 870 °С в масле и отпуска при температуре с 680 °С в масле.

Исходная структура характеризовалась наличием пластинчатого и зернистого перлита с участками свободного феррита. После проведения закалки с высоким отпуском сформировалась равновесная структура с равномерно распределенными измельченными карбидами типа Cr_{23}C_6 и $\Phi + \text{Ц}$ смесью, что полностью соответствует целевым характеристикам по механическим свойствам.

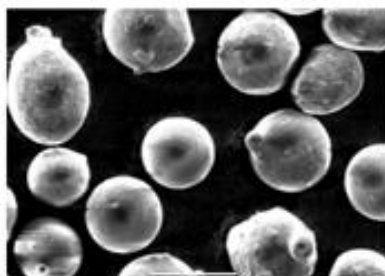
2.3. Опытные составы порошковых композиций

На основании анализа данных обратного инжиниринга определены основные механические и технические требования к упрочняющим покрытиям штоков. Отработку режимов газотермического напыления проводили на термически обработанной стали AISI 4140 (ASTM A331).

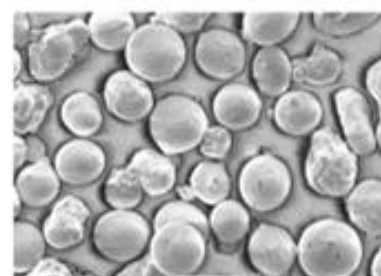
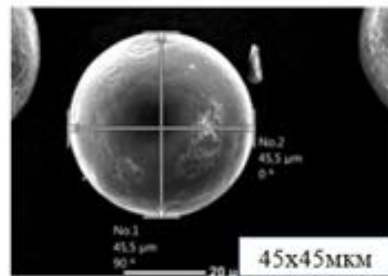
С учетом требований к структуре, химическому составу и механическим характеристикам, а также условий эксплуатации, было отобрано 8 опытных порошковых композиций различных систем с матрицами на основе никеля, железа и кобальта. Все составы имели фракцию от 45 до 120 мкм и содержали 30% по массе упрочняющей карбидной фазы WC, таблица 2.8. Морфологическое строение исходных порошковых компонентов представлено на рисунке 2.8.

Таблица 2.8 – Состав опытных порошковых композиций в % по массе

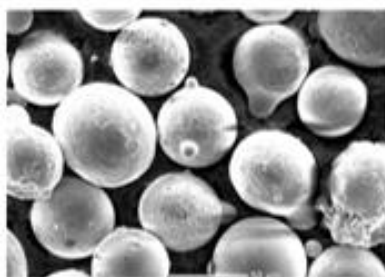
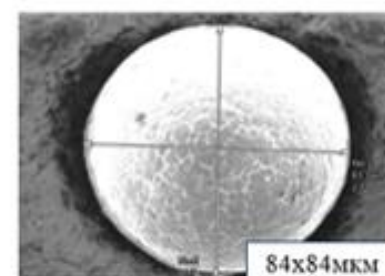
№	Обозначение состава основы	C	Cr	Ni	B	Si	Fe	Mn	W
1	ПР- X18H9	≤0,08	16,0-20,0	8,0-11,0	-	≤1,0	ост.	≤1,0	30,0
2	Ni-Cr-B	≤0,1	5,0-7,0	ост.	1,5-2,5	1,0-2,0	-	-	30,0
3	ПР-20X13H2	≤0,16	12,0-14,0	1,5-2,5	-	≤0,8	ост.	≤0,8	30,0
4	Co	ост.	-	-	-	-	-	-	30,0
5	ПР-20X13	≤0,16	12,0-14,0	≤0,6	-	≤1,0	ост.	≤1,0	30,0
6	ПР-08X18H9	≤0,8	17,0-19,0	8,0-10,0	-	≤0,8	ост.	≤0,2	30,0
7	ПР-НХ13СР	≤0,15	12,0-14,0	ост.	-	2,5-3,5	≤2,0	-	30,0
8	Плакарт 03.92-А	0,8-1,2	6,0-8,0	ост	1,0-2,0	2,5-4,0	-	0,5-1,5	30,0



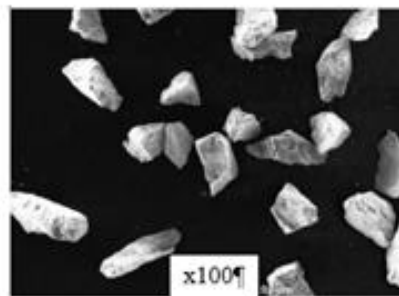
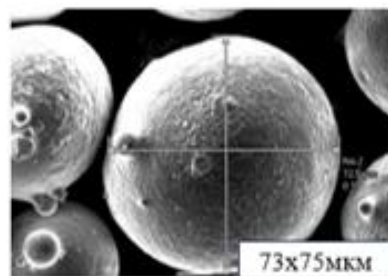
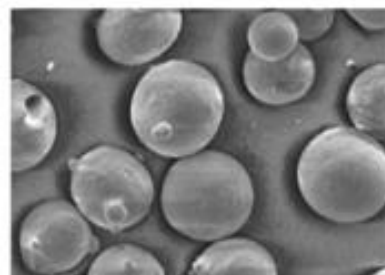
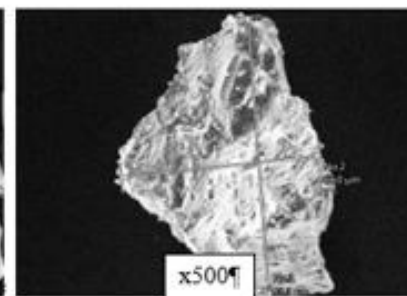
Ni-Cr-B



Плакарт 03.92-A



ПР-20Х13-Н2

WC_{дробленый}

ПР-НХ13-СР

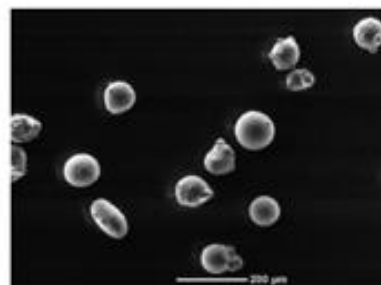
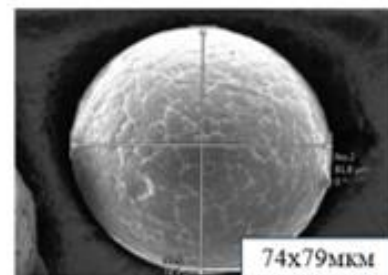
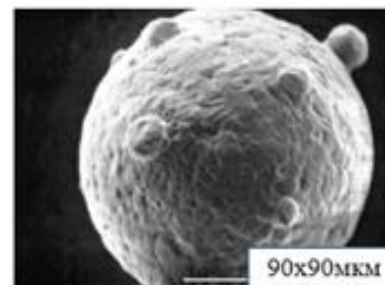
WC_{сферический}

Рисунок 2.8 – Растровые электронно-микроскопические изображения и размерные параметры порошков

Параметрический анализ морфологии исходных порошковых композиций, показывает, что частицы металлической основы всех восьми систем (ПР-Х18Н9, Ni-Cr-B, ПР-20Х13Н2, Со, ПР-20Х13, ПР-08Х18Н9, ПР-НХ13СР, Плакарт 03.92-А) характеризуются преимущественно правильной сферической формой с фракцией не более 90 мкм. Однако частицы WC представлены как сферической, так и дробленной морфологией.

2.4. Оборудование и схема газопламенного напыления

Экспериментальные работы по газопламенному напылению проводились на производственной базе машиностроительного ремонтного предприятия ООО «Технология» (г. Оренбург) с использованием технологической установки Castodyn DS 8000. Схема процесса напыления представлена на рисунке 2.9.

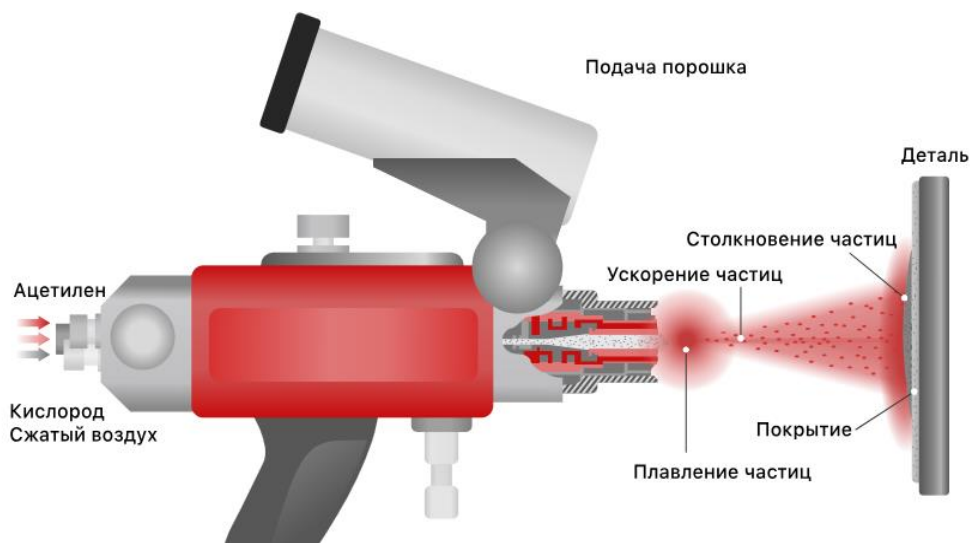


Рисунок 2.9 – Схема процесса газопламенного напыления

Технологический процесс осуществлялся в режиме непрерывного линейного перемещения горелки относительно вращающейся детали с использованием газовой смеси ацетилена (C_2H_2) и кислорода (O_2) в соотношении 1:5. Схема установки для газопламенного напыления представлена на рисунке 2.10.

Оборудование обеспечивает возможность однослойного и многослойного напыления с формированием покрытий заданной толщины, структуры и твердости. Технологический процесс характеризуется производительностью до 0,2 мм за проход при обеспечении равномерности формирования слоев. Вариация составов порошковых композиций позволяет получать напыленные слои с регулируемыми значениями твердости, что подтверждает универсальность установки для упрочнения деталей компрессорного оборудования.

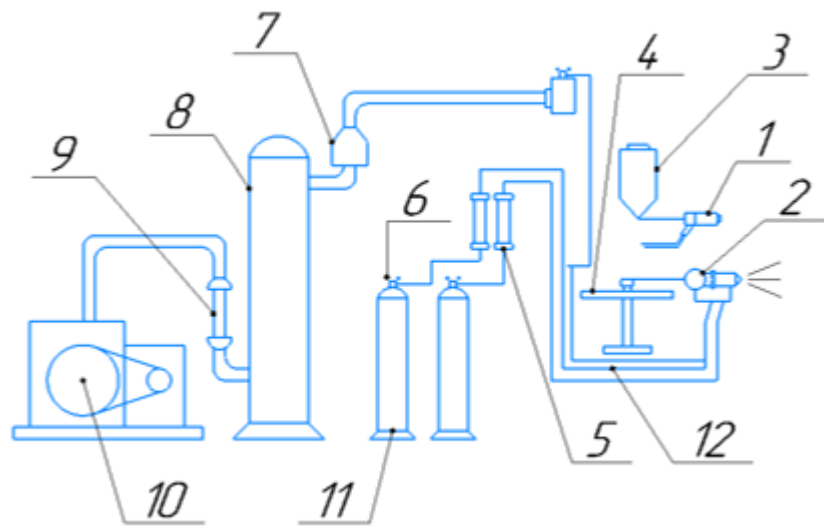


Рисунок 2.10 – Схема установки газопламенного напыления: 1 – порошковый распылитель; 2 – проволочный распылитель; 3 – порошковый питатель; 4 – бухта; 5 – ротаметры газовые; 6 и 11 – газовые баллоны; 7 – фильтр; 8 – ресивер; 9 – воздушный ротаметр; 10 – компрессор; 12 – магистраль

Формирование покрытия осуществляется за счет комплекса физико-механических сил, включающих адгезию, когезию, частичную точечную сварку, механическое зацепление и усадочные напряжения. Порошковая смесь подавалась из вертикально установленного питателя за счет сил тяжести, подогревалась в пламени горелки и транспортировалась сжатым воздухом на обрабатываемую поверхность.

Технология обладает значительной универсальностью, позволяя обрабатывать детали различных типов (корпусные, тела вращения, сложной геометрии) из стальных и чугунных материалов. Процесс может осуществляться как в ручном, так и в автоматизированном режимах с применением различных порошковых композиций, что обеспечивает широкие технологические возможности без ограничений, характерных для процессов наплавки и сварки.

Внешний вид оборудования для напыления с указанием основных элементов, представлен на рисунке 2.11.

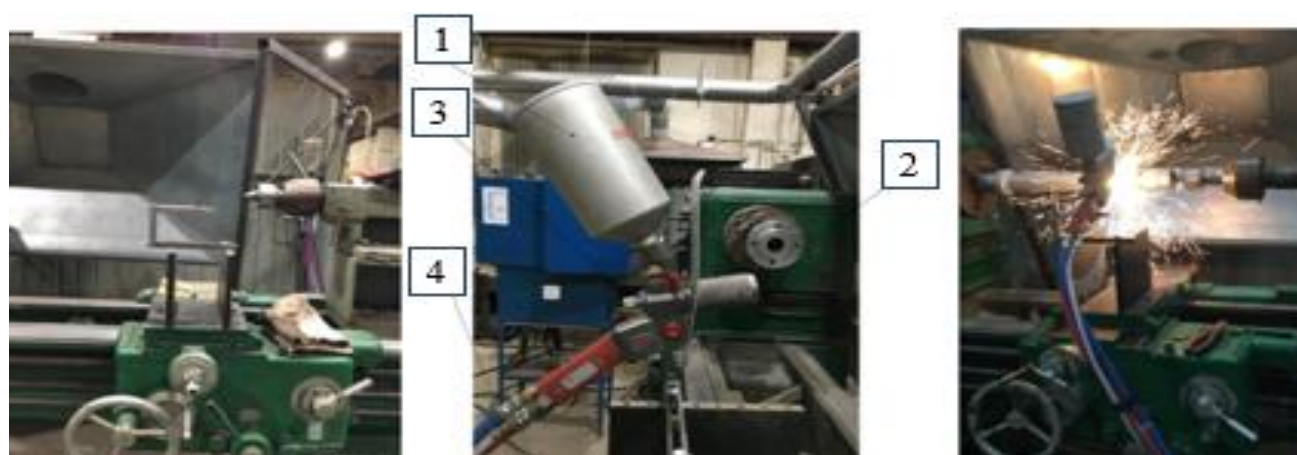


Рисунок 2.11 – Комплекс для газопламенного напыления: 1 – контейнер для порошка; 2 – распыляющий модуль SSM 10; 3 – модуль безопасности; 4 – ацетиленово-воздушный рукав.

Процесс газопламенного напыления осуществлялся в строгом соответствии с разработанным технологическим регламентом, обеспечивающим воспроизводимое получение покрытий с заданными эксплуатационными характеристиками.

На подготовительном этапе поверхность детали подвергалась механической обработке для создания оптимальной шероховатости (не менее $Ra\ 6,3$) и геометрии, необходимых для обеспечения надежной адгезии напыляемого слоя. Для формирования контролируемой шероховатости применялись методы дробеструйной обработки, создание профиля "рваной резьбы" на токарном станке, а также нанесение рисок с помощью углошлифовальной машины. Выбор

конкретного способа подготовки поверхности определялся конфигурацией детали, требованиями к качеству покрытия и технологическими возможностями производства.

Особое технологическое значение при подготовке поверхностей приобретает формирование пологих фасок с устранением острых кромок, что существенно улучшает адгезионные характеристики напыляемого слоя (рисунок 2.12). Данная операция позволяет предотвратить локальную концентрацию механических напряжений, которая может привести к отслоению покрытия в процессе эксплуатации.

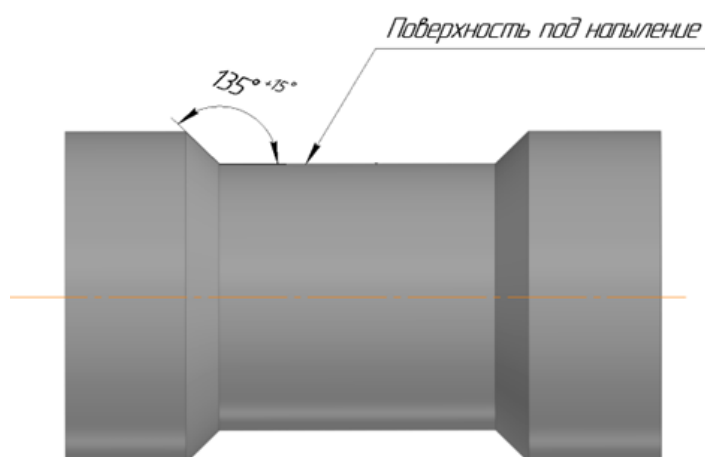


Рисунок 2.12 – Схема подготовки поверхности под напыление

Критически важным аспектом является соблюдение температурного режима с контролем температуры детали. При превышении допустимых значений процесс приостанавливается для естественного охлаждения.

Формирование покрытия осуществляли в два этапа: первоначальное нанесение подслоя из более мягкого материала для повышения адгезионной прочности (толщина подслоя не превышает 0,1 мм) и нанесение рабочего покрытия.

Завершающим этапом являлся контроль качества, включающий комплексную проверку твердости, толщины покрытия, адгезионной прочности (при наличии образцов свидетелей) и визуальный контроль.

2.5. Оборудование и методики проведения исследования

Для реализации работы был использован комплекс современных методик и оборудования, обеспечивающего полный цикл исследований – от напыления покрытий до прогнозирования их эксплуатационных характеристик. Применение взаимодополняющих методов анализа позволило установить корреляционные связи между технологическими параметрами формирования покрытий, их структурой и эксплуатационными свойствами. Все исследования проводились с соблюдением требований методик по ГОСТ и ASTM, что обеспечило получение достоверных и воспроизводимых результатов.

2.5.1. Металлографические исследования

Металлографический анализ основного металла и напыленных порошковых композиций проводился для исследования структурных особенностей материалов. В рамках реализации работы выполнялись гранулометрический анализ, металлография и оценка распределения легирующих элементов в поверхностных слоях.

Анализ микроструктуры осуществлялся в соответствии с ГОСТ 5639 и ГОСТ 10243 на микроскопах Olympus DSX1000 и Альтами Мет 3 МТ. Для травления микроструктуры применялся калий железистосинеродистый $K_4Fe(CN)_6$.

На микроскопе Olympus DSX1000 проводились исследования в диапазоне увеличений от 20 до 1000 крат. Автоматизированная система с CCD-датчиком и специализированным программным обеспечением позволяла проводить количественный анализ микроструктуры с высокой точностью измерений.

Определение пористости покрытий выполнялось в соответствии со стандартом ASTM E2109-01 Test Method A (рисунок 2.13) с использованием микроскопа Nikon Eclipse MA200.

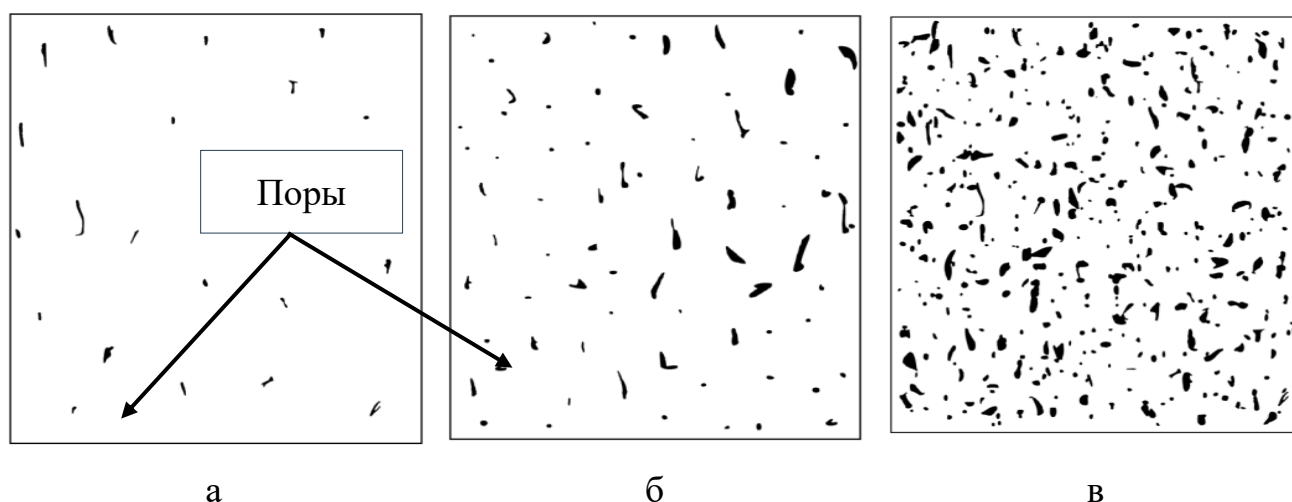


Рисунок 2.13 – Схема измерения пористости по эталонам ASTM E2109-01 Method A: а – пористость 0,5%; б – пористость 2%; в – пористость 10%

Для калибровки измерений применялся объект-микрометр ОМ-О с ценой деления 0,005 мм, что гарантировало точность определения геометрических параметров пор и дефектов структуры.

Электронно-микроскопические исследования выполнялись методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе JEOL JCM-6000 NeoScoreII с волновым и энергодисперсионным анализаторами. Микрорентгеноспектральный анализ проводился при напряжениях 5-15 кВ с диаметром электронного зонда около 1 мкм. Диапазон увеличений от 10 до 5000 крат позволил детально изучать морфологию и элементный состав покрытий.

Комплексное применение методов оптической и электронной микроскопии обеспечило всесторонний анализ микроструктуры напыленных покрытий и установление корреляции между технологическими параметрами напыления и формируемой структурой.

Фазовый состав напыленных покрытий исследовался методом рентгеноструктурного анализа на минидифрактометре МД-10. Регистрация дифракционных спектров осуществляется по схеме Дебая-Шеррера в угловых диапазонах $16-70^\circ$ и $65-120^\circ$ по 2^θ с ручным объединением данных. Монохроматизированное излучение генерируется рентгеновской трубкой

мощностью 10 Вт при напряжении 25 кВ. Анализ углов и интенсивностей дифракционных пиков позволил определить параметры кристаллической решетки, идентифицировать фазовый состав покрытий и провести количественную оценку фаз по международной базе данных JCPDS-ICDD.

Универсальный измерительный микроскоп УИМ-23 применялся для прецизионного контроля геометрических параметров деталей после газопламенного напыления, в частности для измерения профиля резьбовых соединений. Конструкция прибора с отдельными каретками продольного и поперечного перемещения обеспечивает точное позиционирование исследуемого объекта относительно измерительной системы.

2.5.2. Механические испытания

Для определения механических свойств основного металла и напыленных покрытий применялись современные методы определения твердости и испытаний на растяжение. Микротвердость исследовалась на приборе HVS-1000 по методу Виккерса в соответствии с ГОСТ 9450-76 при различных нагрузках. Измерения проводились на поперечных шлифах с шагом 0,05 мм (рисунок 2.14) что позволило детально определить распределение твердости по сечению покрытия с погрешностью не более 5%.

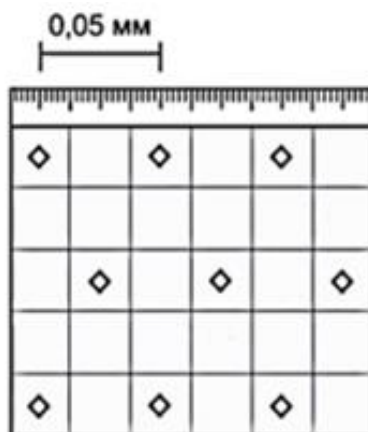


Рисунок 2.14 – Схема измерения микротвердости

Статические испытания на растяжение проводились на универсальной разрывной машине SHIMADZU AGS-X по ГОСТ 28840-90. Стандартные образцы изготавливались по ГОСТ 1497-2023. Испытания позволили определить целевые прочностные характеристики основного материала штока.

2.5.3. Оборудование и методика испытаний на изнашивание

Для определения устойчивости к абразивному изнашиванию по ASTM G65 и сухому трению изготавливались образцы, которые подвергались комплексным испытаниям в контролируемых условиях при температуре 21,5°C и влажности 63%. Схема абразивного износа представлена на рисунке 2.15.

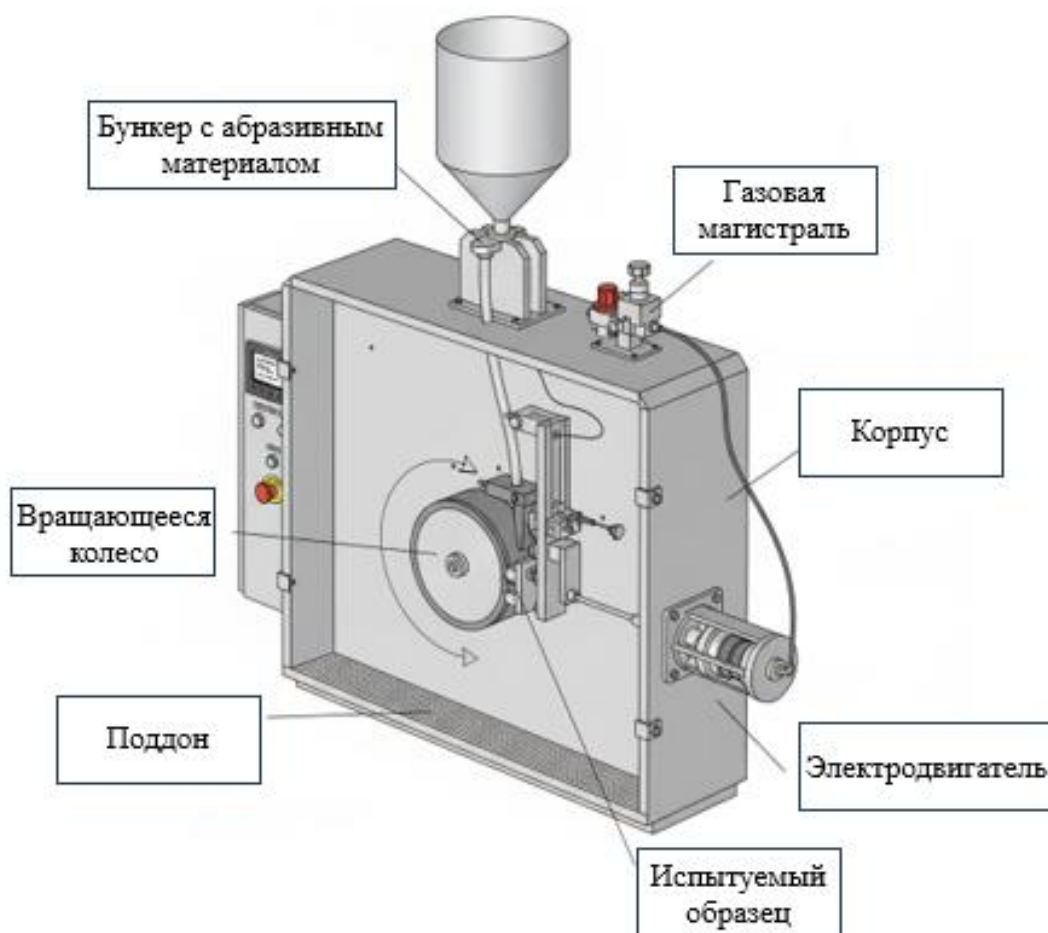


Рисунок 2.15 – Схема установки абразивного износа по ASTM G65

Установка применялась для оценки сопротивления абразивному изнашиванию и воспроизводит условия истирания путем контакта образца с абразивным материалом (сухого песка).

Данная методика обеспечивает стандартизированные условия испытаний для сравнительной оценки износостойкости различных покрытий. Абразивный износ проводился при частоте вращения диска 200 об/мин, диаметре диска 228 мм, времени испытаний 30 минут и нагрузке 130 Н.

Для абразивного износа применяли сегмент цилиндрического образца с упрочняющим покрытием, представленный на рисунке 2.16.

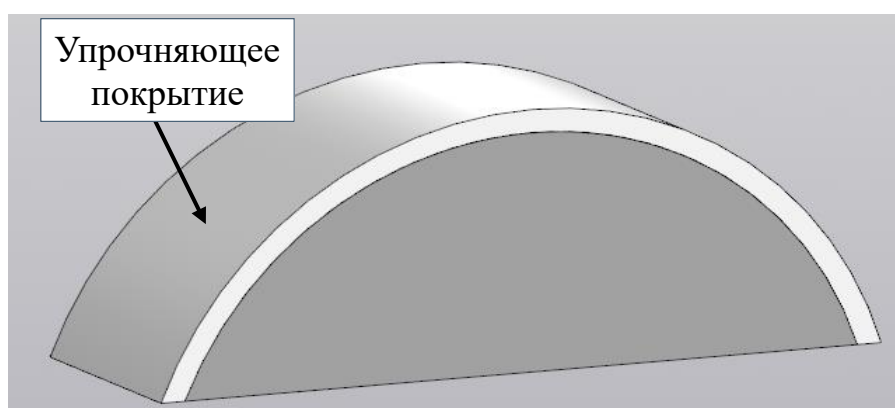


Рисунок 2.16 – Схема образца для испытаний на абразивную износостойкость

Для оценки износостойкости упрочняющих покрытий в условиях сухого трения проводились испытания на машине трения СМЦ-2.

Испытания выполнялись без применения смазочных материалов с целью исключения их модифицирующего воздействия на процессы трения и получения объективных данных о износостойкости покрытий. Схема испытаний на трение представлена на рисунке 2.17.

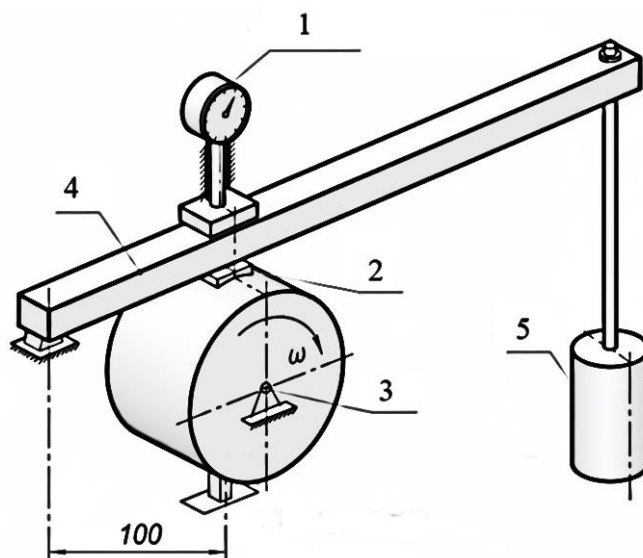


Рисунок 2.17 – Схема изнашивания образца по схеме сухого трения: 1 – индикатор; 2 – испытуемый образец; 3 – контртело; 4 – рычаг; 5 – груз

Оценка износостойкости определялась путем измерения потери массы образцов после каждого цикла трения. Измерения разницы массы проводили на лабораторных весах HTR-120 CE, обеспечивающих высокую точность измерений.

2.5.4. Определение адгезионной прочности

Адгезионная прочность является основным параметром, определяющая возможность практического применения упрочняющих покрытий. Адгезионная прочность покрытия обеспечивается главным образом предварительной подготовкой поверхности и структурной совместимости материалов.

Адгезионная прочность покрытий оценивалась методом отрыва в соответствии со стандартом ASTM C633-13 (рисунок 2.18). Испытания выполнялись на универсальной разрывной машине Shimadzu AGS-X при температуре 21,3°C и влажности 55%. Перед испытаниями образцы с покрытием и контрообразцы подвергались пескоструйной обработке с последующим склеиванием высокопрочными составами Cytec FM-1000 или Master Bond EP15ND.

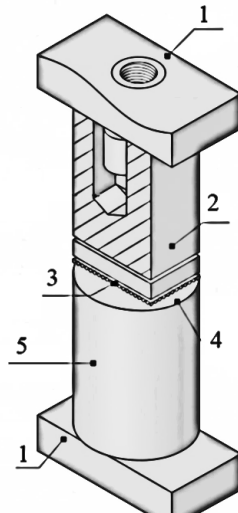


Рисунок 2.18 – Схема определения прочности сцепления методом отрыва металлического цилиндра: 1 – разрывная машина; 2 – образец с покрытием; 3 – покрытие; 4 – слой клея; 5 – образец без покрытия

Данный метод позволяет объективно оценить прочностные характеристики системы "покрытие-основа" и выявить потенциальные слабые зоны в структуре композиционного материала.

2.5.5. Оценка уровня остаточных механических напряжений магнитоанизотропным методом

Определение остаточных механических напряжений в готовых изделиях после нанесения покрытий и эксплуатации выполняли с использованием сканера механических напряжений «Stressvision» (рисунок 2.19). Данный прибор обеспечивает измерение, определение и визуализацию механических напряжений материала с покрытием. Принцип работы сканера основан на магнитоанизотропном методе, при котором выходной сигнал преобразователя пропорционален разности главных механических напряжений (РГМН). Измерения осуществляется согласно критерию пластичности Треска, устанавливающему связь между касательными напряжениями и возникновением пластических деформаций.

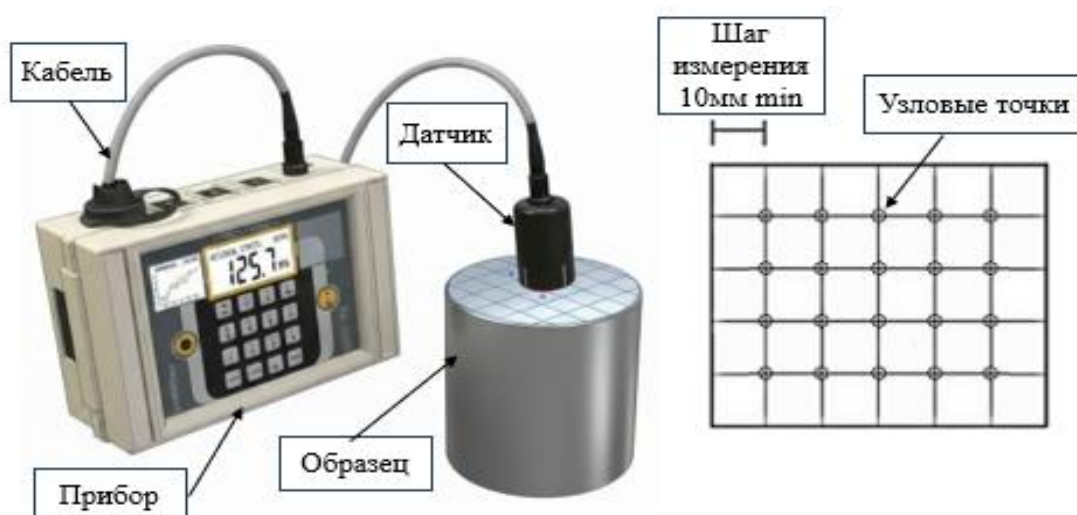


Рисунок 2.19 – Сканер механических напряжений «Stressvision»

Процедура измерений включает нанесение координатной сетки с заданным шагом на поверхность объекта, проведение сканирования по узловым точкам, регистрацию данных для последующей компьютерной обработкой. Обработка результатов (рисунок 2.20) позволяет визуализировать зоны концентрации механических напряжений и оценить риск разрушения.

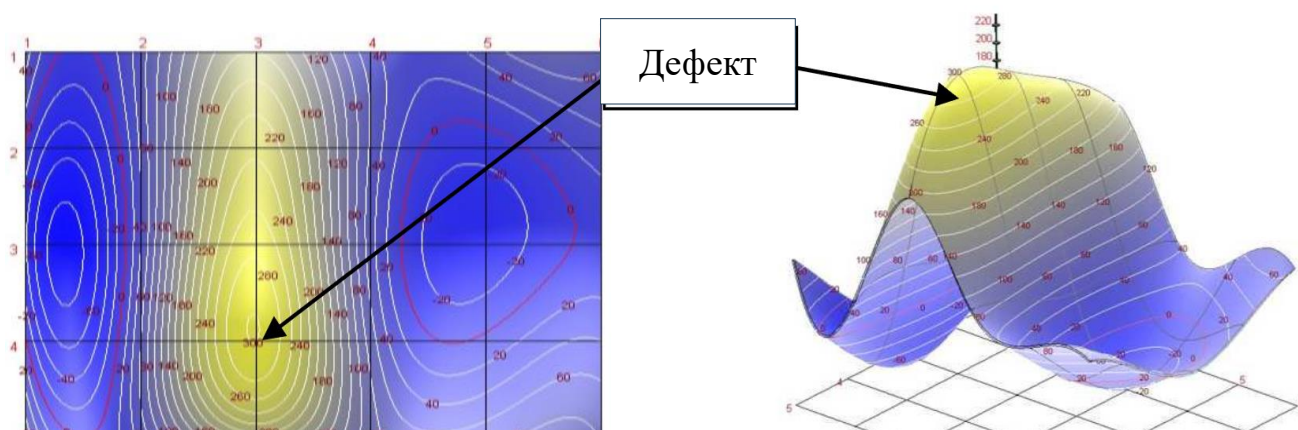


Рисунок 2.20 – Пример результатов сканирования и обнаружения концентраторов напряжения

Полученные данные служат основанием для прогнозирования опасных зон с повышенными напряжениями.

2.6. Определение оптимальных технологических параметров газопламенного напыления

С целью определения наиболее перспективной порошковой композиции проведено напыление всех опытных составов с последующей оценкой адгезионной прочности. Подготовка поверхности выполнялась различными методами, представленными на рисунке 2.21.

На основании проведенных экспериментов установлено, что формирование "рваной резьбы" приводит к разрушению покрытия из-за создания концентраторов напряжений. Выявлено, что высокая шероховатость такого профиля поверхности приводит к образованию дефектов и полостей в зонах контакта. А методы накатки роликом и пескоструйной обработки не обеспечивают стабильного результата по адгезионным характеристикам.

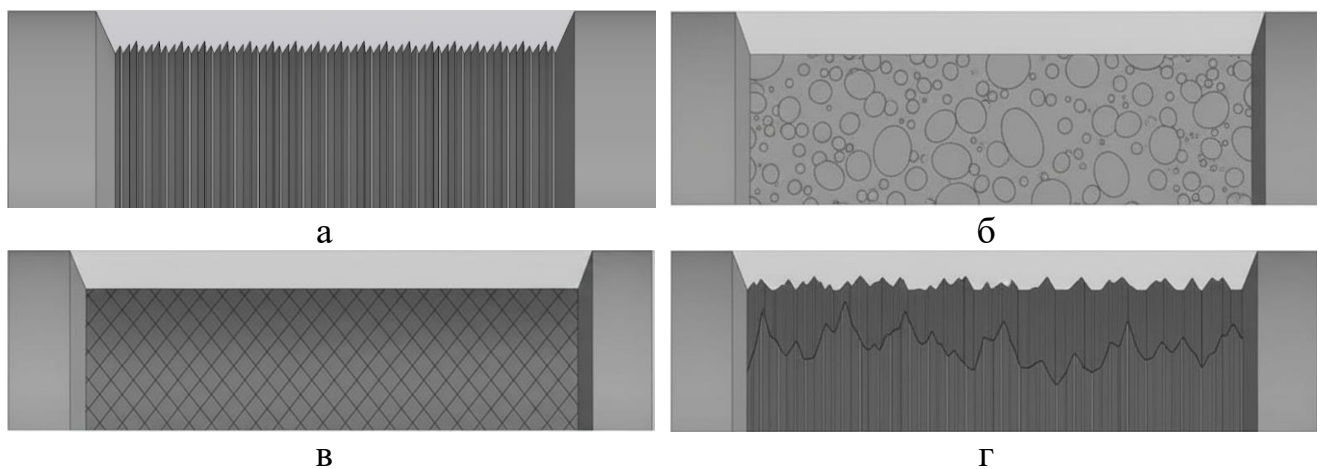


Рисунок 2.21 – Схема подготовки поверхности под напыление: а – рваная резьба; б – пескоструйная обработка; в – накатка; г – нанесение рисок

Наибольшую эффективность продемонстрировал метод формирования специализированного профиля рисок токарным резцом, который создает поверхность без опасных концентраторов напряжений, обеспечивая оптимальные условия для адгезии напыляемого материала.

Данный метод подготовки поверхности был принят в качестве базового, по результатам статистики по 27 проведенным экспериментам. Напыление проводилось при расстоянии от сопла до детали 120 мм, скорости линейного перемещения 20 мм/сек, скорости вращения заготовки 125 об/мин, угле установки распылителя 90° и температуре термической активации 150°C . Схема напыления образцов опытными порошковыми композициями представлена на рисунке 2.22.

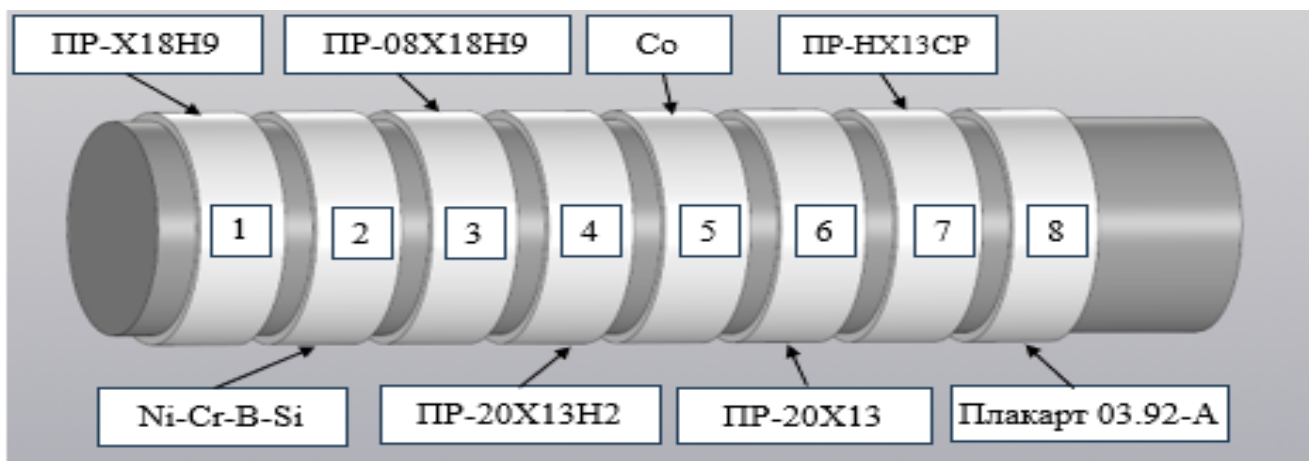


Рисунок 2.22– Схема напыления образцов

Исходный диаметр составлял $\varnothing 63,1 \pm 0,05$ мм, после газопламенного напыления диаметр достигал $\varnothing 64 \pm 0,1$ мм, что соответствует средней толщине покрытия около 0,45 мм на сторону.

После напыления образцы подвергались механической обработке с последующей оценкой адгезионной прочности. Испытания позволили определить устойчивость покрытий к отслаиванию и выявить наиболее перспективные составы. Наибольшей стойкостью оказалось покрытие системы Ni-Cr-B-Si, что подтверждается результатами, представленными на графике разрушения на рисунке 2.23.

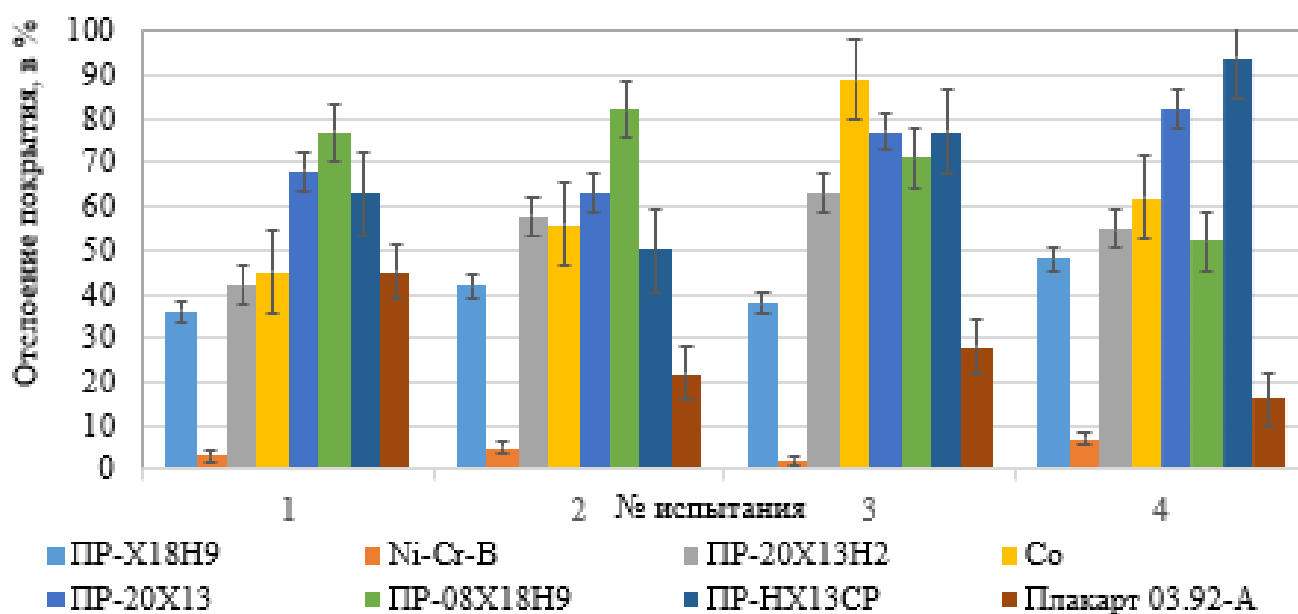


Рисунок 2.23 – График разрушения покрытий

Согласно ранее рассмотренным литературным источникам, порошковая композиция Ni-Cr-B-Si-WC демонстрирует высокую эксплуатационную стойкость и преимущества по сравнению с традиционными Co-WC:

- высокую износостойкость благодаря дополнительному упрочнению карбидными и боридными фазами в никелевой матрице;
- более высокую коррозионную стойкость за счет легирования хромом и кремнием, формирующих защитные оксидные пленки;

На основании полученных данных порошковая композиция Ni-Cr-B-Si-WC определена как наиболее перспективная для дальнейших исследований. Составы с низкой адгезионной прочностью были исключены из программы испытаний.

2.6.1. Оптимизация технологических параметров напыления подслоя

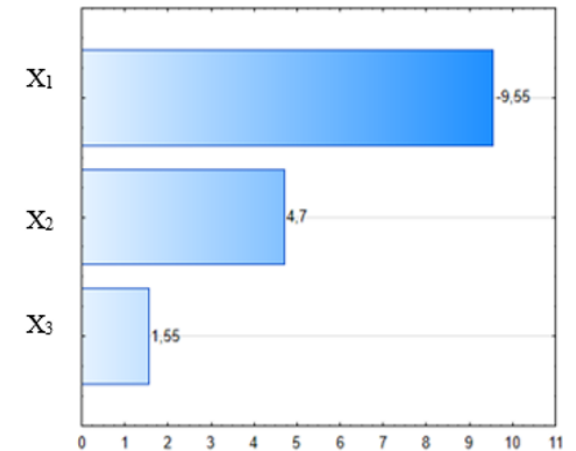
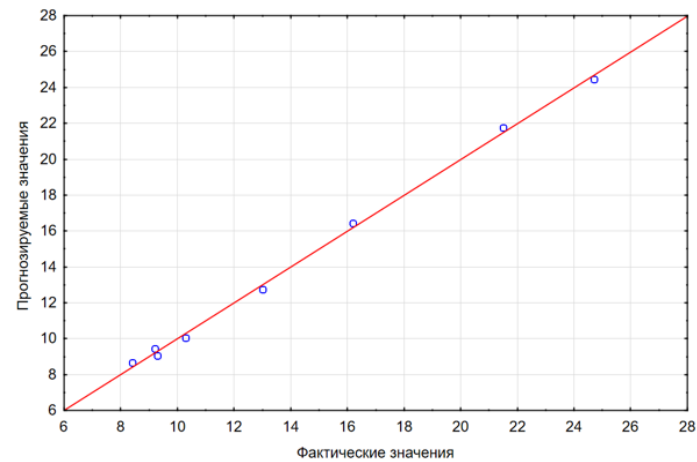
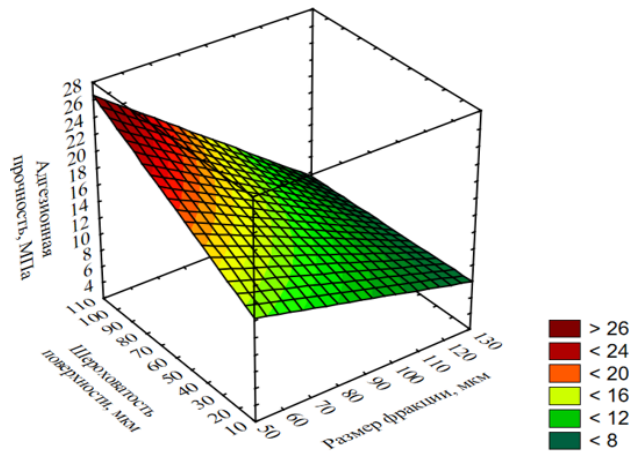
Формирование упрочняющих покрытий требует первоочередной оптимизации технологических параметров подготовки поверхности под напыление. Данный этап является критически важным для обеспечения требуемых адгезионных свойств системы «покрытие-подложка». Для определения значимых

параметров подготовки поверхности было проведено планирование эксперимента с использованием методов математической статистики в программном комплексе Statistica v.12. Реализация эксперимента осуществлялась на основе 2^3 -факторной модели. Матрица планирования факторного эксперимента приведена в таблице 2.9.

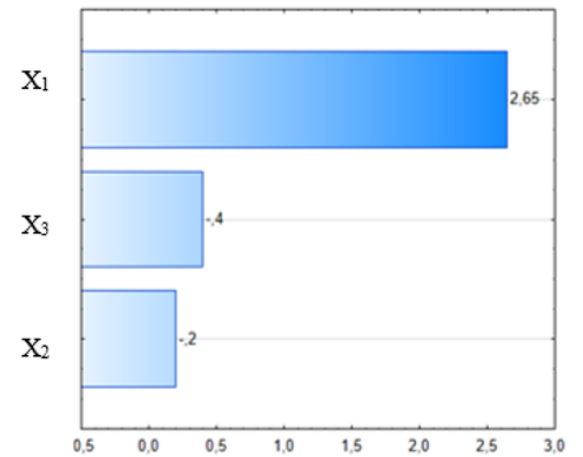
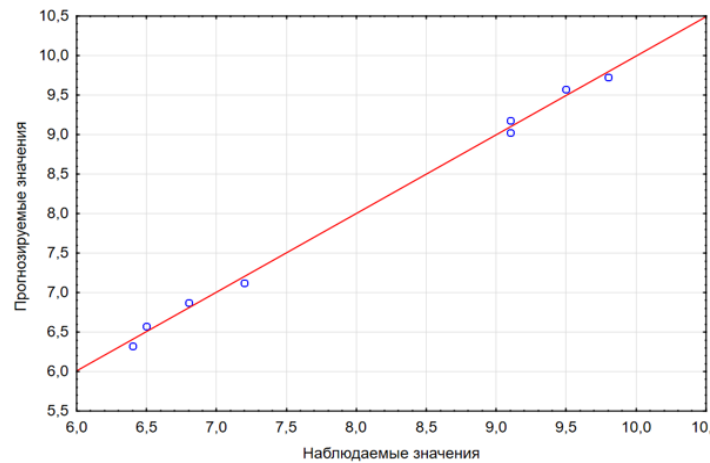
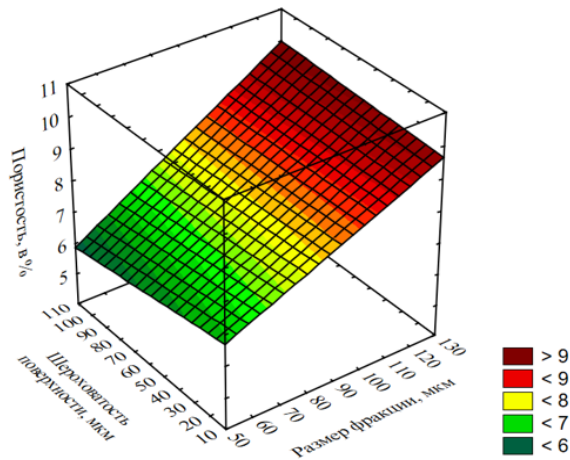
В ходе исследования установлены статистически значимые зависимости между параметрами подготовки поверхности (размер фракции порошка подслоя, шероховатость и температура термической активации) и характеристиками покрытия (пористость и адгезионная прочность). Математическим анализом подтверждена адекватность экспериментальных данных и выявлены оптимальные параметры напыления с высокой корреляционной зависимостью. Результаты, включая диаграммы распределения и поверхности отклика (рисунок 2.24), демонстрируют возможность прогнозирования свойств покрытий.

Таблица 2.9 – Матрица планирования 2^3 факторного эксперимента подготовки поверхности стали AISI 4140 для напыления порошковой композицией Ni-Cr-B-Si-WC

№	Матрица планирования			Натуральные значения переменных			Выходной параметр	
	x ₁	x ₂	x ₃	Размер фракции, мкм	Термическая обработка, °C	Шероховатость поверхности (Ra), мкм	Адгезионная прочность, МПа	Пористость, %
1	-1	-1	-1	60	100	20	13	7,2
2	1	-1	-1	120	100	20	8,4	9,5
3	-1	1	-1	60	200	20	16,2	6,8
4	1	1	-1	120	200	20	9,3	9,1
5	-1	-1	1	60	100	100	21,5	6,5
6	1	-1	1	120	100	100	10,3	9,8
7	-1	1	1	60	200	100	24,7	6,4
8	1	1	1	120	200	100	9,2	9,1



$$y_2 = 4.825 + 0.04417X_1 - 0.004X_2 - 0.0025X_3; \text{ коэффициент детерминации } R^2 = 0,975$$



$$y_1 = 22.55 - 0.1592X_1 + 0.0155X_2 + 0.05875X_3; \text{ коэффициент детерминации } R^2 = 0,870$$

Рисунок 2.24 – Графический и статистический анализ подготовки поверхности

Проведенный регрессионный анализ позволил установить, что в исследуемой системе большее влияние на результирующие характеристики оказывается изменением фактора X_1 , а факторы X_2 и X_3 оказывают меньшее влияние в рамках исследованного диапазона параметров.

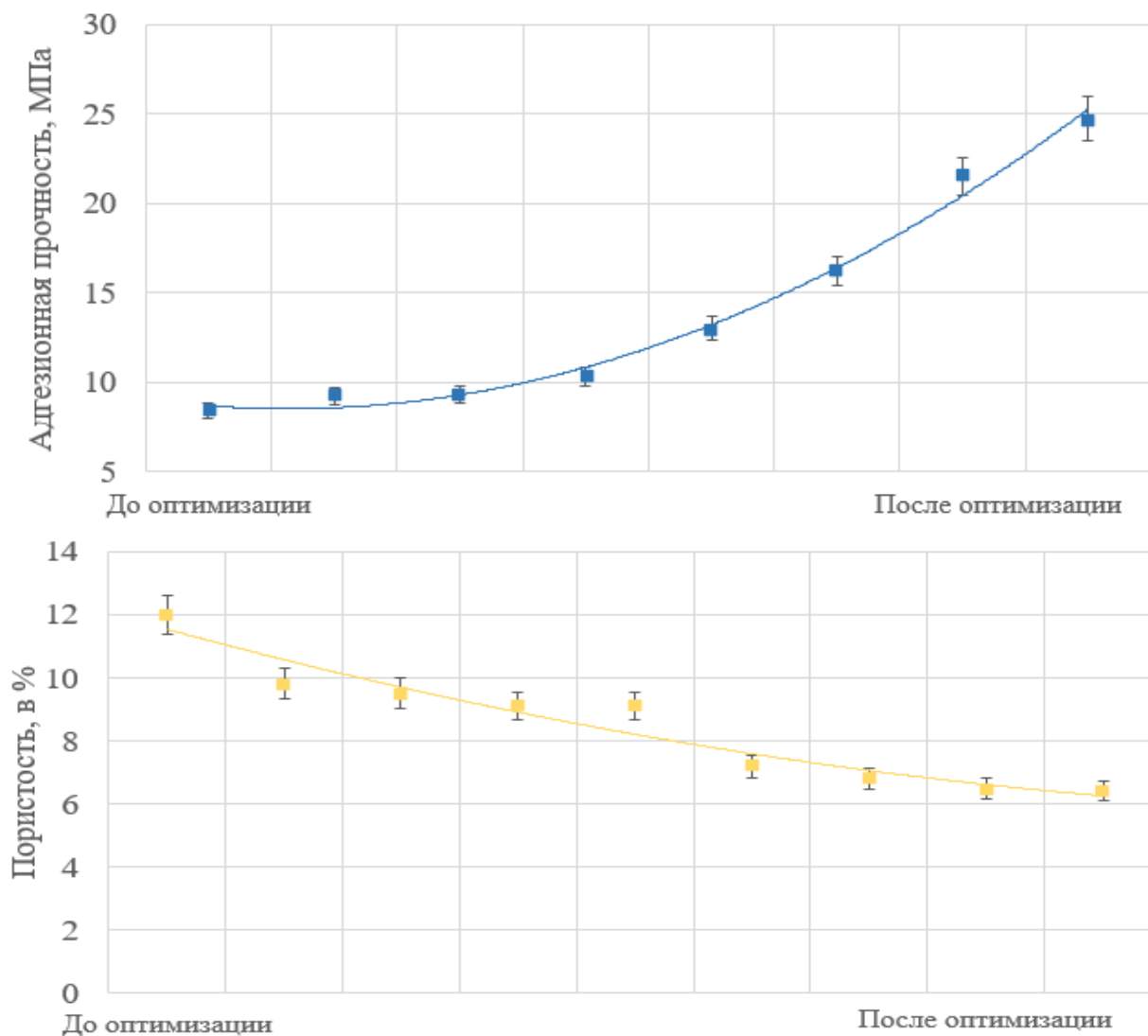


Рисунок 2.25 – Результаты оптимизации по этапам подготовки поверхности

После оптимизации наблюдается комплексное улучшение свойств покрытия, в том числе повышение адгезионной прочности до 24,7 МПа и в рамках снижения общей пористости до 6,4%.

2.6.2. Многофакторная оптимизация состава и морфологии упрочняющего покрытия

Для установления корреляционных зависимостей между морфологическими параметрами порошковой композиции и эксплуатационными характеристиками покрытия был проведен полный факторный эксперимент. Оптимизация состава и морфологии композиционного упрочняющего покрытия осуществлялась путем реализации и обработки данных 3^3 -факторного эксперимента.

В качестве результирующих параметров рассматривались содержание карбидной фазы WC в покрытии (Y_1), пористость (Y_2) и износостойкость (Y_3). Варьируемыми параметрами были обозначены: размер фракции (X_1), процентное содержание WC (X_2) и морфология (X_3) в исходной порошковой смеси. Размер фракции WC варьировался от 15 до 105 мкм, морфология – дробленного и сферического WC, а содержание WC в исходной композиции варьировалось в диапазоне от 30 до 50%.

Матрица планирования факторного эксперимента приведена в таблице 2.10. Согласно проанализированным математическим моделям установлены оптимальные значения переменных, выделенные в матрице.

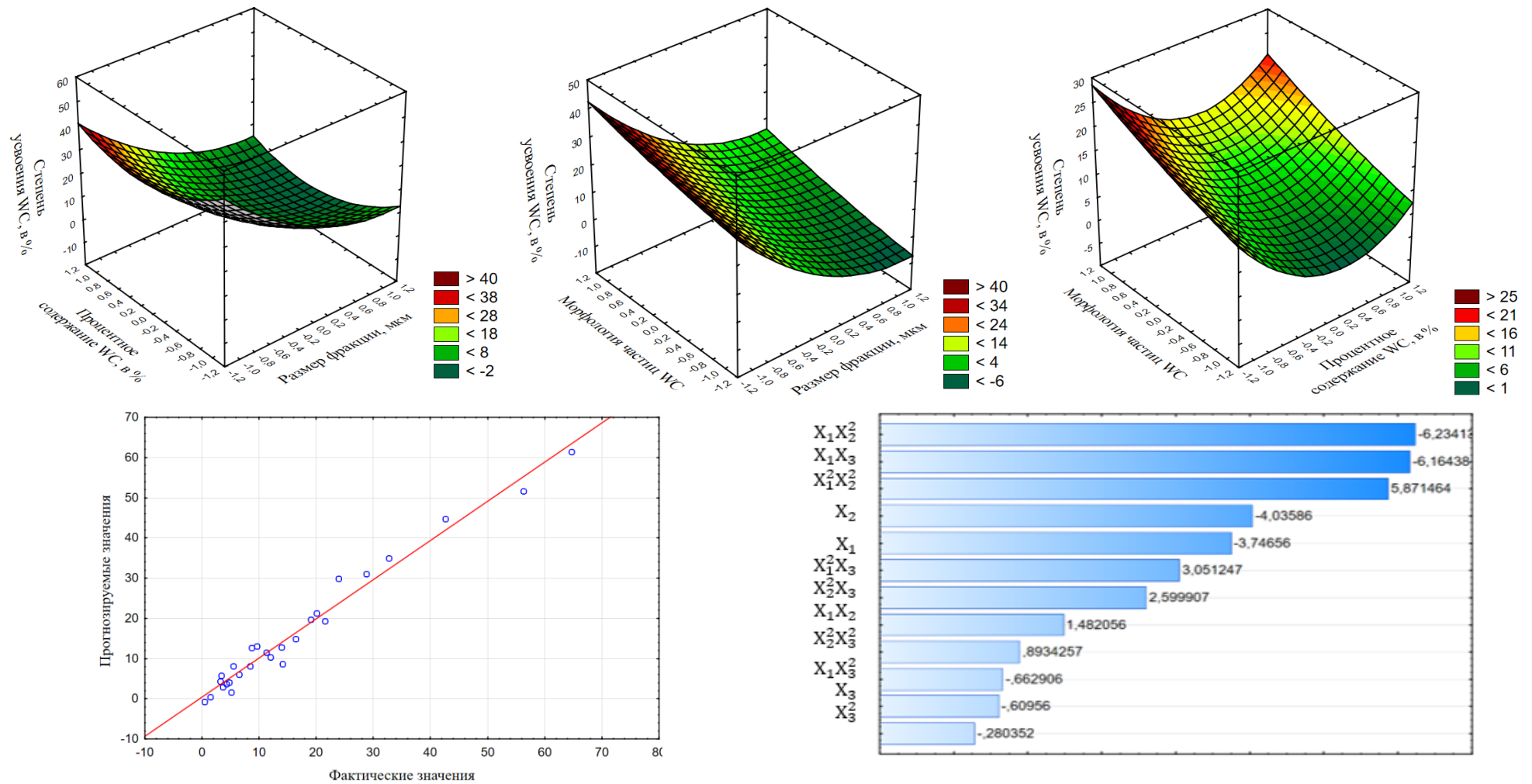
Регрессионный анализ, поверхности отклика и диаграммы Парето (рисунки 2.26-2.28) подтвердили определяющую роль этих факторов в формировании эксплуатационных характеристик.

Статистическая значимость результатов подтверждена значениями коэффициентов корреляции, что свидетельствует об адекватности моделей и возможности практического применения данного состава упрочняющего покрытия.

Точность эксперимента превышает 95% общей вариабельности, а полученные математические модели с уравнениями регрессии позволяют прогнозировать свойства покрытий с погрешностью не более 5%.

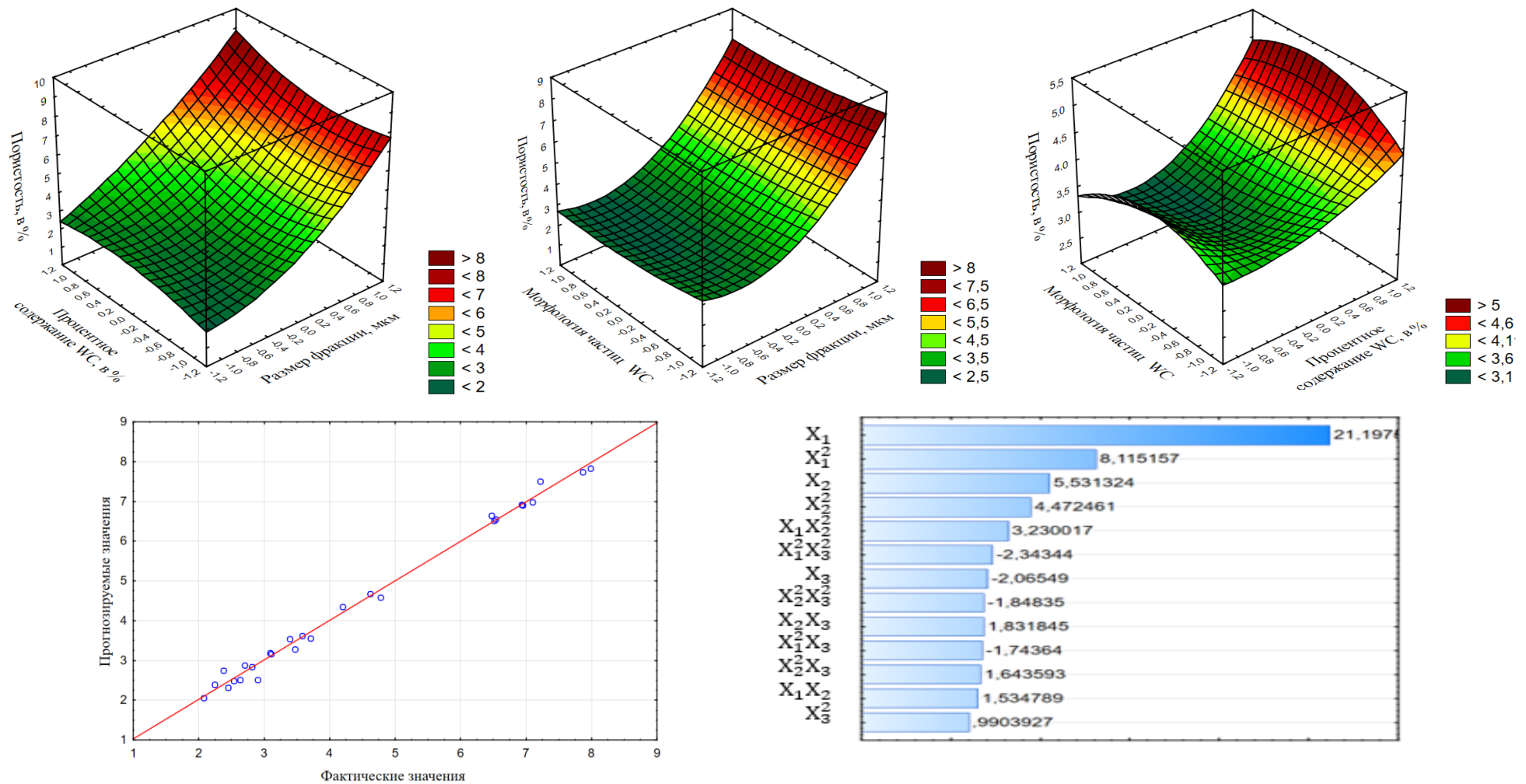
Таблица 2.10 – Матрица планирования 3³ факторного эксперимента оптимизация состава и морфологии

№ Эксперимента	Матрица планирования			Выходной параметр		
	X ₁ – размер фракции, мкм	X ₂ – содержание WC, в %	X ₃ – форма порошка	Y ₁ – содержание WC в покрытии, в %;	Y ₂ – пористость, %	Y ₃ – величина износа, грамм
1	-1	-1	-1	28,8	2,45	0,06
2	-1	-1	0	22,6	2,24	0,07
3	-1	-1	1	24,7	2,08	0,08
4	-1	0	-1	14,1	2,70	0,11
5	-1	0	0	21,5	2,63	0,08
6	-1	0	1	23,9	2,54	0,07
7	-1	1	-1	20,1	2,90	0,074
8	-1	1	0	22,7	2,81	0,055
9	-1	1	1	26,3	2,38	0,065
10	0	-1	-1	13,9	3,39	0,11
11	0	-1	0	16,4	3,58	0,105
12	0	-1	1	19,1	3,47	0,085
13	0	0	-1	8,7	3,71	0,20
14	0	0	0	11,3	3,09	0,16
15	0	0	1	12	3,11	0,15
16	0	1	-1	6,5	4,20	0,26
17	0	1	0	8,4	4,62	0,22
18	0	1	1	9,6	4,78	0,20
19	1	-1	-1	3,7	6,95	0,30
20	1	-1	0	4,8	7,10	0,29
21	1	-1	1	5,5	6,47	0,28
22	1	0	-1	3,4	6,93	0,37
23	1	0	0	4,3	6,54	0,27
24	1	0	1	5,1	6,51	0,27
25	1	1	-1	0,5	7,22	0,45
26	1	1	0	1,5	7,99	0,42
27	1	1	1	3,2	7,89	0,38



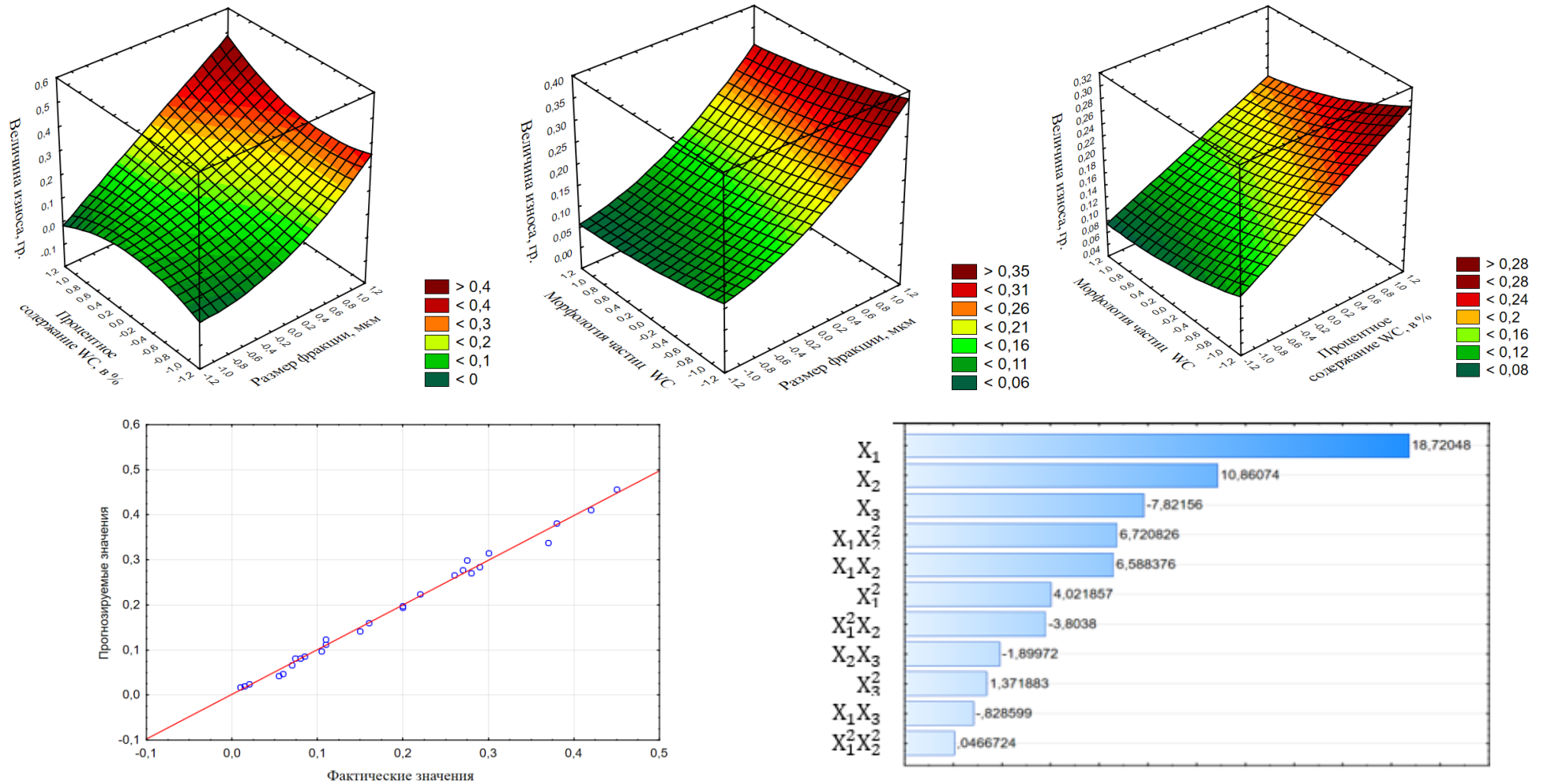
$$y_1 = 11,4937 - 7,78333X_1 - 3,3722X_2 - 1,1389X_3 + 1,5167X_1X_2 - 11,05X_1X_2^2 + 9,5738X_1^2X_2^2 - 6,3083X_1X_3 + 5,4083X_1^2X_3 + 4,6083X_2^2X_3 + 1,4488X_2^2X_3^2 \text{ коэффициент детерминации } R^2 = 0,9738;$$

Рисунок 2.26 – Результаты статистической обработки данных для y_1 – содержание WC в покрытии, в %;



$$y_2 = 3,144 + 2,0183X_1 + 1,3383X_1^2 + 0,5266X_2 + 0,9522X_2^2 - 0,1966X_3 + 0,1633X_3^2 + 0,1033X_1X_2 + 0,3766X_1X_2^2 - 0,2033X_1^2X_2 - 0,4733X_1^2X_2^2 + 0,1233X_2X_3 + 0,1916X_2^2X_3 - 0,3733X_2^2X_3^2; \text{ коэффициент детерминации } R^2 = 0,9865.$$

Рисунок 2.27– Результаты статистической обработки данных для y_2 – пористость, в %



$$y_3 = 0,1602 + 0,1091X_1 + 0,03X_1^2 + 0,063X_2 - 0,0263X_3 + 0,008X_3^2 + 0,027X_1X_2 + 0,048X_1X_2^2 - 0,0271X_1^2X_2 - 0,003X_1^2X_2^2 - 0,0034X_1X_3 - 0,007X_2X_3$$

коэффициент детерминации $R^2 = 0,9871$.

Рисунок 2.28– Результаты статистической обработки данных для y_3 – величина износа, грамм

Проведенный регрессионный анализ установил, что в исследуемой системе все варьируемые переменные оказывают комплексное влияние на результирующие характеристики как отдельно, так и в парном и квадратичном взаимодействии. Точность модели составляет не менее 0,97 и позволяет утверждать о достоверности установленных зависимостей. На рисунке 2.29 представлены итоговые результаты полного этапа оптимизации состава упрочняющего покрытия.

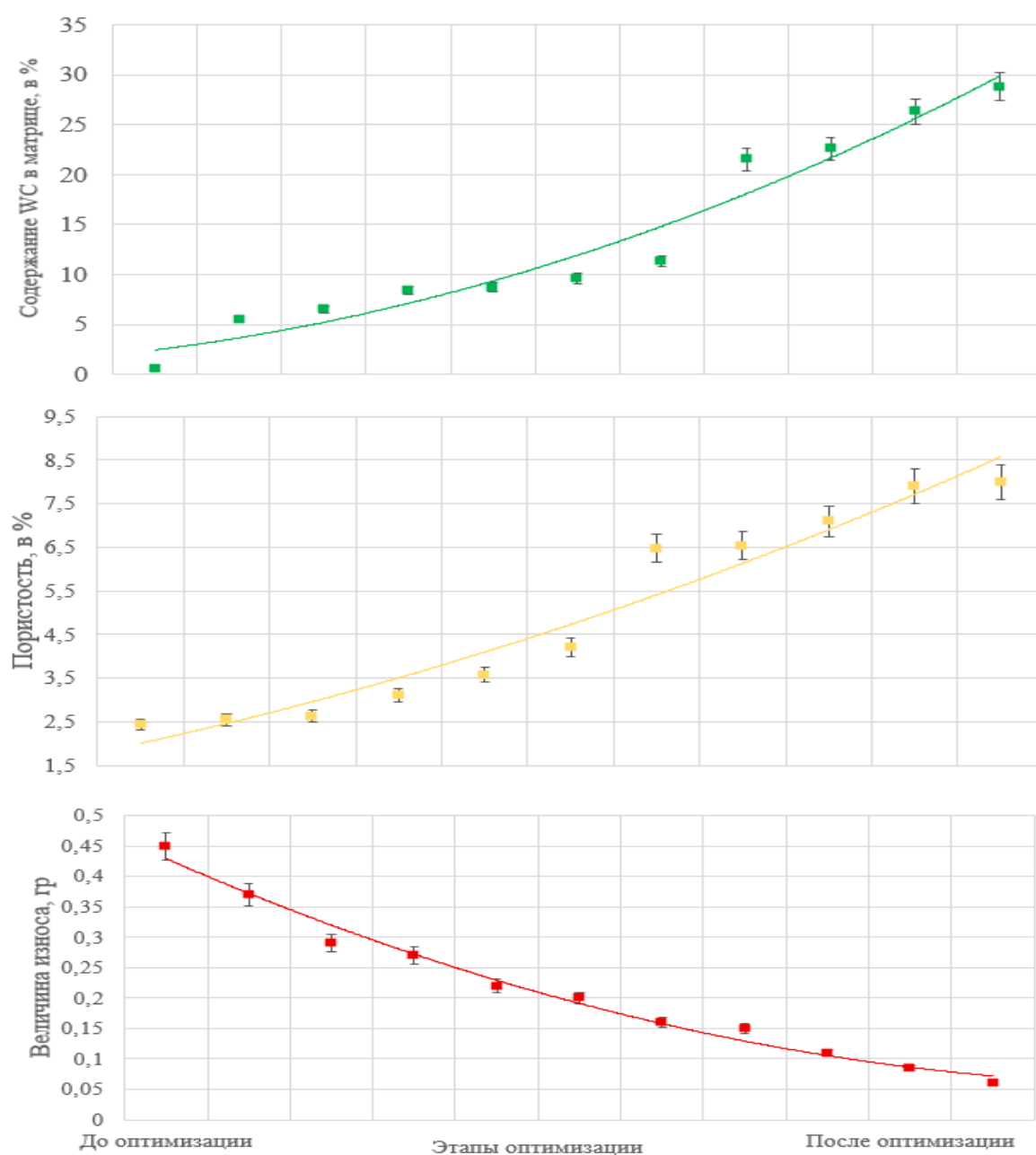


Рисунок 2.29 – Результаты оптимизации состава покрытия

Ключевым технологическим решением этапа оптимизации стал переход от частиц дробленого карбида вольфрама к сферическому с применением мелкодисперсных порошковых композиций WC, что позволило повысить содержание карбидной фазы в покрытии до 28,8%, уменьшить величину износа до 0,06 гр и снизить пористость до 2,45%.

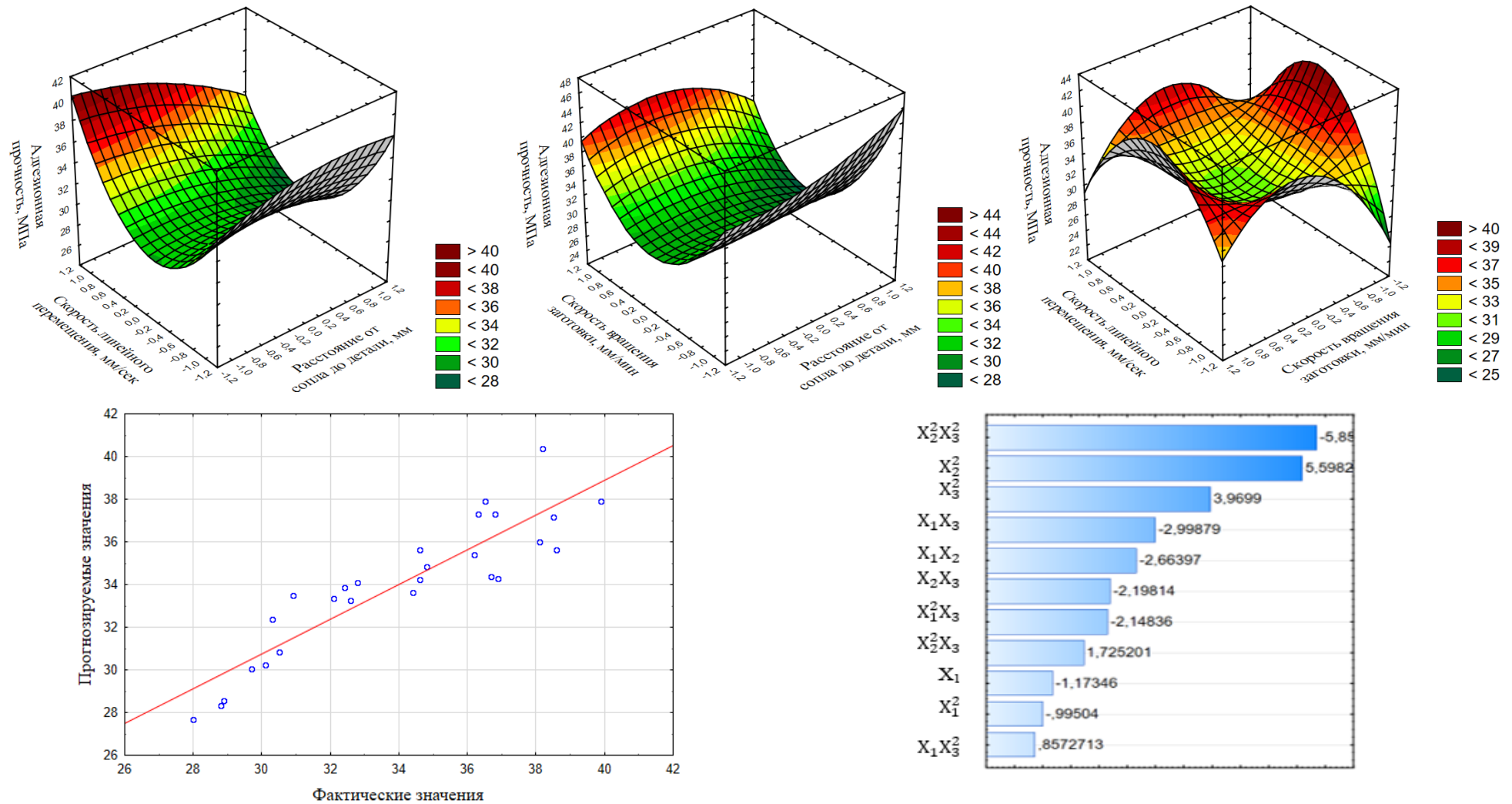
Полученные результаты полностью коррелируют с данными известных научных работ в данной сфере и подтверждают необходимость использования именно сферических частиц WC, которые демонстрируют лучшее сцепление с матрицей и более высокую стойкость к выкрашиванию как в процессе подготовки образцов, так и при эксплуатации. Однако наблюдается несоответствие между содержанием WC в покрытии и его содержанием в исходном порошке, что указывает на необходимость корректировки технологических параметров процесса нанесения покрытия.

2.6.3. Оптимизация технологических параметров напыления

Для решения выявленного несоответствия между содержанием WC в покрытии и его содержанием в исходном порошке была разработана 3^3 -факторная матрица (таблица 2.11), позволяющая комплексно оценить влияние ключевых технологических параметров на выходные характеристики покрытия. В качестве зависимых параметров рассматривались: содержание карбидной фазы (%); адгезионная прочность (МПа). Независимыми варьируемыми параметрами выступили: расстояние от сопла до детали (мм); скорость линейного перемещения (мм/сек); скорость вращения заготовки (об/мин).

Таблица 2.11 – Матрица планирования 3³ факторного эксперимента оптимизации параметров напыления

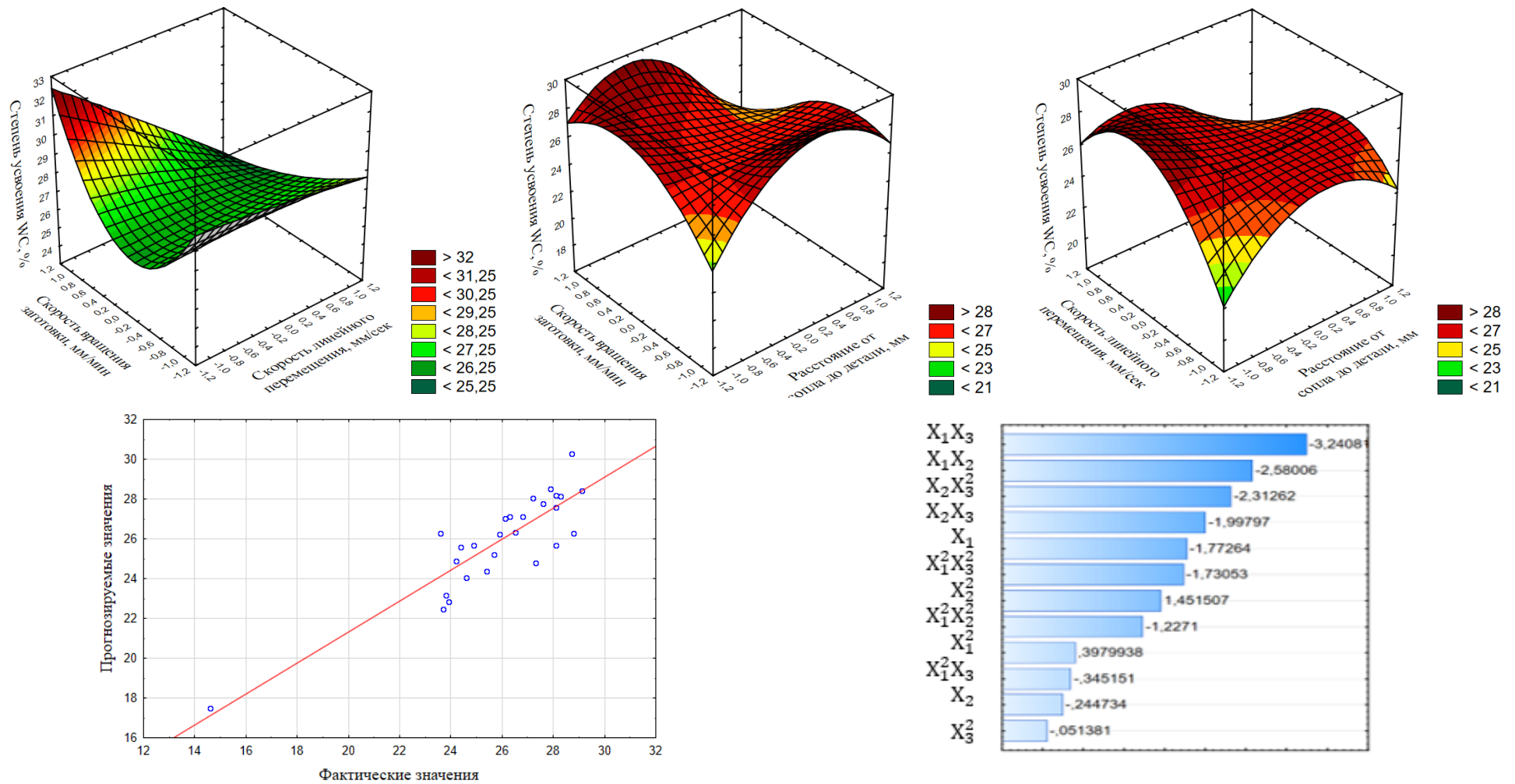
№ Эксперимента	Матрица планирования			Натуральные значения переменных			Выходной параметр	
	X ₁	X ₂	X ₃	Расстояние от сопла до детали, мм	Скорость линейного перемещения, мм/сек	Скорость вращения заготовки, мм/мин	Адгезионная прочность, МПа	Содержание карбидной фазы WC в покрытии, %
1	-1	-1	-1	110	15	100	28,9	23,7
2	-1	-1	0	110	15	125	34,6	25,4
3	-1	-1	1	110	15	150	32,4	26,1
4	-1	0	-1	110	25	100	38,5	24,9
5	-1	0	0	110	25	125	30,1	27,6
6	-1	0	1	110	25	150	36,8	28,3
7	-1	1	-1	110	35	100	32,8	24,2
8	-1	1	0	110	35	125	36,3	26,8
9	-1	1	1	110	35	150	36,7	25,7
10	0	-1	-1	130	15	100	30,5	27,9
11	0	-1	0	130	15	125	34,6	28,8
12	0	-1	1	130	15	150	38,1	28,7
13	0	0	-1	130	25	100	39,9	29,1
14	0	0	0	130	25	125	29,7	26,5
15	0	0	1	130	25	150	36,5	27,2
16	0	1	-1	130	35	100	32,1	28,1
17	0	1	0	130	35	125	38,6	23,6
18	0	1	1	130	35	150	30,9	28,1
19	1	-1	-1	150	15	100	34,8	26,3
20	1	-1	0	150	15	125	36,2	24,4
21	1	-1	1	150	15	150	32,6	27,3
22	1	0	-1	150	25	100	38,2	28,1
23	1	0	0	150	25	125	28,8	25,9
24	1	0	1	150	25	150	34,4	23,8
25	1	1	-1	150	35	100	36,9	24,6
26	1	1	0	150	35	125	30,3	23,9
27	1	1	1	150	35	150	28,0	14,6



$$y_1 = 30,0704 - 0,950X_1 - 0,8056X_1^2 + 5,566X_2^2 + 7,851X_3^2 - 1,525X_1X_2 - 1,7167X_1X_3 + 0,850X_1X_3^2 - 1,650X_1^2X_3 - 1,258X_2X_3 + 1,350X_2^2X_3 - 10,058X_2^2X_3^2$$

коэффициент детерминации $R^2 = 0,8156$

Рисунок 2.30 – Результаты статистической обработки данных для y_1 – адгезионная прочность, МПа



$$y_2 = 26,3444 - 0,766X_1 + 0,667X_1^2 - 0,0677X_2^2 - 0,1833X_3 + 1,883X_3^2 - 1,366X_1X_2 - 1,950X_1^2X_2^2 - 1,7167X_1X_3 - 0,3167X_1^2X_3 - 1,058X_2X_3 - 1,225X_2X_3^2$$

коэффициент детерминации $R^2 = 0,7787$

Рисунок 2.31– Результаты статистической обработки данных для y_2 –содержание карбидной фазы WC в покрытии, %

В ходе регрессионного анализа были идентифицированы статистически значимые зависимости между характеристиками зависимых (y_1 и y_2) и независимых факторов (x_1 , x_2 , x_3). Обнаружены экстремумы функций, соответствующие оптимальным условиям процесса, проверена адекватность и сходимость расчетных и экспериментальных данных. Адекватность и сходимость расчетных и экспериментальных данных подтверждается высокими квадратичными коэффициентами корреляции ($R^2 > 0,75$), что позволило достоверно определить оптимальные технологические режимы напыления.

Анализ данных показал, что наибольшее влияние на результирующие параметры оказывают парные и квадратичные взаимодействия независимых параметров X_1 и X_2 . Установлен оптимальный режим напыления, соответствующий комбинации факторов $x_1 = 130\text{мм}$, $x_2 = 25\text{мм/с}$, $x_3 = 100\text{ мм/мин}$.

Выводы по разделу 2

Проведен комплексный обратный инжиниринг штоков зарубежного производства, позволивший установить целевые показатели для разработки упрочняющих покрытий и определить сталь AISI 4140 в качестве основного материала.

Выполнен комплекс научно-методических подходов к разработке и оптимизации технологии газопламенного напыления упрочняющих покрытий для штоков компрессорного оборудования, что позволило оптимизировать состав порошковой композиций Ni-Cr-B-Si-WC и определить оптимальные технологические параметры газопламенного напыления, включая режимы подготовки поверхности и морфологические характеристики карбидных частиц.

3. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ПРИ НАПЫЛЕНИИ

В разделе представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований, выполненных совместно с научным руководителем д.т.н., профессором С.Е. Крыловой и сотрудниками ООО «Технология», опубликованные в работах [216-218]. Результаты включают: структурные исследования методом оптической и электронной микроскопии, результаты микрорентгеноспектрального анализа, определение фазового состава рентгенофазовым методом.

Личное участие соискателя заключалось в выполнении металлографических исследований, обработке результатов оптической и электронной микроскопии, оценке влияния этапов оптимизации химического состава и режимов формирования покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC на формирование упрочненного рабочего слоя. Доля личного вклада в выполненные исследования составила от 40 до 60%.

3.1. Исследование строения напыленного слоя в исходном состоянии (до оптимизации)

Детальный анализ микроструктуры газотермического покрытия в исходном состоянии является важным этапом для прогнозирования и целенаправленного управления его эксплуатационными характеристиками.

Макроанализ напыленного покрытия по стандартному режиму (рисунок 3.1) демонстрирует сохранение целостности покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC после скретч-теста, что свидетельствует о наличии определенной адгезионной прочности покрытия в сравнении с напыленными аналогами. Микроструктурный анализ (рисунок 3.2) подтвердил сохранение целостности покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC по всей периферии «покрытие-основа».

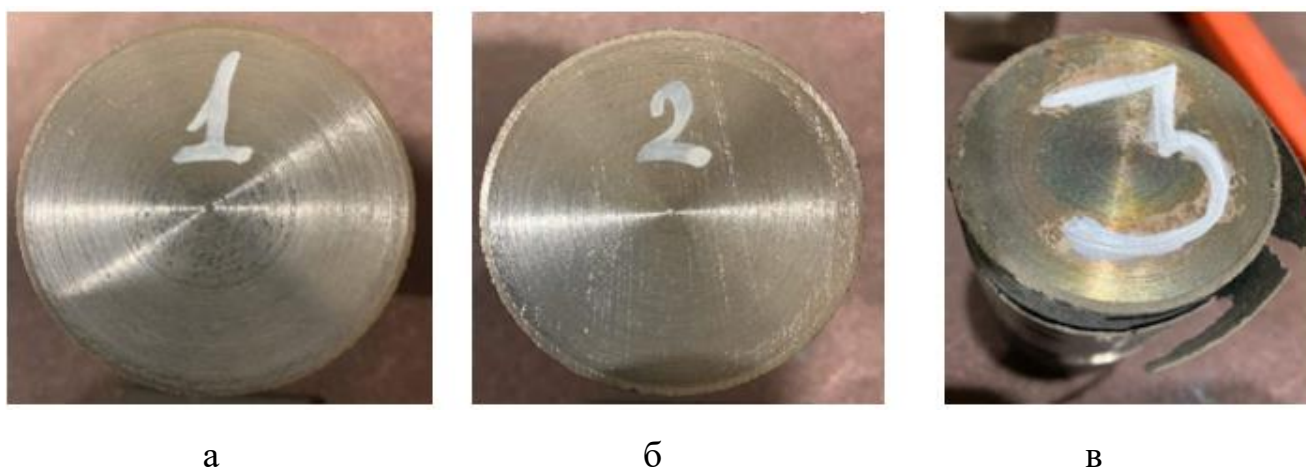


Рисунок 3.1 – Опытные образцы после проведения испытания методом ударной нагрузки: а – Пр-Х18Н9-СВ; б – Ni-Cr-B-Si-СВ; в – Пр-08Х18Н9-СВ.

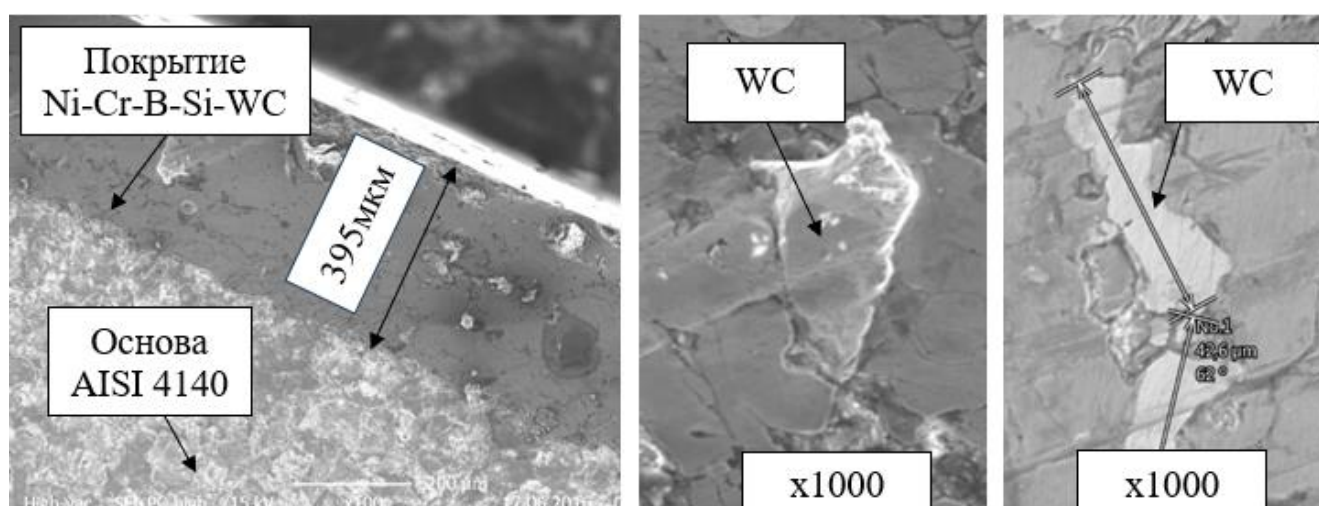


Рисунок 3.2 – Структура поверхностного слоя СВ дробленого

Металлографический анализ напыленного слоя показал, что структура поверхностного слоя представляет собой металлическую основу γ -Ni с локально усвоенными грубыми карбидными частицами вольфрама дробленной морфологии, расположенного преимущественно по границам ламелей.

Между ламелями имеются включения мелких пор, окислов и карбидов. Для определения химического состава отдельных структурных составляющих применяли данные локального микрорентгеноспектрального анализа. Результаты представлены на рисунке 3.3 и в таблице 3.1.

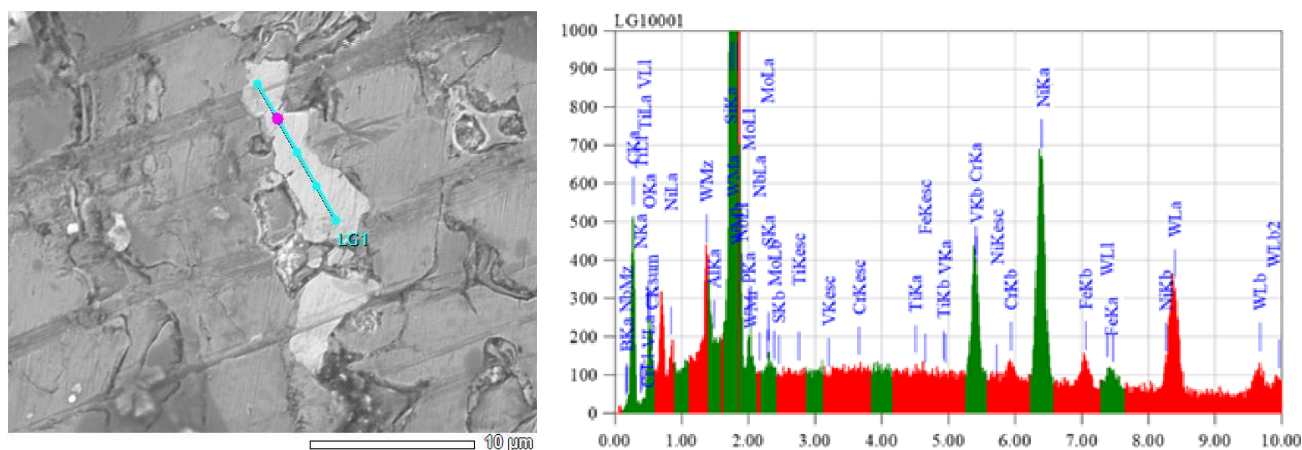


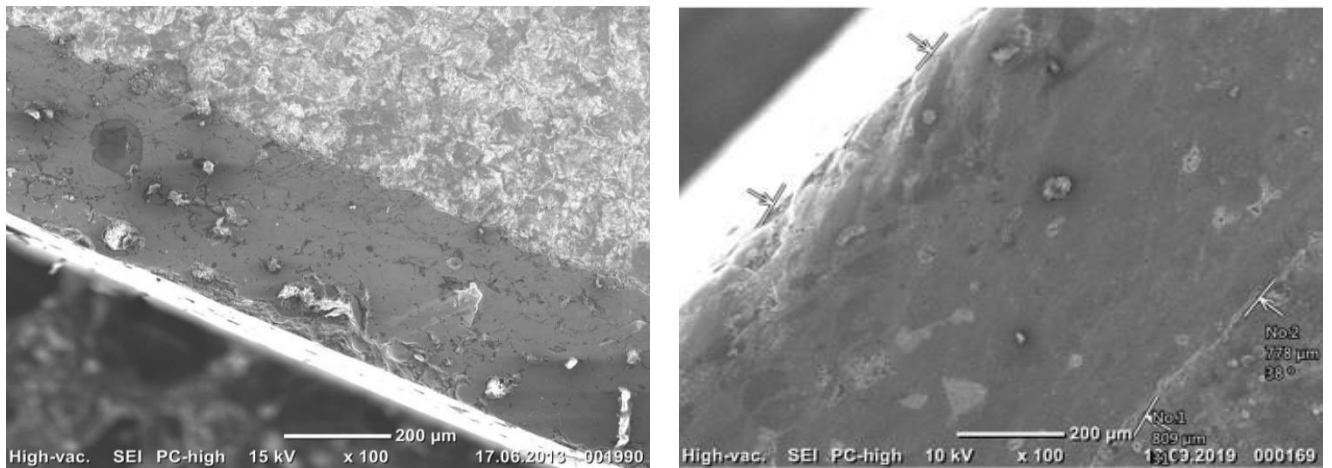
Рисунок 3.3 – Определение химического состава карбидных включений

Таблица 3.1 – Химический состав в определяемых точках

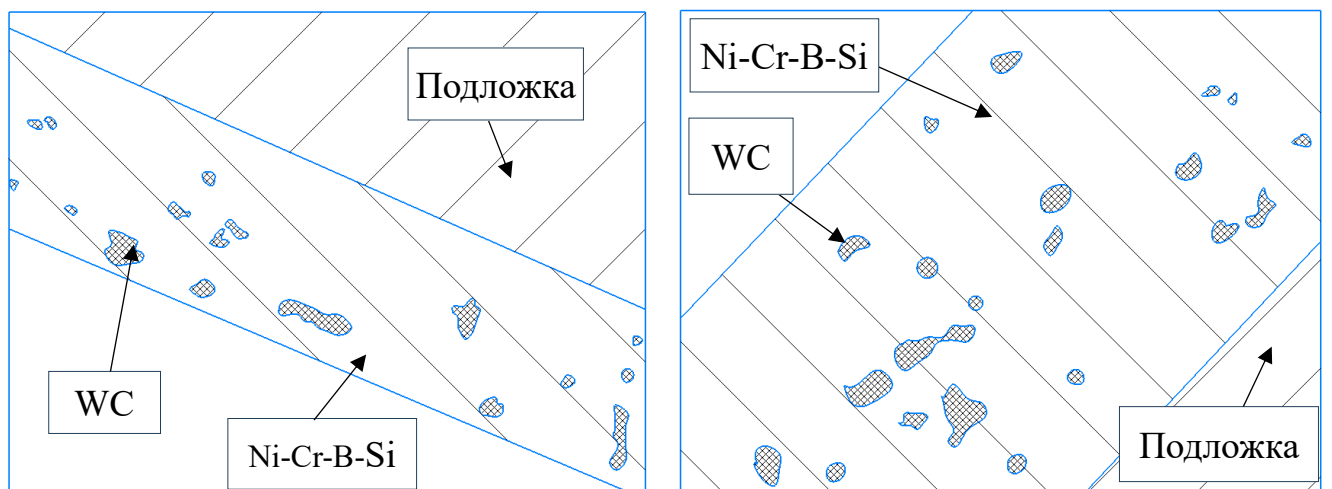
№ точки	Химический элемент, %									
	B	C	N	O	Si	Cr	Fe	Ni	Mo	W
1	0,3	6,8	0,5	0,5	1,1	2,2	1,7	12,7	-	74,2
2	0,3	6,2	0,4	0,5	1,4	5,1	1,6	15,7	0,4	68,4
3	0,3	6,7	0,2	0,1	1,2	1,5	1,6	12,5	0,1	75,8
среднее	0,3	6,57	0,36	0,36	1,23	2,9	1,63	13,6	0,25	72,8

Микрорентгеноспектральным анализом с локальных областей напыленного покрытия установлено, что вокруг крупных, неправильной формы, включений карбида вольфрама отмечено повышенное содержание никеля (до 15,7%), хрома (2,5-5,1%), железа в пределах 1,6-1,7%, что свидетельствует об образовании более сложных по составу соединений вблизи основной карбидной фазы WC. Проведенный микроструктурный анализ выявил существенное несоответствие между исходным содержанием карбидной фазы WC в смеси (30%) и ее фактически усвоенным содержанием в покрытии (5,8%).

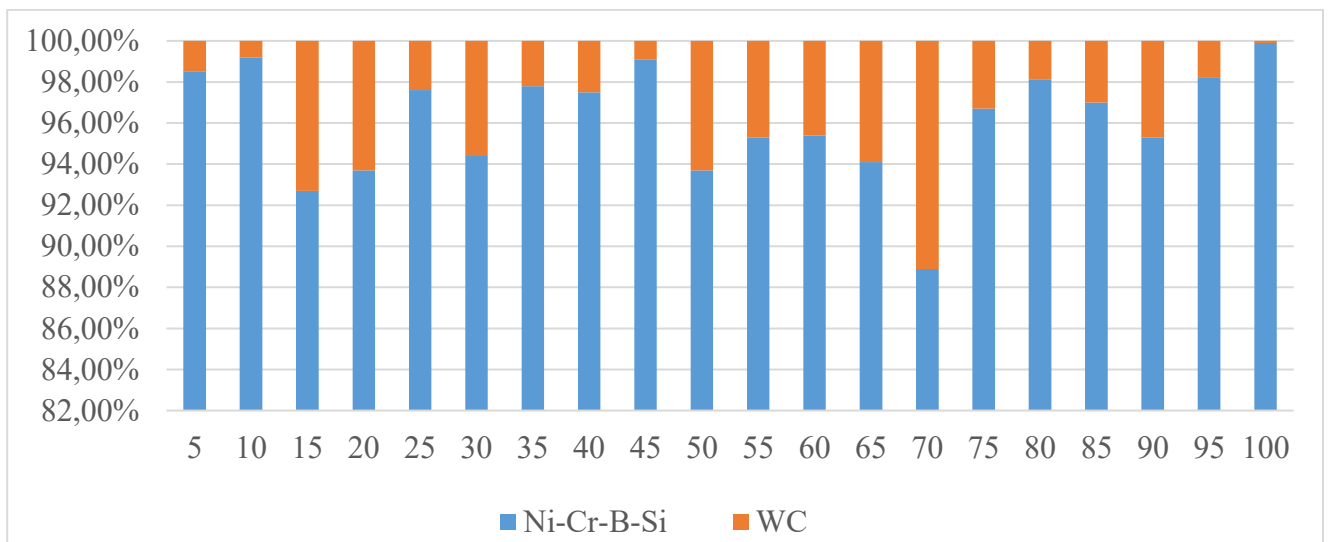
Данные, представленные на рисунке 3.4, демонстрируют неравномерное распределение карбидных частиц в объеме покрытия. Наблюдаются зоны с повышенной концентрацией WC и участки, обедненные упрочняющей фазой.



а



б



в

Рисунок 3.4 – Распределение WC в покрытии: а – микроструктура покрытия (x100); б – графический анализ распределения карбида WC; в – усваиваемость карбидной фазы WC в покрытии, в %

Низкий процент содержания WC после напыления в основе покрытия свидетельствует о недостаточной усваиваемости карбидных включений в матрице и определяет необходимость многофакторной оптимизации технологического процесса нанесения покрытия.

Низкая усваиваемость и неравномерность распределения основной карбидной фазы в покрытии системы Ni-Cr-B-Si-WC указывают на потенциальную возможность недостаточной износостойкости рабочей поверхности, несмотря на удовлетворительную адгезионную прочность.

3.2. Структурообразование и распределение легирующих элементов в напыленном покрытии по этапам оптимизации

Металлографический анализ, выполненный на каждом этапе оптимизации технологических параметров формирования покрытия, позволил: установить распределение карбидных частиц в металлической матрице; выявить влияние морфологии и гранулометрии порошковой композиции на структуру покрытия, объяснить распределение и влияние легирующего комплекса Cr-B-Si-WC на формирование упрочненной скелетной структуры.

3.2.1. Изучение микроструктуры после оптимизации технологических параметров напыления подслоя

Напыление подслоя является важным технологическим этапом в процессе газопламенного напыления износостойких WC-покрытий. Применение подслоя обусловлено повышением адгезионной прочности системы «покрытие-основа», снижением остаточных напряжений в переходной зоне и минимизацией риска образования термических и концентрационных трещин.

По результатам оптимизации в качестве подслоя был использован самофлюсующийся никель-алюминиевый порошок марки Castolin Ultra Bond 5100

(Ni-основа, 4% Mo, 5% Al) с микротвердостью 140-190 HV. Подслой наносился толщиной 0,05-0,10 мм в один слой непосредственно перед напылением основного слоя Ni-Cr-B-Si-WC. Процесс осаждения проводился по оптимизированному режиму: расстояние от сопла до детали 130 мм, скорость линейного перемещения горелки 25 мм/с, скорости вращения заготовки 100 мин⁻¹.

Сравнительный анализ микроструктуры покрытия с нанесением подслоя до и после оптимизации этого процесса, представленный на рисунках 3.5 и 3.6, демонстрирует эффективность установленных параметров его нанесения в процессе оптимизации, что положительным образом сказалось на важных структурных особенностях покрытия, полученного газотермическим напылением - общей пористости и содержании окислов в рабочем слое.

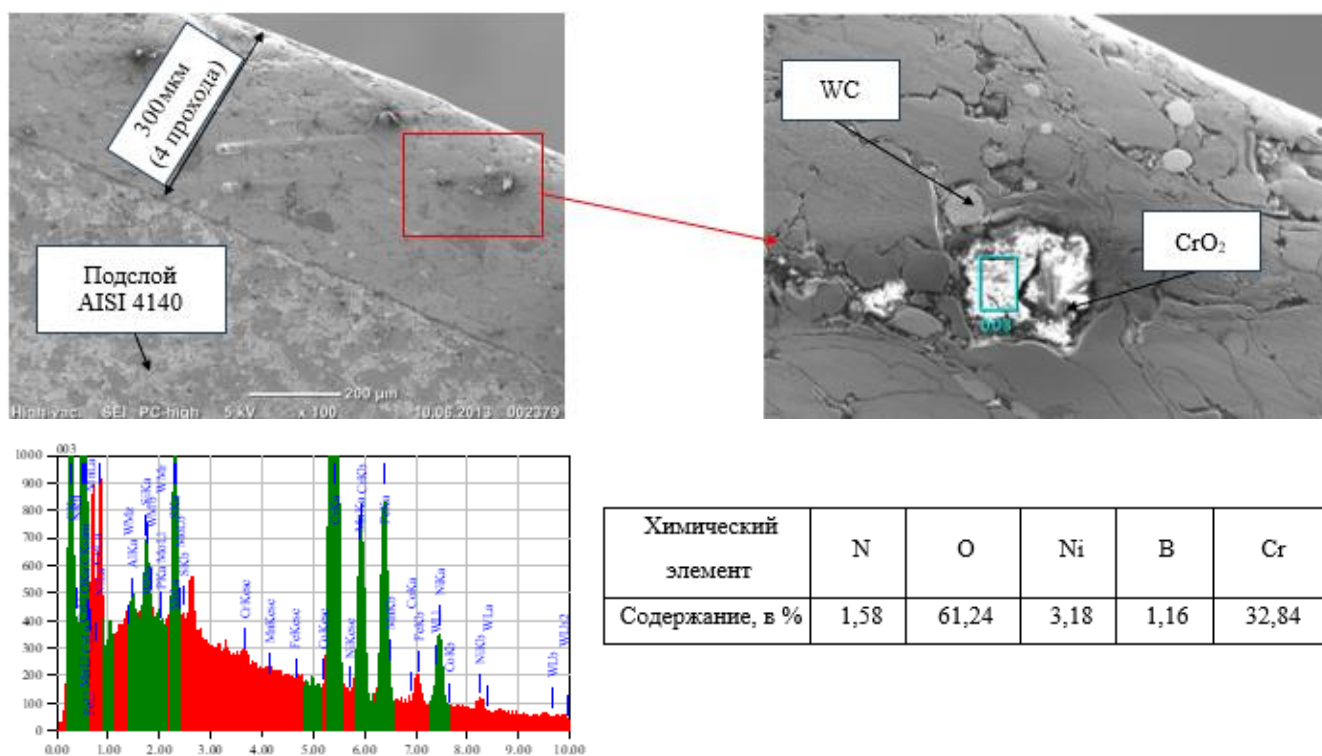
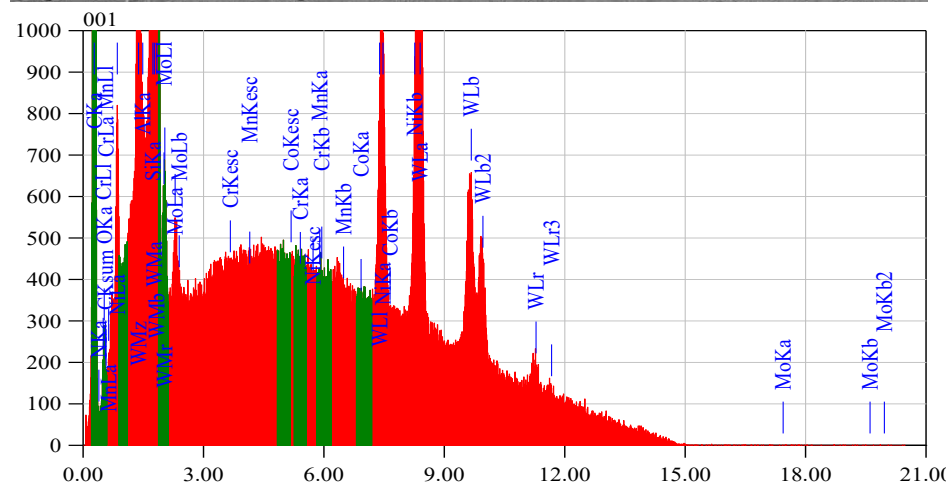
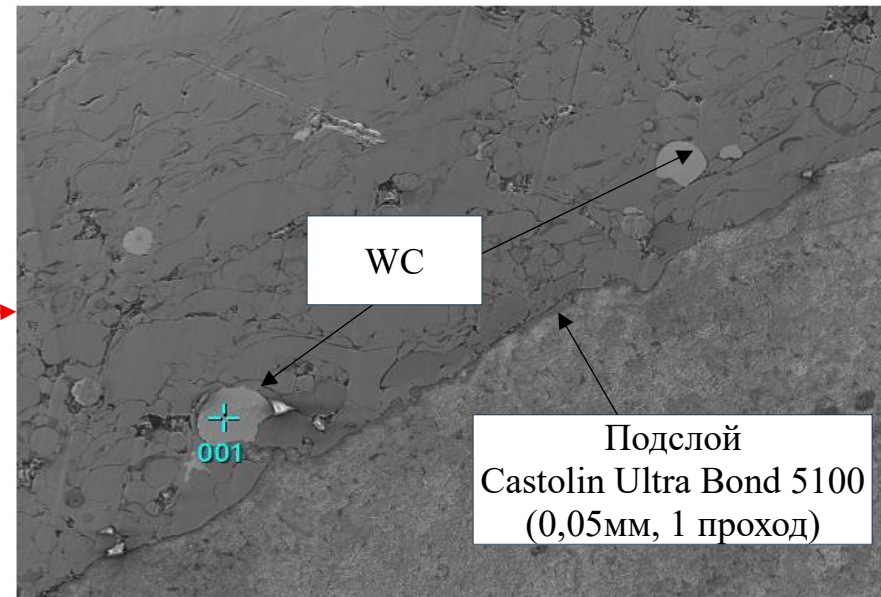
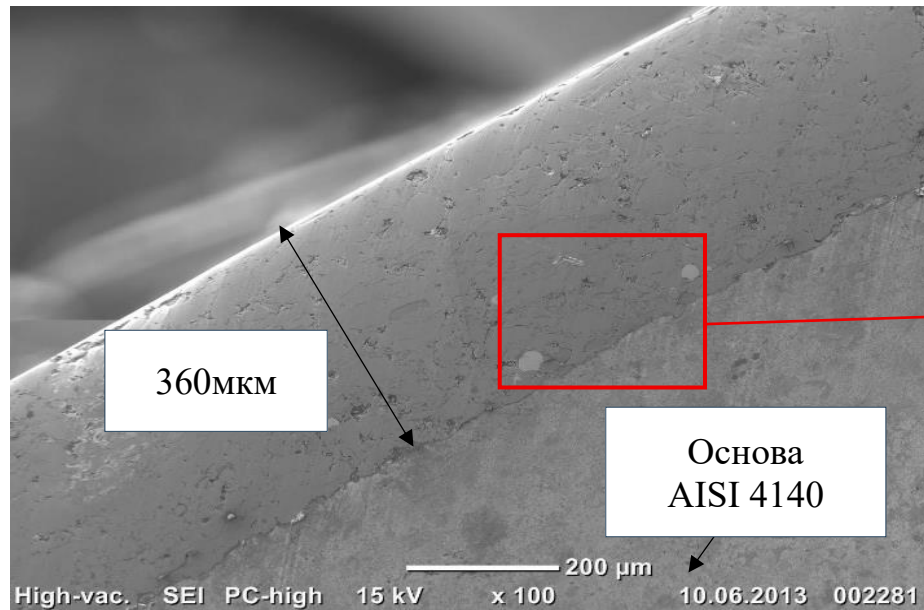


Рисунок 3.5 – Микроструктура покрытия Ni-Cr-B-Si-WC до оптимизации технологии напыления подслоя



Химический элемент	C	O	Ni	Cr	W
Содержание, в %	18,55	0,15	5,10	0,10	76,10

Рисунок 3.6 – Микроструктура покрытия Ni-Cr-B-Si-WC после оптимизации технологических параметров напыления подслоя

Анализ распределения пористости (рисунок 3.7) выявил существенное улучшение структуры покрытия после оптимизации технологических параметров напыления подслоя. Проведенная оптимизация подготовки поверхности подложки и нанесения подслоя оказала определяющее влияние на микроструктуру и свойства покрытия. Ключевыми результатами данного этапа стали существенное снижение общей пористости с 12% до 6,4% и значительное увеличение адгезионной прочности до 24,7 МПа.

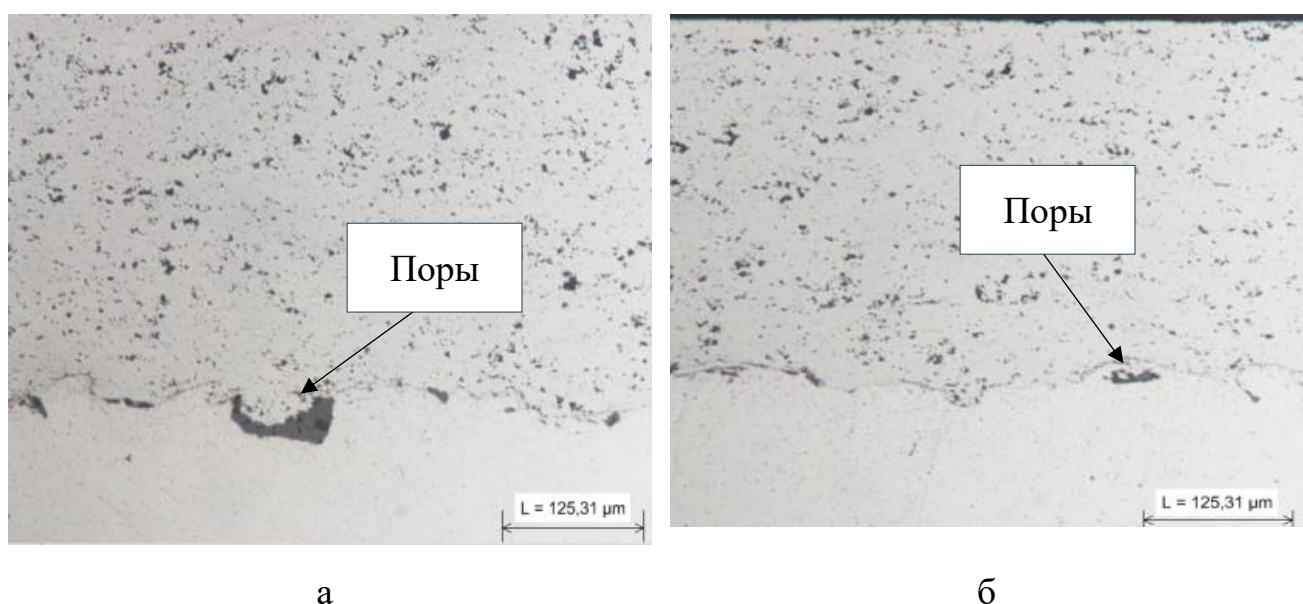


Рисунок 3.7 – Сравнительный анализ пористости покрытия Ni-Cr-B-Si-WC: а – до оптимизации (12%); б – после оптимизации (6,4%)

Важным технологическим этапом подготовки поверхности под напыление является предварительный нагрев подложки. Эта операция позволяет уменьшить градиент температур и снизить термический удар в момент осаждения частиц, что в итоге приводит к снижению уровня остаточных напряжений в покрытии. Кроме того, нагретая поверхность способствует более равномерному распределению напыляемых частиц, что в итоге повышает степень заполнения микропор и снижает общую пористость формируемого слоя.

Основным фактором, обусловившим значительное снижение пористости на данном этапе, стало применение самофлюсующегося никель-алюминиевого подслоя. Данный подслоя формирует плотный промежуточный буфер, обеспечивающий плавный переход термических и механических свойств между подложкой и основным покрытием. Он выполняет функцию выравнивающей основы, снижает концентрацию термических напряжений и создает термодинамически более благоприятные условия для осаждения последующего материала. Дополнительный вклад в снижение пористости внесла оптимизация гранулометрического состава исходной порошковой композиции, что позволило обеспечить эффект заполнения микрополостей более мелкими фракциями, что привело к формированию плотной структуры с минимальной остаточной пористостью.

Повышение адгезионной прочности было достигнуто, главным образом, за счет создания на поверхности подложки оптимальной шероховатости путем механической обработки, обеспечивающей эффективное механическое зацепление подслоя с основой.

3.2.2. Анализ микроструктуры после оптимизации морфологии и гранулометрического состава исходной порошковой композиции

Микроструктурным анализом выявлена важная закономерность поведения частиц WC дробленной морфологии в процессе механической обработки и подготовки образцов к металлографическому исследованию. Как показано на рисунке 3.8, дробленные частицы WC демонстрируют выраженную склонность к выкрашиванию при механическом воздействии. Это приводит к образованию характерных кратеров и полостей в местах первоначального расположения карбидных частиц.

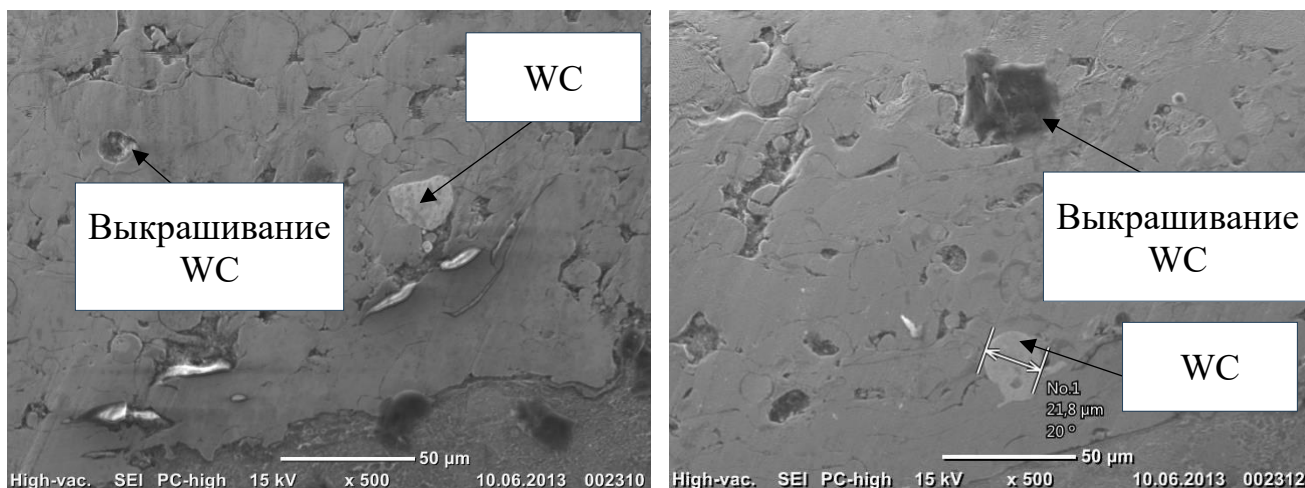


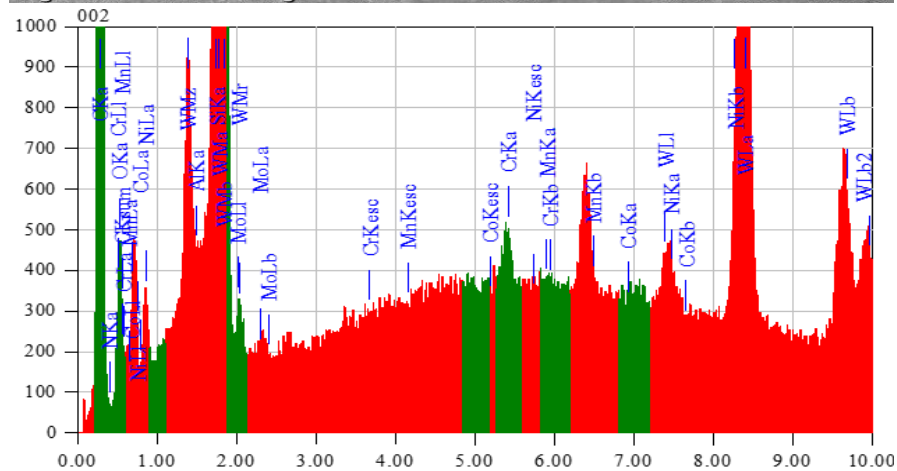
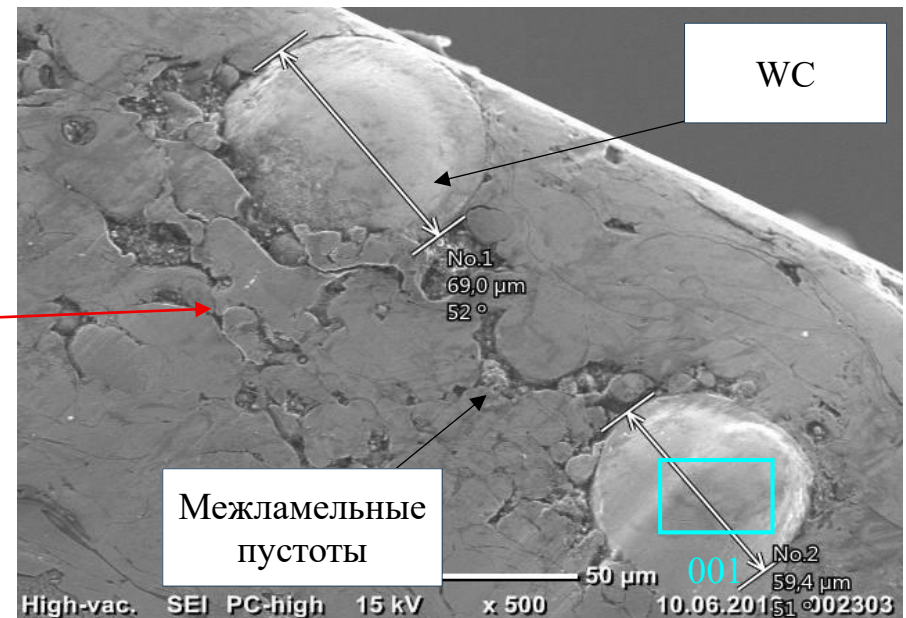
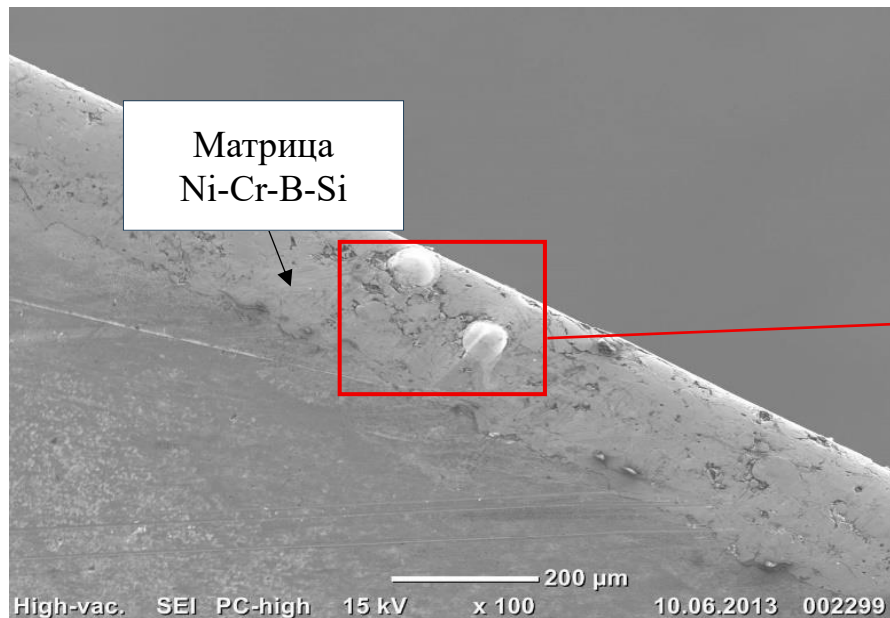
Рисунок 3.8 – Выкрашивание частиц WC дробленой морфологии

Данное наблюдение имеет важное значение для эксплуатационной стойкости покрытий. Выкрашивание частиц при подготовке образцов моделирует их поведение в реальных условиях эксплуатации при различных нагрузках. Явление объясняется наличием микродефектов и острых кромок, характерных для дробленых частиц, которые выступают концентраторами напряжений.

Однако, дальнейшие проведенные исследования выявили технологические ограничения в применении в том числе и определенных размеров сферических частиц WC для процесса газопламенного напыления.

На рисунке 3.9 и 3.10 изображены элементы структуры покрытия с размерностью карбида вольфрама от 60 мкм. Данные исследования проводили с целью оценки содержания и распределения усвоенного карбида WC.

На рисунке 3.11 представлена структура покрытия с размерностью дробленого карбида вольфрама от 30 мкм с содержанием около 30% в объеме исходной порошковой композиции. При этом, содержание усвоенного карбида WC в покрытии не превышало 5,5%, что указывает на недостаточную эффективность процесса нанесения покрытия порошками с содержанием карбида вольфрама данного гранулометрического состава и морфологии.



Химический элемент	C	N	O	Cr	W
Содержание, в %	29,31	0,53	0,45	3,71	66,0

Рисунок 3.9 – Микроструктура покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC (размер фракции WC 60–120 мкм) с содержанием усвоенной карбидной фазы ($\leq 1,5\%$ масс.)

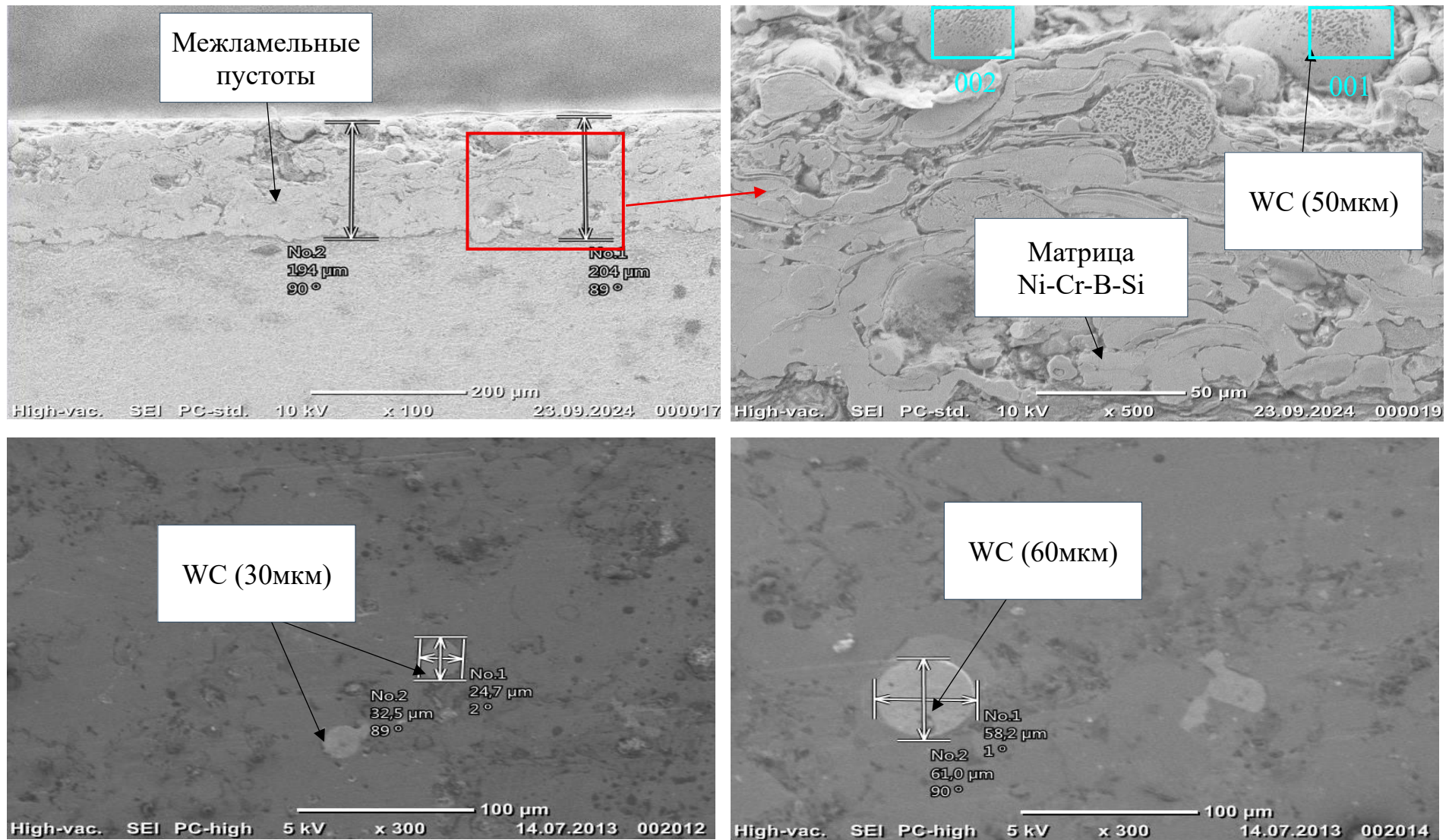


Рисунок 3.10 – Микроструктура покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC (размер фракции WC 60–120 мкм) с содержанием усвоенной карбидной фазы ($\leq 3,2\%$ масс.)

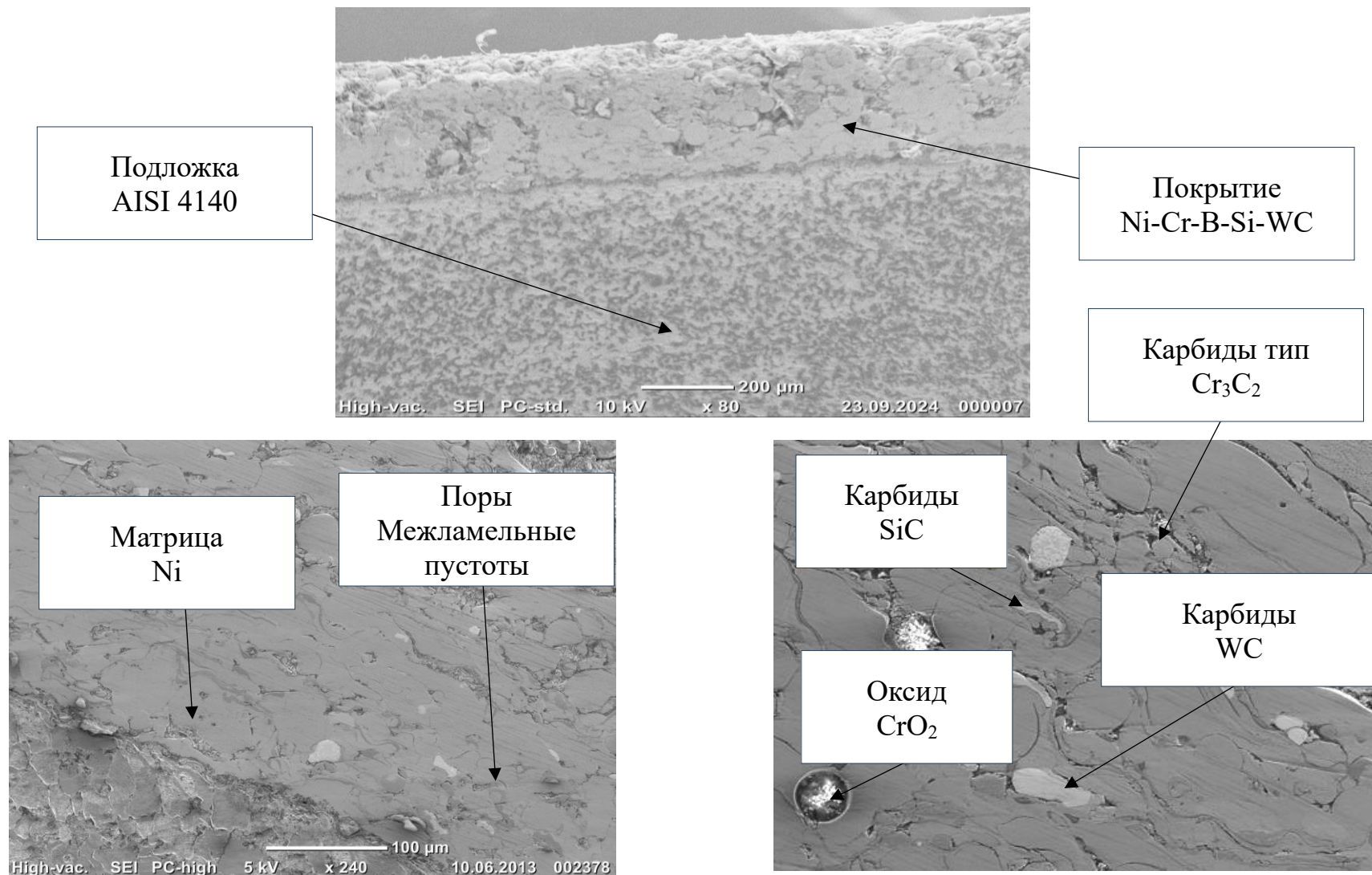


Рисунок 3.11– Микроструктура покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC (размер фракции WC 30–60 мкм) с содержанием усвоенной карбидной фазы ($\leq 5,5\%$ масс.)

Согласно анализу микроструктуры (рисунок 3.9), частицы размером около 60 мкм демонстрируют локальное содержание карбидной фазы WC (не более 1,5% по всей периферии покрытия) никелевой матрицы, образуя вокруг себя многочисленные межламельные пустоты, что обусловлено их высокой массой и невозможностью достигнуть критических скоростей осаждения, необходимых для эффективного внедрения в подложку.

Микроструктурный анализ покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC (рисунок 3.10) выявил полное отсутствие частиц карбида вольфрама размерностью свыше 69 мкм в структуре напыленного слоя. Данное наблюдение свидетельствует о технологической непригодности крупнофракционных порошков для процесса газопламенного напыления, поскольку такие частицы размера не достигают необходимой скорости для эффективного осаждения на подложку. Полученные результаты полностью согласуются с ранее рассмотренными литературными источниками, где установлена строгая зависимость между критическими скоростями осаждения, плотностью материала, размером частиц и их способностью к формированию адгезионных связей с основой.

Критически важной закономерностью, установленной в ходе исследования, является прямая зависимость между дисперсностью напыляемых частиц и усваиваемостью их в матрице покрытия. При уменьшении размера частиц до оптимального диапазона 15-30 мкм наблюдается кратное увеличение объемной доли упрочняющей фазы WC в сечении покрытия. Структурные преобразования, происходящие в результате корректировки морфологии и гранулометрического состава исходной порошковой композиции в результате оптимизации, сопровождаются существенным улучшением морфологических характеристик: повышается плотность упаковки частиц, уменьшается объем микропустот и пор, формируется однородная структура с равномерным распределением карбидных фаз в никелевой матрице.

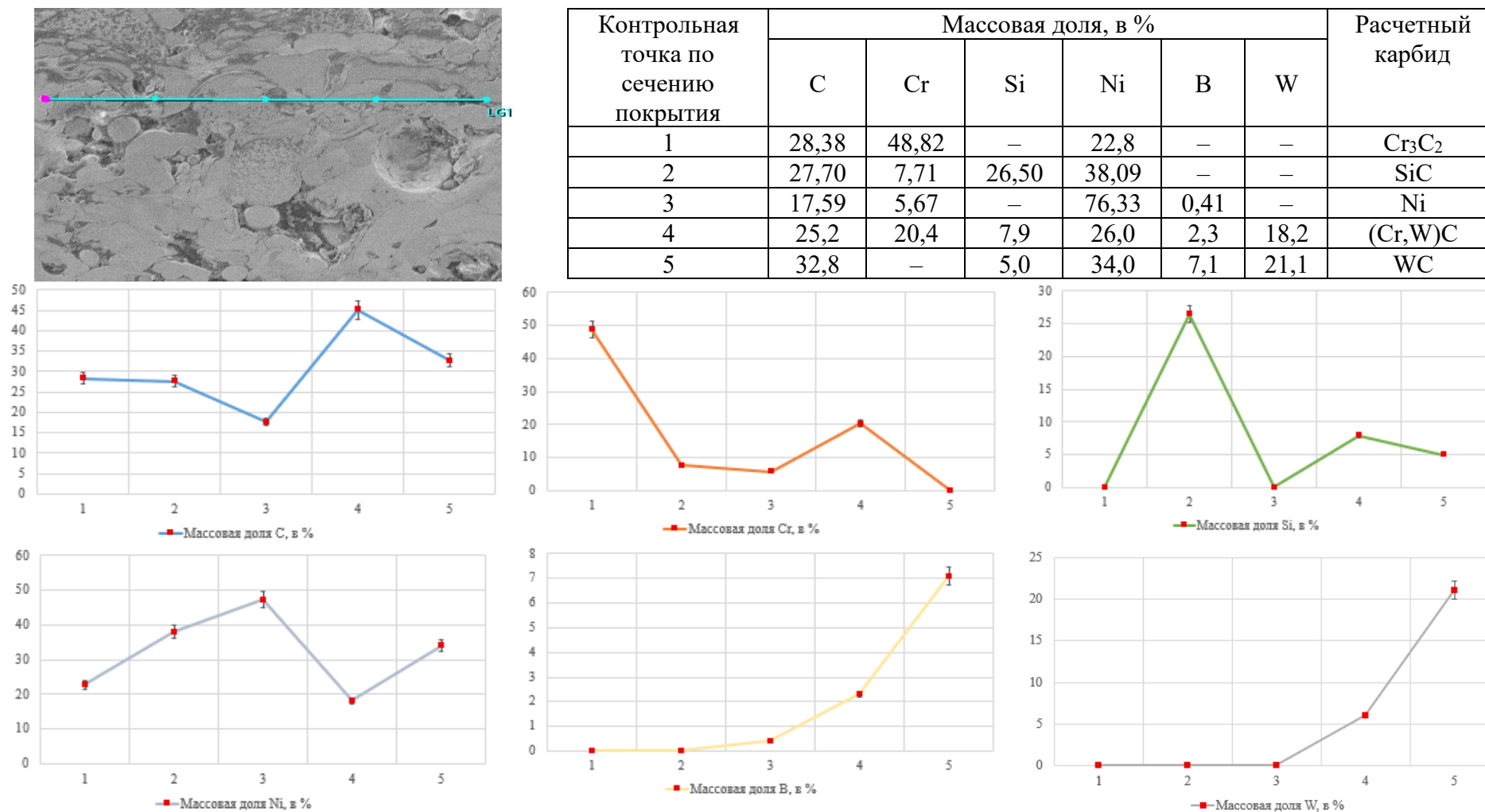


Рисунок 3.12 – Микрорентгеноспектральный анализ покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC по горизонтальной трассе типичного участка (размер фракции WC 30–60 мкм, содержание усвоенной карбидной фазы до 5,5% масс.)

Графики распределения элементов (рисунок 3.12) указывают на наличие никелевой матрицы с каркасно-распределенными легирующими элементами. Анализ распределения легирующего комплекса по горизонтальной трассе с типичного участка покрытия показал, что содержание элементов в карбидных частицах варьируется в больших диапазонах. Данный факт, наряду с высоким содержанием углерода в этих точках, позволяет предположить о формировании различных карбидных фаз, вносящих вклад в упрочнение покрытия путем формирования скелетного легированного каркаса из основных карбидов WC, а также более сложных дисперсных карбидных и боридных фаз $(Cr,W)C$, Cr_3C_2 , SiC, Ni_3B , равномерно упрочняющих вязкую никелевую матрицу.

Исследование микроструктуры, рентгеноспектральный анализ и стехиометрические расчеты покрытия с содержанием 9,6% WC по анализируемой трассе (рисунок 3.13 и 3.14) позволили идентифицировать фазы в структуре. Установлено наличие карбидов типа: WC, W_2C , SiC и Cr_3C_2 . Анализ графиков распределения указывает на увеличение в объеме карбида WC.

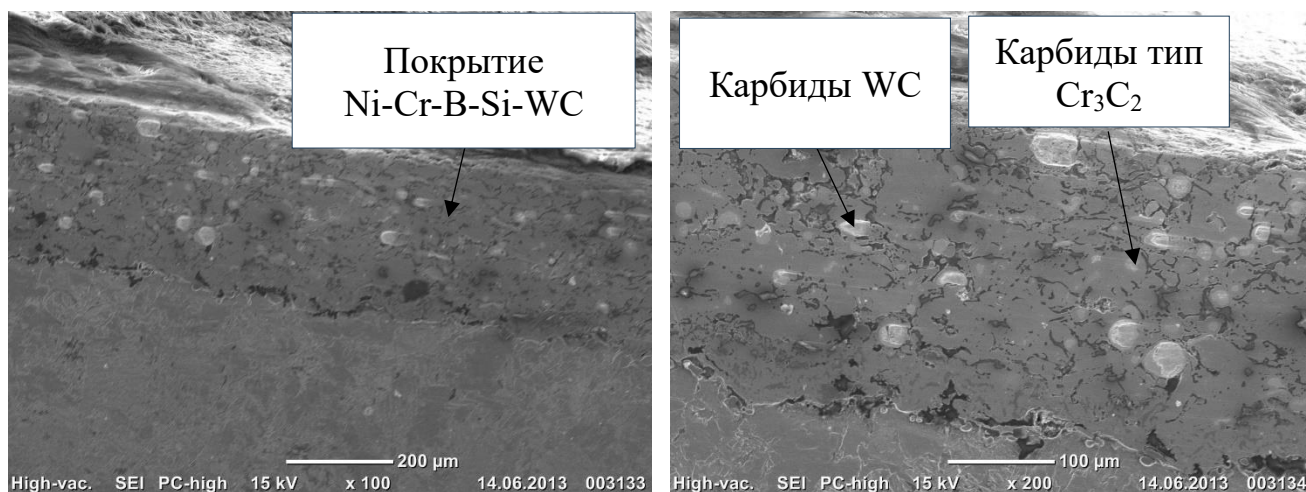
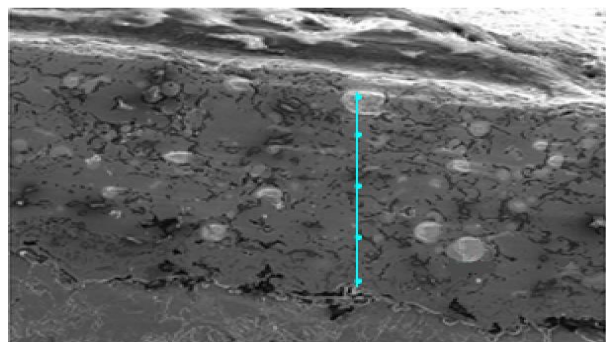


Рисунок 3.13 – Микроструктура напыленного покрытия Ni-Cr-B-Si-WC с содержанием усвоенной карбидной фазы до 9,6 % масс.



Контрольная точка по сечению покрытия	Массовая доля, в %						Расчетный карбид
	C	Cr	Si	Ni	B	W	
1	19,21	9,08	2,32	64,59	4,80	–	Ni
2	25,91	3,98	0,24	44,47	1,71	23,69	WC
3	30,33	–	–	–	–	69,67	W ₂ C
4	41,41	5,39	1,40	39,45	1,77	10,58	Ni
5	36,63	41,05	7,81	14,13	–	0,38	Cr ₃ C ₂

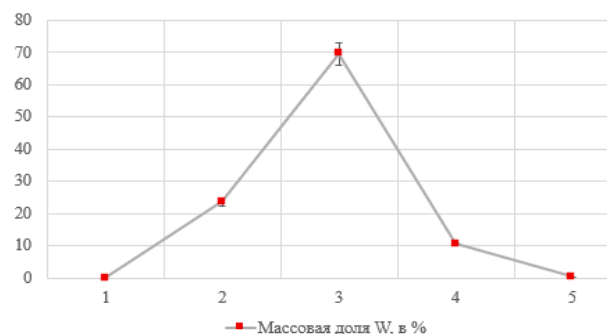
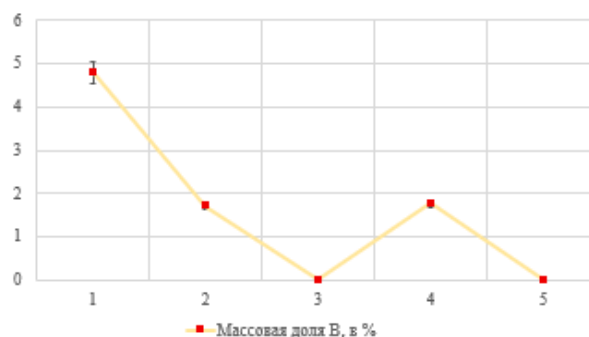
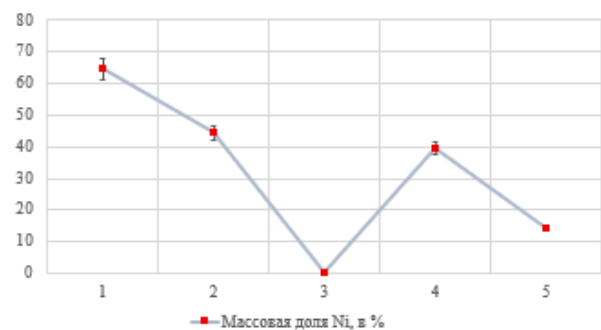
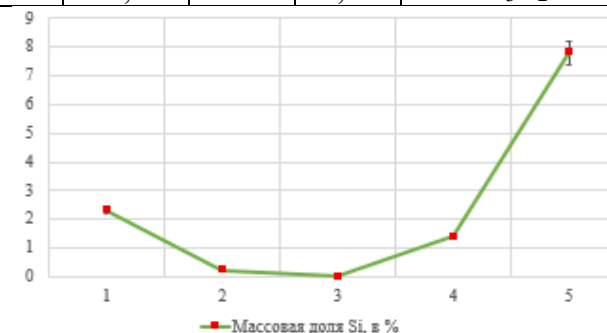
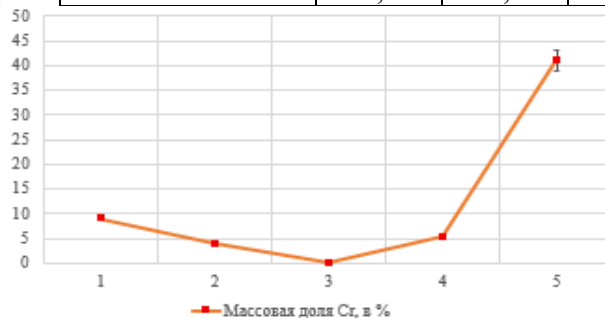
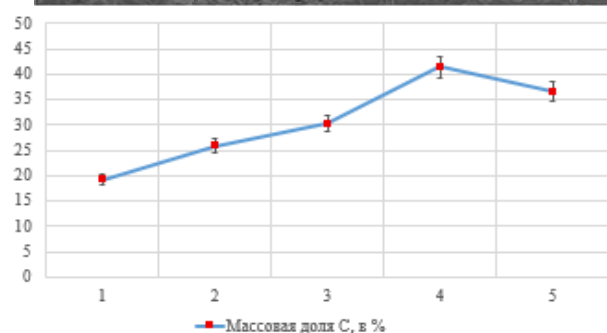


Рисунок 3.14 – Микрорентгеноспектральный анализ покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC по горизонтальной трассе типичного участка (размер фракции WC 30–60 мкм, содержание усвоенной карбидной фазы до 9,6% масс.)

Микроструктура образца с содержанием WC до 19,1% представлена на рисунке 3.15.

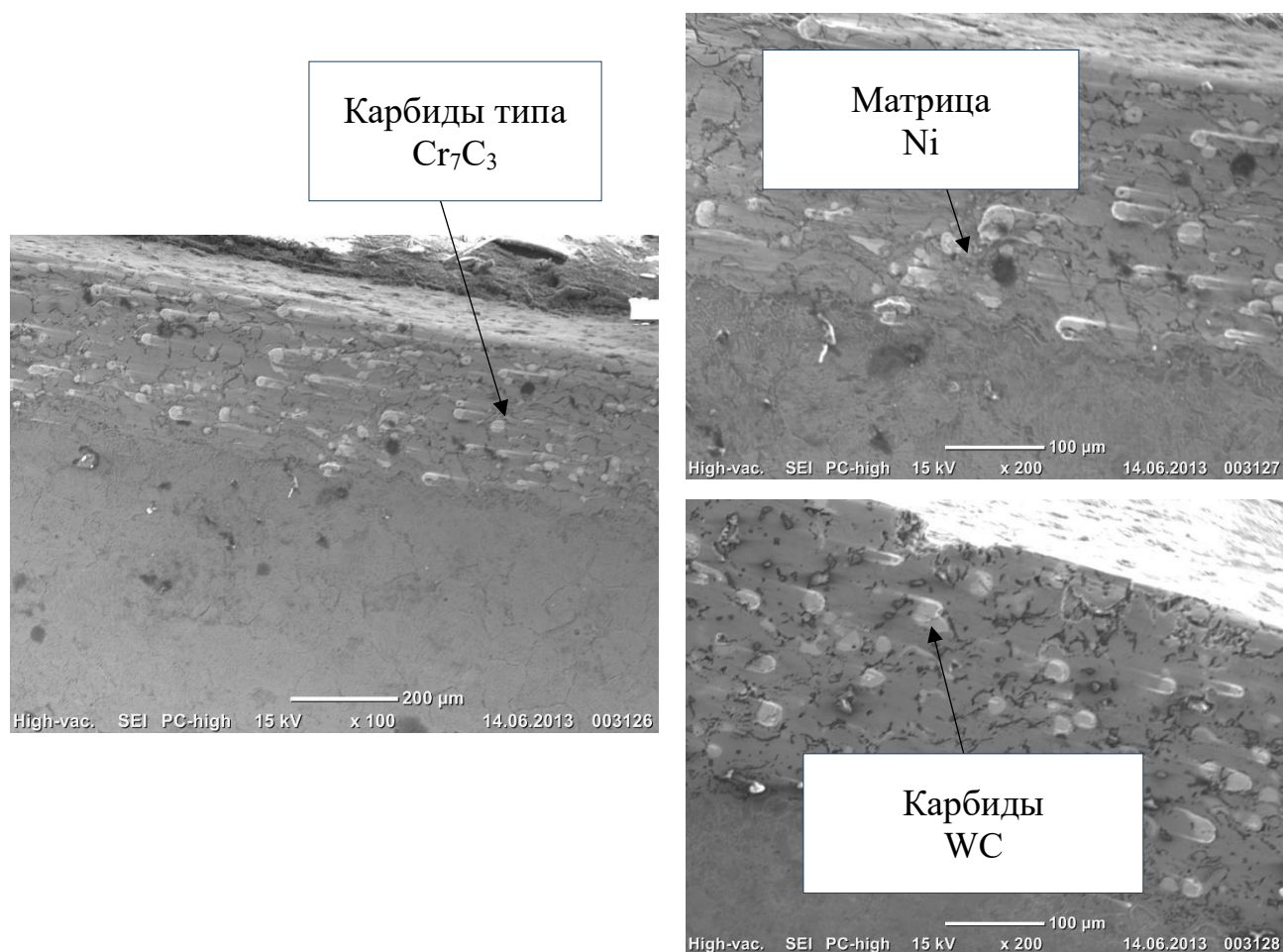
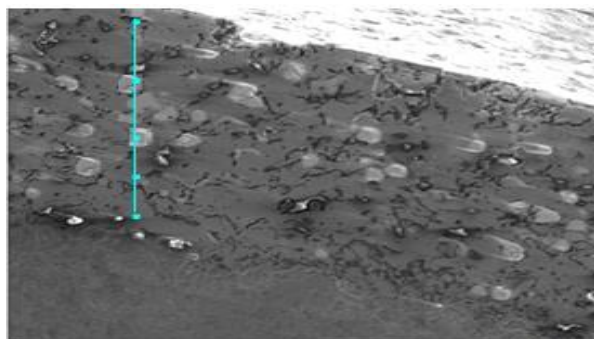


Рисунок 3.15 – Микроструктура напыленного покрытия Ni-Cr-B-Si-WC с содержанием усвоенной карбидной фазы до 19,1% масс.

Частицы WC (рисунок 3.16) характеризуются преимущественно сферической морфологией, однако содержание усвоенного в матрице покрытия карбида WC не превышает 19,1%, что указывает на недостаточную эффективность процесса нанесения покрытия. Анализ графиков распределения элементов демонстрирует распределение карбидных фаз в объеме покрытия при более высоком усвоенном (в сравнении с 9,6% WC) содержании WC.



Контрольная точка по сечению покрытия	Массовая доля, в %						Расчетный карбид
	C	Cr	Si	Ni	B	W	
1	45,6	3,0	9,1	38,6	2,1	1,6	Ni ₃ B
2	41,6	26,8	–	1,3	7,5	23,9	WC
3	45,0	2,6	1,2	4,7	–	46,5	W ₂ C
4	45,3	15,3	–	26,8	1,5	11,1	Cr ₇ C ₃
5	46,3	1,5	11,3	28,3	12,3	0,3	Ni ₃ B

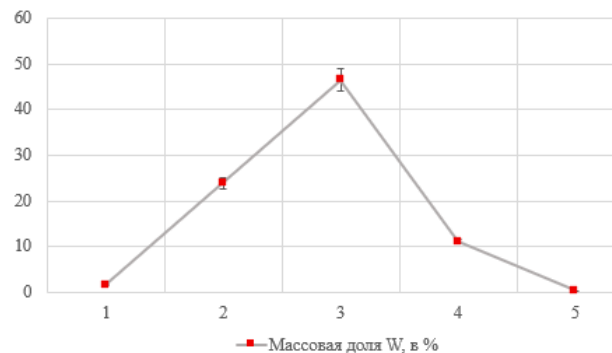
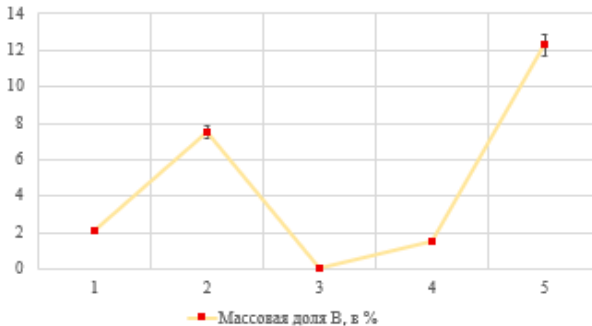
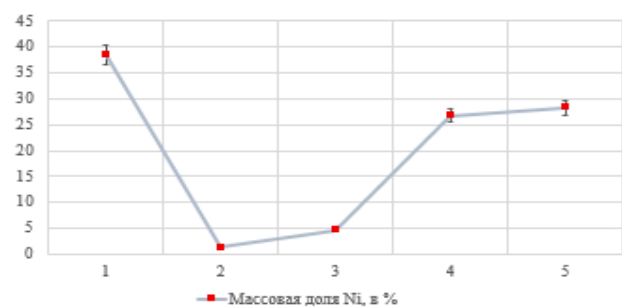
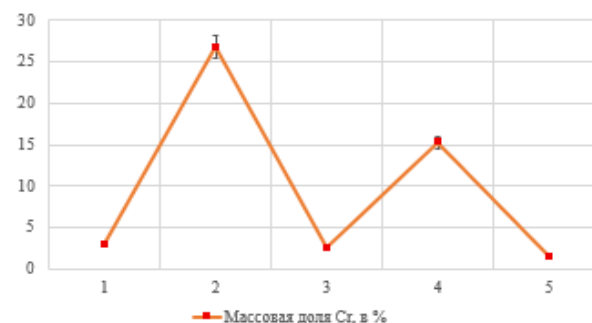
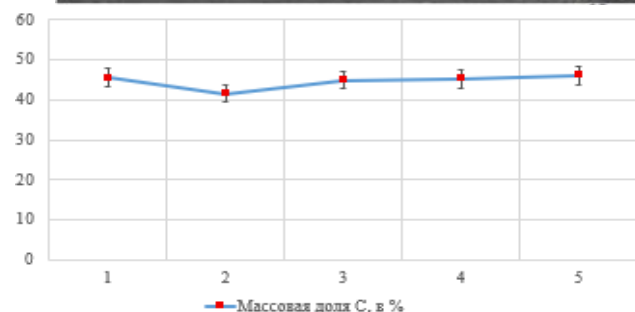


Рисунок 3.16 – Микрорентгеноспектральный анализ покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC по горизонтальной трассе типичного участка (размер фракции WC 30–60 мкм, содержание усвоенной карбидной фазы до 19,1% масс.)

На рисунке 3.17 представлена микроструктура покрытия, полученная после оптимизации морфологии и гранулометрического состава. Проведенный металлографический анализ выявил наличие локальных пор и межламельных пустот, одиночных оксидных включений хрома, но их доля существенно снизилась.

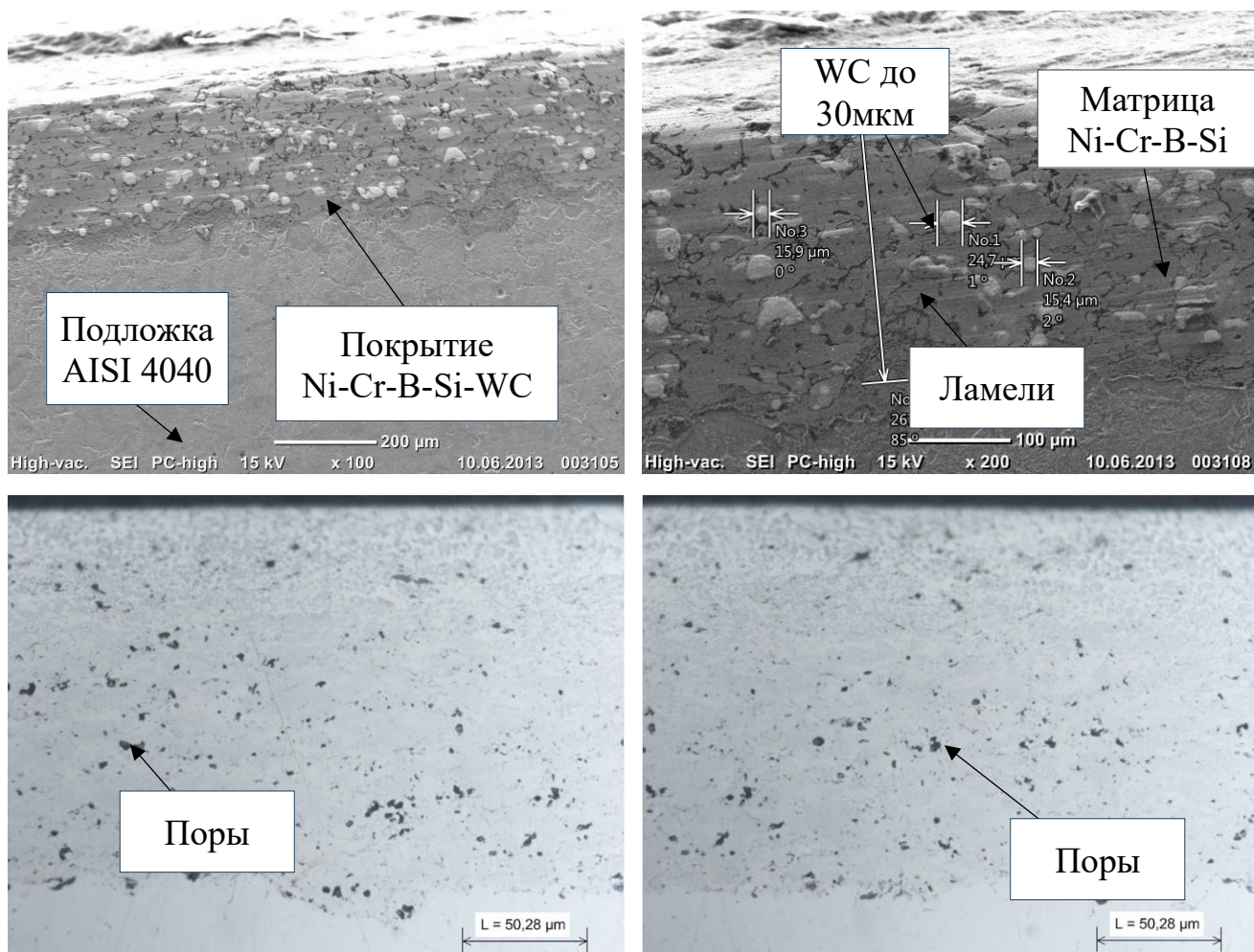
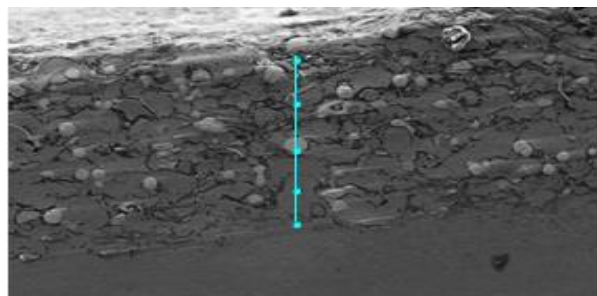


Рисунок 3.17 – Микроструктура покрытия Ni-Cr-B-Si-WC_{30%} после применения результатов оптимизации

Результаты исследования микроструктуры, локальный рентгеноспектральный анализ и стехиометрические расчеты покрытия с содержанием 28,8% WC по анализируемой трассе представлены на рисунке 3.18.



Контрольная точка по сечению покрытия	Массовая доля, в %						Расчетный карбид
	C	Cr	Si	Ni	B	W	
1	13,5	0,3	—	85,6	—	0,6	Ni
2	41,5	0,05	0,15	1,3	0,1	56,9	WC
3	34,1	36,5	1,6	9,7	—	16,2	Cr ₃ W ₃ C
4	27,5	2,6	33,7	29,1	—	5,9	SiC
5	26,6	35,7	—	27,2	—	10,6	Cr ₃ C ₂

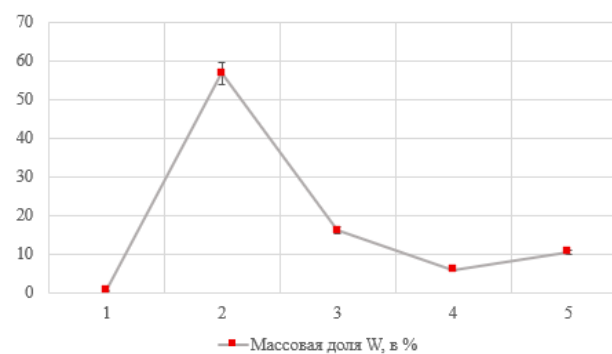
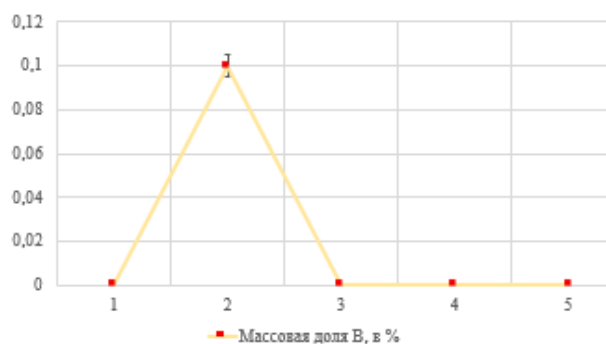
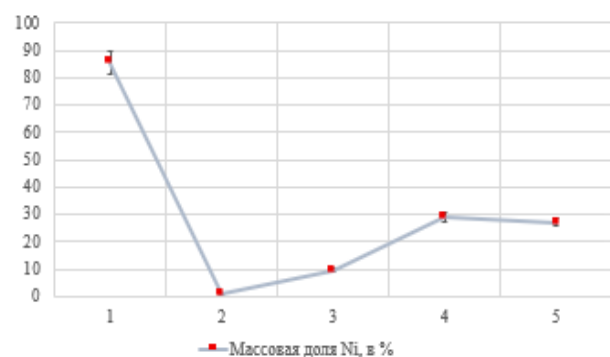
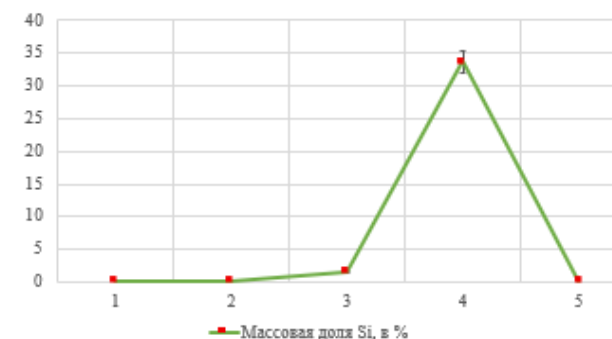
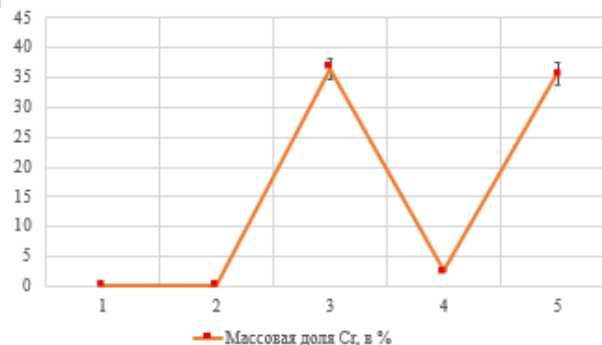
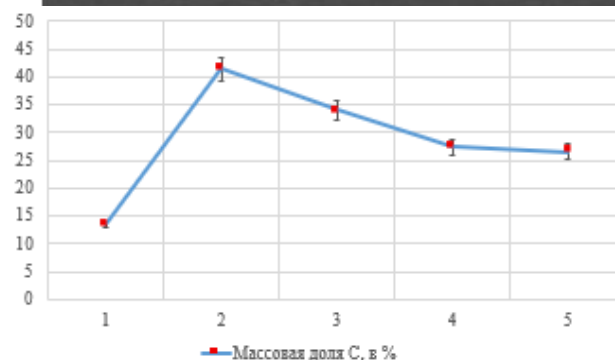


Рисунок 3.18 – Микрорентгеноспектральный анализ покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC по горизонтальной трассе типичного участка (размер фракции WC 15–30 мкм, содержание усвоенной карбидной фазы до 28,8% масс.)

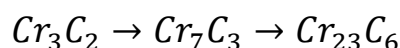
Структурный анализ показал, что в покрытии Ni-Cr-B-Si-WC сформирована ламельная структура, матрица в которой представлена γ -Ni, а упрочняющие карбидные фазы на основе Cr, B, Si, W распределены в её объёме. Особенностью полученной структуры является равномерное пространственное распределение в матрице упрочняющих карбидных частиц WC сферической морфологии с фракцией 15-30 мкм. Преимущество сферической морфологии, по сравнению с дробленой, подтверждается данными о более высокой сыпучести порошковых композиций, что способствует стабильности процесса напыления. С точки зрения механики деформирования, сферические частицы минимизируют концентрацию напряжений на границах раздела. Это снижает вероятность зарождения трещин при эксплуатационных нагрузках, характерную для дробленых частиц. Более того, плавный контур границы раздела снижает свободную энергию системы и способствует формированию более равномерных и сплошных диффузионных слоев сложных карбидов.

Комплексный микрорентгеноспектральный анализ с последующими стехиометрическими расчетами позволил идентифицировать сложный многокомпонентный фазовый состав покрытия. В структуре присутствуют как первичные WC, так и вторичные карбиды W_2C , образовавшиеся в результате термодинамического взаимодействия в процессе напыления, а также сложные карбиды типа: Cr_3W_3C , SiC , Cr_3C_2 , Cr_7C_3 .

Исходные частицы карбида вольфрама WC, термодинамически стабильные при комнатной температуре, в высокотемпературном газовом потоке в процессе напыления образуют вторичный карбид W_2C в конечной структуре покрытия. Данный процесс является следствием обезуглероживания частиц WC, который усиливается с ростом температуры в зоне напыления. Переход от восстановительного пламени к окислительному приводит к повышению температуры частиц, что существенно увеличивает степень обезуглероживания.

Восстановительное пламя, характеризующееся относительно низким тепловыделением, способствует сохранению исходного карбида WC, минимизируя образование вторичного карбида W₂C.

Образование сложных соединений хрома Cr₃C₂, Cr₃W₃C, Cr₇C₃ свидетельствует об активном перераспределении элементов в зоне термического влияния. Фаза Cr₃C₂ является первичным продуктом в системе Cr-C при высоком химическом потенциале углерода. Ее образование происходит преимущественно по границам ламелей γ-Ni. В процессе термического воздействия при напылении первичный Cr₃C₂ подвергается ступенчатому обезуглероживанию. Этот процесс протекает в следующем формате:



Карбиды Cr₇C₃, образующиеся в результате обезуглероживания Cr₃C₂ вследствие перегрева частиц во время нагрева, медленно образуются при температуре ниже 300°C и быстро при температуре между 300°C и 600°C. Фаза Cr₂₃C₆ является конечным продуктом декарбюризации в системе Cr-C и может формироваться только в условиях более длительного выдержки.

Образование сложного карбида Cr₃W₃C является результатом интенсивной взаимной диффузии вольфрама и хрома из матрицы в твердой фазе. Образование этой фазы начинается в зоне термического влияния при температурах в пределах 1000 °C.

Фактическое содержание WC в покрытии составило 28,8% (при исходной порошковой композиции 30%), что свидетельствует о минимальных потерях карбида вследствие напыления, что вероятно связано с неоптимизированными технологическими режимами напыления и необходимости оптимизации технологических параметров напыления с целью снижения степени нежелательных высокотемпературных превращений и обеспечения максимального соответствия исходной порошковой композиции к результирующей.

3.2.3. Структурный анализ покрытия после оптимизация технологических параметров напыления

В рамках проведенного исследования был разработан комплекс оптимальных параметров, представленный в сводной таблице 3.2, которая систематизирует результаты трех последовательных этапов оптимизации.

Таблица 3.2 – Обобщенная таблица оптимальный варьируемых параметров полного процесса напыления покрытия

Параметры напыления подслоя			Морфологические характеристики WC			Технологические параметры напыления			
Размер фракции, мкм	Температура термической активация поверхности, °C	Шероховатость поверхности (Ra), мкм	Размер фракции, мкм	Форма порошка	Содержание в исходной порошковой композиции, %	Расстояние от сопла до подложки, мм	Линейное перемещение распылителя	Скорость вращения заготовки, мм/сек	Угол расположения сопла к детали, °
90	150	100	15	Сферическая	30	130	25	1,667	90

Таблица 3.3 наглядно демонстрирует достигнутые после оптимизации показатели адгезионной прочности, износостойкости, содержания WC в покрытии и пористости, отражающие значительное улучшение характеристик покрытия. В таблице 3.4 указан оптимальный химический состав порошковой композиции Ni-Cr-B-Si-WC, обеспечивающий воспроизводимость результатов при промышленном внедрении.

Таблица 3.3– Значения выходных характеристик

Износостойкость	Содержание карбидной фазы WC в покрытии, %	Пористость, %	Адгезионная прочность, МПа
0,06	29,1	2,45	39,9

Таблица 3.4– Химический состав оптимальной порошковой композиции

Химический элемент	Ni	Cr	Fe	B	Si	C	W
Содержание, в %	59,0	5,4	1,7	1,2	2,4	1,4	28,9

Структурный анализ покрытия после оптимизация технологических параметров напыления проводили с целью выявления зависимостей между технологическими параметрами процесса нанесения покрытия методом ХГН и структурными характеристиками напыленного рабочего слоя (рисунок 3.19).

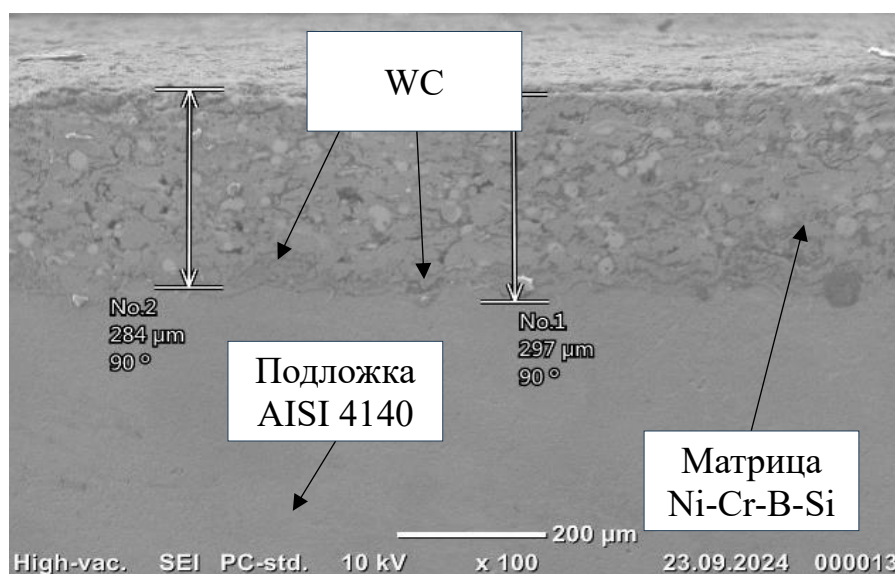


Рисунок 3.19 – Микроструктура покрытия Ni-Cr-B-Si-WC_{30%}, полученного на оптимизированных режимах газопламенного напыления (расстояние «сопло-подложка» 130 мм, скорость перемещения горелки 25 мм/с, скорость вращения заготовки 100 об/мин, угол напыления 90°)

На панорамном изображении видно, что полученное покрытие характеризуется равномерной структурой без видимых отслоений и трещин, при этом карбидные частицы усвоены и распределены равномерно. Микроструктурный анализ демонстрирует существенное увеличение плотности упаковки частиц между ламелями и уменьшение дефектов структуры в виде пор и нежелательных оксидных включений. Пористость покрытия равномерно распределена по всему объему и составляет 2,45% (таблица 3.5).

Таблица 3.5 – Распределении пористости в покрытии Ni-Cr-B-Si-WC_{30%}

№	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Пористость, %	1,22	2,87	1,34	2,79	2,75	2,38	2,24	2,96	2,97	2,96
Среднее	2,45									

Полученные значения пористости демонстрируют высокое качество формирования покрытия, поскольку содержание пор менее 3% является критически важным параметром для обеспечения требуемых эксплуатационных характеристик в условиях воздействия агрессивных сред. Равномерность распределения пор в пределах 1,22-2,97% по сечению покрытия свидетельствует о стабильности технологического процесса напыления и оптимальном подборе гранулометрического состава порошковой композиции.

Из графиков, представленных на рисунке 3.20 видно, что в результате многоэтапной оптимизации достигнуто существенное улучшение ключевых показателей: пористость покрытия снижена до 2,45%, содержание карбидной фазы в покрытии повышено до 29,1%, убыль массы при испытаниях на износ снижена до 0,06 г, а адгезионная прочность достигла значения 39,9 МПа. Комплексное улучшение характеристик подтверждает эффективность разработанной методики оптимизации и возможность ее применения для создания износостойких покрытий, устойчивых к эксплуатации в условиях нефтегазового оборудования.

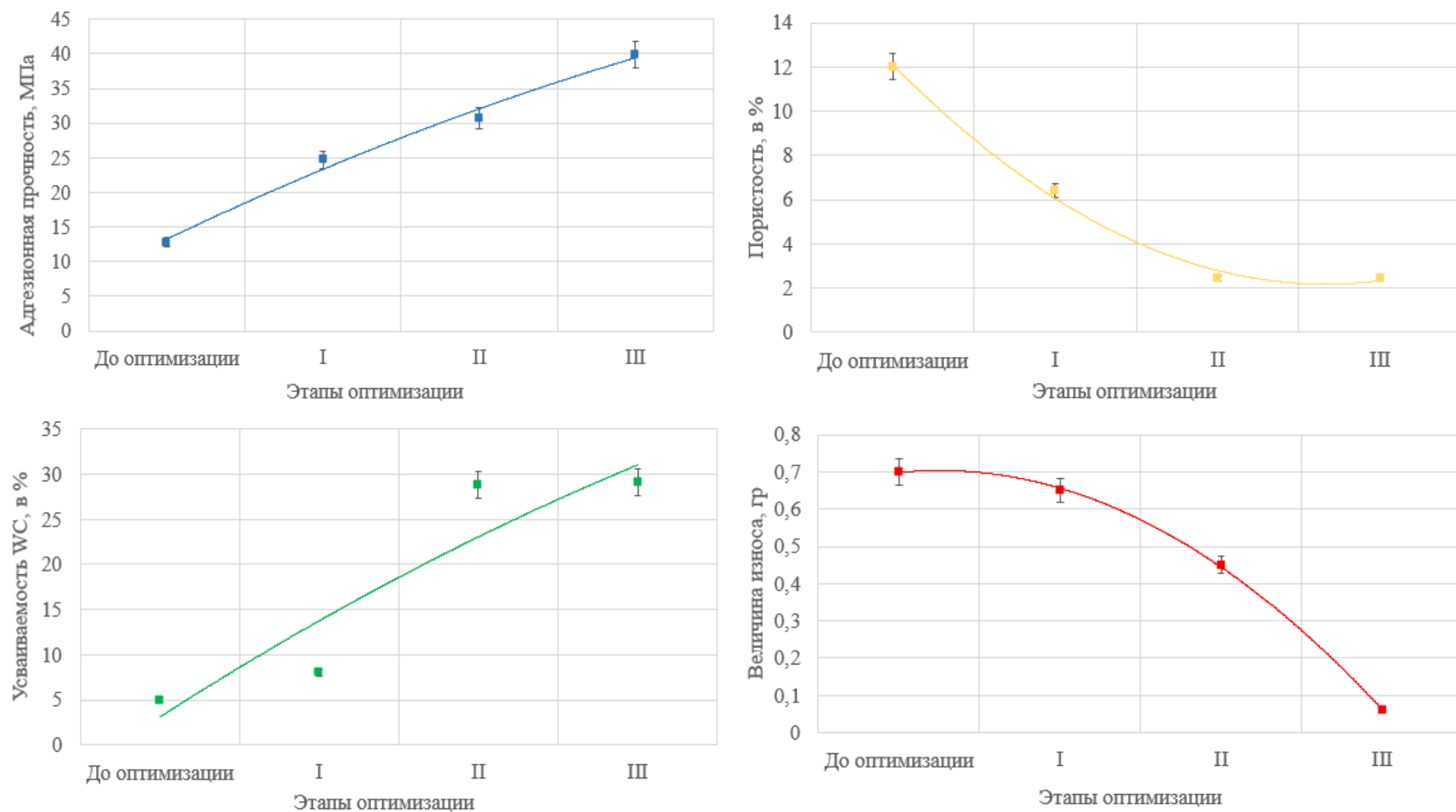


Рисунок 3.20 – Графики результирующих характеристик в зависимости от этапов оптимизации

3.3. Идентификация и анализ распределения карбидных фаз в разработанном покрытии системы Ni-Cr-B-Si-WC

Результаты микрорентгеноспектрального анализа, представленные на рисунках 3.21 и 3.22 применялись для стехиометрического расчета карбидных фаз (таблица 3.6).

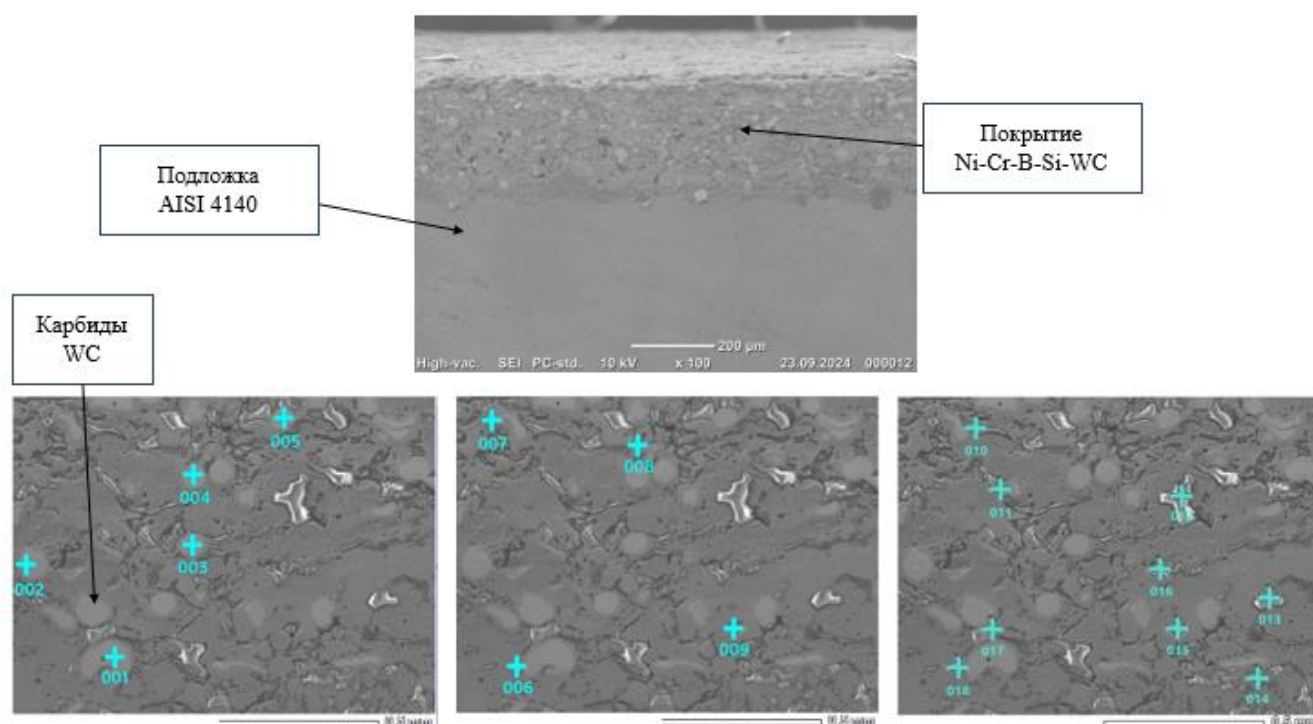


Рисунок 3.21– Микроструктура напыленного слоя с указанием точек микрорентгеноспектрального анализа

Стехиометрический расчет применялся для идентификации и количественной оценки состава карбидных фаз, присутствующих в покрытии, а также для установления корреляционных зависимостей между химическим составом исходной порошковой композиции и микроструктурой покрытия.

Таблица 3.6 – Стехиометрический состав напыленного металла

Точка	Структура	Микротвердость, HV	Атомные доли элементов в %						Стехиометрия карбидных фаз
			C	Cr	Si	Ni	B	W	
001	Карбидная фаза на основе вольфрама Эвтектоид + отдельные карбидные включения	2400	56,85	-	-	-	-	43,15	$W_{50,91}C_{46,62}=WC$
002			49,39	-	-	-	-	50,61	
003			43,60	-	-	-	-	56,40	
004			61,84	-	-	-	-	38,16	
005			40,78	3,84	-	-	-	55,38	
006		870	42,71	3,65	1,34	1,64	-	50,66	
007			48,81	4,06	-	-	-	47,13	
008			45,13	3,52	0,21	0,31	0,05	50,78	
009			30,53	2,6	-	0,95	-	65,92	
Среднее значение			46,62	3,53	0,77	0,97	0,05	50,91	
010	Легированная матрица на основе никеля	350	20,31	65,29	5,44	8,96	-	-	$Cr_{64,81}C_{22,24}=Cr_3C;$ $(Cr,W)_{71,82}C_{22,24}=Cr_3W_3C$
011			26,67	72,48	-	0,85	-	-	
012			13,00	69,27	-	3,05	-	14,68	
013			22,49	71,68	1,25	1,42	-	3,16	
014			25,92	49,11	3,04	5,57	-	16,36	
015			25,27	64,70	2,69	1,38	-	5,96	
016			15,86	68,67	-	5,24	0,35	9,88	
017			24,10	66,10	-	8,00	-	1,8	
018			26,62	58,98	0,77	-	2,37	11,26	
Среднее значение			22,24	64,81	1,46	3,83	0,30	7,01	

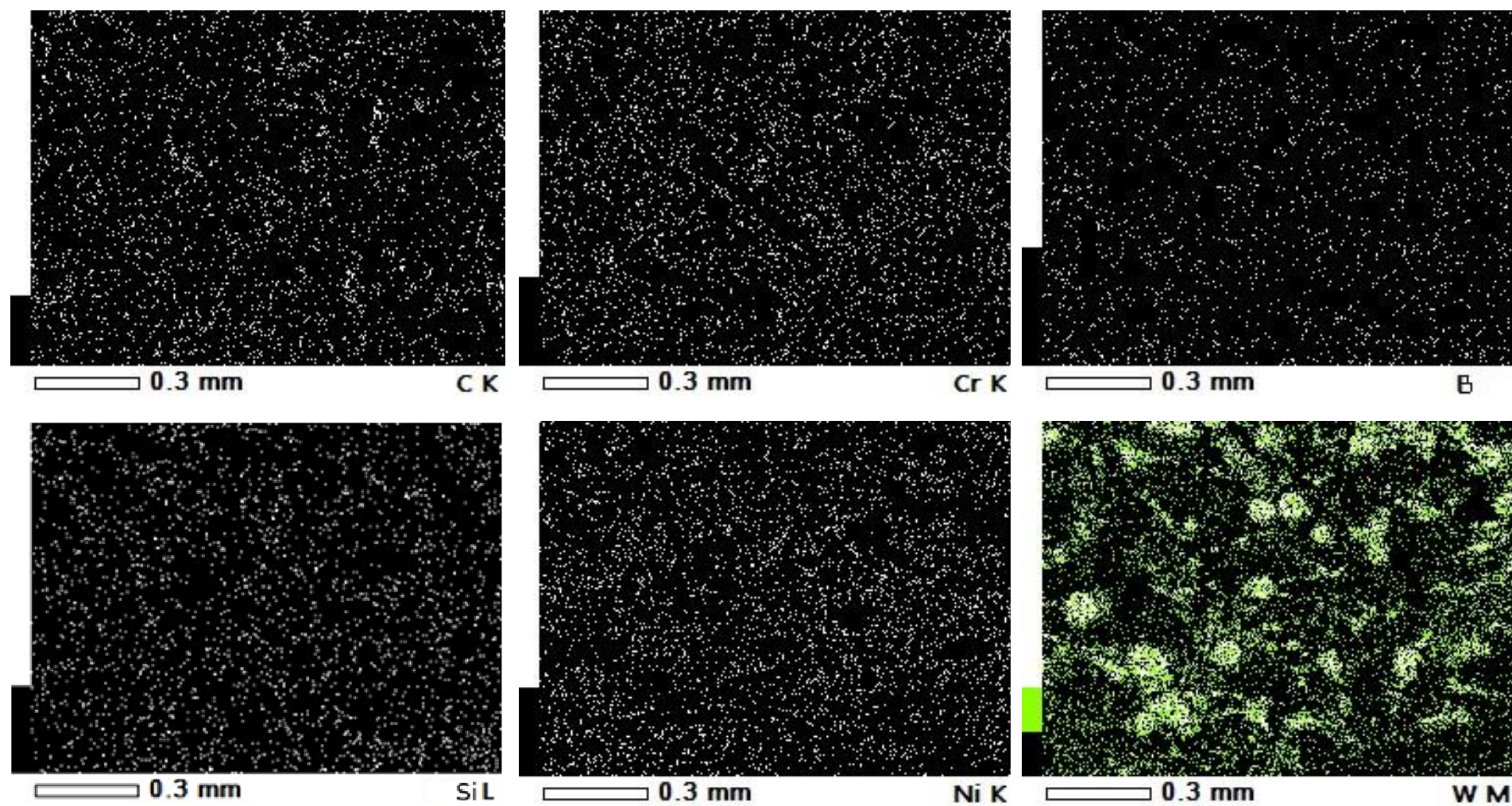


Рисунок 3.22 – Картограмма распределения основных элементов покрытия Ni-Cr-B-Si-WC

Проведенный микрорентгеноспектральный анализ и стехиометрические расчеты позволили определить фазовый состав и распределение элементов в напыленном покрытии. Определено наличие стабильных карбидных фаз карбида вольфрама (WC) в частицах карбидной фазы (точки 001-009) и сложных карбидов Cr_3C и $\text{Cr}_3\text{W}_3\text{C}$ в никелевой матрице (точки 010-018). Образование вторичного карбида W_2C не выявлено, что свидетельствует о минимальном протекании процесса декарбонизации при использованном режиме напыления.

Анализ картограмм распределения основных элементов в покрытии показал, что частицы вольфрама преимущественно формируют контуры сферической формы, а легирующие элементы распределены по всему объёму напыленного слоя.

Таким образом, установленный фазовый состав подтверждает эффективность выбранной технологии напыления для получения структуры с доминированием термодинамически стабильного первичного карбида WC.

Для идентификации фазового состава напыленного покрытия Ni-Cr-B-Si-WC (15-30 мкм и сферический WC) проведен рентгеноструктурный анализ на минидифрактометре МД-10 с медным катодом. Исследование выполнено в двух режимах с различной продолжительностью экспозиции: режим 1 - 600 секунд и режим 2 - 1200 секунд при энергии электронов 30 кэВ. На рисунке 3.23 представлены рентгенограммы и параметры дифракционных пиков с расшифровкой фазового состава для обоих режимов исследования.

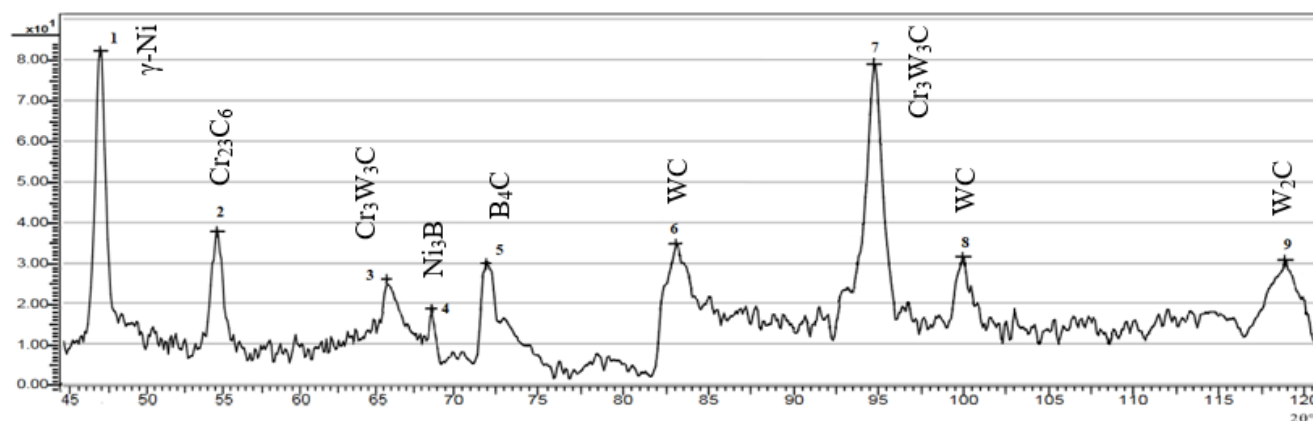


Рисунок 3.23 – Расшифровка рентгенограммы и идентификация фаз в покрытии системы Ni-Cr-B-Si-WC

Проведенный рентгеноструктурный анализ позволил установить сложный многокомпонентный состав напыленного покрытия.

Сравнительный анализ полученных данных показал, что увеличение времени экспозиции с 600 до 1200 секунд позволило получить более детальную информацию о второстепенных фазах и их кристаллографических параметрах.

Анализ выявил наличие карбидных и боридных фаз типа γ -Ni, Cr_3C , $\text{Cr}_3\text{W}_3\text{C}$, Ni_3B , B_4C , WC , W_2C что подтверждает результаты ранее проведенного микрорентгеноспектрального анализа.

Таблица 3.7 – Расшифровка фаз пиков покрытия Ni-Cr-B-Si-WC

№	$2\theta^\circ$	d	HKL	Тип решетки	Фаза
1 пучок до 70°					
1	46,92	1,936	121	ГЦК	γ -Ni
2	54,54	1,682	620	ГПУ	Cr_{23}C_6
3	68,20	1,375	800	ГПУ	$\text{Cr}_3\text{W}_3\text{C}$
4	68,80	1,364	112	ОЦК	Ni_3B
2 пучок до 120°					
1	71,10	1,325	022	ОЦК	B_4C
2	82,29	1,171	400	ГЦК	WC
3	93,90	1,054	773	ГПУ	$\text{Cr}_3\text{W}_3\text{C}$
4	99,09	1,013	112	ГПУ	WC
5	118,04	0,899	511	ГПУ	W_2C

Расшифровка пиков рентгенограммы выявила наличие в покрытии следующих основных фазовых составляющих. Матрица представлена γ -твердым раствором на основе никеля (γ -Ni) с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой. Карбидные фазы представлены Cr_3C и $\text{Cr}_3\text{W}_3\text{C}$ с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой, WC с гексагональной плотноупакованной

(ГПУ) решеткой, а также незначительное количество вторичного карбида W_2C (ГПУ). Боридная составляющая представлена фазой Ni_3B (ОЦК). Фаза типа B_4C указывает на возможные реакции с углеродом в процессе напыления. Выявленный фазовый состав практически полностью согласуется с результатами ранее выполненного стехиометрического расчета.

Выводы по разделу 3

Проведенные комплексные исследования фазового состава напыленного покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC позволили установить механизмы упрочнения и характер распределения легирующих элементов.

Стехиометрическим расчетом установлено образование карбидных фаз WC, $Cr_{23}C_6$, Cr_3W_3C . Анализ картограмм распределения элементов показал равномерное распределение хрома и бора по всему объёму напыленного слоя по границам ламелей, при этом частицы WC имеют преимущественно сферическую морфологию.

Рентгеноструктурный анализ подтвердил образование комплекса карбидных WC, $Cr_{23}C_6$ и Cr_3W_3C упрочняющих фаз в матрице γ -Ni. Содержание данных фаз является определяющим фактором дополнительного увеличения твердости и износостойкости напыленного покрытия.

Проведенные исследования подтвердили эффективность разработанной методики оптимизации и продемонстрировали возможность целенаправленного управления свойствами покрытия через варьирование технологических параметров процесса напыления.

4. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА С ПОКРЫТИЕМ

В разделе представлены результаты экспериментальных исследований, направленных на определение влияния термической обработки на структуру и свойства покрытия, выполненных совместно с научным руководителем д.т.н., профессором С.Е. Крыловой и опубликованных в работе [219]. Личное участие соискателя включало постановку исследовательских задач, проведение теоретических и экспериментальных исследований и обработку данных. Доля личного вклада в выполненные исследования составила от 40 до 60%.

4.1. Анализ влияния режимов термической обработки на структуру и перераспределение легирующих элементов в напыленном покрытии

Анализ литературных источников показывает, что существенное влияние на повышение адгезионной прочности и износостойкости покрытий оказывает увеличение внутренней когезии при различных вариантах термической обработки.

Механизм повышения износостойкости покрытий Ni-Cr-B-Si-WC, независимо от используемой технологии термического воздействия, возникает из-за роста мелкодисперсных твердых включений до размеров, способных эффективно предотвращать микрорезание матрицы при абразивном износе. В случае совмещения процессов напыления с проплавлением матрицы покрытия, как на стадии нанесения покрытия, так и на этапе последующей термической обработки, продукты переплава в структуре покрытия предотвращают проникновение коррозионных сред к подложке и исключают деградацию основного металла, так как тонкий оксидный слой, сформированный на поверхности переплавленного покрытия, создает положительный эффект в отношении коррозионной стойкости. Многочисленные данные указывают на то,

что переплав напыленного слоя устраняет пористость и формирует надежный барьер от воздействия сероводородсодержащих коррозионных сред.

В целях исследования влияния термической обработки на микроструктуру и свойства покрытия, а также выбора оптимальных параметров термической обработки, температурные режимы нагрева варьировались в интервале от 1000 до 1250 °С шагом 50 °С. Выдержка соответствовала габаритам образца, и в высокотемпературной области не превышала 10 минут.

Охлаждающими средами являлись водополимерная среда «Термат» (ТУ 2219-003-30014146-2011) и индустриальное масло (И-40А) при $t=20$ °С.

Структура покрытия до термической обработки (рисунок 4.1) характеризуется преимущественным содержанием γ -твердого раствора на основе Ni в виде протяженных ламелей, по границам которых усвоены частицы карбида WC, представляющие собой сферические гранулы, имеющие размер в пределах 15-30 мкм.

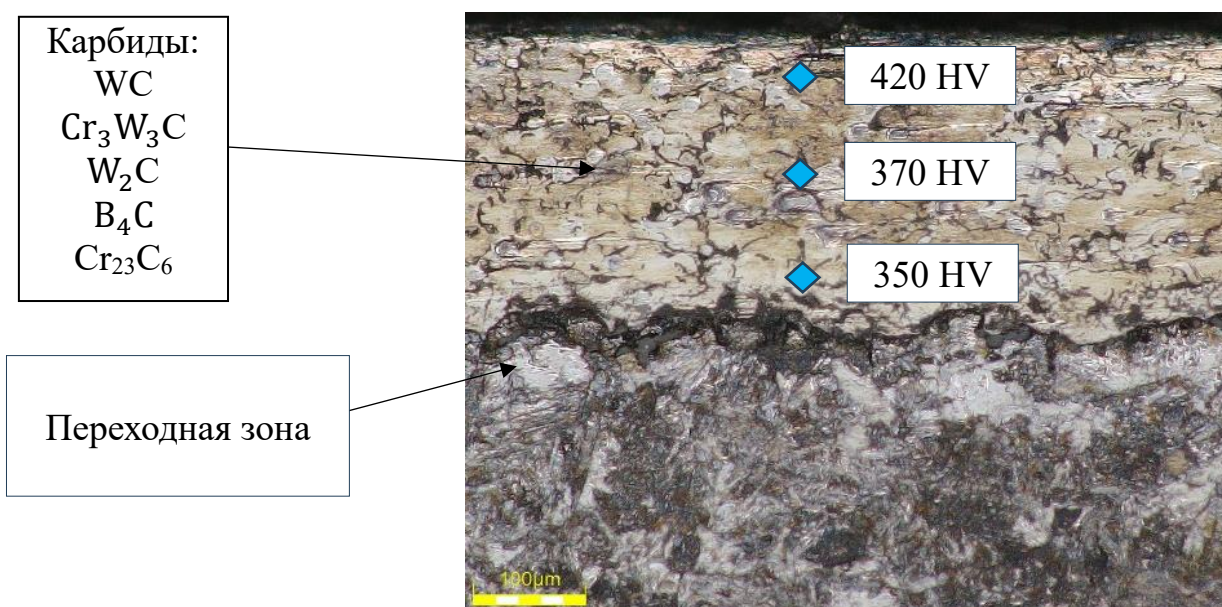


Рисунок 4.1 – Микроструктура покрытия Ni-Cr-B-Si-WC до оплавления

Микроструктура покрытия после оплавления с температуры 1000 и 1050 °С представлена на рисунке 4.2.

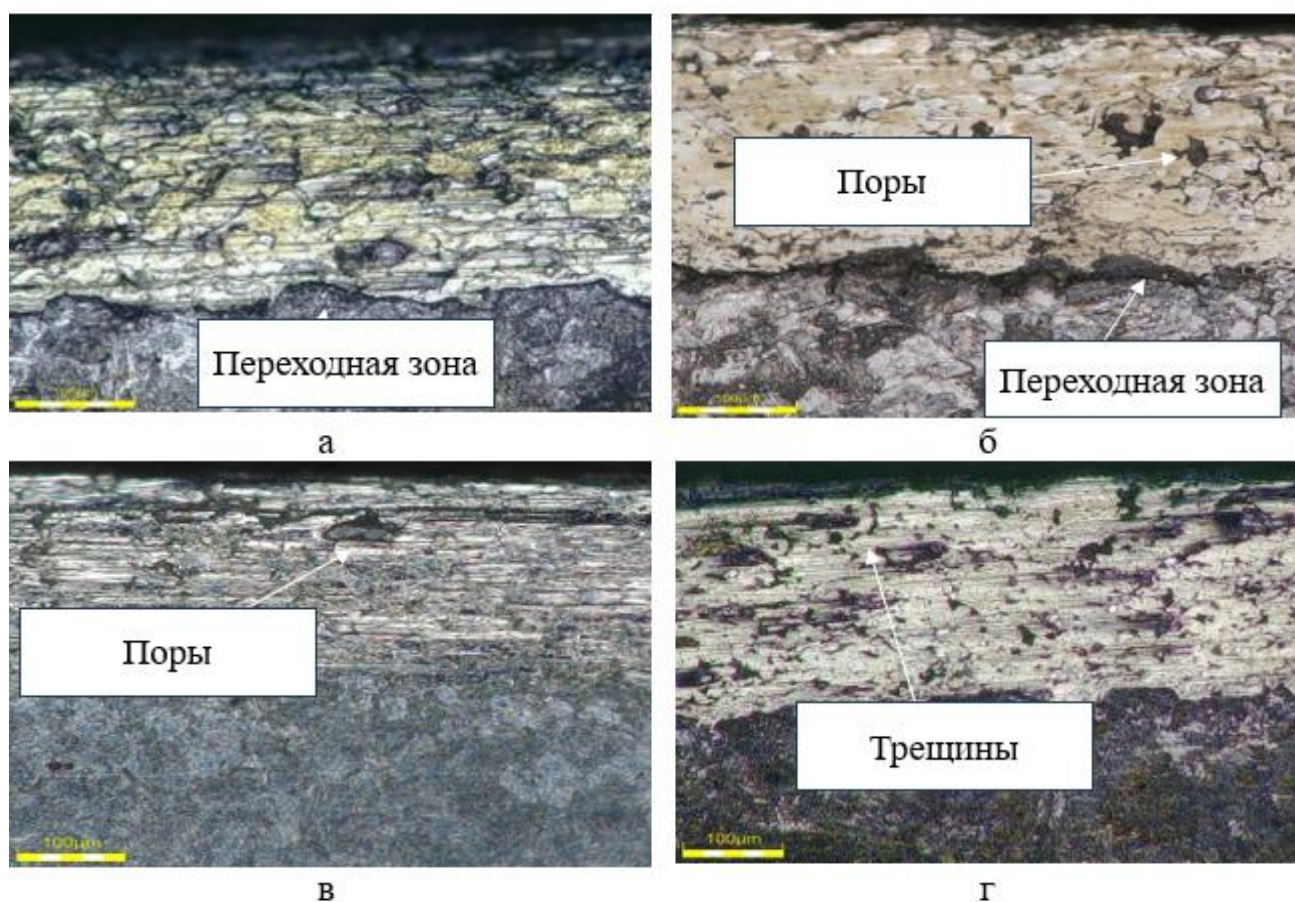


Рисунок 4.2 – Микроструктура образцов после оплавления: а – 1000 °С, термат; б – 1000 °С, масло; в – 1050 °С, термат; г – 1050 °С, масло

В результате анализа микроструктур выявлены характерные дефекты, обусловленные применением термического режима при оплавлении газотермического покрытия. Так, недостаточный нагрев не обеспечил необходимой диффузии между слоями покрытия и стальной подложкой. Визуально это проявляется в отсутствии монолитного переходного слоя на границе раздела покрытие-основа, а также не полным обрамлением никелевой матрицей карбидных включений. Отсутствие обрамления карбидов по всей периферии создает локальные концентраторы напряжений, что в условиях эксплуатации может привести к выкрашиванию упрочняющих частиц или локальному отслоению покрытия.

Кроме того, недостаточное тепловое воздействие не позволяет устранить исходные дефекты покрытия, такие как межламелльные пустоты и поры, а также

инициирует образование новых трещин вследствие возникновения остаточных термических напряжений при охлаждении неоднородной структуры.

Таким образом, установленная температурная граница в 1100 °С является критической для системы Ni-Cr-Si-B-WC. При температурах ниже данного порога принципиально невозможно достичь структурного состояния, необходимого для обеспечения высокой плотности и монолитности покрытия. Микроструктура образцов с композиционным вольфрамсодержащим покрытием после закалки с температуры 1100 и 1150 °С представлена на рисунке 4.3.

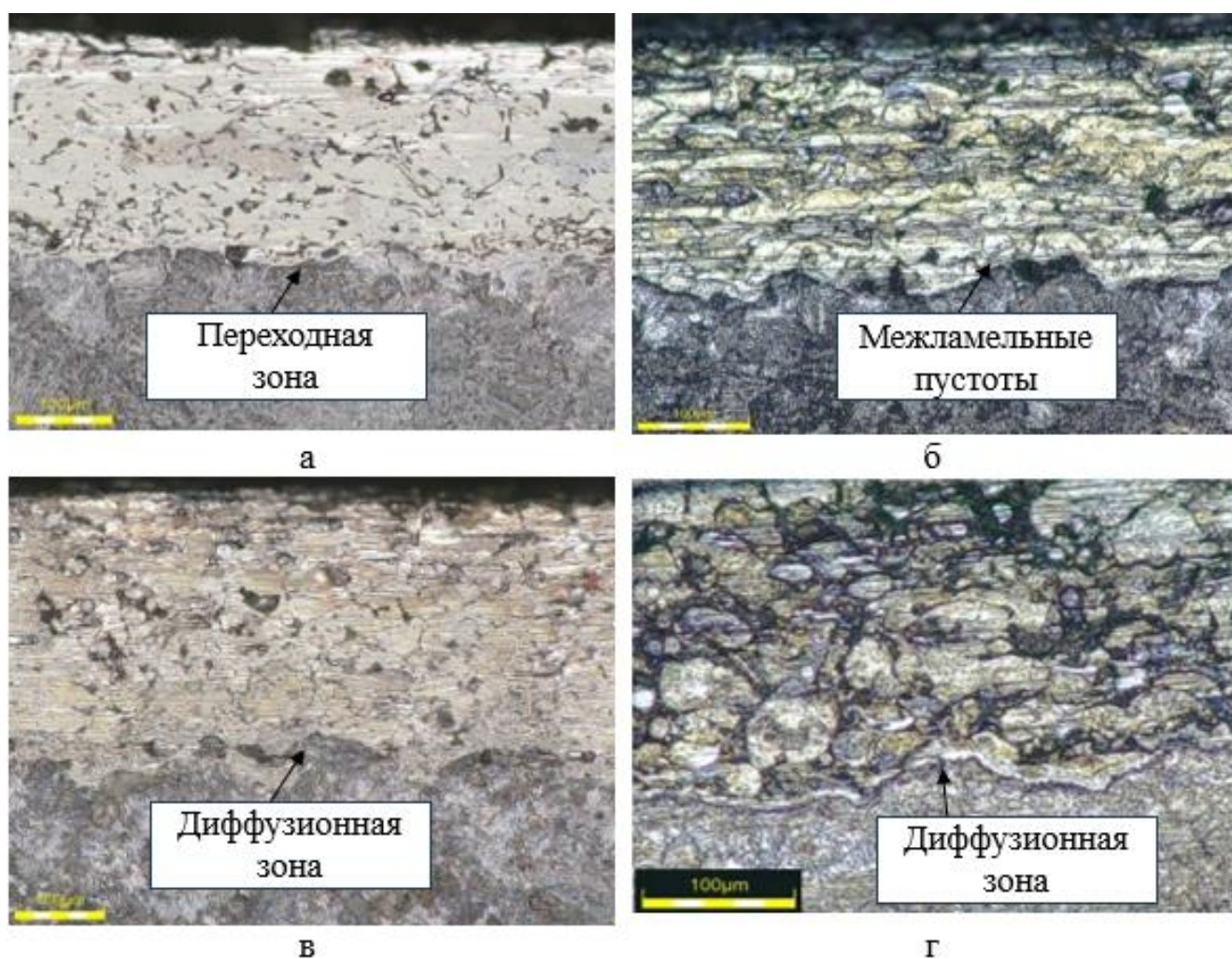


Рисунок 4.3 – Микроструктура образцов после оплавления с охлаждением в «Термат» с температуры: а – 1100 °С; в – 1150 °С; с охлаждением в масле с температуры: б – 1100 °С; г – 1150 °С

После термической обработки выше 1100 °С наблюдается увеличение протяженности переходной зоны благодаря частичному оплавлению, а также диффузии и перераспределению компонентов в покрытии. С точки зрения технологичности на стадии термической обработки, разработанный состав порошковой композиции проявил достаточную оплавляемость в интервале температур 1100-1150 °С. Положительную роль в формировании спеченной структуры оказали такие элементы, как никель, бор и кремний, снижающие температуру плавления в общей композиции покрытия.

Металлографическим анализом установлено фрагментарное строение и утонение границ отдельных зерен матрицы покрытия, уменьшение межламельных расстояний, а также получение в отдельных участках монолитного строения, что способствует формированию более плотной структуры, как в объеме напыленного покрытия, так и на границе покрытие-основа. В результате оплавления газопламенного покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC при температуре 1150 °С существенно увеличивается плотность износостойкого слоя, слоистость отсутствует, мелкодисперсная карбидная фаза равномерно распределена по объему рабочего слоя. Граница раздела фаз размыта, наблюдается интенсивная диффузия легирующих элементов из покрытия в основу.

Термообработку выше 1150 °С проводить нецелесообразно из-за ряда причин: коагуляции карбидов хрома, способствующих снижению микротвердости металлической основы покрытия; образования окалины на поверхности напыленного слоя; излишних напряжений и вероятности образования трещин. При проведении закалки с температуры 1200 и 1250 °С (рисунок 4.4) основные элементы основы покрытия перешли в вязко-текучее состояние, в результате чего произошло их стекание с подложки. Макроструктура покрытия состоит из отдельных частиц, содержащих мелкие твердые карбидные осадки, окружающие эвтектику, границы и поры.

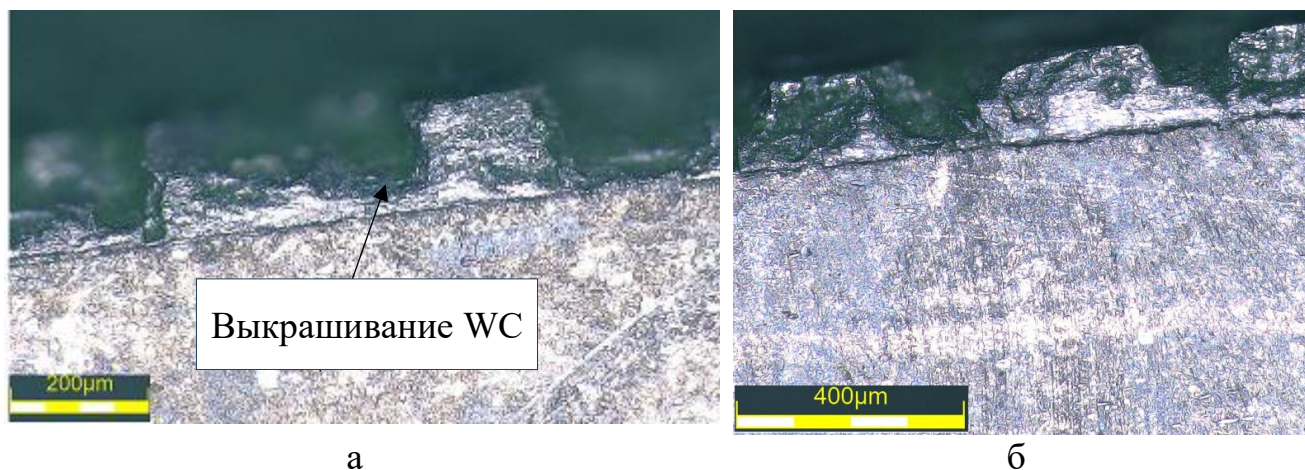


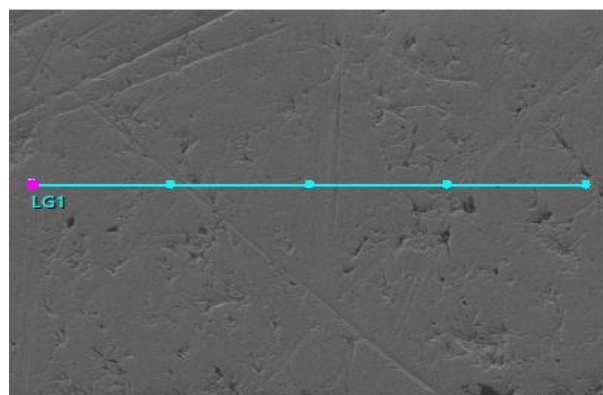
Рисунок 4.4 – Дефекты оплавления покрытия с температуры: а – 1200 °С; б – 1250 °С, охлаждение в «Термат»

Анализ микроструктуры показал, что из-за оголения карбидов WC при оплавлении матрицы, а также процессов объемных изменений при нагреве и охлаждении, связующее Ni-Cr-B не может удержать крупные карбидные частицы на контактной поверхности, и как следствие происходит их выкрашивание.

Удовлетворительная микроструктура покрытия после термической обработки (оплавления) при температуре 1150 °С с охлаждением в «Термат» представлена на рисунке 4.5, 4.6, 4.7

В процессе оплавления при закалке, в микроучастках жидкого состояния формируются устойчивые метастабильные карбидные и боридные фазы, расширяющие область растворимости легирующих элементов в твердом состоянии и измельчающие элементы lamellarной структуры. В данном случае причиной образования устойчивых метастабильных фаз является насыщение кристаллизующегося γ - твердого раствора на основе Ni легирующими элементами (W, Cr, B) при расплавлении на этапе термической обработки.

Идентификация карбидных фаз выполнена на основе стехиометрического расчета атомных долей элементов по данным рентгеноспектрального анализа, полученных как по выделенной линейной трассе, так и по локальным точкам.



Контрольная точка по сечению покрытия	Массовая доля, в %						Расчетный карбид
	C	Cr	Si	Ni	B	W	
1	16,2	0,1	—	0,4	0,1	83,2	WC
2	28,9	22,1	—	0,6	2,3	46,1	$\text{Cr}_3\text{W}_3\text{C}$
3	21,1	11,7	14,3	24,6	5,2	23,1	CrB
4	21,8	8,0	—	34,2	12,3	23,7	Ni_3B
5	70,3	0,1	3,0	0,5	26,1	—	B_4C

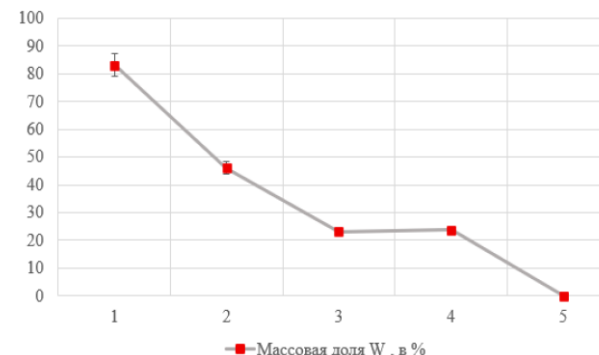
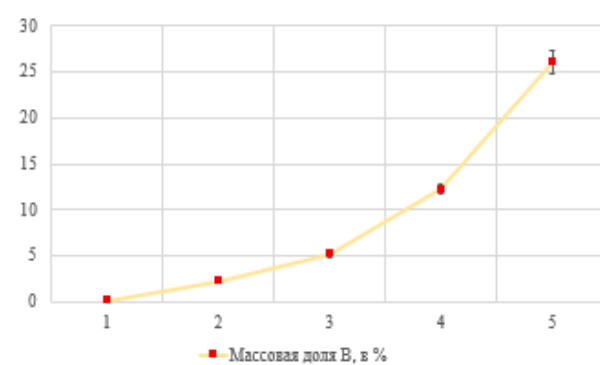
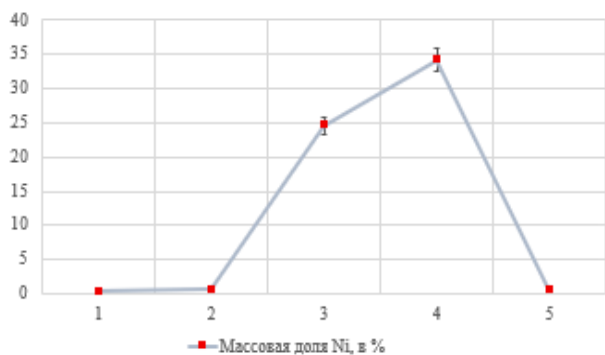
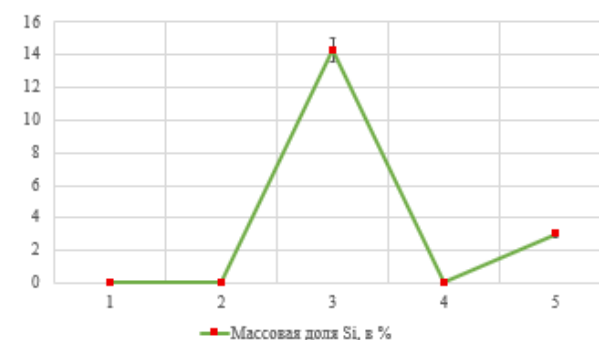
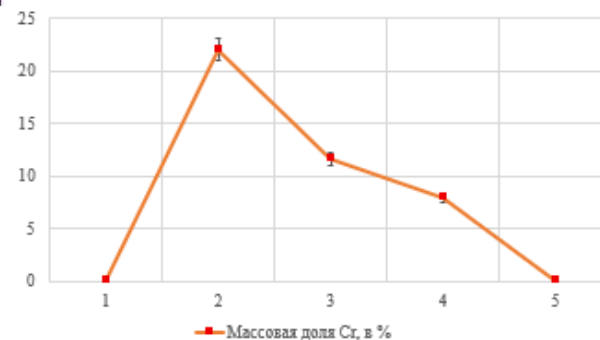
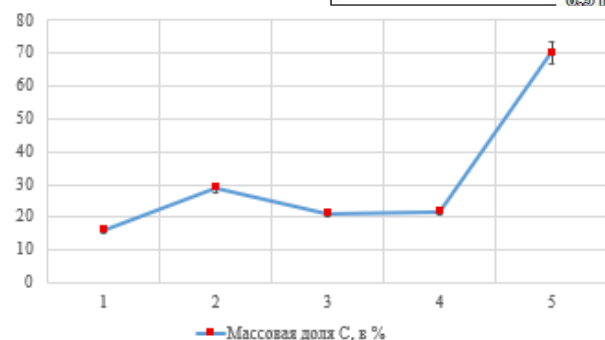


Рисунок 4.5 – Микрорентгеноспектральный анализ покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC по выделенной трассе с типичной области после термической обработки при 1150 °C с охлаждением в «Термат»

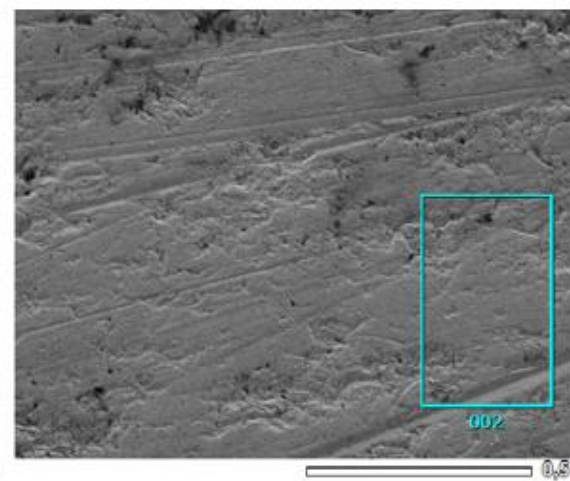
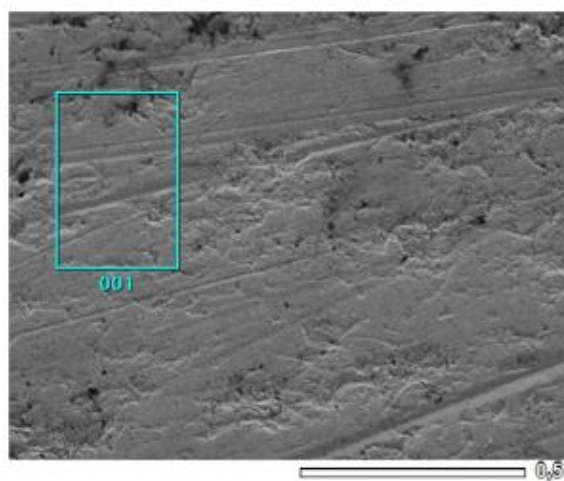
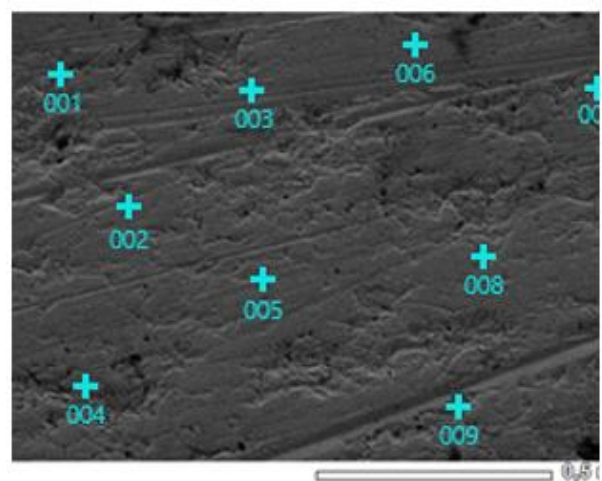
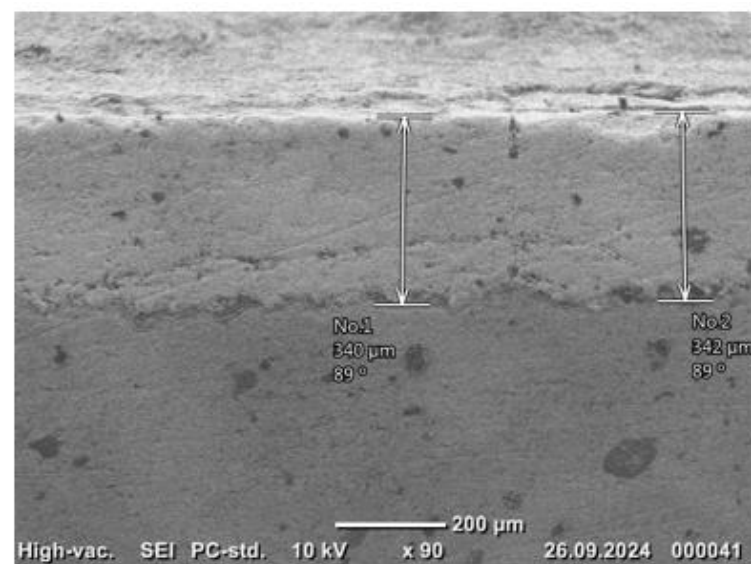


Рисунок 4.6 – Точки определения массовой доли элементов в оплавленном покрытии по режиму 1150 °С с охлаждением в «Термат»

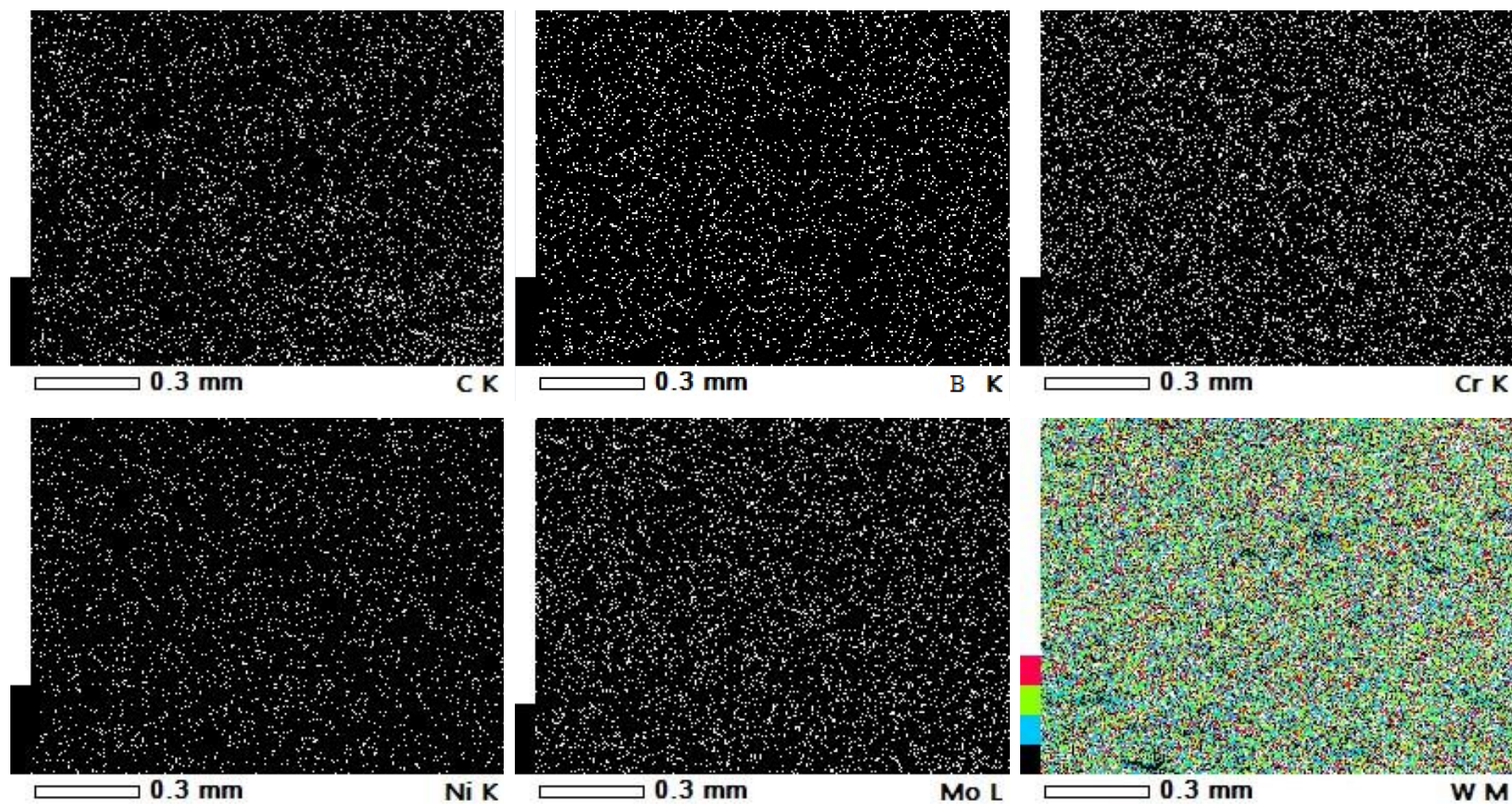


Рисунок 4.7 – Картограмма распределения основных элементов в оплавленном покрытии по режиму 1150 °С с охлаждением в «Термат»

Таблица 4.1 – Стехиометрический состав напыленного металла

Точка	Структура	Микротвердость, HV	Атомные доли элементов в %							Стехиометрия карбидных фаз
			C	Cr	Fe	Si	Ni	B	W	
001	Карбидная фаза на основе вольфрама	2400	24,81	1,99	5,55	3,19	21,8	-	42,66	$W_{43,27}C_{23,31} = W_2C$
002			18,01	2,27	4,29	3,59	27,5	-	44,34	
003			24,23	2,56	5,34	-	15	1,11	51,76	
004			26,46	2,17	5,19	4,24	12,7	-	49,24	
005			19,39	3,37	4,79	1,02	34,1	1,34	35,99	
006			28,04	2,54	5,20	1,03	14,2	-	48,99	
007			24,84	2,31	4,70	1,04	35,0	-	32,11	
008			19,58	2,11	5,67	-	35,1	-	37,54	
009			22,48	2,14	5,65	-	20,9	-	48,83	
Среднее значение			23,31	2,38	5,15	1,56	24,0	0,27	43,27	
010	Эвтектоид + отдельные карбидные включения	550	33,36	2,17	5,00	1,08	23,0	1,11	34,28	$W_{31,24}C_{27,87} = WC;$ $Cr_{6,22}W_{31,24}C_{27,87} = (Cr, W)C$
011			17,22	3,38	4,91	1,74	35,1	-	37,65	
012			29,49	2,44	5,46	-	34,1	1,28	27,23	
013			39,77	1,85	6,38	-	23,2	1,09	27,71	
014			30,81	2,05	15,0	1,03	23,8	-	27,31	
015			22,91	1,93	4,28	1,09	36,0	1,29	32,50	
016			26,32	1,81	5,16	-	34,0	1,27	31,44	
017			24,55	1,84	5,08	1,04	43,0	1,12	23,37	
018			26,41	1,71	4,76	-	27,4	-	39,72	
Среднее значение			27,87	2,13	6,22	1,19	31,1	1,19	31,24	

Микрорентгеноспектральный анализ и стехиометрические расчеты позволили идентифицировать формирование карбидных WC, W₂C, (Cr,W)C, Cr₃W₃C и боридных CrB, Ni₃B и B₄C фаз, содержание которых является определяющим фактором дополнительного увеличения твердости и износостойкости напыленного покрытия.

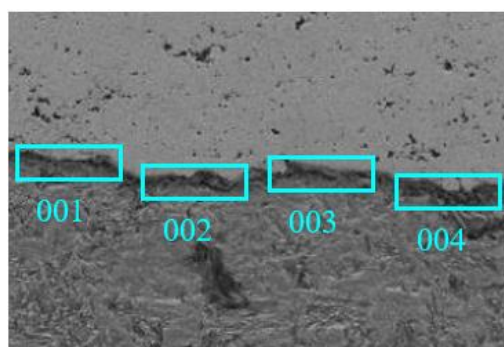
Термическая обработка оказывает благоприятное влияние на структуру покрытия, обеспечивая уменьшение остаточной пористости. Как видно из рисунка 4.8, пористость уменьшилась до значения 1 % после закалки с температуры 1150 °C в водополимерной среде «Термат».

Данный факт подтверждает положительный эффект от процесса оплавления компонентов матрицы покрытия, основанный на увеличении площади контакта и более полном обрамлении карбидов вольфрама никелевыми ламелями, а также дополнительном выделении из металлической основы мелких карбидных и боридных включений, армирующих никелевую матрицу и вносящих дополнительный вклад в повышение микротвердости покрытия на этапе термической обработки.



Рисунок 4.8 – Характер распределения пористости в покрытии после оплавления с температуры 1150 °C в водополимерной среде «Термат»

В переходном слое системы «покрытие-основа» глубиной до 25 мкм, наблюдается диффузия железа из основного металла в покрытие, а никеля, хрома и других элементов из покрытия в основу (рисунок 4.9).



Спектр	C	Fe	Ni	Cr	Al	B	Si
001	12,2	29,4	36,1	15,3	1,1	3,8	2,1
002	14,1	36,5	32,9	10,5	2,5	2,0	1,5
003	13,3	45,5	36,8	2,4	1,2	0,1	0,7
004	15,2	40,6	40,8	1,5	1,7	0,1	0,1

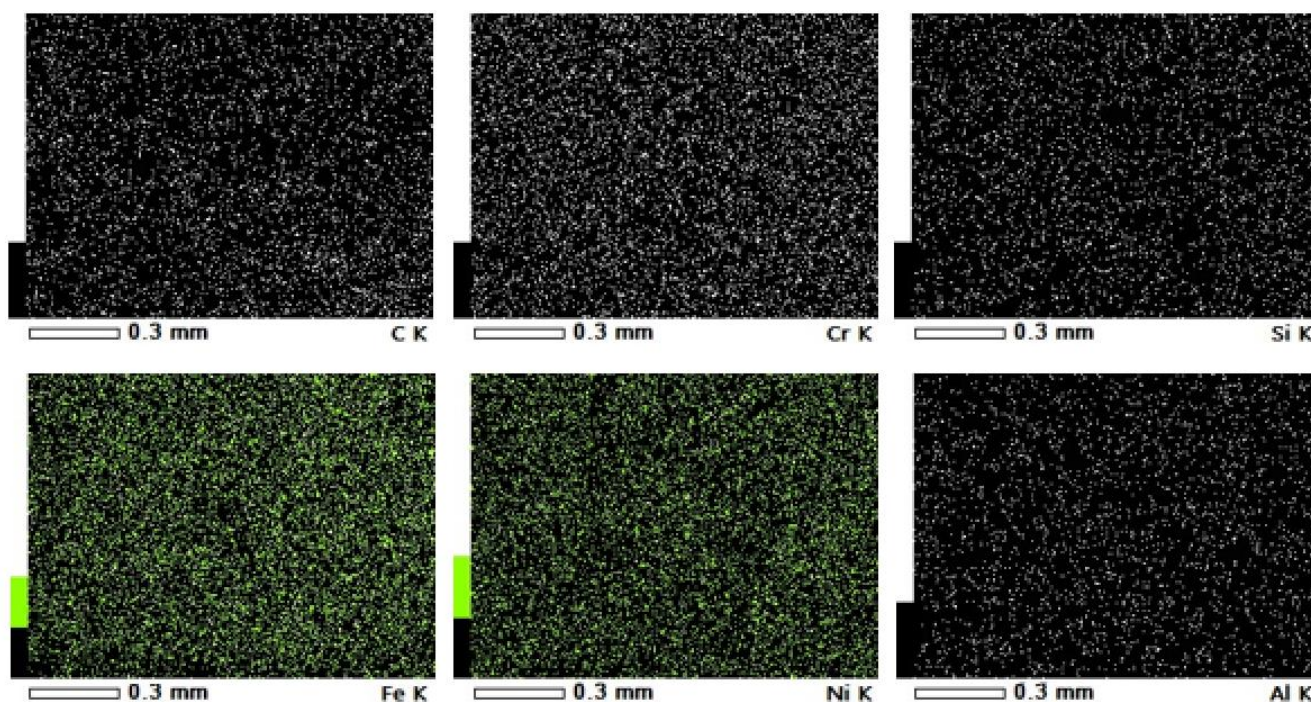


Рисунок 4.9 – Распределение легирующих элементов в переходной зоне «покрытие-основа» после оплавления с температуры 1150 °С в водополимерной среде «Термат»

Данный механизм обеспечивает повышение адгезионной прочности за счет частичного переплавления подслоя с основным металлом и формирования диффузионного соединения, о чем свидетельствует повышенное содержание никеля в диффузионной зоне со стороны основного металла, а также повышенное содержание железа на границе и в слое покрытия.

Фазовый состав покрытия определяли методом рентгенофазового анализа. Расшифровка рентгенограммы и идентификация фаз представлена на рисунке 4.10 и в таблице 4.2.

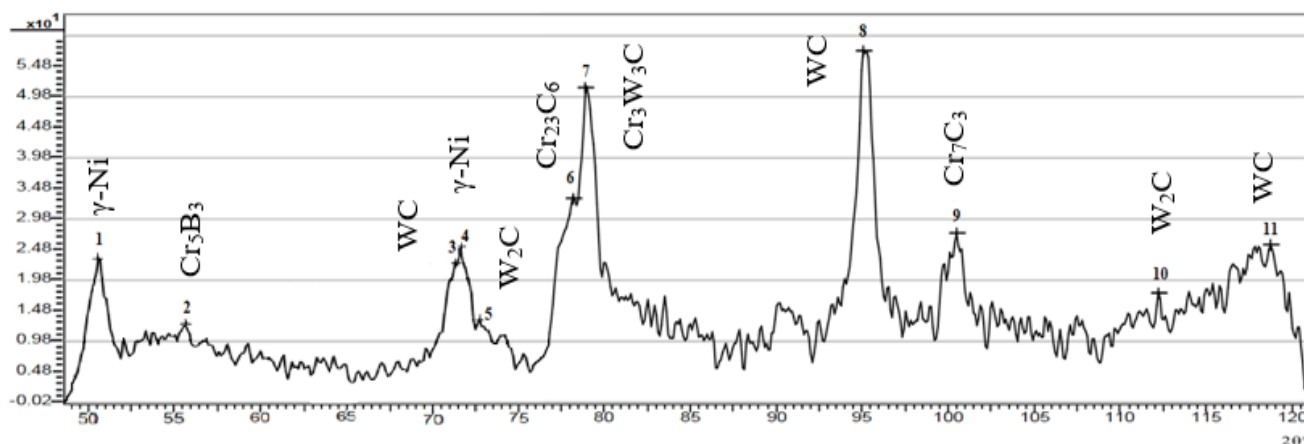


Рисунок 4.10 – Расшифровка рентгенограммы и идентификация фаз в покрытии системы Ni-Cr-B-Si-WC после оплавления по режиму 1150 °С с охлаждением в «Термат»

Таблица 4.2 – Расшифровка фаз пиков покрытия в режимах 1 и 2

№	d	hkl	Тип решетки	Фаза
1 пучок до 70°				
1	1,222	555	Сложная кубическая	Cr ₂₃ C ₆
2	1,213	733	Полукубическая	Cr ₃ W ₃ C
3	1,045	420	ГПУ	WC
4	1,002	404	ГПУ	Cr ₇ C ₃
5	0,928	114	ГЦК	W ₂ C
6	0,896	511	ГПУ	WC
2 пучок до 120°				
1	1,853	101	ГЦК	γ-Ni
2	1,720	310	ОЦТ	Cr ₅ B ₃
3	1,413	002	ГПУ	WC
4	1,409	311	ГЦК	W ₂ C
5	1,392	220	Ромбоэдрическая	B ₄ C

Результаты рентгенофазового анализа покрытия системы Ni-Cr-B-Si-WC после термической обработки позволили зафиксировать значительное изменение фазового состава по сравнению с исходным состоянием. Помимо карбидов W_2C и WC наблюдается образование множественных сложных карбидов типа $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Cr_3W_3C , а также боридов Cr_5B_3 и B_4C . Матрица представлена γ -твердым раствором на основе никеля (γ -Ni). Карбиды $Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_3 , выделившиеся в процессе термической обработки, значительно повышают твердость матрицы по механизму дисперсионного упрочнения. Образование сложного карбида Cr_3W_3C и боридов Cr_5B_3 и B_4C дополнительно повышает износостойкость в условиях абразивного изнашивания.

4.2. Анализ влияния режимов термической обработки на механические характеристики

Для количественной оценки влияния термической обработки на трибологические характеристики проведены испытания на сопротивление сухому изнашиванию в паре трения "металл-покрытие", результаты представлены на рисунке 4.11.

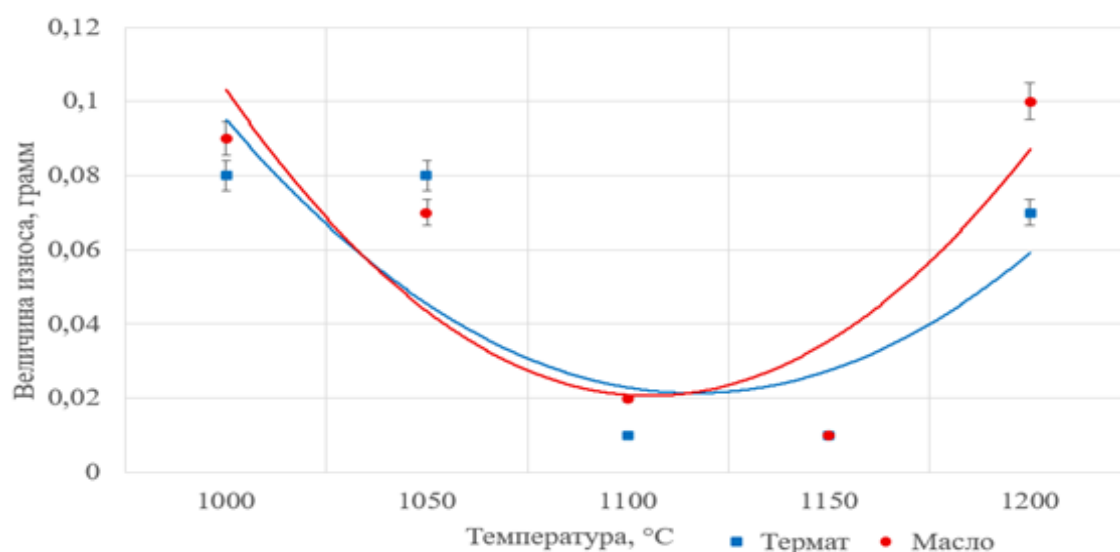


Рисунок 4.11 – Зависимость величины износа от режимов оплавления

Установлено, что для покрытий с содержанием 30% карбидной фазы WC, полученных методом ХГП, термическая обработка в интервале 1050-1150 °С оказывает максимально положительное влияние на износостойкость. При этом пик износостойкости приходится на интервал температур 1100-1150 °С. Зависимость массового износа от режимов термической обработки демонстрирует минимальные значения износа именно в указанном температурном диапазоне, что коррелирует с оптимальным перераспределением карбидных фаз, выделением дополнительных дисперсных фаз Cr_7C_3 , Cr_5B_3 и B_4C и формированием гетерогенной структуры покрытия.

Процесс оплавления газотермических покрытий не только усиливает эффект износостойкости, но и улучшает сцепление с подложкой, снижает пористость за счет интенсификации диффузионных процессов на границе покрытия с основным металлом, а также благодаря релаксации неблагоприятных растягивающих напряжений, которые присутствуют в исходных покрытиях непосредственно после напыления, о чем свидетельствуют данные рисунка 4.12.

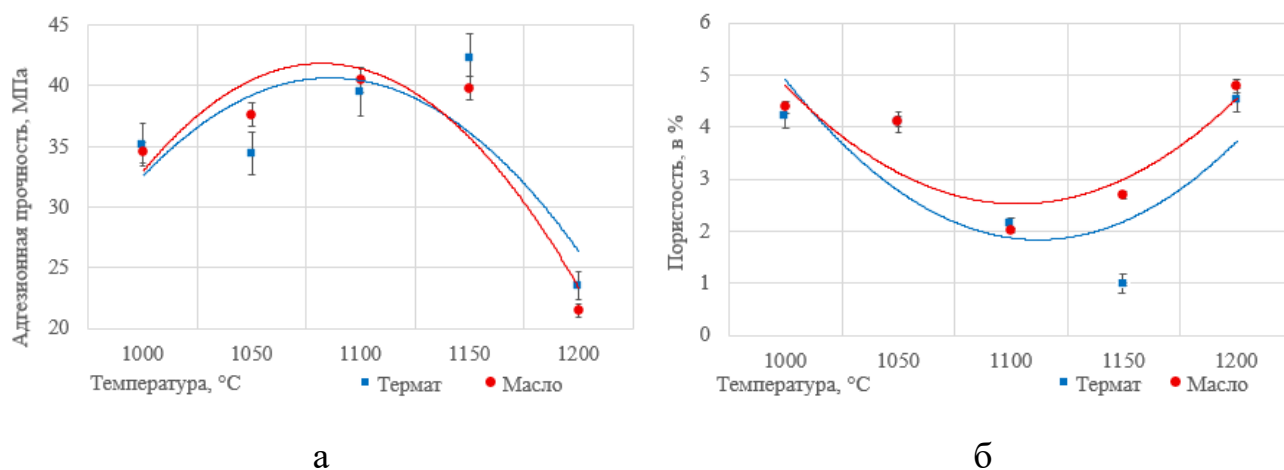


Рисунок 4.12 – Зависимость свойств покрытия от режимов оплавления: а – адгезионная прочность; б – пористость

Определено (рисунок 4.13), что в процессе закалки происходит снижение общей микротвёрдости связующей основы не более чем на 20%, но данный факт не оказывает критического воздействия на износостойкость материала с покрытием. Прирост износостойкости после термической обработки обеспечивается за счет упругопластического состояния lamellarной структуры, целенаправленного формирования в рабочем слое сложных дисперсных карбидных фаз, дополнительно выделяющихся на этапе термического упрочнения и армирующих вязкую матрицу γ - твердого раствора на основе Ni.

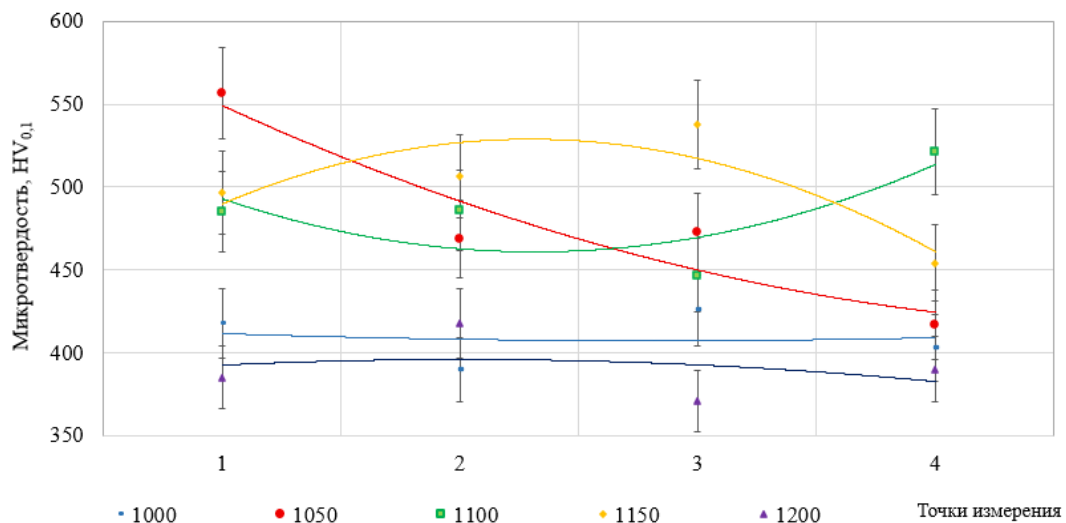
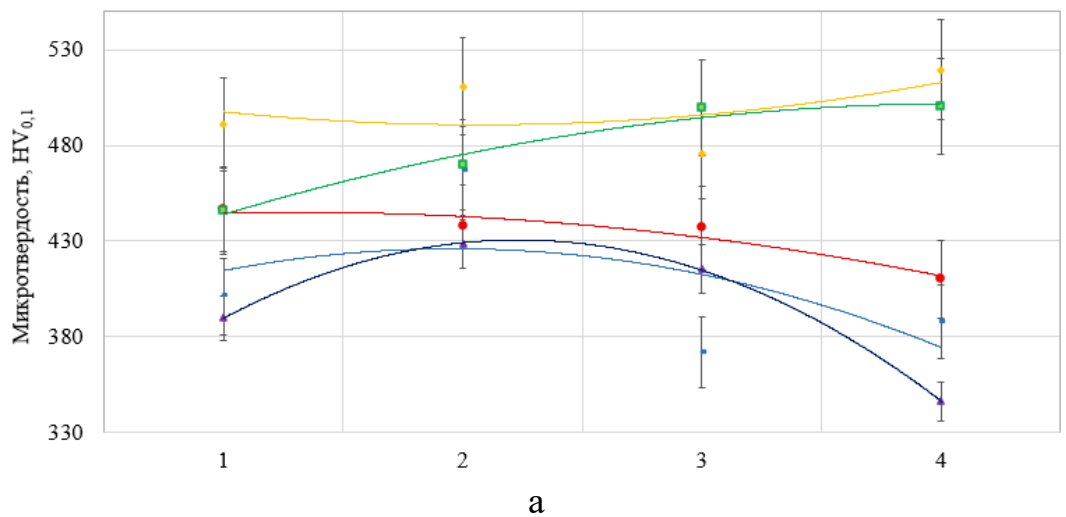


Рисунок 4.13 – Зависимость микротвёрдости от режимов оплавления с охлаждением в: а – «Термат»; б – масло: 1-4 точки контроля микротвёрдости по направлению от вершины покрытия (1) к подложке (4)

Наибольший разброс значений микротвердости наблюдается у покрытия в переходной зоне, причем разброс значений наблюдается как по сечению исследуемого образца, так и по отдельным фазам покрытия, что обуславливает появление локальных концентраций напряжений. Ключевым является тот факт, что данное умеренное разупрочнение матрицы не оказывает критического влияния на интегральную износостойкость покрытия. Фазовое упрочнение матрицы наблюдается в интервале температур 1050-1150 °С за счет образования карбидов и боридов Cr_7C_3 , Cr_5B_3 и B_4C , вносящих вклад в создание композитной структуры.

Таким образом, прирост износостойкости после термической обработки обусловлен дополнительным дисперсионным армированием никелевой матрицы покрытия карбидными и боридными фазами, наиболее интенсивно выделяющимися в интервале температур 1100-1150 °С.

Выводы по разделу 4

Разработан оптимальный режим термической обработки опытной порошковой композиции Ni-Cr-B-Si-WC. Определено, что за счет закалки с температуры 1150 °С в водополимерную среду «Термат», происходит формирование уплотненной ламельной структуры металлической матрицы с равномерным карбидным упрочнением.

Прирост износостойкости после термической обработки обеспечивается за счет упругопластического состояния ламельной структуры, целенаправленного формирования в рабочем слое сложных дисперсных карбидных и боридных фаз: Cr_7C_3 , Cr_5B_3 и B_4C , дополнительно выделяющихся на этапе термического упрочнения и армирующих вязкую матрицу γ - твердого раствора на основе Ni.

5. ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА С ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИМ ПОКРЫТИЕМ

В разделе представлены результаты исследований напряженного состояния готового тестового изделия «шток компрессора» с нанесением разработанного покрытия Ni-Cr-B-Si-WC на рабочую часть детали. Приведены данные моделирования рабочих нагрузок на поверхности штока при эксплуатации и результаты определения остаточных механических напряжений в изделии при реализации технологии изготовления и упрочнения готового изделия. Моделирование и анализ напряженного состояния подтвердило надежность конструкции при эксплуатационных нагрузках. Результаты, приведенные в разделе 5, выполнены и опубликованы совместно с научным руководителем д.т.н., профессором С.Е. Крыловой [220]. Доля личного вклада автора в проведенные исследования составляет 70%.

5.1. Определение остаточных механических напряжений в изделии магнитоанизотропным методом

Измерения разности главных механических напряжений (РГМН) проведены с целью сравнительной оценки критических напряжений в оригинальном штоке компрессора и опытном образце с напыленным покрытием системы Ni-Cr-B-Si-WC (рисунок 5.1). Исследование выполнено с использованием прибора «Stressvision», работающего на основе метода магнитоанизотропного анализа.

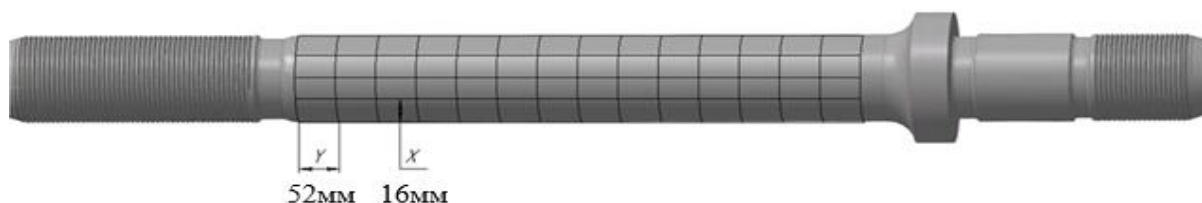


Рисунок 5.1 – Схема измерения разности главных механических напряжений

Сравнительный анализ экспериментальных данных позволил количественно оценить влияние технологии нанесения упрочняющего покрытия на распределение напряжений в зонах детали шток компрессора и выявить особенности формирования остаточных напряжений в системе "покрытие-подложка".

Результаты замеров разности главных механических напряжений, полученных с помощью сканера (индикатора) механических напряжений «Stressvision», приведены в таблице 5.1 и на рисунке 5.2.

Таблица 5.1 – Распределение РГМН в оригинальном штоке и напыленном образце

№ зоны сканирования	Минимальное значение РГМН, у.е.		Максимальное значение РГМН, у.е.		Среднее значение РГМН, у.е.	
	оригинальный шток,	напыленный образец	оригинальный шток,	напыленный образец	оригинальный шток,	напыленного образца
1	-9	-3	21	1	-9	-3
2	-9	-16	32	2	-9	-16
3	1	-10	60	3	1	-10
4	-17	-5	65	4	-17	-5
5	-27	-11	61	5	-27	-11
6	-67	-6	225	6	-67	-6
7	-196	-5	-7	7	-196	-5
8	-40	-3	347	8	-40	-3
9	-28	-2	215	9	-28	-2
10	-99	-11	60	10	-99	-11
11	-36	-8	59	11	-36	-8

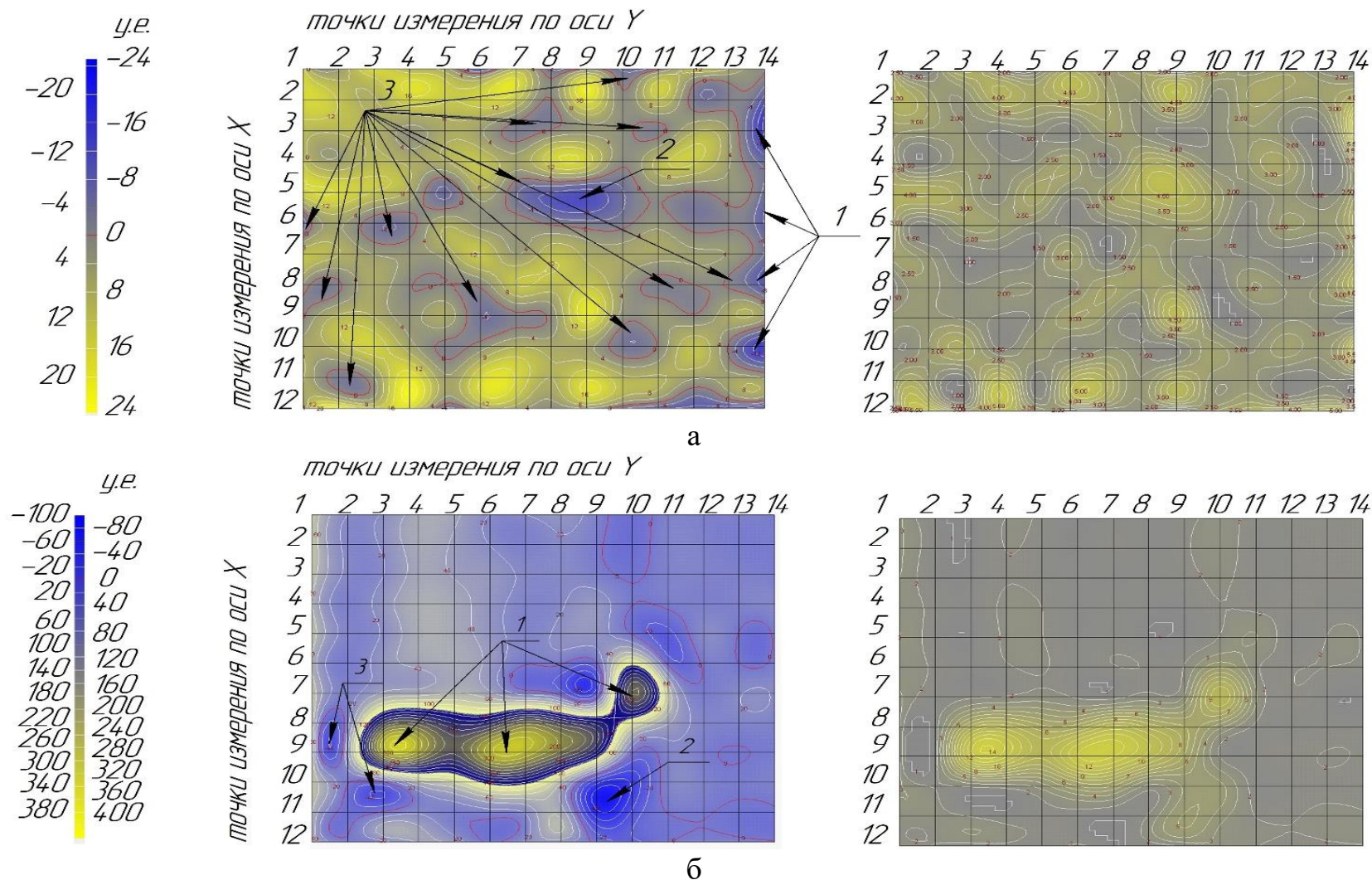


Рисунок 5.2 – Картограммы распределения РГМН для а – экспериментального образца, б – оригинального штока компрессора: 1 – зона краевых дефектов, 2 – зона сжимающих напряжений, 3 – компенсационные зоны

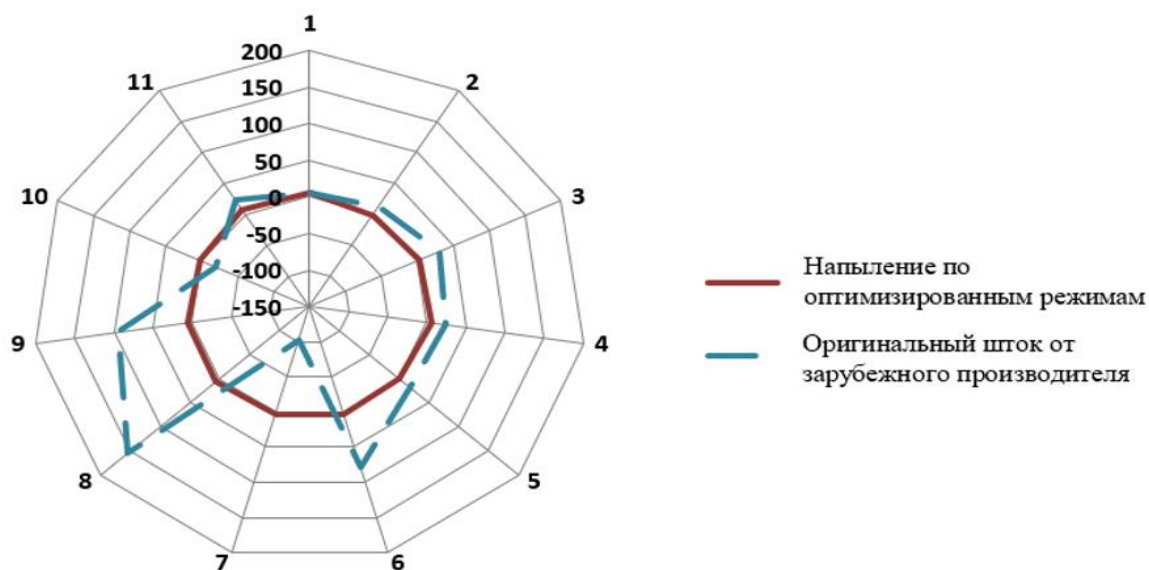


Рисунок 5.3 – Сравнительный анализ распределения средних остаточных напряжений

Из анализа данных следует, что распределение разности главных механических напряжений по поверхности опытного напыленного образца после изготовления равномерное и не превышает 20 у.е. (что соответствует 9,1 МПа). Данные анализа напряженного состояния с оригинального изделия получены на этапе реверс-инжиниринга, отработанного в течении 4000 часов штока компрессора. Оригинальное изделие имеет две локальные зоны напряженного состояния: зона 8 – максимальное значение РГМН в которой составляет 346,84 у.е., и зона 6 – максимальное значение РГМН в которой равно 225,5 у.е., однако средний фон распределения напряжений также стабилен и находится в пределах 30 у.е. Наличие зон с повышенными значениями РГМН объясняется накопительным эффектом напряжений в локальных зонах трения при эксплуатации. Полученные данные показывают, что у экспериментального образца, с поверхностным упрочнением методом ХГН в процессе нанесения покрытия и последующей его механической обработки формируются незначительные равномерные остаточные механические напряжения в зоне покрытия, не превышающие значения РГМН по сравнению с технологией зарубежного производителя, что позволяет обоснованно рекомендовать разработанный состав покрытия к апробации на пилотной детали.

5.2. Математическое моделирование эксплуатационных нагрузок

Математическое моделирование в программном комплексе ANSYS позволило провести детальный анализ напряженно-деформированного состояния пары сопряжения «шток-поршень» с учетом влияния нагрузок от рабочих газов и температурного вложения на этапе эксплуатации. В таблице 5.2 представлены параметры материалов деталей сопряжения. Расчетная схема, отображающая геометрию деталей сопряжения «шток-поршень» и приложенные нагрузки, представлена на рисунке 5.4.

Таблица 5.2 – Основные материалы деталей сопряжения «шток-поршень»

Материал	Параметр				
	Деталь	Модуль упругости Е, ГПа	Коэффициент Пуассона μ	Плотность, ρ , кг/м ³	Коэффициент линейного расширения α , 1/°C
Сталь AISI 4140	Шток	205	0,29	7850	$1,22 \cdot 10^{-5}$
Сталь 45	Гайка	200	0,29	7870	$1,12 \cdot 10^{-5}$
Алюминий АД35Т1	Поршень	69	0,33	2700	$2,30 \cdot 10^{-5}$
Фторопласт Ф4К20	Кольца уплотнительные	0,57	0,46	2150	$7,50 \cdot 10^{-5}$

Согласно анализу стандартов API, спецификаций CPI и Dresser-Rand, установлены предельные параметры эксплуатации, включающие максимальную контактную нагрузку на рабочую поверхность штока 6,86 МПа, рабочее давление 6,67 МПа, температуру 150°C и состав рабочей среды с содержанием 2% H₂S, 2% CO₂ и до 1% водяного пара. Для обеспечения безотказной работы в данных условиях рабочая поверхность штока должна иметь адгезионную прочность не менее 32 МПа при условии высоких трибологических характеристик.

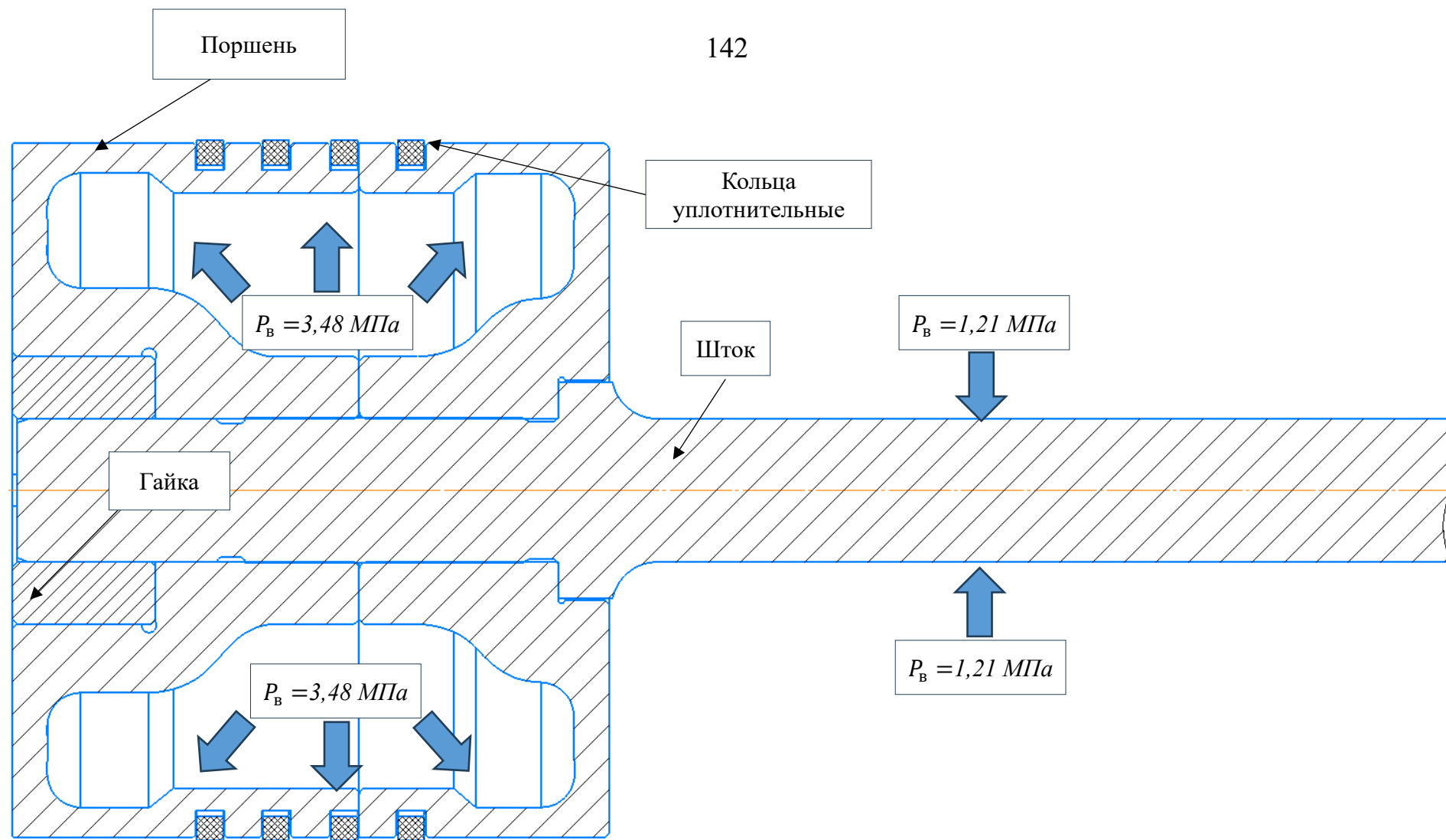


Рисунок 5.4 – Основные элементы сопряжения и параметры материалов с учетом влияния нагрузок и температуры на напряженно-деформированное состояние штока поршня

Результаты математического моделирования подтвердили соответствие проектных параметров нормативным требованиям. Установлено, что средние значения нормальных напряжений, действующих вдоль оси штока, не превышают 32,46 МПа (рисунок 5.5).

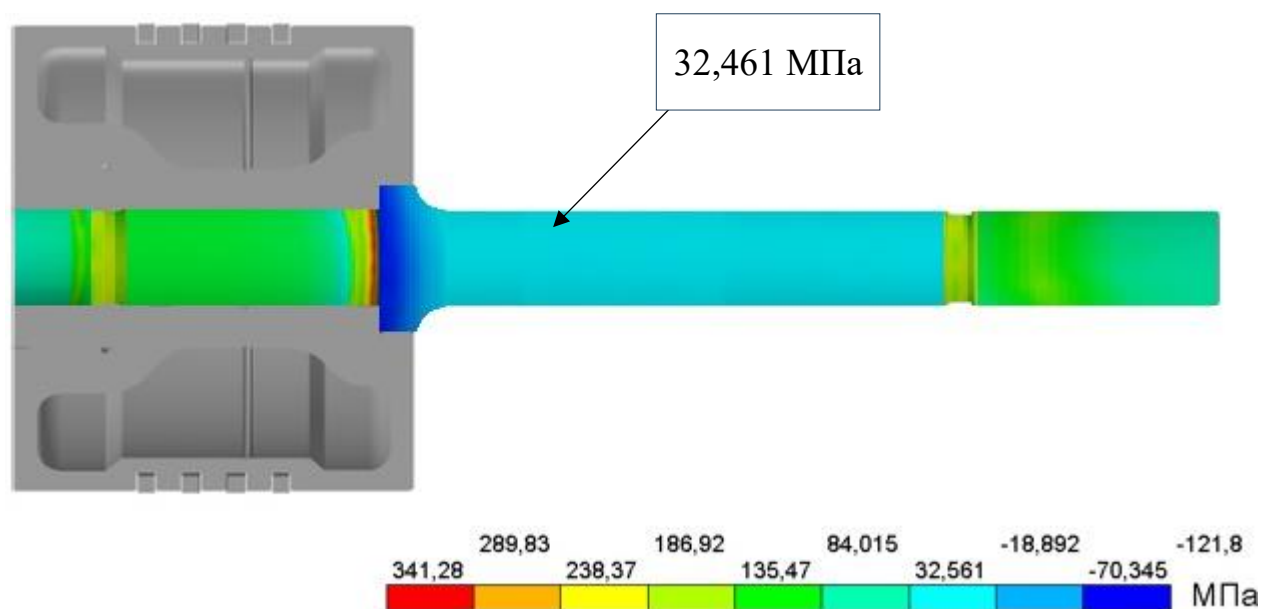


Рисунок 5.5 – Распределение эквивалентных напряжений на рабочих поверхностях штока при его нагружении

Анализ распределения напряжений выявил зоны максимальной нагрузки, локализованные в резьбовой части штока и в области галтелей, что соответствует типичным концентраторам напряжений в конструкциях данного типа.

5.3. Повышение качества резьбы штока с целью снижения напряжений

Установлено, что концентрация напряжений в резьбовом соединении штока создает риск усталостного разрушения. Трещины формируются у основания профиля резьбы в зоне действия максимальных растягивающих напряжений. Анализ выявил нормативное противоречие: стандарт API-618-2008 допускает локальное увеличение твердости резьбы, тогда как ГОСТ Р 53678-2009 не

допускает этого из-за снижения трещиностойкости в сероводородсодержащих средах. В качестве решения применена технология финишного полирования профиля резьбы. Макроструктура резьбы до проведения полировки представлена на рисунке 5.6.

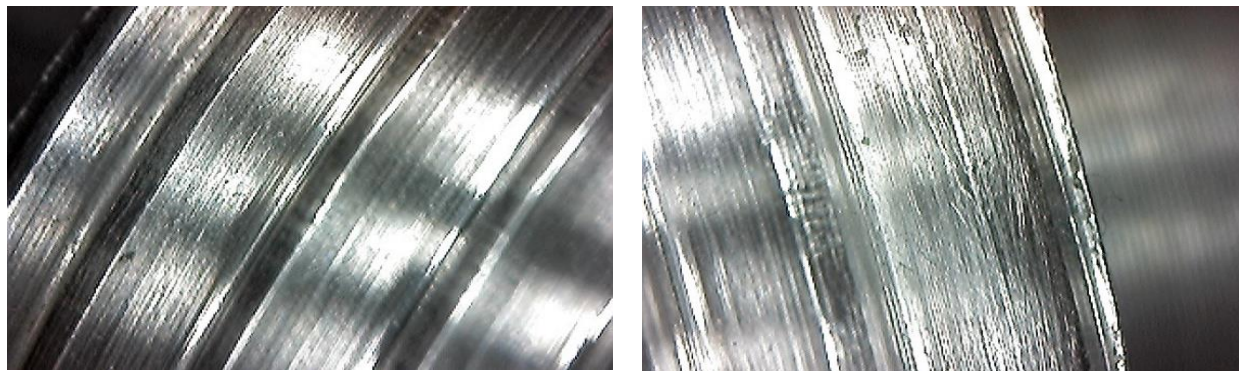
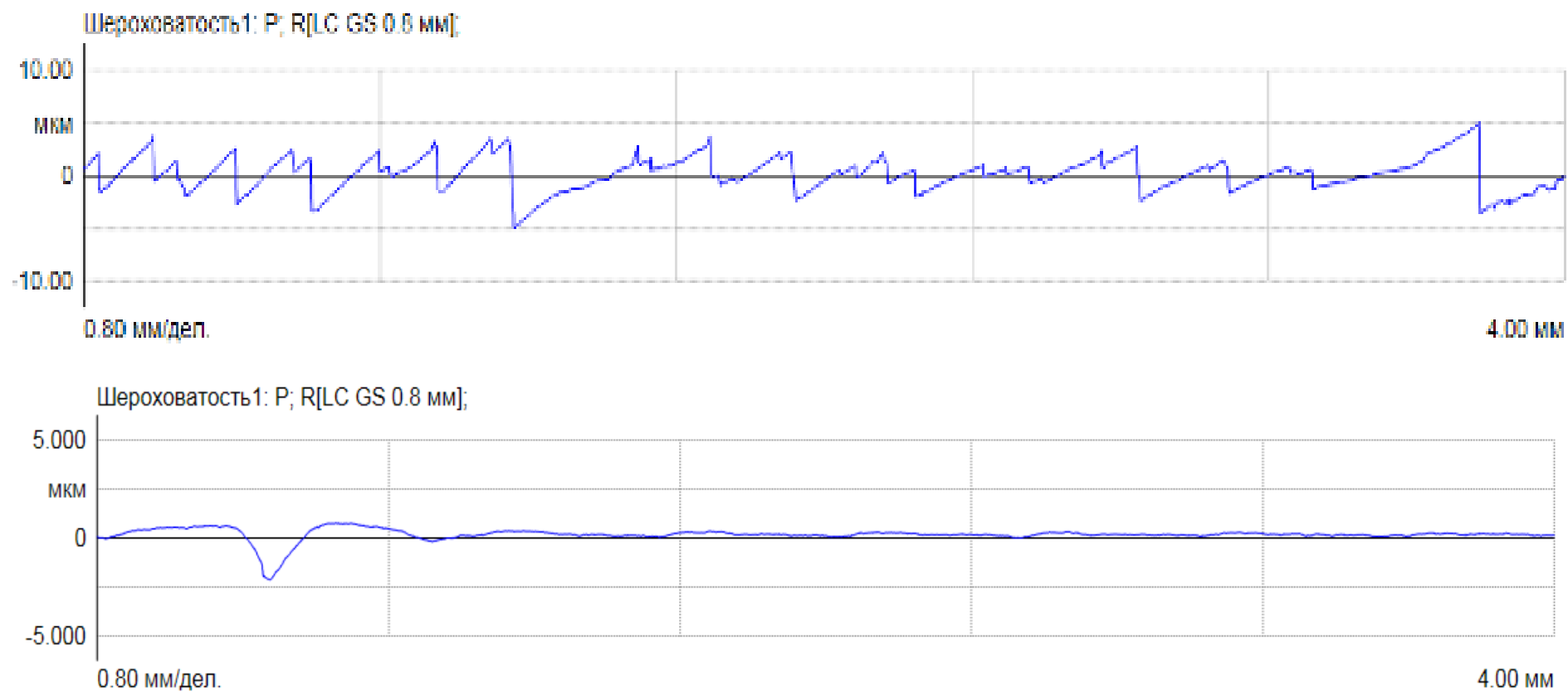


Рисунок 5.6 – Макрофотография исходной поверхности резьбы

Контроль шероховатости профиля резьбы выполнялся на системе Marwinhr 20 при температуре $+21,0^{\circ}\text{C}$ и влажности 54%. Схемы измерения шероховатости представлена на рисунке 5.7, а результаты измерений на рисунке 5.8 и в приложении В.



Рисунок 5.7 – Схемы измерения шероховатости: а – в продольном направлении, б – в поперечном направлении, в – по вершине витка



Минимальное значение, мкм	Максимальное значение, мкм	Среднее арифметическое значение, мкм
0,889	1,222	1,023

Рисунок 5.8 – Профилограммы исследуемой резьбы в продольном направлении по боковой поверхности витка

Для повышения качества профиля резьбовой поверхности и достижения минимально-возможного параметра шероховатости, применен метод полирования с применением специально разработанного устройства (рисунок 5.9).

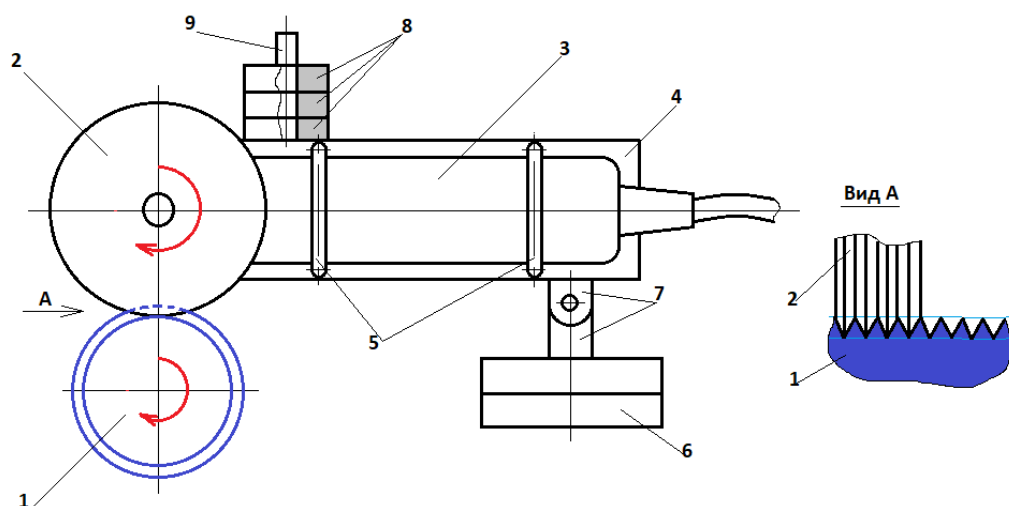


Рисунок 5.9 – Устройство для полирования резьбы: 1 – полируемая резьба; 2 – полировальный диск; 3 – УШМ; 4 – основание; 5 – хомуты; 6 – суппорт станка; 7 – шарнирное соединение; 8 – противовесы; 9 – штыри

Технологический процесс полирования резьбы включал обработку резьбы мелкоабразивной пастой микрошлифпорошка М10 по ГОСТ 3647-80 и пастой ГОИ по ТУ6-18-36-85. Паста наносилась на резьбу штока, а прижим и движение по поверхности осуществлялась торцевым полировальным кругом. В начале полирования применялась более грубая паста, затем осуществляли переход на более мелкодисперсные фракции с целью ступенчатого снижения параметра шероховатости. Наилучшие результаты по достижению минимальной шероховатости были получены при использовании микрошлифпорошка М10. При этом было установлено, что такой режим обработки не только снижает шероховатость, но и способствует формированию более равномерного поверхностного слоя без термических и механических повреждений (рисунок 5.10). Профилограммы после полировки в различном направлении представлены на рисунках в приложении В.

Результаты измерений шероховатости резьбы демонстрируют значительное улучшение состояния поверхности после полирования. Эффективность обработки подтверждается снижением шероховатости в продольном направлении на 77,13%, в поперечном на 48,21% и по вершине витка на 65,97%. Окончательная сборка узла пары «шток-поршень» (рисунок 5.11) демонстрирует готовность изделия к эксплуатации и подтверждает достижение целевых показателей работы.

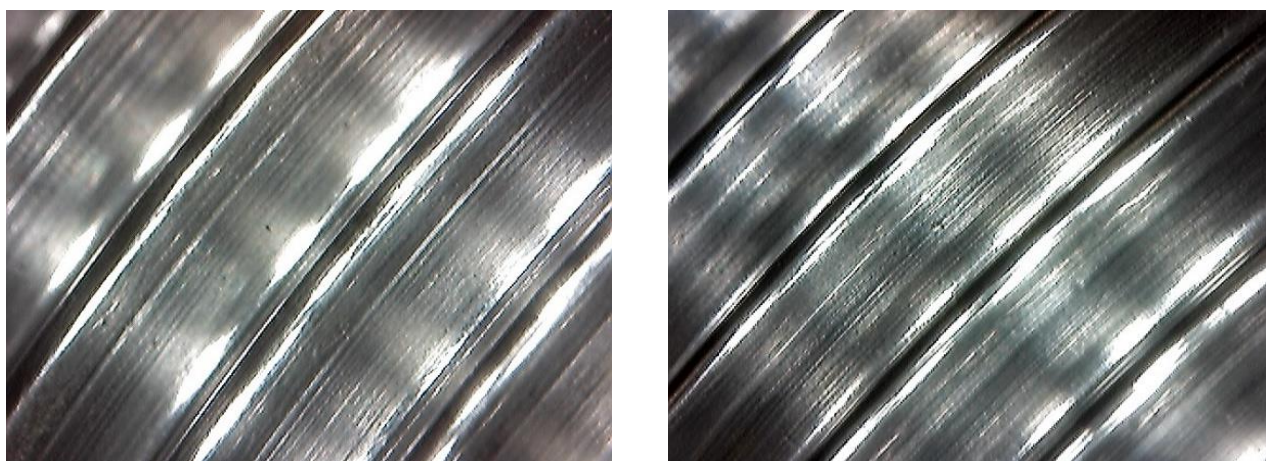


Рисунок 5.10 – Макрофотография поверхности резьбы после полировки



Рисунок 5.11 – Готовый шток с упрочняющим покрытием в сборе с поршнем

5.4. Оценка экономического эффекта от внедрения технологии в производство

Принципиальная оценка экономической эффективности технологии упрочнения штоков компрессоров методом ХГН WC-покрытий демонстрирует существенные экономические преимущества. Внедрение метода ХГН позволяет значительно сократить продолжительность ремонтных простоев компрессорных установок с более 270 дней до 45 дней за счет устранения необходимости импорта комплектующих и сокращения логистического цикла в условиях санкционных ограничений.

Как следует из данных таблицы 5.3, совокупный экономический эффект выражается еще в кратном уменьшении прямых затрат на приобретение и/или упрочнение деталей. Стоимость упрочненного изделия с нанесенным износостойким покрытием сокращена более чем в 2 раза по сравнению с оригинальным импортным аналогом.

Таблица 5.3 – Экономический эффект

Критерий оценки	Оригинальное изделие в зарубежном исполнении	Предлагаемого метода
Простой компрессорной установки, дней	>270	<45
Стоимость, руб	>2 000 000,00	<700 000,00
Поддержка политики РФ по импортозамещению	-	+

Основной экономический эффект от внедрения технологии заключается не только в прямой экономии на стоимости детали, но и в сокращении убытков от простоя оборудования. Для газоперекачивающего агрегата (ГПА) средней мощности, стоимость 1 часа простоя может составлять от 50 до 200 тысяч рублей,

в зависимости от технологической цепочки, что на порядки превышает затраты на производство.

В масштабах отрасли потенциал внедрения технологии довольно велик и составляет около 400 тысяч промышленных компрессоров, значительная часть парка которых зависит от импортных запчастей (Dresser-Rand, CPI, Ariel и др.), разработанное решение создает основу для формирования устойчивой отечественной системы обеспечения для всего нефтегазового сектора. Это напрямую способствует достижению стратегической государственной цели по полному импортозамещению оборудования топливно-энергетического комплекса.

Разработанная технология поддержана патентом на изобретение № RU 2784024 С1 «Способ получения вольфрамсодержащего покрытия на металлических деталях нефтегазового машиностроения».

Результаты промышленных испытаний, проведенных на предприятиях ООО «Технология» и ООО «Газпром переработка», подтвердили полное соответствие рабочей части штока компрессора с разработанным покрытием всем заявленным эксплуатационным требованиям по износостойкости и адгезионной прочности, в том числе в сероводородсодержащих средах.

Выводы по разделу 5

Установлено, что распределение разности главных механических напряжений на границе «подложка-покрытие» не превышает 20 у.е., что соответствует 9,1 МПа. При экспериментально подтвержденной адгезионной прочности покрытия 39,9 МПа и расчетных напряжениях 34,5 МПа в системе моделирования ANSYS, обеспечена гарантированная работоспособность изделия при эксплуатационных нагрузках.

Для резьбовых соединений внедрена операция финишного полирования, позволяющая устранить микродефекты поверхности, снижая риск разрушения, при полном соответствии нормативным требованиям к твердости поверхности.

Обеспечен значительный экономический эффект от внедрения импортозамещающей технологии производства и упрочнения штоков нефтегазового оборудования, составляющий 0,7 млн. руб. на одно изделие за счет сокращения сроков ремонтных простоев оборудования в 3-4 раза.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработано вольфрамсодержащее покрытие порошковой композиции системы Ni-Cr-B-Si-WC (59,0% Ni, 28,9% W, 5,3% Cr, 1,7% Fe, 1,2% B, 2,5% Si, 1,4% C) дисперсностью 15-30 мкм. Сформирована армированная никелевая металлическая основа с равномерным распределением дисперсных карбидных включений WC и устойчивых карбидных и боридных фаз.

2. Определены основные оптимальные параметры газопламенного напыления (расстояние от сопла горелки до детали порядка 130 мм, скорость линейного перемещения - 25 мм/сек, скорость вращения заготовки - 100 мм/мин, угол установки сопла к напыляемой поверхности - 90°), обеспечивающие содержание карбидной фазы WC в покрытии в пределах 29,1 - 30 % и позволяющие достигнуть значений адгезионной прочности в пределах 36,0 - 39,9 МПа.

3. Выявлено, что с уменьшением размерности фракции карбида вольфрама (WC) с 120 до 15-30 мкм увеличивается общее содержание усвоенных карбидов в матрице. Установлено, что карбидное упрочнение никелевой матрицы частицами дисперсного сферического карбида вольфрама WC позволяет улучшить послойное формирование ламелей покрытия с образованием карбидов Cr_{23}C_6 , $\text{Cr}_3\text{W}_3\text{C}$, WC, повысить плотность и однородность структуры, уменьшить объем свободных микропустот на границе WC-связка с 10 до 1 %.

4. Разработан оптимальный режим термической обработки опытной порошковой композиции Ni-Cr-B-Si-WC. Определено, что за счет закалки с температуры 1150 °С в водополимерную среду «Термат», происходит формирование уплотненной ламельной структуры металлической матрицы с равномерным карбидным упрочнением. Прирост износостойкости после термической обработки обеспечивается за счет упругопластического состояния ламельной структуры, целенаправленного формирования в рабочем слое сложных дисперсных карбидных и боридных: Cr_7C_3 , Cr_5B_3 и B_4C , дополнительно выделяющихся на этапе термического упрочнения и армирующих вязкую матрицу

γ- твердого раствора на основе Ni.

5. Установлено, что фактические остаточные напряжения после реализации технологии получения и поверхностного упрочнения не влияют на работоспособность изделия, так как распределение разности главных механических напряжений на границе металл-покрытие не превышает 20 у.е., что соответствует остаточным напряжениям в пределах 1,3-9,1 МПа, при экспериментально подтвержденной адгезионной прочности покрытия 42,2 МПа.

6. Разработанный состав и способ нанесения покрытия Ni-Cr-B-Si-WC внедрен в ремонтное производство предприятия сервисного машиностроения ООО «Технология» с целью упрочнения деталей нефтегазовой отрасли предприятия «Оренбургский газоперерабатывающий завод». В результате применения импортозамещающей технологии упрочнения деталей компрессорного оборудования прогнозируется сокращение сроков ремонтных простоев с 270 до 45 рабочих дней для каждого элемента установки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Карпов, Д.А. Оценка зависимости России от импорта промежуточной продукции / Д. А. Карпов. - Москва: Банк России, 2022. - 55 с.
2. Нуреев, Р.М. Экономические санкции против России: краткосрочные и среднесрочные последствия для нефтяной и газовой промышленности / Р.М. Нуриев, Е.Г. Бусыгин // Journal of Economics Regulation. - 2017. - № 3 С. 6-22.
3. Проскурякова, Л.Н. Прогнозирование «энергетического» приоритета Российской научно-технической стратегии / Л.Н. Проскурякова // Обзоры энергетической стратегии. - 2019. - № 26. - С. 1-12.
4. Li, X. Piston rod fracture in natural gas process compressors for underground gas storage: A comprehensive case study / X. Li, B. Zhao, Y. Guo, X. Jia, X. Peng // Engineering Failure Analysis. - 2024. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.108152>.
5. Li, X. Fracture mechanism and fault evolution of piston rod in hydrogen reciprocating compressor / X. Li, Y. Guo, W. Xiong, X. Jia, X. Peng // International Journal of Hydrogen Energy. - 2023. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.08.014>.
6. Ilman, M. Failure analysis and fatigue performance evaluation of a failed connecting rod of reciprocating air compressor / M. Ilman, R. Barizy // Engineering Failure Analysis. - 2015. - Vol. 56. - Pp. 142-149. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.03.010>.
7. Li, X. Quantitative diagnosis of loose piston rod threads in reciprocating compressors for hydrogen storage and transport / X. Li, A. Diao, Y. Guo, X. Jia, C. Zhang, X. Peng // International Journal of Hydrogen Energy. - 2023. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.06.032>.
8. Dsilva, P. Failure Analysis of Reciprocating CO₂ Compressor / P. Dsilva, P. Shetty, P. Sondar, G. Kumar, S. Hegde // Journal of Failure Analysis and Prevention. - 2021. - Pp. 1-9. <https://doi.org/10.1007/s11668-020-01109-z>.

9. Mori, Y. Condition Monitoring Technology for Connecting Part and Sliding Part of Reciprocating Compressor / Y. Mori, T. Saito, Y. Mizobe // - 2017. <https://doi.org/10.1115/IMECE2017-70913>.
10. Petrova, I. Computational and experimental study of the stress state of the connecting rod of the opposed compressor to assess the probability of failure-free operation / I. Petrova, M. Filimonov // Industrial laboratory. Diagnostics of materials. - 2020. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2020-86-5-52-58>.
11. Tang, Y. Incorporating compressor station multiple failure modes in risk evaluation of electricity-gas integrated energy systems / Y. Tang, Y. Zhao, W. Li, K. Xie, J. Yu // CSEE Journal of Power and Energy Systems. - 2021. <https://doi.org/10.17775/cseejpes.2020.05850>.
12. Jiang, Z. A Study on Dynamic Response and Diagnosis Method of the Wear on Connecting Rod Bush / Z. Jiang, Z. Mao, Y. Zhang, J. Zhang // Journal of Failure Analysis and Prevention. - 2017. - Vol. 17. - Pp. 812-822. <https://doi.org/10.1007/s11668-017-0301-8>.
13. Prasad, B. Effect of Liquid on a Reciprocating Compressor / B. Prasad // Journal of Energy Resources Technology-transactions of The Asme. - 2002. - Vol. 124. - Pp. 187-190. <https://doi.org/10.1115/1.1491981>.
14. Ruoff, G. Piston Rod Run-out is a Key Criterion for Recip Compressors / G. Ruoff // Compressor Handbook. - 2020. <https://doi.org/10.1201/9781003151517-14>.
15. Khayrullina, R. Assessment of the negative impact of low-frequency vibrations on technological pipelines of compressor stations / R. Khayrullina, A. Valeev // . - 2021. <https://doi.org/10.21595/lger.2021.22036>.
16. Andoko, A. Failure analysis of connecting rod / A. Andoko, I. Nauri, P. Paryono, P. Kurniawan, D. Pradica, R. Jeadı, R. Prasetya, T. Ginta // . - 2020. - Vol. 2262. - P. 050013. <https://doi.org/10.1063/5.0015762>.
17. Chen, Z. Study on a flexible rod-type valved linear compressor without piston offset / Z. Chen, J. Hu, L. Zhang, Z. Wu, Y. Chen, Y. Sun, B. An, E. Luo // Cryogenics. - 2024. <https://doi.org/10.1016/j.cryogenics.2024.103887>.

18. Расторгуев, Г.А. Эксплуатационный износ деталей нефтегазового оборудования / Г.А. Расторгуев // Известия вузов. Нефть и газ. 2014. №1.

19. Пластинин, П.И. Поршневые компрессоры. Том 1. Теория и расчет. / П.И. Пластинин // - 3-е изд., доп. - М.: КолосС, 2006. - 456 с. - (Учебники и учеб. пособия для студентов высш. учеб. заведений). ISBN 5-9532-0428-0 (Т. 1).

20. Mitrofanov, A.V. Analysis of Failure of Gas Compressor Piston Rod / A.V. Mitrofanov, S.N. Baryshov // Chem Petrol Eng. - 2014. - Vol. 49. - Pp. 594-599. <https://doi.org/10.1007/s10556-014-9801-5>.

21. Муратов, В.С. Анализ и пути предотвращения преждевременного разрушения тяжело нагруженных изделий из высокопрочных сталей / В.С. Муратов, Е.А. Морозова, Н.С. Якимов // Современные материалы, техника и технологии. 2019. №5 (26). - С. 126-131.

22. Маслов, Н. А. Анализ механических неисправностей пластинчатых гидромашин путевой техники / Н.А. Маслов // Вестник Сибирского государственного университета путей сообщения. - 2015. - № 2(33). - С. 53-59.

23. Luo, Y. Fatigue of piston rod caused by unsteady, unbalanced, unsynchronized blade torques in a Kaplan turbine / Y. Luo, Z. Wang, J. Zeng, J. Lin // Engineering Failure Analysis. - 2010. - Vol. 17, Issue 1. - Pp. 192-199. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2009.06.003>.

24. Мольцен, С.Н. Повышение долговечности резьбовых соединений штоков при циклической нагрузке / С. Н. Мольцен, А. В. Кравченко, Ю. Н. Симонов, Р. М. Полежаев // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. - 2021. - Т. 23, № 2. - С. 27-35.

25. Cai, W. Study of fatigue damage of pumping rods based on finite element simulation / W. Cai, X. Mo, W. Li, S. Liu, D. Zhou, H. Zhang, Z. Huang // Front. Earth Sci. - 2023. - Vol. 10:1013167. <https://doi.org/10.3389/feart.2022.1013167>.

26. Jiménez-Alfaro, S. A computational framework for predicting the effect of surface roughness in fatigue / S. Jiménez-Alfaro, E. Martínez-Paneda // International

Journal of Fatigue. - 2025. - Vol. 199. - P. 109044.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2025.109044>.

27. Martín, V. Effect of shot peening residual stresses and surface roughness on fretting fatigue strength of Al 7075-T651 / V. Martín, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez // Tribology International. - 2020. - Vol. 142. - P. 106004.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.106004>.

28. Porras, E. A fracture study of a connecting rod from a refrigeration compressor / E. Porras, S. Pulecio, J. Marín // Ingeniería e Investigación. - 2010.
<https://doi.org/10.15446/ing.investig.v30n1.15221>.

29. Лупенцев, К.Л. Анализ работоспособности пластичных смазок и присадок к смазочным материалам в машинах и механизмах / К. Л. Лупенцев, Л. Ю. Гулева, И. Р. Хузин, О. В. Мяло // Сборник материалов Международной научно-практической конференции обучающихся, посвященной 90-летию со дня рождения Е.П. Огрызкова, Омск, 15 января 2019 года. - Омск: Омский государственный аграрный университет имени П.А. Столыпина, 2019. - С. 174-180.

30. Перекрестов, А. П. Повышение технического ресурса подвижных сопряжений технологическими методами (на примере работы компрессора в агрессивной среде с сероводородом): Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук 05.02.04. / А.П. Перекрестов. - Астрахань, 2017. - 351 с.

31. Ding, S. Tribological behaviors of laser textured surface under different lubrication conditions for rotary compressor / S. Ding, H. Wei, O. Yang, L. Deng, D. Mu // Scientific Reports. - 2023. - Vol. 13. <https://doi.org/10.1038/s41598-023-32490-y>.

32. Полюшкин, Н.Г. Основы теории трения, износа и смазки: учеб. пособие / Н.Г. Полюшкин; Краснояр. гос. аграр. ун-т. - Красноярск, 2013. - 192 с.

33. Кушнарченко, В.М. Причины повреждений муфт насосно-компрессорных труб / В.М. Кушнарченко, В.С. Репях, И.Ш. Тавтилов, С.Ю. Решетов // Известия вузов. Поволжский регион. Технические науки. 2020. №4 (56).

34. Мигранов, М. Ш. Износостойкость узлов трения винтового компрессора / М. Ш. Мигранов, А. М. Мигранов, Р. Г. Нигматуллин // Сборка в машиностроении, приборостроении. - 2018. - № 10. - С. 464-468.

35. Shen, M. Abrasive wear behavior of PTFE for seal applications under abrasive-atmosphere sliding condition / M. Shen, B. Li, Z. Zhang et al. // Friction. - 2020. - Vol. 8. - Pp. 755-767. <https://doi.org/10.1007/s40544-019-0301-7>.

36. Тескер, Е. И. Особенности эксплуатации и причины выхода из строя быстроизнашиваемых деталей машинного оборудования в нефтегазхимии / Е. И. Тескер, Л. М. Гуревич // Известия Волгоградского государственного технического университета. - 2019. - № 6(229). - С. 73-77. - EDN DBKРJT.

37. Медведева, М.Л. Коррозия и защита магистральных трубопроводов и резервуаров: Учебное пособие для вузов нефтегазового профиля / М.Л. Медведева, А.В. Мурадов, А.К. Прыгаев. - М.: Издательский центр РГУ нефти и газа имени И.М. Губкина, 2013. - 250 с. ISBN 978-5-91961-104-2.

38. Гринева, С.И. Коррозия и методы защиты [Текст]: Учебное пособие / С.И. Гринева, М.М. Сычев, Т.В. Лукашова, В.Н. Коробко, С.В. Мякин. - СПб.: СПбГТИ(ТУ), 2012. - 101 с.

39. Килимник, А.Б. Химическое сопротивление материалов и защита от коррозии. / А.Б. Килимник // - Тамбов : Изд-во Тамб. ГТУ., 2008. - 80 с.

40. Шаповалов, В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов. - М.: Металлургия, 1982. - 232 с.

41. Ефименко, Л.А. Оценка степени водородного охрупчивания низкоуглеродистых сталей / Л.А. Ефименко, А.В. Сидоренко, Ю.С. Иванова, Я.А. Сарафанова // International Scientific Journal for Alternative Energy and Ecology. 2004. № 9 (17). P. 22-25.

42. Криштал, М.М. Особенности процесса выхода водорода, находящегося в различных состояниях в металле основы и в покрытии гальванически оцинкованных стальных изделий / М.М. Криштал, А.А. Караванова, А.А. Еремичев // Актуальные проблемы прочности: сборник трудов XLVIII Международной

конференции, посвященной памяти М.А. Криштала. - Тольятти: ТГУ, 2009 г. С.11-13.

43. Перекрестов, А. П. Влияние агрессивных составляющих природного газа на изнашивание поршневых колец компрессоров, перекачивающих газ // Тяжелое машиностроение. - 2007. - № 8. - С. 19-21.

44. Криштал М.М. Эффект обратимости разложения цементита при наводороживании углеродистой стали / М.М. Криштал, А.А. Караванова, А.А. Еремичев, И.С. Ясников // Доклады академии наук, 2009, том 425, № 6, С. 754-756.

45. Abd, A. Failure analysis of carbon dioxide corrosion through wet natural gas gathering pipelines / A. Abd, S. Naji, A. Hashim // Engineering Failure Analysis. - 2019. <https://doi.org/10.1016/J.ENGFAILANAL.2019.07.026>.

46. Obot, I. Key Parameters Affecting Sweet and Sour Corrosion: Impact on Corrosion Risk Assessment and Inhibition / I. Obot, A. Sorour, C. Verma, T. Al-Khaldi, A. Rushaid // Engineering Failure Analysis. - 2022. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.107008>.

47. Li, K. Advancing the mechanistic understanding of corrosion in supercritical CO₂ with H₂O and O₂ impurities / K. Li, Y. Zeng // Corrosion Science. - 2023. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.110981>.

48. Asadian, M. The effect of temperature, CO₂, H₂S gases and the resultant iron carbonate and iron sulfide compounds on the sour corrosion behaviour of ASTM A-106 steel for pipeline transportation / M. Asadian, M. Sabzi, S. Anijdan // International Journal of Pressure Vessels and Piping. - 2019. <https://doi.org/10.1016/J.IJPVP.2019.02.019>.

49. Huang, X. The synergistic effect of temperature, H₂S / CO₂ partial pressure and stress toward corrosion of X80 pipeline steel / X. Huang, L. Zhou, Y. Li, Z. Du, Q. Zhu, Z. Han // Engineering Failure Analysis. - 2023. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107079>.

50. Кантюков, Р.Р. Анализ применения и воздействия углекислотных сред на коррозионное состояние нефтегазовых объектов / Р.Р. Кантюков, Д.Н. Запечалов, Р.К. Вагапов // Записки Горного института. 2021.

51. Ткачева, В.Э. Коррозия внутрискважинного оборудования в сероводородсодержащих средах / В.Э. Ткачева, А.Н. Маркин, Д.В. Кшнякин, Д.И. Мальцев, В.В. Носов // Практика противокоррозионной защиты. 2021;26(2):7-26. <https://doi.org/10.31615/j.corros.prot.2021.100.2-1>.

52. Выбойщик, М.А. Углекислотная коррозия нефтепромысловых труб в средах, насыщенных H_2S и Cl / М. А. Выбойщик, А. О. Зырянов, И. В. Грузков, А. В. Федотова // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. - 2019. - № 2(48). - С. 6-17.

53. Бабенков, М.В. О результатах исследования металла бывших в эксплуатации штоков из стали AISI 4140 поршневых компрессоров природного газа / М.В. Бабенков, А.А. Моисеев, А.А. Сапун // Нефтепромысловое дело. - 2015. - №. 12. - С. 57-61.

54. Муравьев, К. А. Анализ причин и условий разрушений вертикальных стальных цилиндрических резервуаров (РВС) и промысловых трубопроводов / К.А. Муравьев // Инновационное развитие науки и образования: монография. - Пенза: "Наука и Просвещение" (ИП Гуляев Г.Ю.), 2020. - С. 101-126.

55. Strekalovskaya, D. Failure Analysis of Plunger Rod and Barrel of Sucker Rod Pumps / D. Strekalovskaya, T. // . - 2020. - Vol. 10. - Pp. 14835-14844. <https://doi.org/10.24247/ijmperdjun20201414>.

56. Strekalovskaya, D. Analyzing Causes of Damage to the Plunger Stem and Cylinder of a Sucker Rod Pump / D. Strekalovskaya, A. Davydov, A. Al'khimenko, D. Lyashenko // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. - 2020. - Vol. 986. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/986/1/012038>.

57. Vynnykov, Y. Analysis of corrosion fatigue steel strength of pump rods for oil wells / Y. Vynnykov, M. Kharchenko, S. Manhura, H. Muhlis, A. Aniskin, A. Manhura // Mining of Mineral Deposits. - 2022. <https://doi.org/10.33271/mining16.03.031>.

58. Moreira, D.C. Failure analysis of AISI 410 stainless-steel piston rod in spillway floodgate / D.C. Moreira, H.C. Furtado, J.S. Buarque, B.R. Cardoso, B. Merlin, D.D.C.

Moreira // Engineering Failure Analysis. - 2019. - Vol. 97. - Pp. 506-517.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.01.035>.

59. Zvirko, O. The effect of long-term operation on fatigue and corrosion fatigue crack growth in structural steels / O. Zvirko, O. Venhryniuk, H. Nykyforchyn // Procedia Structural Integrity. - 2023. - Vol. 51. - Pp. 24-29.
<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2023.10.062>.

60. Panchenko, M. The effect of hydrogen charging on the mechanical properties and fracture mechanisms of high-nitrogen chromium-manganese steels after age-hardening / M. Panchenko, A. Mikhno, I. Tumbusova, G. Maier, E. Melnikov, S. Astafurov, E. Astafurova // Vektor nauki Tol'yattinskogo gosudarstvennogo universiteta. - 2020. - Pp. 57-67. doi: 10.18323/2073-5073-2020-1-57-67.

61. Zhang, J. Oxidational wear in lubricated contacts - Or is it? / J. Zhang, S. Campen, J. Wong, H. Spikes // Tribology International. - 2022.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107287>.

62. Pudi, A. Hydrogen Sulfide Capture and Removal Technologies: A Comprehensive Review of Recent Developments and Emerging Trends / A. Pudi, M. Rezaei, V. Signorini, M. Andersson, M. Baschetti, S. Mansouri // Separation and Purification Technology. - 2022. <https://doi.org/10.1016/j.seppur.2022.121448>.

63. Филиппов, М.А. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении : учебное пособие : в 2 т. Т. I. Стали и чугуны / М. А. Филиппов, В. Р. Бараз, М. А. Гервасьев, М. М. Розенбаум. - 2-е изд., испр. - Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2013. - 232 с.

64. Bilal, M.M. Effect of austempering conditions on the microstructure and mechanical properties of AISI 4340 and AISI 4140 steels / M.M. Bilal, K. Yaqoob, M.H. Zahid, E. ul haq, W.H. Tanveer, A. Wadood, B. Ahmed // Journal of Materials Research and Technology. - 2019. - Vol. 8, Issue 6. - Pp. 5194-5200.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.08.042>.

65. Khan, W. Comparative Assessment of Mechanical Properties and Fatigue Life of Conventional and Multistep Rolled Forged Connecting Rods of High Strength

AISI/SAE 4140 Steel / W. Khan, Q. Hayat, F. Ahmed, M. Ali, M. Zain-Ul-Abdein // Metals. - 2023. <https://doi.org/10.3390/met13061035>.

66. Wang, C. Failure of a valve rod caused by improper heat treatment and metallurgy / C. Wang, Y. Cui, A. Voloshin // Engineering Failure Analysis. - 2002. - Vol. 9, Issue 5. - Pp. 489-494. [https://doi.org/10.1016/S1350-6307\(01\)00031-0](https://doi.org/10.1016/S1350-6307(01)00031-0).

67. Kalyankar, V.D. Failure investigations of failed valve plug SS410 steel due to cracking / V.D. Kalyankar, D.D. Deshmukh // IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. - 2017. - Vol. 282. - P. 012007. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/282/1/012007>.

68. Al-Maharbi, M. Manufacturing of low alloy steel sucker rods by continuous process - heat treatment and characterization / M. Al-Maharbi, A. Al-Shabibi, S.Z. Qamar // Materials and Manufacturing Processes. - 2018. <https://doi.org/10.1080/10426914.2018.1476767>.

69. Песин, М.В. Пути решения проблемы разрушения резьбовых соединений нефтепромыслового и бурового оборудования / М.В. Песин, Д.А. Субботин, М.А. Баева, А.И. Федосеева, Р.А. Туранский, Р.К. Шакиров, А.В. Григорьева // Экспозиция Нефть Газ. 2015. №4.

70. Сапрыкина, Л. Э. Подбор оптимального покрытия для защиты НКТ в условиях агрессивной среды Усинского месторождения // Севергеозкотех - 2025 : Материалы XXVI Международной молодёжной научной конференции. В 2 ч., Ухта, 27-28 марта 2025 года. - Ухта: Ухтинский государственный технический университет, 2025. - С. 336-339.

71. Малов, Е.Н. Хранение и противокоррозионная защита техники / Е.Н. Малов, К.У. Сафаров, В.М. Холманов, И.Р. Салахутдинов. - Ульяновск: УГСХА имени П.А. Столыпина, 2013. - 196 с.

72. Песин, М. В. Повышение долговечности резьбовых соединений технологическими методами / М. В. Песин, В. В. Ермаков, М. А. Баева // Актуальные проблемы повышения эффективности и безопасности эксплуатации горношахтного и нефтепромыслового оборудования. - 2015. - Т. 1. - С. 297-303.

73. Апасов, Г. Т. Протекторная защита от коррозии насосного оборудования и НКТ / Г. Т. Апасов, Т. К. Апасов, Д. В. Порожняков // Опыт, актуальные проблемы и перспективы развития нефтегазового комплекса: материалы V региональной научно-практической конференции обучающихся ВО, аспирантов и ученых, Тюмень, 28 апреля 2015 года. - Тюмень: Тюменский государственный нефтегазовый университет, 2015. - С. 283-291.

74. Абдрахманов, Г. С. Проблемы герметизации резьбовых соединений расширяемых труб и пути их решения / Г. С. Абдрахманов, Н. Х. Хамитьянов, Н. Н. Вильданов // Сборник научных трудов ТатНИПИнефть : Сборник трудов / ТатНИПИнефть. - Москва: Всероссийский научно-исследовательский институт организации, управления и экономики нефтегазовой промышленности, 2009. - С. 201-212.

75. Мольцен, С.Н. Влияние коррозионных повреждений на работоспособность штоков тонкостенных штанговых насосов. моделирование и расчет // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2022. №1.

76. Умбетов, С.В. Классификация и анализ средств контроля коррозионных повреждений внутренних поверхностей подземного металлического трубопровода / С.В. Умбетов, С.П. Пронин // Вестник ЮГУ. 2020. №2 (57).

77. Maharjan, N. Hardening Efficiency and Microstructural Changes during Laser Surface Hardening of 50CrMo4 Steel / N. Maharjan, N. Wu, W. Zhou // Metals. - 2021. <https://doi.org/10.3390/met11122015>.

78. Kurnoskin, I. Development of Hardening Technology for Oil and Gas Pumping and Compressor Equipment Using Laser Hardening / I. Kurnoskin, S. Krylova, A. Plesovskikh // Defect and Diffusion Forum. - 2021. - Vol. 410. - Pp. 433 - 438. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.433>.

79. Anusha, E. Finite element analysis and experimental validation of high-speed laser surface hardening process / E. Anusha, A. Kumar // Int J Adv Manuf Technol. - 2021. - Vol. 115. - Pp. 2403-2421. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-07303-z>.

80. Moradi, M. Nd:YAG laser hardening of AISI 410 stainless steel: Microstructural evaluation, mechanical properties, and corrosion behavior / M. Moradi, D. Ghorbani, M. Moghadam, M. Kazazi, F. Rouzbahani, S. Karazi // Journal of Alloys and Compounds. - 2019. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2019.05.016>.

81. Li, J. A comparative study on microstructure evolution and wear resistance of different-sized tungsten carbide modified Fe-based laser cladding coatings / J. Li, Z. Zhu, Y. Peng, G. Shen // Optics & Laser Technology. - 2022. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107672>.

82. Przybyłowicz, J. Structure of laser clad tungsten carbide composite coatings / J. Przybyłowicz, J. Kusiński // Journal of Materials Processing Technology. - 2001. - Vol. 109, Issues 1-2. - Pp. 154-160. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00790-1](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00790-1).

83. Van Acker, K. Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad WC/Ni coatings / K. Van Acker, D. Vanhoyweghen, R. Persoons, J. Vangrunderbeek // Wear. - 2005. - Vol. 258, Issues 1-4. - Pp. 194-202. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.09.041>.

84. Yang, J. Research on the Microstructure and Properties of Stellite6/WC Composite Coatings via Laser Cladding / J. Yang, H. Peng, K. Zhao et al. // JOM. - 2024. - Vol. 76. - Pp. 3769-3782. <https://doi.org/10.1007/s11837-024-06561-y>.

85. Zhao, S. WC-Fe metal-matrix composite coatings fabricated by laser wire cladding / S. Zhao, S. Xu, L. Yang, Y. Huang // Journal of Materials Processing Technology. - 2022. - Vol. 301. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117438>.

86. Abioye, T.E. Effect of carbide dissolution on the corrosion performance of tungsten carbide reinforced Inconel 625 wire laser coating / T.E. Abioye, P.K. Farayibi, D.G. McCartney, A.T. Clare // Journal of Materials Processing Technology. - 2016. - Vol. 231. - Pp. 89-99. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.12.023>.

87. Li, C. Study on the performance of laser cladding Ni-based WC60 composite coatings / C. Li, H. Sun, X. Han, W. Ge, Y. Sun // Journal of Adhesion Science and Technology. - 2025. - Vol. 39(9). - Pp. 1395-1426. <https://doi.org/10.1080/01694243.2025.2450267>.

88. Rafiei, J. Development of thermo-mechanical simulation of WC-Inconel 625 metal matrix composites laser cladding and optimization of process parameters / J. Rafiei, A.R. Ghasemi // International Journal of Thermal Sciences. - 2024. - Vol. 198. - P. 108883. <https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2024.108883>.

89. Liu, Z. Optimization of multiple responses in the laser cladding process parameters / Z. Liu, S. Wu, W. Liu, Y. Wu, X. Liang // Materials and Manufacturing Processes. - 2024. - Vol. 39(15). - Pp. 2139-2153. <https://doi.org/10.1080/10426914.2024.2395013>.

90. Yang, H. Study on the Organization and Wear Resistance of In718(2Nb + 1SiC) Tool Composite Coating Based on Laser Cladding Technology / H. Yang, Z. Zhang, G. Huang // Crystals. - 2025. <https://doi.org/10.3390/cryst15040335>.

91. Kim, G. Microstructural Evolution, Hardness and Wear Resistance of WC-Co-Ni Composite Coatings Fabricated by Laser Cladding / G. Kim, Y. Kim, J. Cho, C. Yim, D. Yun, T. Lee, N. Park, R. Chung, D. Hong // Materials. - 2024. - Vol. 17. <https://doi.org/10.3390/ma17092116>.

92. Li, M. Crack Formation Mechanisms and Control Methods of Laser Cladding Coatings: A Review / M. Li, K. Huang, X. Yi // Coatings. - 2023. <https://doi.org/10.3390/coatings13061117>.

93. Han, T. Research Progress on Laser Cladding Alloying and Composite Processing of Steel Materials / T. Han, K. Zhou, Z. Chen, Y. Gao // Metals. - 2022. <https://doi.org/10.3390/met12122055>.

94. Cai, Y. The Effect of Laser Power on the Microstructure and Wear Resistance of a Ni3Al-Based Alloy Cladding Layer Deposited via Laser Cladding / Y. Cai, Z. Dong, L. Zhao, Y. Peng, Y. Cao // Coatings. - 2024. <https://doi.org/10.3390/coatings14030317>.

95. Aguilar-Hurtado, J. Boron addition in a non-equiatomic Fe50Mn30Co10Cr10 alloy manufactured by laser cladding: Microstructure and wear abrasive resistance / J. Aguilar-Hurtado, A. Vargas-Uscategui, K. Paredes-Gil, R. Palma-Hillerns, M. Tobar, J. Amado // Applied Surface Science. - 2020. - Vol. 515. - P. 146084. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.146084>.

96. Bulnes, A. Understanding the Influence of High Velocity Thermal Spray Techniques on the Properties of Different Anti-Wear WC-Based Coatings / A. Bulnes, V. Fuentes, G. Cano, S. Dosta // THE Coatings. - 2020. - Vol. 10. - P. 1157. <https://doi.org/10.3390/coatings10121157>.

97. Тамбовцев, А.С. Нанесение защитных покрытий для топливно-энергетического комплекса методом плазменного напыления / А.С. Тамбовцев, П.А. Тырышкин, В.И. Кузьмин, И.П. Гуляев // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Аэрокосмическая техника. - 2022. - № 71. - С. 156-166. doi: 10.15593/2224-9982/2022.71.17.

98. Степанова, Т.Ю. Технологии поверхностного упрочнения деталей машин: учебное пособие / Т.Ю. Степанова; Иван. гос. хим.-технол. ун-т. - Иваново, 2009. - 64 с.

99. Койфман, Г. А. Упрочнение рабочих поверхностей плунжера запорно-регулирующей арматуры / Г. А. Койфман, Д. А. Филиппов // Journal of Advanced Research in Technical Science. - 2025. - № 46. - С. 83-88. - DOI 10.26160/2474-5901-2025-46-83-88.

100. Ельцов, В.В. Восстановление и упрочнение деталей машин : электронное учеб.пособие / В.В. Ельцов. - Тольятти : Изд-во ТГУ, 2015.

101. Упрочнение поверхностей штоков гидроцилиндров гальваническим методом / Г. Я. Белановский, А. М. Терновых, В. В. Емцев [и др.] // Наука и образование на современном этапе развития: опыт, проблемы и пути их решения : Материалы международной научно-практической конференции, Воронеж, 24-25 ноября 2020 года. - Воронеж: Воронежский государственный аграрный университет им. Императора Петра I, 2020. - С. 131-137.

102. Оборин, А. В. Прогрессивная технология упрочнения ответственных изделий нефтегазовой отрасли. Краткая история. Настоящий момент. Перспективы / А. В. Оборин, В. В. Богданов // Экспозиция Нефть Газ. - 2018. - № 7(67). - С. 48-50.

103. Майсурадзе, М.В. Индукционная и лазерная термическая обработка стальных изделий: учебное пособие / М.В. Майсурадзе, М.А. Рыжков, О.Ю. Корниенко, С.И. Степанов; М-во науки и высшего образования РФ. - Екатеринбург: Изд-во Урал ун-та, 2022. - 92 с.

104. Бакенов, А. А. Методы газотермического напыления как альтернатива твердому хромированию / А. А. Бакенов, Н. С. Пантилеева, Т. А. Дешко // Инновации в технологиях и образовании: Сборник статей участников XIV Международной научно-практической конференции, Белово, 25 марта 2022 года. Том 1. - Белово: Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева, 2022. - С. 113-116.

105. Бернацкий, А. В. Лазерное поверхностное легирование стальных изделий (Обзор) // Автоматическая сварка. - 2013. - № 12(727). - С. 3-10.

106. Есенгалиев, П.Т. Обоснование технологии упрочнения и восстановления деталей насосно-компрессорного оборудования / П. Т. Есенгалиев, Е. Есетов, Д. Б. Нуралин, К. А. Нариков // Вестник Западно-Казахстанского инновационно-технологического университета. - 2018. - № 4. - С. 20-25.

107. Князева, Ж.В. Исследования причин разрушения и разработка комплексной методики оценки свойств защитных металлизационных покрытий корпусов погружных электродвигателей, эксплуатирующихся в нефтяных скважинах: Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук 2.6.17. Материаловедение / Ж.В. Князева. - Самара, 2021.

108. Чирков, А.М. Технология комбинированного лазерного термоупрочнения зубчатых колес / А. М. Чирков, Д. В. Корякин // Общество. Наука. Инновации (НПК-2017): сборник статей. Всероссийская ежегодная научно-практическая конференция, Киров, 01-29 апреля 2017 года / Вятский государственный университет.

109. Васильев, И. С. Лазерная закалка / И. С. Васильев, И. И. Глушков // Международная научно-техническая конференция молодых ученых БГТУ им. В.Г. Шухова: Посвящена 165-летию В.Г. Шухова, Белгород, 01-20 мая 2018 года. -

Белгород: Белгородский государственный технологический университет им. В.Г. Шухова, 2018. - С. 1297-1301.

110. Григорьянц, А.Г. Технологические процессы лазерной обработки / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, А.И. Мисюров. - Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. - 664 с. - ISBN 978-5-7038-2701-7.

111. Девойно, О. Г. Моделирование поверхностной закалки с использованием сканирующего оптоволоконного лазера / О. Г. Девойно, В. В. Жарский, А. П. Пилипчук // Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук. - 2018. - Т. 63, № 4. - С. 435-443. - DOI 10.29235/1561-8358-2018-63-4-435-443.

112. Затока, А.Е. Влияние технологических параметров лазерной наплавки на свойства композитов NiCrBSiC-WC / А. Е. Затока, Д. В. Дробот, С. П. Мерчев // Тонкие химические технологии. - 2018. - Т. 13, № 4. - С. 58-66. - DOI 10.32362/2410-6593-2018-13-4-58-66.

113. Joshi, S. Advanced Coatings by Thermal Spray Processes / S. Joshi, P. Nylén // Technologies. - 2019. <https://doi.org/10.3390/technologies7040079>

114. Vaz, R.F. Cavitation resistance of FeMnCrSi coatings processed by different thermal spray processes / R.F. Vaz, L.L. Silveira, J.R. Cruz, A.G.M. Pukaszewicz // Hybrid Advances. - 2024. - Vol. 5. - P. 100125. <https://doi.org/10.1016/j.hybadv.2023.100125>.

115. Torkashvand, K. Advances in Thermally Sprayed WC-Based Wear-Resistant Coatings: Co-free Binders, Processing Routes and Tribological Behavior / K. Torkashvand, S. Joshi, M. Gupta // J Therm Spray Tech. - 2022. - Vol. 31. - Pp. 342-377. <https://doi.org/10.1007/s11666-022-01358-4>.

116. Palodhi, L. Critical Velocity for Cold-Sprayed Coatings / L. Palodhi, P.K. Ray // Trans Indian Inst Met. - 2024. - Vol. 77. - Pp. 2277-2291. <https://doi.org/10.1007/s12666-024-03360-6>.

117. Zhang, Z. Prediction of deformation characteristics and critical velocities during cold-spray: A new 3D model / Z. Zhang, W. Li, J. Yang, C. Huang // Surface and

Coatings Technology. - 2024. - Vol. 478. - P. 130492.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.130492>.

118. Zhang, C. Critical velocity and deposition efficiency in cold spray: A reduced-order model and experimental validation / C. Zhang, T. Molla, C. Brandl, J. Watts, R. McCully, C. Tang, G. Schaffer // Journal of Manufacturing Processes. - 2025. - Vol. 134. - Pp. 547-557. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.12.077>.

119. Yokoyama, K. Simulation of Solid Particle Impact Behavior for Spray Processes / K. Yokoyama, M. Watanabe, S. Kuroda, Y. Gotoh, T. Schmidt, F. Gärtner // materials transactions. - 2006. - Vol. 47, Issue 7. - Pp. 1697-1702.
<https://doi.org/10.2320/matertrans.47.1697>.

120. Wiehler, L. Calibration of the Critical Velocity in Cold Gas Spraying / L. Wiehler, J. Capan, Z. Arabgol, C. Huang, A. List, F. Gartner, T. Klassen // International Thermal Spray Conference. - 2024. <https://doi.org/10.31399/asm.cp.itsc2024p0067>.

121. Dowding, I. Particle size effects in metallic microparticle impact-bonding / I. Dowding, M. Hassani, Y. Sun, D. Veysset, K.A. Nelson, C.A. Schuh // Acta Materialia. - 2020. - Vol. 194. - Pp. 40-48. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.04.044>.

122. Wiehler, L. Calibration of the Critical Velocity Description in Cold Spray / L. Wiehler, J. Capan, Z. Arabgol et al. // J Therm Spray Tech. - 2025. - Vol. 34. - Pp. 587-596. <https://doi.org/10.1007/s11666-024-01892-3>.

123. Singh, N.K. Analyzing the Effects of Particle Diameter in Cold Spraying of Thermoplastic Polymers / N.K. Singh, K.Z. Uddin, J. Muthulingam et al. // J Therm Spray Tech. - 2021. - Vol. 30. - Pp. 1226-1238. <https://doi.org/10.1007/s11666-021-01219-6>.

124. Wu, D. Effect of powder feeding rate and size on critical velocity and mechanical properties of cold sprayed Al₂O₃/2024 deposit / D. Wu, J. Zhang, Y. Su, W. Li, Y. Xu, X. Yang, C. Huang // Chinese Journal of Aeronautics. - 2024. - Vol. 37, Issue 12. - Pp. 544-559. <https://doi.org/10.1016/j.cja.2024.09.017>.

125. Волков, А.О. Обзор холодного газодинамического напыления: проблемы и перспективы / А.О. Волков // Автомобильный транспорт. - 2019. - № 45. - С. 91-102.

126. Рябинин, А. Н. Расчет скорости частиц в холодном газодинамическом напылении / А.Н. Рябинин // Технические науки - от теории к практике. - 2014. - № 40. - С. 84-88.

127. Sinnwell, Y. Influence of the particle morphology on the spray characteristics in low-pressure cold gas process / Y. Sinnwell, A. Maksakov, S. Palis, S. Antonyuk // Powder Technology. - 2025. - Vol. 464. - P. 121084. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2025.121084>.

128. Cheng, D. The effect of particle size and morphology on the in-flight behavior of particles during high-velocity oxyfuel thermal spraying / D. Cheng, Q. Xu, E.J. Lavernia et al. // Metall Mater Trans B. - 2001. - Vol. 32. - Pp. 525-535. <https://doi.org/10.1007/s11663-001-0037-3>.

129. Fukanuma, H. In-flight particle velocity measurements with DPV-2000 in cold spray / H. Fukanuma, N. Ohno, B. Sun, R. Huang // Surface and Coatings Technology. - 2006. - Vol. 201, Issue 5. - Pp. 1935-1941. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.04.035>.

130. Palodhi, L. Effect of Particle Size and Morphology on Critical Velocity and Deformation Behavior in Cold Spraying / L. Palodhi, B. Das, H. Singh // J. of Materi Eng and Perform. - 2021. - Vol. 30. - Pp. 8276-8288. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05997-6>.

131. Коробов, Ю.С. Анализ свойств газотермических покрытий: [учеб. пособие]: в 2 ч. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. Ч. 1: Основные методы и материалы газотермического напыления / Ю. С. Коробов, В. И. Панов, Н. М. Разиков. - 80 с. ISBN 978-5-7996-1966-4 (ч. 1).

132. Коробов, Ю.С. Анализ свойств газотермических покрытий: [учеб. пособие]: в 2 ч. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. Ч. 2 : Оценка параметров покрытий / Ю. С. Коробов. - 92 с. ISBN 978-5-7996-1967-1 (ч. 2).

133. Гончаров, В.С. Методы упрочнения конструкционных материалов. Функциональные покрытия : электронное учебное пособие / В.С. Гончаров. - Тольятти : Изд-во ТГУ, 2017.

134. Павлов, А. Ю. Основы газотермического напыления защитных покрытий: учебное пособие / А. Ю. Павлов, В. В. Овчинников, А. Д. Шляпин. - Москва; Вологда: Инфра-Инженерия, 2020. - 300 с. - ISBN 978-5-9729-0500-3.

135. Анциферов, В.Н. Порошковая металлургия и напыленные покрытия / В.Н. Анциферов, Г.В. Бобров, Л.К. Дружинин. - М.: Металлургия, 1987. - 792 с.

136. Grygier, D The Influence of Copper Powder Morphology on Mechanical Properties of Low-Pressure Cold Sprayed Coatings / D. Grygier // Archives of Metallurgy and Materials. - 2021. <https://doi.org/10.24425/amm.2021.135894>.

137. Wong, W. Effect of Particle Morphology and Size Distribution on Cold-Sprayed Pure Titanium Coatings / W. Wong, P. Vo, E. Irissou et al. // J Therm Spray Tech. - 2013. - Vol. 22. - Pp. 1140-1153. <https://doi.org/10.1007/s11666-013-9951-6>.

138. Satish, C. Role of powder morphology on α -phase content in plasma sprayed alumina coatings / C. Satish, K. Vijay Kumar, P. Sai Kiran, S. Kumar, S. Indupuri, R. Kumar, A.K. Keshri // Ceramics International. - 2024. - Vol. 50, Issue 14. - Pp. 25484-25493. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.04.282>.

139. Kornienko, E Microstructure and properties of Ni-Al coatings obtained by conventional and high velocity atmospheric plasma spraying / E. Kornienko et al. // Results in Surfaces and Interfaces. - 2022. - № 6. - P. 100038.

140. Song, B. Dry sliding wear behaviour of HVOF thermal sprayed WC-Co-Cr and WC-Cr_xC_y-Ni coatings / B. Song, J.W. Murray, R.G. Wellman, Z. Pala, T. Hussain // Wear. - 2020. - Volumes 442-443. - P. 203114.

141. Matikainen, V. Sliding wear behaviour of HVOF and HVAF sprayed Cr₃C₂-based coatings / V. Matikainen, G. Bolelli, H. Koivuluoto, P. Sassatelli, L. Lusvarghi, P. Vuoristo // Wear. - 2017. - Volumes 388-389. - Pp. 57-71. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.04.001>.

142. Cao, S. Effect of binder phases on the microstructure and sliding wear properties of HVOF-sprayed WC-based coatings / S. Cao, Z. Chang, S. Li, W. Zhang, S. Xu // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. - 2024. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2024.106742>.

143. Mishra, R. An experimental study on abrasive wear behaviour of WC-12Co and WC-20Cr₂C₃-7Ni coatings / R. Mishra, T.K. Mishra, M. Krishna // Materials Today: Proceedings. - 2022. - Vol. 56, Part 1. - Pp. 489-496. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.02.167>.

144. Chen, X. Comparison of Microstructure, Microhardness, Fracture Toughness, and Abrasive Wear of WC-17Co Coatings Formed in Various Spraying Ways / X. Chen, C. Li, Q. Gao, X. Duan, H. Liu // Coatings. - 2022. <https://doi.org/10.3390/coatings12060814>.

145. Кузнецов. Ю.А. Исследование структуры и свойств покрытий, полученных методом сверхзвукового газопламенного напыления / Ю.А. Кузнецов, А.В. Добычин, Д.Д. Яковлев, А.А. Грибакин, В.С. Пичев, И.Н. Кравченко // Проблемы машиностроения и надежности машин. - 2025. - №5. - С. 83-92. doi: 10.31857/S0235711925050106.

146. Корниенко. Е.Е. Структура и свойства покрытий WC-10Co4Cr, полученных высокоскоростным плазменным напылением / Е.Е. Корниенко, И.П. Гуляев, В.И. Кузьмин, А.С. Тамбовцев, П.А. Тырышкин // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2023. №2.

147. Дружнова. Я.С. Развитие методов газотермического напыления упрочняющих покрытий на основе карбидов вольфрама и хрома (обзор) / Я.С. Дружнова // Труды ВИАМ. 2022. №10 (116).

148. Guilemany, J.M. Microstructure Formation of HVOF Sprayed WC-Ni Coatings Deposited on Low Alloy Steel / J.M. Guilemany, J. Nutting, J.R. Miguel, Z. Dong // Materials and Manufacturing Processes. - 1997. - Vol. 12(5). - Pp. 901-909. <https://doi.org/10.1080/10426919708935192>.

149. Wood, R.J.K. Tribology of thermal sprayed WC-Co coatings // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. - 2010. - Vol. 28, Issue 1. - Pp. 82-94. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2009.07.011>.

150. Kurlov, A.S. Tungsten carbides and W-C phase diagram / A.S. Kurlov, A.I. Gusev // Inorg Mater. - 2006. - Vol. 42. - Pp. 121-127. <https://doi.org/10.1134/S0020168506020051>.

151. Lovelock, H.L. Powder/processing/structure relationships in WC-Co thermal spray coatings: A review of the published literature / H.L. de Villiers Lovelock // J Therm Spray Tech. - 1998. - Vol. 7. - Pp. 357-373. <https://doi.org/10.1361/105996398770350846>.

152. Sarkar, S. Mathematical modelling and validation of the mechanical properties of HVOF-sprayed WC-12Co coatings considering the phase composition and defects generated at different process parameters / S. Sarkar, R. Das, P.P. Bandyopadhyay // Surface and Coatings Technology. - 2024. - Vol. 494, Part 2. - P. 131433. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.131433>.

153. Li, C.J. Formation of an amorphous phase in thermally sprayed WC-Co / C.J. Li, A. Ohmori, Y. Harada // JTST. - 1996. - Vol. 5. - Pp. 69-73. <https://doi.org/10.1007/BF02647520>

154. Farokhzadeh, K. The Effect of Deposition Rate on Microstructural Evolution in WC-Co-Cr Coatings Deposited by High-Velocity Oxy-Fuel Thermal Spray Process / K. Farokhzadeh, R.M. Fillion, A. Edrisy // J. of Materi Eng and Perform. - 2019. - Vol. 28. - Pp. 7419-7430. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04502-4>.

155. Bosi, E. Empirical and Computational-Based Phase Predictions of Thermal Sprayed High-Entropy Alloys / E. Bosi, A. Meghwal, S. Singh, P. Munroe, C. Berndt, A. Ang // Journal of Thermal Spray Technology. - 2023. - Vol. 32. - Pp. 1840-1855. <https://doi.org/10.1007/s11666-023-01586-2>.

156. Méndez-Medrano, K.O. Microstructure and Properties Characterization of WC-Co-Cr Thermal Spray Coatings / K.O. Méndez-Medrano, C.J. Martínez-González, F. Alvarado-Hernández, O. Jiménez, V.H. Baltazar-Hernández, H. Ruiz-Luna // Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering. - 2018. - Vol. 6. - Pp. 482-497. doi: 10.4236/jmmce.2018.64034.

157. Yuan, J. Decarburization mechanisms of WC-Co during thermal spraying: Insights from controlled carbon loss and microstructure characterization / J. Yuan, Q. Zhan, J. Huang, S. Ding, H. Li // *Materials Chemistry and Physics*. - 2013. - Vol. 142, Issue 1. - Pp. 165-171. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2013.06.052>.

158. Karimi, A. Microstructure and hydroabrasive wear behaviour of high velocity oxy-fuel thermally sprayed WC-Co(Cr) coatings / A. Karimi, Ch. Verdon, G. Barbezat // *Surface and Coatings Technology*. - 1993. - Vol. 57, Issue 1. - Pp. 81-89. [https://doi.org/10.1016/0257-8972\(93\)90340-T](https://doi.org/10.1016/0257-8972(93)90340-T).

159. Stewart, D.A. Microstructural evolution in thermally sprayed WC-Co coatings: comparison between nanocomposite and conventional starting powders / D.A. Stewart, P.H. Shipway, D.G. McCartney // *Acta Materialia*. - 2000. - Vol. 48, Issue 7. - Pp. 1593-1604. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00440-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00440-1).

160. Ferrer, M. Obtaining and characterizing of WC-Co coatings obtained from thermal spray by flame / M. Ferrer, G. Peña, L. Rodríguez // *Journal of Physics: Conference Series*. - 2019. - Vol. 1386. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1386/1/012023>.

161. Zimmermann, S. Proceedings of International Thermal Spray Conference-2003, Orlando, FL, 5-8 May 2003, ed. B.R. Marple and C. Moreau (Ohio, OH: ASM International, Materials Park; 2003), p. 227 / S. Zimmermann, H. Keller, and G. Schwier.

162. Wang, L. Effects of Cr on Microstructure and Hardness of HVOF-Sprayed WC-Co Coating / L. Wang, H. Chen, Y. Liu, G. Gou, D. Li // *Advanced Materials Research*. - 2011. - Vol. 317-319. - Pp. 301 - 306. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.317-319.301>.

163. Suresh Babu, P. Thermally-Sprayed WC-Based Cermet Coatings for Corrosion Resistance Applications / P. Suresh Babu, Y. Madhavi, L. Rama Krishna et al. // *JOM*. - 2018. - Vol. 70. - Pp. 2636-2649. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-3131-6>.

164. Wang, Q. Effect of Cobalt and Chromium Content on Microstructure and Properties of WC-Co-Cr Coatings Prepared by High-Velocity Oxy-Fuel Spraying / Q.

Wang, Y. Zhong, H. Li, S. Wang, J. Liu, Y. Wang, C. Ramachandran // Materials. - 2023. - Vol. 16. <https://doi.org/10.3390/ma16217003>.

165. Perry, J.M. A comparison of the corrosion behavior of WC-Co-Cr and WC-Co HVOF thermally sprayed coatings by in situ atomic force microscopy (AFM) / J.M. Perry, T. Hodgkiess, A. Neville // J Therm Spray Tech. - 2002. - Vol. 11. - Pp. 536-541. <https://doi.org/10.1361/105996302770348673>.

166. Singh, J. An erosion and corrosion study on thermally sprayed WC-Co-Cr powder synergized with Mo₂C/Y₂O₃/ZrO₂ feedstock powders / J. Singh, S. Kumar, S.K. Mohapatra // Wear. - 2019. - Volumes 438-439. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.01.082>.

167. Singh, J. Performance analysis of erosion resistant Mo₂C reinforced WC-CoCr coating for pump impeller with Taguchi's method / J. Singh, J. Singh // Industrial Lubrication and Tribology. - 2021. <https://doi.org/10.1108/ilt-05-2020-0155>.

168. Testa, V. Corrosion and wear performances of alternative TiC-based thermal spray coatings / V. Testa, S. Morelli, G. Bolelli, F. Bosi, P. Puddu, A. Colella, T. Manfredini, L. Lusvarghi // Surface and Coatings Technology. - 2022. - Vol. 438. - P. 128400. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128400>.

169. Bolelli, G. TiC-NiCr thermal spray coatings as an alternative to WC-CoCr and Cr₃C₂-NiCr / G. Bolelli, A. Colella, L. Lusvarghi, S. Morelli, P. Puddu, E. Righetti, P. Sassatelli, V. Testa // Wear. - 2020. - Volumes 450-451. - P. 203273. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203273>.

170. Qiao, L. Wet abrasive wear behavior of WC-based cermet coatings prepared by HVOF spraying / L. Qiao, Y. Wu, S. Hong, W. Long, C. Jie // Ceramics International. - 2021. - Vol. 47. - Pp. 1829-1836. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.09.009>.

171. Berger, L.M. Microstructure and Properties of HVOF-Sprayed WC-(W,Cr)₂C-Ni Coatings / L.M. Berger, S. Saaro, T. Naumann et al. // J Therm Spray Tech. - 2008. - Vol. 17. - Pp. 395-403. <https://doi.org/10.1007/s11666-008-9189-x>.

172. Szajna, E. The influence of laser remelting on microstructural changes and hardness level of flame-sprayed NiCrBSi coatings with tungsten carbide addition / E.

Szajna, G. Moskal, M. Tupaj, J. Dresner, A. Dudek, K. Szymański, A. Tomaszewska, A. Trzcionka-Szajna, M. Mikuśkiewicz, K. Łysiak // Surface and Coatings Technology. - 2024. - Vol. 478. - P. 130403. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.130403>.

173. Szajna, E. A study of laser-remelted flame-sprayed NiCrBSi/W composite coatings: the influence of thermal diffusivity / E. Szajna, M. Tupaj, G. Moskal, A. Dudek, A. Tomaszewska, A. Trzcionka-Szajna, K. Szymański, A. Trytek, T. Galek // Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. - 2024. <https://doi.org/10.1007/s10973-024-13321-2>.

174. Vidaković, I. Microstructural analysis of flame-sprayed and PTA-deposited nickel-based self-fluxing alloy coatings / I. Vidaković, K. Šimunović, G. Heffer et al. // Weld World. - 2024. - Vol. 68. - Pp. 2819-2836. <https://doi.org/10.1007/s40194-024-01814-5>.

175. Kiatwisarnkij, N. Effect of Amorphous Boron on the Microstructure and Corrosion Properties of Ni-W Coatings / N. Kiatwisarnkij, S. Mahattanatawee, G. Lothongkum, J. Qin // Coatings. - 2023. <https://doi.org/10.3390/coatings13020377>.

176. Sari, N.Y. Improvement of wear resistance of wire drawing rolls with Cr-Ni-B-Si+WC thermal spraying powders / N.Y. Sari, M. Yilmaz // Surface and Coatings Technology. - 2008. - Vol. 202, Issue 13. - Pp. 3136-3141. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.11.022>.

177. Pulsford, J. Sliding wear behaviour of WC-Co reinforced NiCrFeSiB HVOAF thermal spray coatings against WC-Co and Al₂O₃ counterbodies / J. Pulsford, F. Venturi, S. Kamnis, T. Hussain // Surface and Coatings Technology. - 2020. - Vol. 386. - P. 125468. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125468>.

178. Bergant, Z. Porosity evaluation of flame-sprayed and heat-treated nickel-based coatings using image analysis / Z. Bergant, J. Grum // Image Analysis and Stereology. - 2011. - Vol. 30(1). - Pp. 53-62. <https://doi.org/10.5566/ias.v30.p53-62>.

179. Ciubotariu, C. Investigations of Cavitation Erosion and Corrosion Behavior of Flame-Sprayed NiCrBSi/WC-12Co Composite Coatings / C. Ciubotariu, D. Frunzaverde, G. Mărginean // Materials. - 2022. - Vol. 15. <https://doi.org/10.3390/ma15082943>.

180. Muntean, R. Effect of Feedstock Powder Intrinsic Characteristics on the Tribological Behavior of Inductively Remelted NiCrBSi Flame-Sprayed Coatings / R. Muntean, P.-C. Vălean, N. Kazamer, I.-D. Uțu, G. Mărginean, V.A. Șerban // Lubricants. - 2023. - Vol. 11. - P. 363. <https://doi.org/10.3390/lubricants11090363>.

181. Liang, B. Comparison on the Microstructure and Wear Behaviour of Flame Sprayed Ni-Based Alloy Coatings Remelted by Flame and Induction / B. Liang, Z. Zhang, H. Guo // Trans Indian Inst Met. - 2017. - Vol. 70. - Pp. 1911-1919. <https://doi.org/10.1007/s12666-016-1014-5>.

182. Sha, J. Phase Transformation-Induced Improvement in Hardness and High-Temperature Wear Resistance of Plasma-Sprayed and Remelted NiCrBSi/WC Coatings / J. Sha, L. Chen, Y. Liu, Z. Yao, S. Lu, Z. Wang, Q. Zang, S. Mao, L. Zhang // Metals. - 2020. <https://doi.org/10.3390/met10121688>.

183. Devoino, O. Tribotechnical Characteristics of Nickel-Based Composite Coatings Obtained by Hybrid Technologies / O. Devoino, G. Turichin, M. Kardapolava, Y. Kasach, E. Pogudo, I. Kasyakova // Science & Technique. - 2023. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2023-22-6-450-459>.

184 Habib, K. Effects of thermal spraying technique on the remelting behavior of NiCrBSi coatings / K. Habib, D. Cano, J. Alvaro, J. Serrano-Mira, R. Llopis, D. Moreno, S. Mohammed // Surface and Coatings Technology. - 2022. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128669>.

185. Liang-Yu, C. Automatic remelting and enhanced mechanical performance of a plasma sprayed NiCrBSi coating, Surface and Coatings Technology / Liang-Yu Haiyang Wang, Cuihua Zhao, Sheng Lu, Ze-Xin Wang, Jin Sha, Shujin Chen, Lai-Chang Zhang, Volume 369, 2019, Pages 31-43, ISSN 0257-8972, <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.04.052>.

186. Яресько, С. И. Лазерная модификация газотермических покрытий, получаемых методами высокоскоростного напыления (обзор) / С. И. Яресько, И. А. Антошин // Стекло и керамика. - 2025. - Т. 98, № 1(1165). - С. 58-72. - DOI 10.14489/glc.2025.01.pp.058-072.

187. Рощин, М. Н. Лазерное оплавление газотермического покрытия на стали 30ХГСА / М.Н. Рощин // *Journal of Advanced Research in Technical Science*. - 2024. - № 42. - С. 79-82. - DOI 10.26160/2474-5901-2024-42-79-82.

188. Девойно, О.Г. Исследование по оптимизации нанесения упрочненных покрытий из самофлюсующегося никелевого сплава на цилиндрические детали при газопламенном напылении с индукционным оплавлением и водно-капельной закалкой / О. Г. Девойно, А. Ю. Рудницкий, И. И. Вегера [и др.] // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов : Сборник научных трудов. В 2 книгах . - Минск : Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», 2024. - С. 211-228.*

189. Спиридонов, Н.В. Триботехнические характеристики Ni-Cr-BC-плазменных покрытий после различных методов оплавления. - 2004. - С. 152-157.

190. Karimi, M.R. Effects of remelting processes on porosity of NiCrBSi flame sprayed coatings / M.R. Karimi, H.R. Salimijazi, M.A. Golozar // *Surface Engineering*. - 2016. - Vol. 32:3. - Pp. 238-243. <http://dx.doi.org/10.1179/1743294415Y.0000000107>.

191. Günen, A. Properties and High-Temperature Wear Behavior of Remelted NiCrBSi Coatings / A. Günen, A. Çürük // *JOM*. - 2020. - Vol. 72. - Pp. 673-683. <https://doi.org/10.1007/s11837-019-03950-6>.

192. Li, F. Effects of Laser Remelting on Frictional Properties of Supersonic Flame-Sprayed Coatings / F. Li, C. Zhang, Y. Li, Q. Pang // *Coatings*. - 2024. - Vol. 14. - P. 325. <https://doi.org/10.3390/coatings14030325>.

193. Chivavibul, P. Effects of carbide size and Co content on the microstructure and mechanical properties of HVOF-sprayed WC-Co coatings / P. Chivavibul, M. Watanabe, S. Kuroda, K. Shinoda // *Surface and Coatings Technology*. - 2007. - Vol. 202, Issue 3. - Pp. 509-521. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.06.026>.

194. Nahvi, S. Effect of Carbide Particle Size on the Microstructure, Mechanical properties, and Wear Behavior of HVOF-sprayed WC-17% Co Coatings / S. Nahvi.

195. Jie, M. Influence of Spray Angle on Distribution of WC-Co-Cr Coating Produced by HVOF Spraying / M. Jie, L. Min, D. Ziqian, D. Changguang, D. Chunming,

Z. Kesong // Rare Metal Materials and Engineering. - 2017. - Volume 46. - Pp. 3583-3588.

196. Eßler, J. Influence of the powder feed rate on the properties of HVOF sprayed WC-based cermet coatings / J. Eßler, D. Woelk, D. Utu, G. Marginean // Materials Today: Proceedings. - 2023. - Volume 78, Part 2. - Pp. 227-234.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.11.120>.

197. Nouri, A. Powder morphology in thermal spraying / A. Nouri, A. Sola // Journal of Advanced Manufacturing and Processing. - 2019.
<https://doi.org/10.1002/amp2.10020>.

198. Singh, S. Development of fine WC-NiCr powder coatings by optimising HVOF spray parameters / S. Singh, A. Osi, V. Joshi, S. Wade, C. Berndt, T. Schläfer, H. Howse, A. Siao, M. Ang // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. - 2024. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2024.106667>.

199. Dinh, V. Multi-response optimization of 67Ni18Cr5Si4B coating by HVOF spray using Taguchi-OEC technique / V. Dinh, T. Nguyen, V. Tong // Journal of Adhesion Science and Technology. - 2019. - Vol. 33. - Pp. 314 - 327.
<https://doi.org/10.1080/01694243.2018.1539153>.

200. Saharkhiz, R. Comprehensive study on the effect of HVOF processing parameters and particle size on high-temperature properties of NiCoCrAlYTa coatings / R. Saharkhiz, Z. Valefi, M. Mirjani, A. Mirak // Surface and Coatings Technology. - 2023.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129951>.

201. Pulido-González, N. Application of DOE and ANOVA in Optimization of HVOF Spraying Parameters in the Development of New Ti Coatings / N. Pulido-González, S. García-Rodríguez, M. Campo et al. // J Therm Spray Tech. - 2020. - Vol. 29. - Pp. 384-399. <https://doi.org/10.1007/s11666-020-00989-9>.

202. Yu, R. Optimization of the Process Parameters of Atmospheric Plasma Spraying Cobalt Ferrite Coatings by Orthogonal Experimental Design / R. Yu, P. Gao, Y. Miao et al. // J. of Materi Eng and Perform. - 2024. - Vol. 33. - Pp. 13374-13386.

203. Gadelmoula, A. A Stochastically Generated Geometrical Finite Element Model for Predicting the Residual Stresses of Thermally Sprayed Coatings Under Different Process Parameters / A. Gadelmoula, K.S. Al-Athel, S.S. Akhtar et al. // J Therm Spray Tech. - 2020. - Vol. 29. - Pp. 1256-1267. <https://doi.org/10.1007/s11666-020-01008-7>.

204. Ng, H.W. A finite element analysis technique for predicting as-sprayed residual stresses generated by the plasma spray coating process / H.W. Ng, Z. Gan // Finite Elements in Analysis and Design. - 2005. - Vol. 41, Issue 13. - Pp. 1235-1254. <https://doi.org/10.1016/j.finel.2005.02.002>.

205. Gan, Z. Deposition-induced residual stresses in plasma-sprayed coatings / Z. Gan, H. Ng, A. Devasenapathi // Surface & Coatings Technology. - 2004. - Vol. 187. - Pp. 307-319. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.02.010>.

206. Пономарев, К. Е. К вопросу выбора экспериментального метода оценки остаточных напряжений в сварных конструкциях (обзор) / К. Е. Пономарев, И. В. Стрельников // Сварка и диагностика. - 2018. - № 2. - С. 27-32.

207. Антонов, А. А. Проблемы экспериментальных измерений напряженного состояния в сварных конструкциях / А. А. Антонов // Промышленный сервис. - 2016. - № 2(59). - С. 27-30.

208. Тажибаев, А. Р. Методы выявления и снижения остаточных напряжений в сварных соединениях / А. Р. Тажибаев, А. В. Тажибаева, Г. И. Бикбулатова // Современные материалы, техника и технологии. - 2021. - № 5(38). - С. 45-53.

209. Plesovskikh, A.Y. Import-substituting technology for manufacturing parts of the oil and gas industry with the application of tungsten based wear-resistant coatings (Импортозамещающая технология изготовления деталей нефтегазовой отрасли с нанесением износостойких покрытий на основе вольфрама) / S.E. Krylova, A. Y. Plesovskikh, I.A. Kurnoskin // Materials Today: Proceedings, 2021. - Pp. 1595-1598.

210. Плесовских, А. Ю. Technology of Obtaining and Mechanical Processing of Resistant Powder Coatings of Ni-Mo-AL System (Технология получения и механической обработки стойких порошковых покрытий системы Ni-Mo-AL) / А.

Y. Plesovskikh, S. E. Krylova, V. I. Yurshev [et al.] // Key Engineering Materials. - 2022. - Vol. 910 KEM. - P. 464-471.

211. Плесовских, А.Ю. Импортозамещающая технология изготовления деталей нефтегазодобывающей отрасли с нанесением износостойких покрытий на основе вольфрама / А. Ю. Плесовских, С. Е. Крылова, С. П. Оплеснин // Вестник современных технологий. - 2019. - № 2(14). - С. 9-14.

212. Плесовских, А.Ю. Разработка металлургической порошковой композиции для восстановления деталей нефтегазодобывающей отрасли / А. Ю. Плесовских, С. Е. Крылова, С. П. Оплеснин // Уральская школа молодых металлургов : Сборник материалов XX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов-молодых ученых, Екатеринбург, 03-07 февраля 2020 года / Министерство науки и высшего образования Российской Федерации, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Ключевой Центр превосходства «Материаловедение перспективных металлосодержащих материалов и технологий их обработки». - Екатеринбург: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, 2020. - С. 504-507.

213. Плесовских, А. Ю. Импортозамещающая Технология изготовления деталей с нанесением износостойкого покрытия на основе вольфрама / А. Ю. Плесовских, С. Е. Крылова // Физическое материаловедение. Актуальные проблемы прочности: Сборник материалов X Международной школы, посвященной 10-летию лаборатории "Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы" и LXIII Международной конференции, Тольятти, 13-17 сентября 2021 года. - Тольятти: Тольяттинский государственный университет, 2021. - С. 56-57.

214. Плесовских, А. Ю. Влияние гранулометрического состава и процентного содержания WC на свойства газопламенного покрытия / А. Ю. Плесовских // Современная механика в цифровую эпоху: проблемы и перспективы: Сборник материалов Всероссийской молодежной научно-практической

конференции, Оренбург, 16-17 июня 2022 года. - Оренбург: Оренбургский государственный университет, 2022. - С. 78-82.

215. Исследование износостойкого покрытия, полученного методом холодного газотермического напыления / А. А. Потехин, А. В. Шалимов, С. Е. Крылова, А. Ю. Плесовских // Университетский комплекс как региональный центр образования, науки и культуры : Сборник материалов Всероссийской научно-методической конференции, Оренбург, 26–27 января 2022 года. – Оренбург: Оренбургский государственный университет, 2022. – С. 1641-1645

216. Пат.2784024 С1 РФ. Способ получения вольфрамсодержащего покрытия на металлических деталях нефтегазового машиностроения / А.Ю. Плесовских, С.Е. Крылова, В.А. Завьялов и др.; заявитель и патентообладатель: Общество с ограниченной ответственностью «Технология». - № 2022113804; заявл.24.05.2022; опубл. 23.11. 2022.

217 Плесовских, А.Ю. Исследование структуры и свойств износостойкого газотермического покрытия с содержанием вольфрама / А. Ю. Плесовских, С. Е. Крылова // Frontier Materials & Technologies. - 2023. - № 2. - С. 89-101.

218. Plesovskikh A.Y., Krylova S.E. The study of the structure and properties of a wear-resistant gas-thermal coating containing tungsten // Frontier Materials & Technologies. - 2023. - N. 2. - P. 89-101. doi: 10.18323/2782-4039-2023-2-64-4

219. Плесовских, А.Ю. Влияние термической обработки на структуру и свойства вольфрамсодержащего покрытия рабочей части нефтегазового оборудования / С. Е. Крылова, А. Ю. Плесовских, И. А. Курноскин, И. Ш. Тавтилов // Черные металлы, 2022. - № 12 (1092). - С. 36-42.

220. Плесовских, А. Ю. Оценка остаточных напряжений в порошковых покрытиях, полученных различными методами / А. Ю. Плесовских, С. Е. Крылова, И. А. Курноскин, С. П. Оплеснин // Школа-семинар молодых ученых и специалистов в области компьютерной интеграции производства / Оренбургский государственный университет. – Оренбург : Оренбургский государственный университет, 2020. – С. 152-156.

ПРИЛОЖЕНИЕ А



Общество с ограниченной ответственностью
«ТЕХНОЛОГИЯ»

ИНН 561 202 88 90
 460026, г. Оренбург, пр. Победы, 120
 тел. (3532) 54-06-20, факс (3532) 54-06-19
 e-mail: info@tehnno-oren.ru
 www.tehnno-oren.ru

№ 2.1 - 1368.0623
 «06» 12 2023 г.

АКТ

реализации результатов научно-исследовательской работы

«Формирование износостойкой структуры поверхности деталей нефтегазовой отрасли нанесением WC-покрытия методом холодного газотермического напыления»

Настоящим актом подтверждается, что на базе предприятия ООО «Технология» в период 2020 – 2023 год ответственным исполнителем Плесовских Алексеем Юрьевичем на основе экспериментальных исследований были разработаны напыляемые порошковые композиции на основе металлургических материалов, апробированные при упрочнении штоков поршневых компрессоров Dresser-Rand 6HOS6, 6HOS4 и 5HOS2 1, 2 и 3 ступеней в условиях предприятия ООО «Технология».

Промышленная эксплуатация штока компрессора Dresser-Rand 6HOS4 после упрочнения показала, что поверхность штока, выполненного из стали AISI 4140, с напыляемыми композициями WC:NiCrB обеспечивает эксплуатационную стойкость оборудования в пределах 12000 м/час при нагружении $P_H=62$ МПа.

Технический осмотр изделия в установленный период эксплуатации не зафиксировал на упрочненных поверхностях следов износа и коррозионных повреждений, препятствующих дальнейшей эксплуатации оборудования.

Учитывая имеющуюся на предприятии современную материальную базу, а также научные достижения и разработки аспиранта Плесовских Алексея Юрьевича, считаем, что результаты работы актуальны, представляют ценность для промышленных предприятий в целом, применимы для решения проблем повышения работоспособности и увеличении сроков эксплуатации сложного технологического оборудования нефтегазовой отрасли.

Заместитель директора по производству

Михайлов А.В.



Общество с ограниченной
ответственностью
«Газпром переработка»
(ООО «Газпром переработка»)

Филиал
Оренбургский
газоперерабатывающий завод
(Оренбургский ГПЗ)

п/о п. Каргала, 30-й км, №1, г. Оренбург
Оренбургская область, Российская Федерация, 460512
Тел.: (83532) 73-55-60; факс: (725) 3-52-53;
факс: (83532) 330966
E-mail: ogor@ogor.gpp.gazprom.ru; www.pererabotka.gazprom.ru
ОКПО 87152804, ОГРН 1071102001651, ИНН 1102054991, КПП
583843001

АКТ

о реализации результатов научной работы

«Формирование износостойкой структуры поверхности деталей нефтегазовой отрасли нанесением WC-покрытия методом холодного газотермического напыления»

«Настоящим подтверждаю, что в 2023 году на предприятии Оренбургского газоперерабатывающего завода ООО "Газпром переработка" была проведена промышленная апробация упрочненного штока компрессора, использующего специально разработанный состав порошковой композиции WC:NiCrB (3:1) в условиях эксплуатации компрессора 382K01. Микротвердость упрочненной поверхности составила 2500 HV.

Разработка состава металлургической порошковой композиции и технологии упрочнения поверхности изделия была выполнена соискателем ученой степени Плесовских Алексеем Юрьевичем на базе предприятия сервисного машиностроения ООО «Технология» г. Оренбург. Техническое задание на опытную эксплуатацию изделия после упрочнения включало требования к шероховатости поверхности, износостойкости, твердости, адгезионной прочности и точности соблюдения геометрических размеров, которые были учтены при разработке и реализации технологии газопламенного упрочнения.

Эксплуатация упрочненного изделия "шток компрессора 382K01" показала, что его эксплуатационная стойкость соответствует требованиям технического задания.

Долевое участие Плесовских А.Ю. в данной работе составило 60%.

Заместитель главного механика ОГПЗ

Цыкало А.С.

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2784024

Способ получения вольфрамсодержащего покрытия на металлических деталях нефтегазового машиностроения

Патентообладатель: *Общество с ограниченной ответственностью "Технология" (RU)*

Авторы: *Оплеснин Сергей Петрович (RU), Плесовских Алексей Юрьевич (RU), Завьялов Владимир Александрович (RU), Крылова Светлана Евгеньевна (RU), Михайлов Александр Васильевич (RU), Курноскин Иван Александрович (RU)*

Заявка № 2022113804

Приоритет изобретения 24 мая 2022 г.

Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений
Российской Федерации 23 ноября 2022 г.

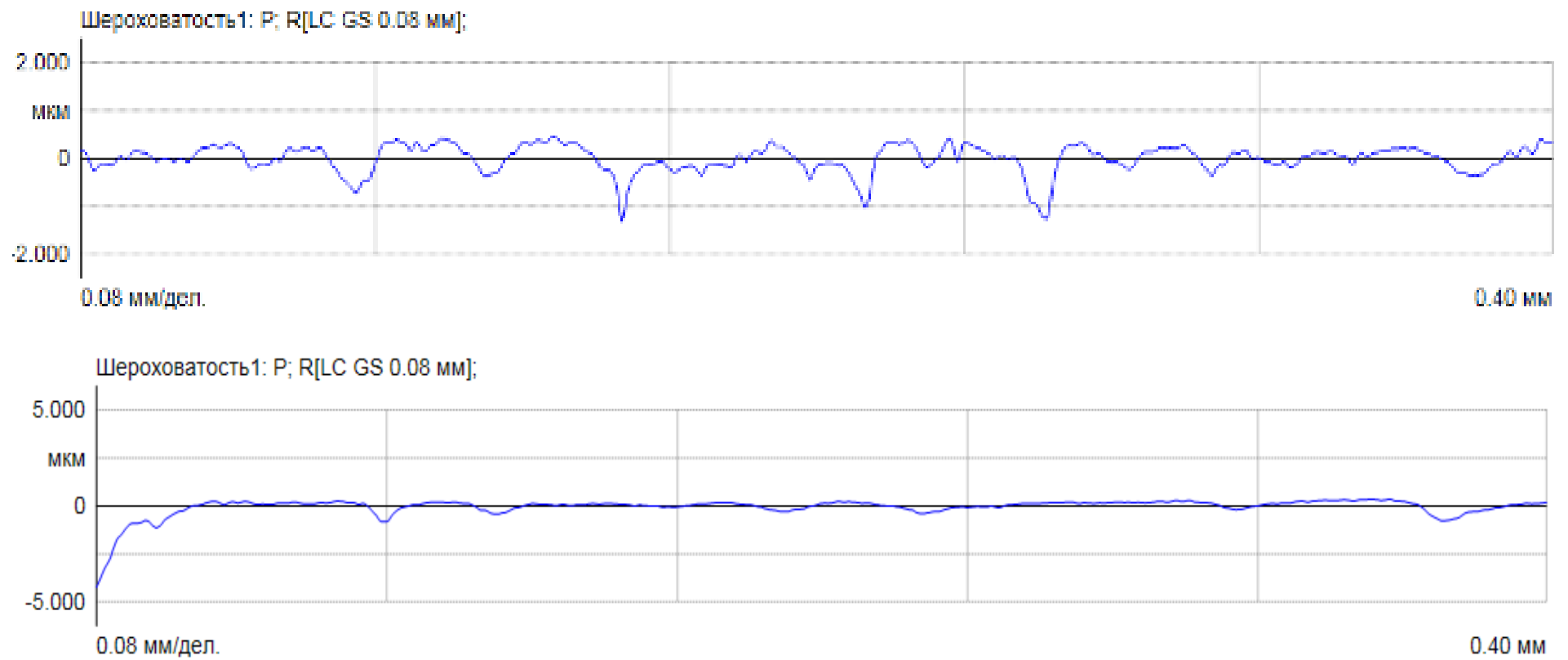
Срок действия исключительного права
на изобретение истекает 24 мая 2042 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Ю.С. Зубов

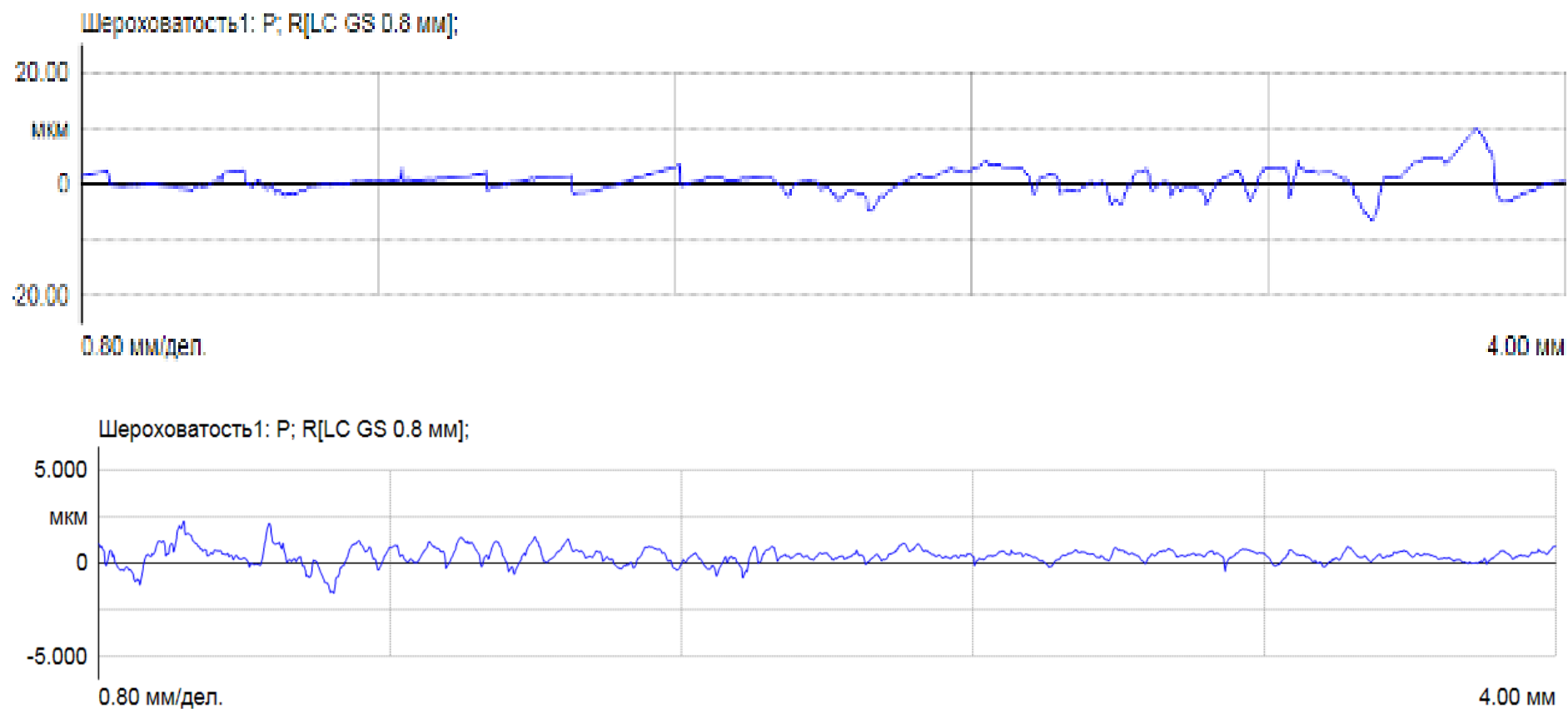


ПРИЛОЖЕНИЕ В



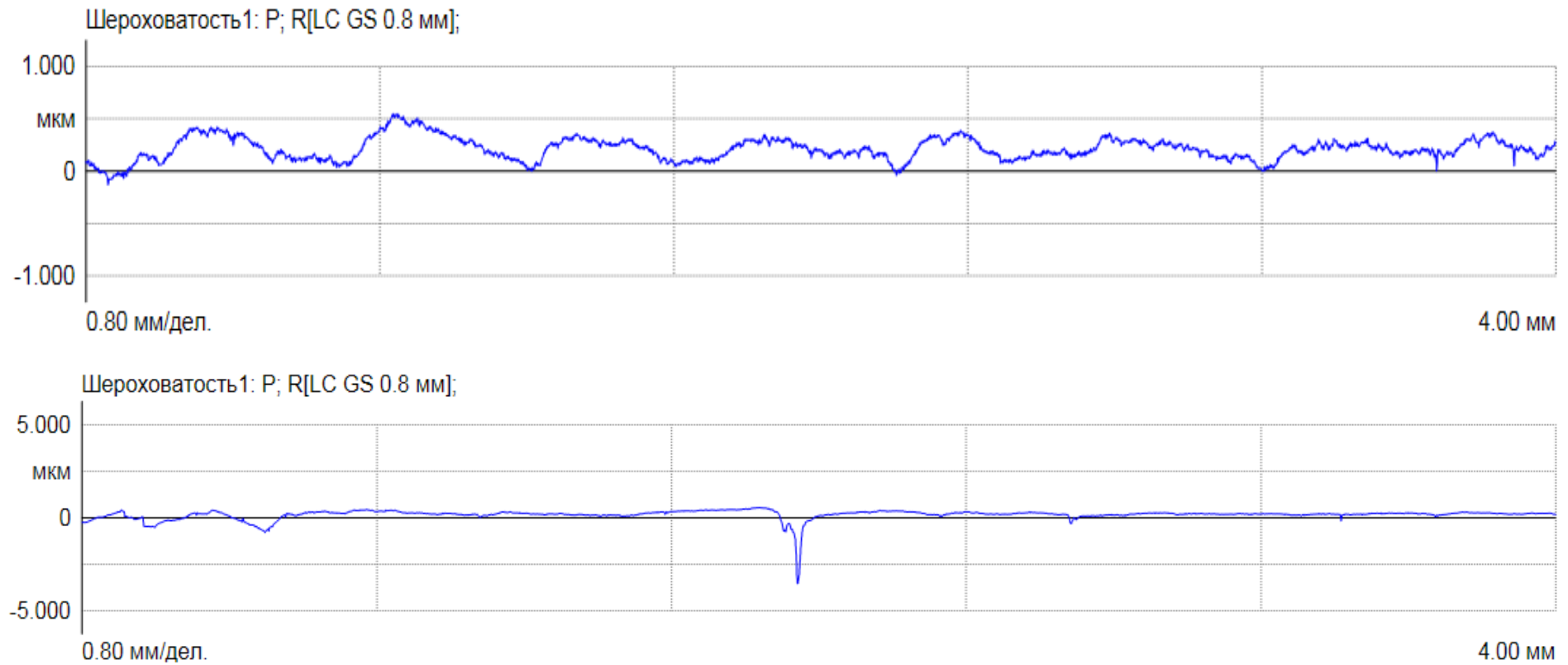
Минимальное значение, мкм	Максимальное значение, мкм	Среднее арифметическое значение, мкм
0,213	0,534	0,363

Рисунок В.1 – Профилограммы исследуемой резьбы в поперечном направлении по боковой поверхности витка



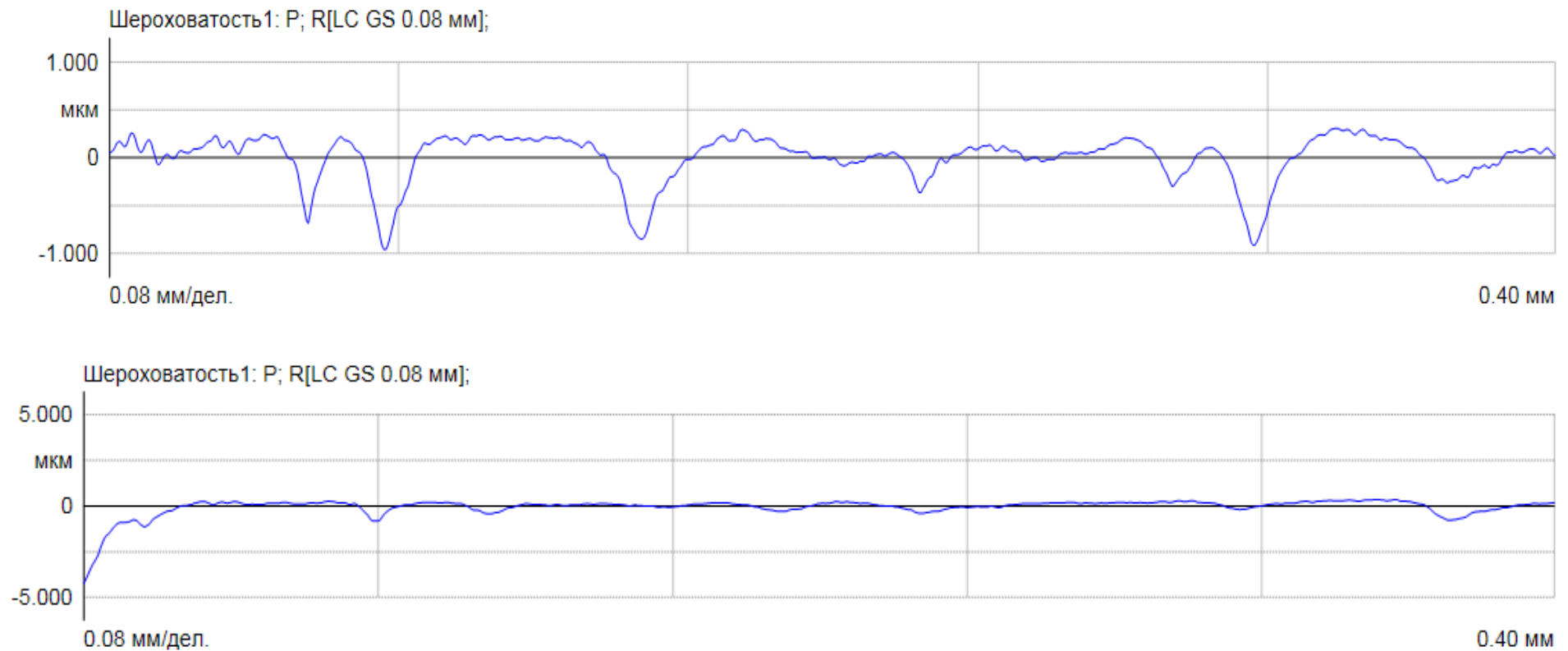
Минимальное значение, мкм	Максимальное значение, мкм	Среднее арифметическое значение, мкм
1,424	1,590	1,484

Рисунок В.2 – Профилограммы исследуемой резьбы по вершине витка



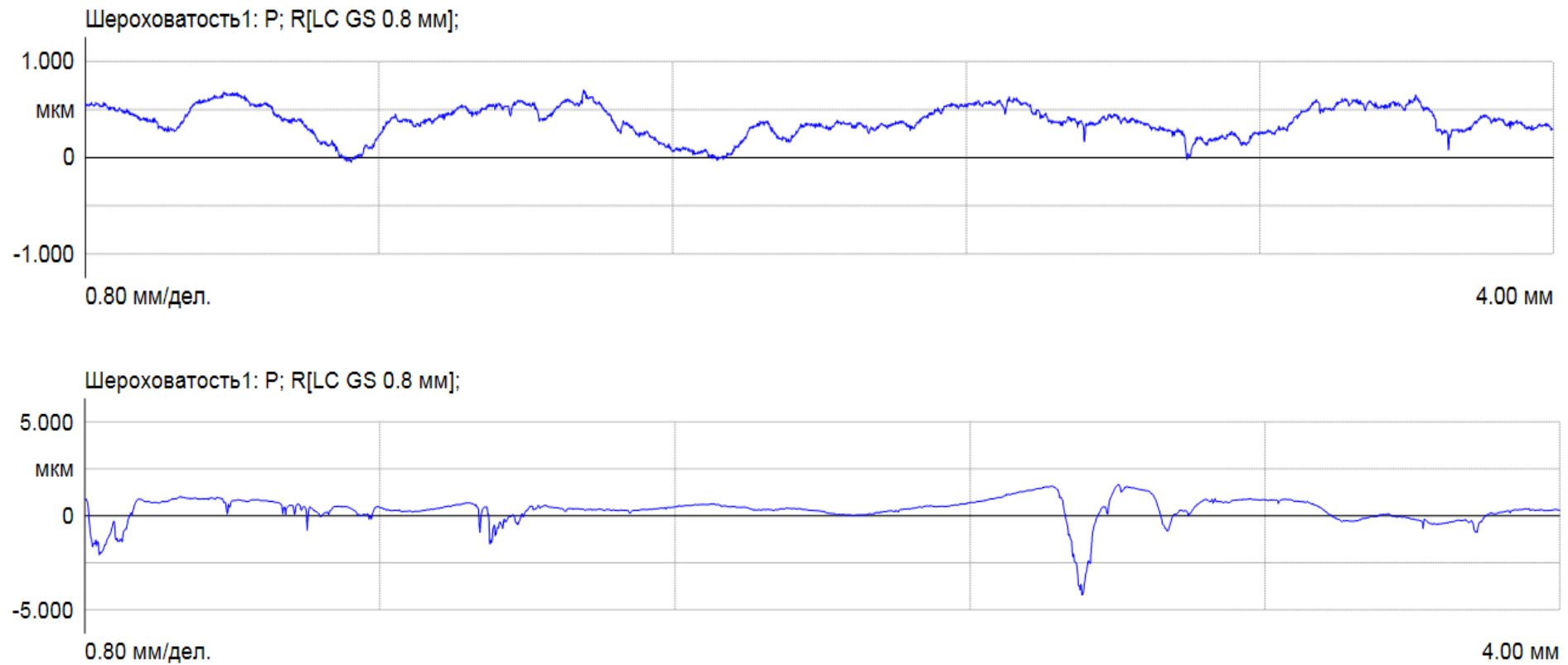
Минимальное значение, мкм	Максимальное значение, мкм	Среднее арифметическое значение, мкм
0,211	0,248	0,234

Рисунок В.3 – Профилограммы после полировки в продольном направлении по боковой поверхности витка



Минимальное значение, мкм	Максимальное значение, мкм	Среднее арифметическое значение, мкм
0,183	0,246	0,188

Рисунок В.4 – Профилограммы после полировки в поперечном направлении по боковой поверхности витка



Минимальное значение, мкм	Максимальное значение, мкм	Среднее арифметическое значение, мкм
0,380	0,586	0,505

Рисунок В.5 – Профилограммы после полировки по вершине витка