

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ
ФЕДЕРАЦИИ**
**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ**
«МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
(МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХ)

На правах рукописи



ОЛЕФИРЕНКО НИКИТА АНДРЕЕВИЧ

**ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ
КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ ИЗ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ
ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИЕЙ**

Специальность 2.6.17 – Материаловедение (технические науки)

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Овчинников Виктор Васильевич

Москва 2021

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Введение.....	5
Глава 1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	11
1.1. Анализ характера износа коленчатых валов компрессора установки кондиционирования типа МАБ2.....	11
1.2. Наплавка как метод восстановления деталей.....	16
1.3. Газотермическое напыление при ремонте деталей.....	24
1.4. Электродуговая металлизация.....	32
1.5. Влияние ионной имплантации на износостойкость деталей машин.....	39
1.6. Цели и задачи исследования.....	48
Глава 2. МЕТОДИКИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	53
2.1. Оборудование для электродуговой металлизации.....	53
2.2. Определение прочности сцепления покрытия по штифтовому методу.....	55
2.3. Испытания покрытия на твердость.....	58
2.4. Износостойкость.....	59
2.5. Исследование структуры напыленного слоя.....	61
2.6. Оборудование для ионной имплантации.....	62
2.7. Исследование структуры имплантированного слоя на сканирующем электронном микроскопе.....	67
2.8. Исследование поверхностных слоев методом вторично-ионной масс- спектрологии.....	68
2.9. Измерение микро и нанотвердости поверхностных слоев.....	69
2.10. Просвечивающая электронная микроскопия.....	71

	Стр.
2.11. Рентгеноструктурный анализ.....	73
2.12. Испытания на износ имплантированных образцов.....	75
Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИИ	
ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА	
НАПЫЛЕННОГО СЛОЯ И ПОДЛОЖКИ.....	
	77
3.1. Металлографические исследования структуры слоя покрытия после электродуговой металлизации.....	77
3.2. Влияние теплового воздействия струи распыляемого материала на структуру и свойства подложки стали 45.....	82
3.3. Влияние химического состава электродной проволоки на структуру и свойства напыленного покрытия.....	85
3.4. Исследование содержания кислорода на участках отслоения покрытия...	93
3.5. Воздействие на подложку для повышения прочности сцепления на границе подложка–напыленный слой.....	95
3.6. Аэрозольное флюсование при электродуговой металлизации стали 45.....	106
3.7. Воздействие на распыляемый материал при электродуговой металлизации.....	114
3.8. Влияние марки электродной проволоки на износостойкость напыленного покрытия.....	124
Выводы к главе 3.....	127
Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА	
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ.....	
	129
4.1. Моделирование процесса ионной имплантации с помощью пакета программ для классической молекулярной динамики.....	129
4.2. Результаты экспериментального исследования глубины проникания ионов при имплантации стали 45 и напыленного покрытия.....	141

	Стр.
4.3. Микроструктура ионно-легированного слоя покрытия, напыленного на сталь 45 после ионной имплантации титаном.....	148
4.4. Влияние ионной имплантации на трибологические характеристики стали 45 и газотермического покрытия.....	154
Выводы к главе 4.....	163
Глава 5. ПРОМЫШЛЕННОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	164
5.1. Восстановление вала привода компрессора климатической установки пассажирского вагона.....	164
5.2. Износостойкость коленчатых валов после восстановления электродуговой металлизацией.....	169
5.3. Результаты испытаний коленчатых валов компрессора фреона.....	174
5.4. Повышение ремонтпригодности коленчатого вала компрессора фреона.....	177
5.5. Технологические мероприятия по совершенствованию процесса электродуговой металлизации коленчатых валов компрессора фреона при восстановлении.....	179
Выводы к главе 5.....	188
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	190
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	193
ПРОЛОЖЕНИЯ.....	210

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Рост численности подвижного состава железнодорожного транспорта вызывает необходимость наращивания объемов поставок запасных частей, а это требует дополнительных материальных и трудовых ресурсов на их изготовление.

Важнейшим резервом повышения эффективности использования подвижного состава железнодорожного транспорта является восстановление изношенных деталей, позволяющее повторно, иногда и многократно, использовать исчерпавшие ресурс детали и узлы.

Одной из наиболее многочисленных групп восстанавливаемых деталей являются различного типа валы, точнее – изношенные шейки валов. В системе кондиционирования воздуха салона пассажирского вагона это коленчатые валы компрессора.

Для восстановления изношенных шеек коленчатых валов используется электродуговая металлизация. Данный процесс отличается высокой производительностью по массе напыляемого материала. К недостаткам процесса следует отнести большую неоднородность напыляемых частиц по размеру, ограниченные по сравнению с другими газотермическими способами напыления возможности выбора материалов для напыления и соответственно более узкий диапазон регулирования свойств покрытий по плотности и прочности. Фактором, определяющим качество восстановления деталей, является прочность сцепления (адгезия) напыленного слоя покрытия с подложкой.

Анализ литературы, а также последние достижения в машиностроении, свидетельствуют о том, что наиболее перспективными методами повышения ресурса высоконагруженных деталей машин являются вакуумные ионно-плазменные технологии высоких энергий. Обработка поверхности металлов и сплавов ионными пучками существенно изменяет физико-механические, химические свойства и структуру поверхностного слоя. Имплантация поверхностей сталей ионами различных газов и металлов позволяет управлять

химическим и фазовым составом приповерхностных слоев различных изделий, т.е. проводить легирование сталей различными элементами в количествах, которые не всегда достижимы традиционными методами.

В этой связи, актуальным становится исследование влияния ионной имплантации на физико-механические свойства поверхностного слоя стали 45 после электродуговой металлизации.

Актуальность темы диссертации подтверждается также тем, что ее базовую основу составляют исследования, выполненные автором в рамках Государственного контракта на выполнение работ для государственных нужд Российской Федерации 14.В37.21.1846 «Разработка научных основ технологии полиионной имплантации ремонтных коленчатых валов из конструкционной стали, восстановленных электродуговой металлизацией».

Степень разработанности темы. Большой вклад в решение проблемы повышения износостойкости титановых сплавов за счет обработки поверхностного слоя внесли ученые Шаркеев Ю.П., Смыслов А.М., Щипачев А.М., Крит Б.Л., Борисов А.П., Ковалевская Ж.Г., Тетельбаум Д.И., Molinari A., Straffelini T.B., Rack H.J. и др.

Целью диссертационной работы является повышение износостойкости шеек коленчатых валов из стали 45, восстановленных электродуговой металлизацией за счет микролегирования поверхностных слоев при полиионной имплантации.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **задачи:**

1. Установить влияние химического состава электродной проволоки и параметров режима металлизации на структуру покрытия и величину адгезии напыленного слоя к подложке.

2. Изучить влияние технологии подготовки поверхности подложки на прочность сцепления с ней напыленного покрытия и пористость слоя покрытия.

3. Определить трибологические характеристики образцов стали 45 после электродуговой металлизации проволоками разного химического состава.

4. Определить влияние имплантации на физико-механические и трибологические свойства стали 45 и обосновать выбор сорта имплантируемых ионов.

5. Определить рациональный химический состав материала катода имплантера и параметры режима имплантации, обеспечивающие наиболее высокую износостойкость облученных образцов.

6. Исследовать влияние микролегирования при полиионной имплантации на структуру и весовой износ напыленного покрытия.

7. Разработать рекомендации по повышению износостойкости шеек коленчатого вала из стали 45, восстановленных электродуговой металлизацией, путем полиионной имплантации.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Установлено, что прочность сцепления напыленного слоя с подложкой определяется химическим составом электродной проволоки и наличием окисления поверхности подложки и напыляемых частиц в процессе металлизации. Для устранения окисления предложено аэрозольное флюсование с введением в транспортирующий газовый поток и дуговой промежуток флюса в виде водного раствора Na_2CO_3 с концентрацией 30–60 г/л и расходом 5–10 мл/мин.

2. Показано, что увеличение скорости транспортирующего газового потока со 155 до 355–520 м/с способствует уменьшению размера напыляемых частиц с 90–105 до 30–60 мкм и увеличению прочности сцепления покрытия с подложкой до 50,5–53,1 МПа при открытой пористости 2,5–3,7%.

3. Показано, что снижение износа при трении в 5,5–6 раз наблюдается при имплантации ионами титана и сплава Cu–Pb с флюенсом в диапазоне $5 \cdot 10^{16}$ – $3,2 \cdot 10^{17}$ см⁻². Увеличение флюенса свыше $5 \cdot 10^{17}$ см⁻² сопровождается снижением износостойкости имплантированного покрытия за счет образованием кластеров обогащенных внедряемыми элементами, интерметаллидных соединений а также существенной фрагментацией структуры поверхностного слоя на наноуровне.

Теоретическая и практическая значимость:

1. Полученные покрытия могут быть использованы для восстановления и упрочнения рабочих поверхностей изделий из сталей, эксплуатирующихся в условиях трения.

2. Разработан и опробован процесс упрочнения и восстановления рабочих поверхностей коленчатых валов компрессора фреона системы кондиционирования воздуха в пассажирском железнодорожном вагоне. Разработано оборудование для проведения реновации коленчатых валов компрессора фреона с контролем геометрических параметров нанесения покрытия.

3. Разработанный технологический процесс был применен для обработки рабочих поверхностей коленчатых валов компрессоров фреона как не эксплуатировавшихся, так и после реновации с целью повышения срока их эксплуатации. Проведенные стендовые испытания восстановленных коленчатых валов компрессора фреона показали, что использование ионной имплантации покрытия, полученного электродуговой металлизацией, позволяет продлить срок гарантированной эксплуатации указанных валов до 8 лет.

4. Результаты работы были внедрены в учебно-образовательный процесс подготовки бакалавров и магистров по направлениям 22.03.01 и 22.04.01 "Материаловедение и технологии материалов".

Положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследований влияния аэрозольного флюсования на повышение прочности сцепления покрытия с подложкой.

2. Влияние предварительной имплантации ионами сплава Cu–Pb–Sn на повышение прочности сцепления покрытия с подложкой.

3. Экспериментально обоснованные режимы электродуговой металлизации, обеспечивающие получение износостойких покрытий с коэффициентом пористости не превышающем 6–12%.

4. Закономерности изменения структуры имплантированного слоя, весового износа и коэффициента трения стали 45 и газотермического покрытия на основе стали 50ХФА после имплантации ионами титана и сплава Cu–Pb–Sn.

5. Результаты влияния микролегирования при имплантации ионами титана и сплава Cu–Pb–Sn на структуру, механические и эксплуатационные свойства слоя покрытия на основе стали 50ХФА.

Методы исследования и достоверность полученных результатов.

Методологической основой исследования послужили работы ведущих российских и зарубежных ученых, государственные стандарты РФ.

Результаты экспериментальных исследований получены с использованием современных методов исследования структуры и свойств материалов, а также сертифицированного испытательного оборудования. Показана воспроизводимость результатов.

Реализация результатов работы.

Результаты диссертационной работы внедрены в серийный технологический процесс реновации коленчатых валов компрессора системы кондиционирования воздуха в пассажирском вагоне. Результаты диссертационной работы использованы при выполнении исследований по Государственному контракту на выполнение работ для государственных нужд Российской Федерации 14.В37.21.1846 «Разработка научных основ технологии полиионной имплантации ремонтных коленчатых валов из конструкционной стали, восстановленных электродуговой металлизацией».

Степень достоверности результатов.

Все результаты получены на современном оборудовании с использованием лицензионного программного обеспечения. Стандартные испытания и исследования проводились в соответствии с требованиями научно-технической документации, действующей на территории Российской Федерации (ГОСТ и ISO). Сформулированные в диссертации научные положения, выводы и рекомендации подтверждены теоретическими решениями и экспериментальными данными.

Апробация работы.

Результаты работы доложены и обсуждены на трех научно-практических конференциях, в том числе: 14-я Международная научно-практическая

конференция «Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика» в секции «Технологии упрочнения и восстановления физико-механических свойств поверхности» (Санкт-Петербург, 17-20 апреля 2012 г.); Международная научно-практическая конференция «Инновационные технологии в машиностроении: проблемы, задачи, решения» (Орск, 15-17 января 2012 г.); 1-я Всероссийская научно-техническая конференция «Современная техника и технологии: Проблемы, состояние, перспективы» (Рубцовск, 2011 г.); 2-я Международная научно-практическая конференция "Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов" (Курск, 2021 г.).

Личный вклад автора состоит в его непосредственном и активном участии в формировании цели и задач исследования, в проведении теоретических и экспериментальных исследований, анализе и обработке полученных результатов, их обобщении, формулировке рекомендаций и выводов по диссертации, а также написании публикаций в журналах и докладов на научных конференциях.

Публикации: основное содержание диссертации отражено в 12 научных работах, в том числе в 5 статьях и изданиях, рекомендуемых ВАК РФ. Получен патент РФ на полезную модель №139509 «Коленчатый вал».

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка цитируемой литературы (158 наименований) и содержит 212 страниц машинописного текста, в том числе 88 рисунков, 18 таблиц и приложения.

Глава 1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1. Анализ характера износа коленчатых валов компрессора установки кондиционирования типа МАБ2

На дорогах Российской Федерации основная часть купейных вагонов и вагонов-ресторанов оборудована установками кондиционирования воздуха типа МАБ2. Система кондиционирования воздуха в вагоне состоит из устройств вентиляции, отопления, охлаждения и автоматического управления (Рисунок 1.1). К устройствам вентиляции относятся центробежный сдвоенный вентилятор с электродвигателем, нагнетательный воздуховод с вентиляционными решетками типа «мультивент», рециркуляционный воздуховод, фильтры и решетки для забора наружного воздуха.

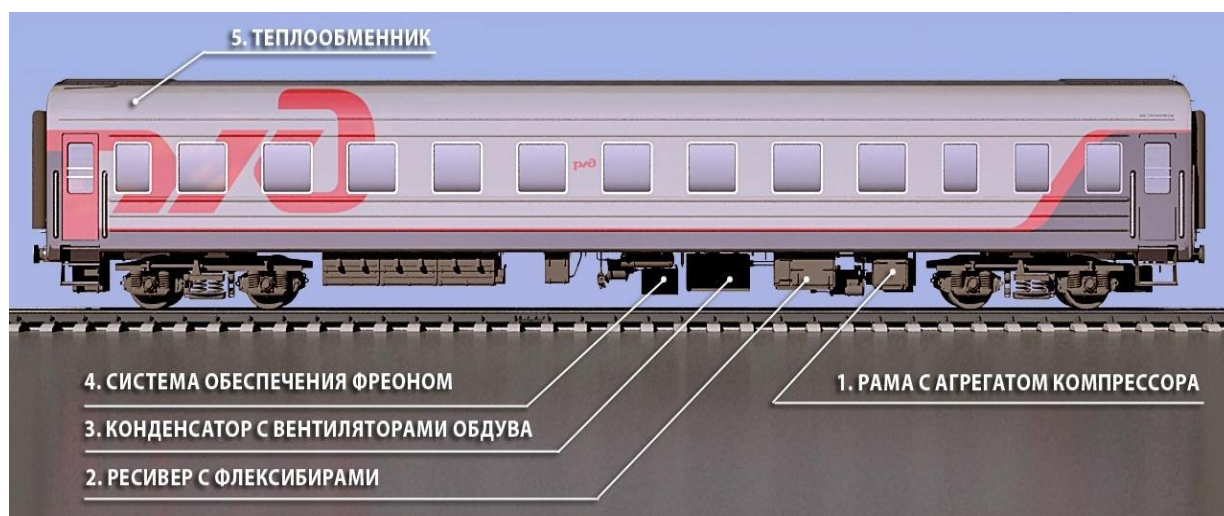


Рисунок 1.1. Принцип работы компрессора МАБ2 тип V на пассажирском вагоне
типа 47-К

Вагонный кондиционер состоит из компрессорного агрегата, конденсаторного агрегата, воздухоохладителя, щита с приборами и из необходимых регулирующих и предохранительных устройств (Рисунок 1.2).

Кондиционер, встроенный в пассажирский вагон, должен в течение всего года обеспечивать параметры воздуха, способствующие хорошему самочувствию пассажиров. Летом кондиционер обеспечивает охлаждение вагона согласно выбранным температурам. Зимой температура в ресторанах и в подсобных помещениях регулируется водяным отоплением в зависимости от температуры приточного воздуха.

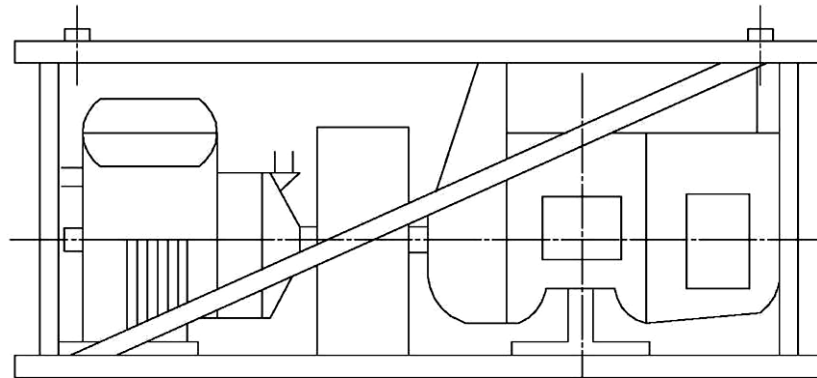


Рисунок 1.2. Общий вид вагонного кондиционера

В летнее время при работе на режиме охлаждения и во время переходных периодов года при переходном режиме с электрическим отоплением кондиционер работает автоматически, а на режиме отопления только частично автоматизированным способом. В случае выхода из строя автоматики или в целях испытания, холодильная установка может работать и с ручным управлением. Встроенный в вагон кондиционер работает автоматически на режиме охлаждения и на режиме переходных периодов года.

Компрессорный агрегат (Рисунок 1.3) подвешен на виброамортизаторах к раме вагона. К компрессорному агрегату относятся компрессор, электродвигатель постоянного тока, упругая кулачковая муфта и коробка с магнитными вентилями, работающими в качестве органов управления для регулирования производительности компрессора. Компрессор соединен непосредственно с электродвигателем постоянного тока при помощи упругой кулачковой муфты. Все узлы компрессорного агрегата установлены на опорной раме.

Четырехцилиндровый компрессор МАБ2 тип V с U-образным расположением цилиндров оснащен устройством для приподнятия клапанов в целях регулирования производительности. В зависимости от выбора или в зависимости от расхода холода в вагоне, компрессор может работать на одно-двух- или четырехцилиндровом режиме. Управление устройством для приподнятия клапанов осуществляется паром хладагента с нагнетательной стороны холодильной установки. Четыре цилиндра диаметром 80 мм расположены U-образно под углом 60° в двух рядах.

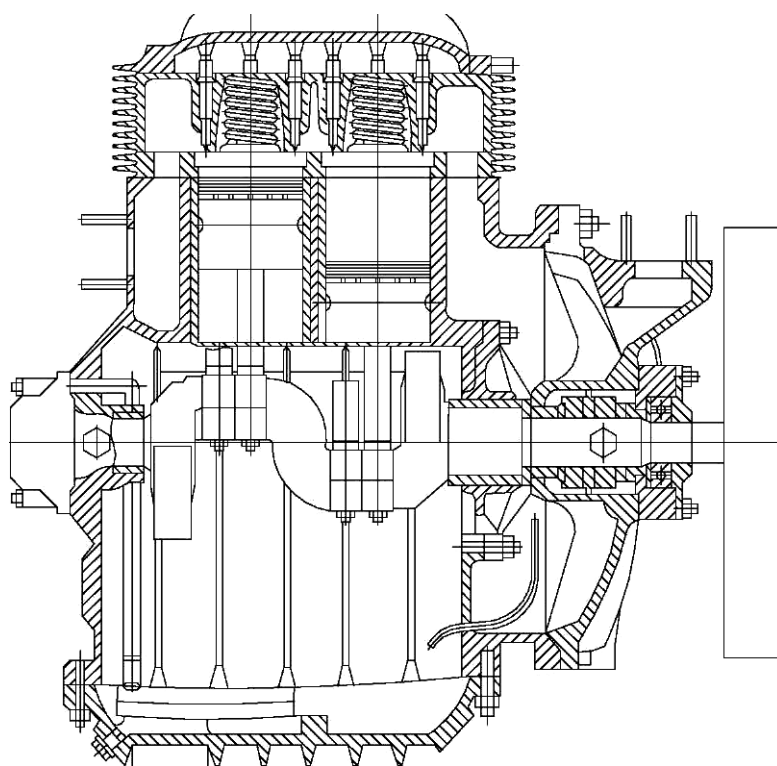


Рисунок 1.3. Компрессорный агрегат

Детали картера отлиты из алюминия. Пропиткой отлитых деталей синтетической смолой достигается совершенная герметичность относительно очень летучего хладагента и одновременно хорошая защита от коррозии.

Приводной механизм поршневого компрессора отбалансирован динамически, чем достигается очень спокойная работа машины.

Поршневой компрессор поставляется в заправленном маслом и в готовом к эксплуатации виде. Установленные на штуцерах всасывающей и нагнетательной

стороны бессальниковые запорные клапаны входят в объем поставки. Для предотвращения проникновения влаги в поршневой компрессор, последний поставляется в заполненном сухим азотом виде. Азот находится под избыточным давлением 0,5–2,0 кгс/см².

Поршневой компрессор оснащен устройством для регулирования производительности, действующим на три цилиндра. Для обеспечения хороших пусковых условий при низких наружных температурах поршневой компрессор оснащен электрическим подогревом масла.

Принцип работы компрессора МАБ2 тип V на вагоне:

1. Компрессор соединен с электродвигателем постоянного тока GMKd9 посредством полумуфты двигателя. Компрессор и двигатель жестко закреплены на раме.

2. Электродвигатель приводит в движение маховик компрессора. Маховик в свою очередь непосредственно одет на вал. Тем самым коленчатый вал приводится в движение.

3. На шатунных шейках вала установлены шатуны, которые в свою очередь соединены с поршнями, что всё вместе образует шатунно-поршневую группу. При вращении вала приводится в движение вся шатунно-поршневая группа, которая совершает возвратно-поступательные движения в гильзах компрессора.

4. Поршни сжимают хладон во всасывающих и нагнетательных клапанах, расположенные в головах компрессора, до определенного давления. Далее уже нагретый газ под давлением поступает через нагнетательный угловой вентиль в конденсаторную установку вагона, где при расширении он охлаждается.

5. Из конденсатора охлажденный газ поступает в теплообменник, где газ охлаждает секции теплообменника. Далее воздух засасывается из окружающей среды в секции теплообменника, где, проходя через эти секции, охлаждается до заданной температуры и поступает в вагон и в купе к пассажирам. А газ в свою очередь движется дальше по системе вагона и проходит данный цикл многократно.

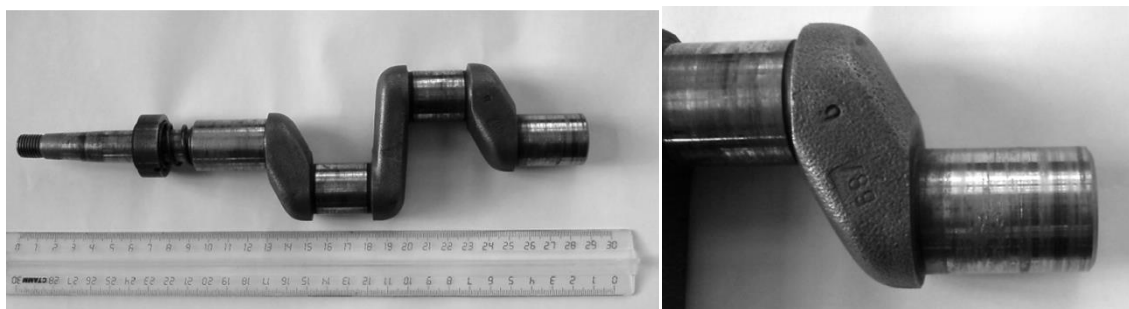
Технические характеристики компрессора представлены в Таблице 1.

Технические характеристики компрессора МАБ2 тип V

Параметр	Значение
Давление всасывания	2,5 – 5,0 кгс/см ²
Давление нагнетания	5,0 - 10,0 кгс/см ²
Давление масла	2,5 кгс/см ²
Газовая смесь	С10М1
Производительность	Не более 60 сек.
Масло	ХФ-12-16
Охлаждение корпуса компрессора	Воздушное
Температура нагрева корпуса работающего компрессора во время движения состава	Не более 90 °С

Система охлаждения состоит из компрессора с электродвигателем, конденсатора, охлаждаемого вентилятором с электродвигателем, ресивера, испарителя-воздухоохладителя с влагоотделителем и терморегулирующих вентилей. Базовой деталью компрессора является коленчатый вал (Рисунок 1.4, а).

Во время эксплуатации шейки коленчатых валов компрессоров изнашиваются. При ремонте компрессоров коленчатые валы с изношенными шейками (Рисунок 1.4, б) заменяются на новые. Демонтированные коленчатые валы необходимо восстанавливать.



а

б

Рисунок 1.4. Коленчатый вал компрессора (а) и внешний вид изношенной шейки (б)

Наиболее распространенными методами восстановительного ремонта коленчатых валов являются наплавка и напыление.

1.2. Наплавка как метод восстановления деталей

Ремонтное производство располагает достаточным числом способов, чтобы восстанавливать практически все изношенные и поврежденные детали, кроме резиновых, пластмассовых и деревянных. Выбор способа восстановления деталей во многом зависит от формы и износа рабочих поверхностей.

Многочисленность технологических способов, применяемых при восстановлении деталей, объясняется разнообразием дефектов, для устранения которых они применяются.

Характерными дефектами деталей являются: износ, который обуславливает нарушение размеров, формы и взаимного положения рабочих поверхностей; механические повреждения в виде остаточных деформаций, трещин, обломов, рисок, выкрашивания, пробоин; повреждения антикоррозионных покрытий, нанесенных окраской, гальваническими и химическими способами обработки.

Большинство деталей с такими дефектами в процессе ремонта должны быть восстановлены. Целью ремонта является восстановление следующих качеств детали: прочности; формы и размеров деталей; качества поверхностного слоя; шероховатости поверхности; защитных покрытий.

В результате высоких нагрузок, накопления усталости, деформаций и т.д. в детали или в конструктивном узле могут возникнуть дефекты в виде трещин. Наличие трещин снижает статическую и усталостную прочность деталей. Усталостная прочность снижается также при наличии глубоких забоин и царапин. Поэтому при восстановлении деталям необходимо вернуть прочностные свойства.

Детали, подверженные трению или нагреву, при эксплуатации теряют размеры, форму и взаимное расположение поверхностей. В этом случае при восстановлении следует вернуть деталям форму и размеры, заданные технической документацией.

Детали, подверженные ударам абразивных частиц, имеют дефекты в виде забоин, царапин, местных углублений и износов. Эти дефекты снижают качество поверхности, что обуславливается изнашиванием деталей в результате трения. Большинство деталей автомобилей и дорожных машин имеют изменения в поверхностных слоях вследствие коррозии, наклепа, внутренних изменений и структурных преобразований. При этом поражаются тонкие слои металла. Нарушение шероховатости поверхности и изменения в поверхностных слоях снижают прочностные характеристики детали. В таких деталях восстанавливают шероховатость поверхности и качество поверхностного слоя. Это достигается удалением поврежденных слоев металла с соблюдением требований к форме и размерам поверхностей.

Детали, работающие в агрессивной среде, при изготовлении защищают от коррозии специальными металлическими, полимерными и другими покрытиями, которые в процессе работы постепенно разрушаются и начинают корродировать. Таким образом, при ремонте необходимо восстановить эти покрытия.

Восстановление геометрической формы и размеров деталей возможно при выполнении следующих технологических операций: наращивание поверхностных слоев материала вместо изношенного; пластическое деформирование для восстановления размеров изношенных участков детали; замена части детали и установка дополнительных элементов; удаление части материала после обработки ее поверхностных слоев. К операции по восстановлению физико-механических свойств материала деталей следует отнести устранение дефектов и упрочнение материала тем или иным видом обработки для ослабления вредного действия микрповреждений в наиболее ответственных участках деталей.

Технологические способы восстановления деталей можно представить в виде двух групп: способы наращивания и способы обработки. К способам

наращивания относятся способы, при которых изношенный материал детали компенсируют нанесением других материалов, в том числе и синтетических. К ним относятся сварка и наплавка, напыление, металлизация, пайка, нанесение электролитических металлопокрытий и полимерных материалов.

К способам обработки отнесены следующие технологические способы: обработки давлением, слесарно-механическая обработка, электрические способы обработки, упрочняющая обработка и т. д.

В Таблице 2 приведены примеры различных способов, применяемых в технологии восстановления деталей.

Таблица 2

Способы восстановления изношенных деталей

Способ	Примеры способа восстановления
Слесарно-механическая обработка	Шабровка, пропиловка, притирка, фрезерование, шлифование, развертывание, штифтование, прогонка резьбы и т.д.
Пластическая деформация	Раздача, осадка, обкатывание, раскачивание, правка, вытяжка, высадка, электромеханическая обработка
Наплавка	Электродуговая, электрошлаковая, подслоем флюса, в среде защитных газов, в среде водяного пара, вибродуговая, плазменная, лучевая (электронная, лазерная), электроконтактная, трением
Газотермическое напыление	Электродуговое, газопламенное, высокочастотное, плазменное и детонационное
Пайка	Твердыми, мягкими и алюминиевыми припоями
Электролитический	Хромирование, железнение, никелирование, меднение
Нанесение синтетических покрытий	Газопламенное, под давлением, прессованием, в псевдосжиженном слое

Таблица 2 (продолжение)

Электрическая обработка	Анодно-механическая, электрохимическая, электроконтактная, электроимпульсная
Упрочняющая обработка	Термическая, термомеханическая, химико-термическая, поверхностно-пластическим деформированием, суперфинишная
Покраска	Пневматическая, безвоздушная, окунанием, струйным обливом, в электростатическом поле

Слесарно-механическая обработка применяется как самостоятельный способ ремонта деталей, а также при обработке деталей под ремонтные размеры и при постановке дополнительных ремонтных деталей. Кроме того, она является необходимой в ряде случаев при ремонте деталей другими способами.

Восстановление деталей пластической деформацией основано на использовании свойств металлов изменять под давлением внешних сил геометрическую форму и размеры без разрушения.

Восстановление деталей сваркой (наплавкой) заключается в том, что на изношенные поверхности деталей наплавляют металл, после чего их подвергают механической обработке. Кроме того, этот способ применяют при устранении на деталях механических повреждений (трещин, пробоин).

Восстановление деталей газотермическим напылением заключается в том, что на подготовленную соответствующим образом поверхность детали при помощи специального аппарата напыляют сжатым воздухом или инертным газом расплавленный металл. После напыления деталь обрабатывают под требуемый размер.

Устранение дефектов пайкой представляет собой процесс, при котором соединение нагретых частей металла происходит в результате введения в зазор между ними расплавленного припоя.

Восстановление деталей электролитическим покрытием основано на осаждении металла на соответствующим образом подготовленную поверхность детали. Для ремонта изношенных деталей применяют хромирование и железнение (осталивание). Хромирование применяют так же, как защитно-декоративное покрытие деталей. Меднение и никелирование применяют как подслои при защитно-декоративном хромировании, а меднение еще применяют для защиты поверхностей деталей от цементации.

Синтетические материалы применяют для склеивания, ремонта изношенных деталей, выравнивания поверхностей кабин, кузовов, деталей оперения и других деталей перед окраской, при технических повреждениях. При помощи клеевых составов соединяют детали или части деталей из металлов и неметаллических материалов в различных сочетаниях между собой. Этим способом ремонтируют детали, имеющие поломки и обломы. Склеивание используют также для получения неразъемных соединений деталей при сборке.

Места деталей, имеющие трещины, пробоины, вмятины, неровности, предварительно подготавливают, а затем заполняют клеевыми составами в виде паст. В некоторых случаях для увеличения прочности, детали повреждения заделывают стеклотканью, пропитанной клеевыми составами. Этим способом успешно заделывают трещины на стенках рубашки охлаждения головки и блока цилиндров двигателя, топливного бака и других корпусных и емкостных деталей.

Покрyтия из пластмасс на поверхности изношенных деталей можно наносить различными способами: наплавлением на предварительно нагретую поверхность детали, заливкой в пресс-формах, окунанием в жидкие полимерные материалы и др. Синтетическими материалами могут быть покрыты отдельные поверхности или вся деталь.

Электрическая обработка основана на явлении разрушения металла при электрическом искровом разряде. Этот вид обработки может применяться в качестве самостоятельного способа восстановления изношенных и поврежденных деталей, а также как операции, связанные с подготовкой или окончательной обработкой деталей, восстановленных другими способами. Обрабатываемая

деталь может быть изготовлена из любого металла или сплава; материалом для инструмента могут служить латунь, медь, чугун, алюминий и его сплавы и др.

Упрочняющая обработка является одним из завершающих этапов восстановления деталей и имеет целью достижения заданных физико-механических свойств.

Покраска в процессе ремонта предназначается для защиты поверхности деталей от коррозии и придания детали высоких эстетических качеств.

В настоящее время существует ряд методов позволяющих получить покрытия при восстановлении деталей типа коленчатых валов [1, 2, 16].

Для восстановления коленчатых валов применяются методы наплавки. Наплавка – разновидность сварки, представляющая собой процесс нанесения слоя металла на поверхность детали.

Наплавку целесообразно применять для нанесения металлических или металлоподобных толстых слоев (1,5...2,5мм) [3] на металлические массивные детали. Анализ литературы [4–7] показывает, что наплавку легированными сталями и твердыми металлокерамическими сплавами, цветными металлами применяют для получения износостойких, антифрикционных, жаро- и коррозионностойких поверхностей быстроизнашивающихся тяжело нагруженных деталей. Широко применяется дуговая наплавка покрытыми электродами, порошковой проволокой, в среде защитных газов, под флюсом и др., а также газопламенная, электрошлаковая и плазменная наплавки.

Сущность процесса наплавки заключается в нанесении расплавленного металла или сплава на частично или полностью оплавленную поверхность основного материала изделия, как для восстановления геометрических размеров, так и для придания детали необходимого комплекса эксплуатационных свойств [8, 3]. Расплавление наплавочного материала происходит посредством высокотемпературного пламени (газовая наплавка) [9], электрической дуги, горячей между электродом и основой (дуговая, вибродуговая наплавки) [3], плазменной струи (плазменная наплавка) [10]. Температура дуги (струи) достигает 15000–25000 К [11]. При этом образуется общая сварочная ванна

основного металла и наплавочного, с последующей ее кристаллизацией происходит образование наплавленного слоя с требуемыми свойствами. Это исключает проблему адгезии, но затрудняет получение точно заданных эксплуатационных свойств, в результате изменения состава и свойств наплавленного слоя по сравнению с исходным материалом для покрытия.

Сортамент изделий, на которые наносят защитные покрытия способами наплавки, достаточно велик: ножи горячей резки металла, прокатные валки, оси, шпиндели, валы, опорные ролики, скаты, крановые колеса, колеса вагонов, ходовые части гусеничных машин, поворотные цапфы и крестовины карданных валов тракторов, ступицы вариаторов зерноуборочных комбайнов, шкивы тормозные, штампы горячей и холодной штамповки, и т.д.

Так же велико количество сталей и сплавов различных композиций, используемых при наплавке слоев в настоящее время, которые подразделяются на пять основных групп [10, 12]: стали (углеродистые, высокоуглеродистые, марганцевые, хромомарганцевые, хромистые, хромоникелевые); сплавы на основе железа (высокохромистые чугуны, сплавы с бором и хромом, сплавы с кобальтом, молибденом или вольфрамом); сплавы на основе никеля и кобальта (хромоникелевые сплавы с бором и кремнием, никелевые сплавы с молибденом, сплавы кобальта с хромом и вольфрамом); сплавы на основе меди; карбидные сплавы (с карбидом вольфрама или хрома).

Наплавочный материал в зависимости от метода наплавки, применяется в виде проволок сплошного сечения и порошковых; лент холоднокатаных и порошковых; порошков; покрытых электродов; литых прутков или профилированных деталей.

Для создания износостойких и антифрикционных покрытий предъявляются определенные требования: материалы должны иметь высокую твердость, большой модуль упругости E , высокий уровень механических свойств и малый коэффициент трения. Структура должна обеспечивать антисхватывание и возможность быстрой приработки к контртелу.

Однако, при использовании наплавки, как метода получения защитных покрытий приходится сталкиваться с определенными сложностями [3, 13–15, 16]:

1) Металлургические процессы при наплавке сложны, характеризуются кратковременностью протекания, малым объемом расплавленного металла, высокой температурой источников теплоты. Недопустимы перегрев, приводящий к стеканию наносимого покрытия, образованию наплывов, выступов, изменению геометрии, а также недогрев, следствием которого будут поровые пустоты, непроплавленные участки, раковины и др. дефекты.

2) Ванна расплавленного металла, имеющая малый объем, в соприкосновении с холодным твердым металлом быстро кристаллизуется в течение нескольких минут, а иногда секунд. Поэтому химические реакции в расплавленном металле и шлаке не достигают равновесия [8]. Для снятия остаточных напряжений, возникающих после затвердевания наплавленного слоя и приводящих к образованию трещин в покрытии и его разрушению в процессе эксплуатации, часто используют термическую обработку как заключительную. Кроме того, термическая обработка необходима для достижения оптимальной твердости покрытия и повышения обрабатываемости резанием.

3) Ввиду высокой температуры процесса в наплавленном металле образуются оксиды, находящиеся в твердом, жидком или газообразном состоянии. Если оксиды растворимы в наплавленном металле, то растворенный в нем кислород резко снижает механические свойства металла. Нерастворимые в металле оксиды переходят в шлак, но часть из них может остаться в наплавленном металле в виде пузырьков, образуя поры.

4) При всех способах наплавки под влиянием источников теплоты присадочный материал, плавясь, перемешивается с оплаваемым материалом, что неизбежно приводит к ухудшению свойств наплавленного слоя.

5) Наплавленный слой имеет неравномерность свойств. Так, например, при индукционной наплавке микротвердость снижается от поверхности слоя к основному материалу на 10%. После механической обработки наплавленного

слоя, полученного вибродуговой наплавкой, наблюдается чередование его поверхностных участков с различной твердостью, которая изменяется на 30%.

б) Высокая удельная энергия процесса наплавки способна вызывать деформацию изделия. Неправильный выбор режима наплавки может привести к чрезмерной деформации изделия и браку. Поэтому для сохранения точности формы и размеров наплавку изделия проводят в зажатом состоянии, исключая его деформацию; создают предварительную деформацию изделия, чтобы деформация, вызываемая наплавкой, направленная в противоположную сторону, обеспечила возврат к исходной правильной форме изделия; осуществляют механическую обработку до окончательных размеров.

7) Получение тонкослойных покрытий представляет большие трудности. При наплавке малогабаритных деталей под действием нагрева изменяется структура и свойства материала детали. Применение термической обработки для восстановления свойств материала детали часто вызывает отслаивание наплавленного слоя.

В силу указанных выше недостатков процессов наплавки, в настоящее время при восстановлении изношенных деталей большое внимание уделяется методам газотермического напыления.

1.3. Газотермическое напыление при ремонте деталей

Широко в настоящее время при ремонте деталей, а также для создания антифрикционных и износостойких защитных покрытий, применяют методы газотермического напыления.

Напыление применяют для нанесения металлических или металлоподобных слоев толщиной от десятков нанометров до сотен микрометров на металлические детали различного размера [17]. Напыление легированными сталями, цветными сплавами, композиционными материалами применяют для получения износостойких, антифрикционных, жаро- и коррозионно-стойких поверхностей быстроизнашивающихся тяжело нагруженных деталей [18–20].

Сущность процесса заключается в нанесении покрытия на поверхность детали с помощью высокотемпературной скоростной струи, содержащей частицы наплавленного металла, осаждающиеся на основном металле при ударном столкновении с его поверхностью. При напылении не происходит расплавление поверхности основного металла, покрытие образуется из отдельных расплавленных или близких к этому состоянию частиц, которые при столкновении с поверхностью основного металла расплющиваются, образуя тонкий слой, механически сцепленный с поверхностью основного металла [20, 21].

Защитные покрытия методом напыления применяют для деталей различного размера и назначения: тормозные колодки, лопатки газовых турбин, поршневые кольца судовых дизелей, стойки шасси, приборы рулевых механизмов, подшипники скольжения, восстановление посадочных мест под подшипники, направляющие станков, пресс-формы для литья, шпильный колпачок, корпус челнока, валки прокатных станов, валы насосов, головки и сопла ракет и т.д. [18, 22, 20].

В зависимости от состояния наплавленного металла методы напыления подразделяются на газотермическое напыление (поток диспергированных нагретых частиц) и вакуумное конденсационное (парообразное ионизированное состояние наплавленного металла) [21, 19].

К газотермическому напылению (далее - ГТН) относятся электродуговая металлизация (далее - ЭДМ), газопламенное напыление (далее - ГПН), плазменное напыление (далее - ПН).

Общим для всех методов ГТН является то, что исходный напыляемый материал нагревается до плавления или пластифицируется и ускоренно транспортируется в высокотемпературном потоке газа на напыляемую поверхность, различным является источник нагрева напыляемого материала [17].

В настоящее время большое внимание уделяют методу плазменного напыления [22, 23, 24, 25], который по сравнению с другими методами ГТН обладает рядом преимуществ. Это высокая производительность процесса от 2...8

кг/ч до 50...80 кг/ч (в зависимости от мощности распылителя), универсальность по распыляемому материалу (проволока, порошок с различной температурой плавления), метод имеет большое количество параметров, что обеспечивает гибкое регулирование процесса напыления; имеет высокие значения коэффициента использования напыляемого материала (далее – КИМ) (до 0,85); возможна комплексная механизация и автоматизация процесса.

При плазменном напылении, метод, который подробно рассмотрен [18, 22, 20, 25], напыляемый материал нагревается высокотемпературным источником нагрева – плазмой. Плазма – это газ, находящийся в сильно ионизированном состоянии. Процесс ионизации плазмообразующего газа происходит в результате потери электронной оболочкой атома газа одного или нескольких электронов под воздействием внешних сил. Такими внешними силами могут быть упругие соударения атомов под действием высокой температуры либо высокого давления.

В современных (плазматронах) устройствах для получения низкотемпературной плазмы реализуется принцип нагрева плазмообразующего газа [25]. Источником нагрева является электрическая дуга, возникающая при подаче напряжения на электроды плазменной горелки (плазмотрона). Температура плазмы внутри канала сопла 18 000...20 000 °С, на выходе из сопла температура резко снижается и на расстоянии 15...25 мм от торца сопла составляет 5 000...8 000°С

Напыляемый материал подают в активную часть плазменной струи, где он нагревается и ускоренно транспортируется в сторону напыляемой поверхности. Средняя скорость напыляемых частиц составляет 300 м/с, а скорость потока плазмы до 800 м/с. Толщина напыляемого покрытия составляет 0,1...50,0 мм.

В качестве плазмообразующих газов обычно применяют аргон, азот или их смеси в различном соотношении. Для повышения теплосодержания плазмы добавляют 5...10% водорода по объему. Также существуют конструкции плазматронов, работающие на углекислом газе или воздухе [18].

Параметры плазменного напыления следующие: мощность дуги, определяемая силой тока и напряжением на дуге; состав, расход и давление

плазмообразующего газа; производительность по распыляемому материалу (расход транспортирующего газа на подачу порошка или скорость подачи проволоки); дистанция напыления; конструкционные параметры распылителя (диаметр электрода, диаметр и длина канала сопла); коэффициент напыления (КИМ).

Плазменное напыление применяется в различных отраслях при создании различных защитных покрытий нанесением тугоплавких металлов, сплавов на основе никеля и меди, карбидов, фрикционных материалов, коррозионно-стойких сталей и т.д. [26].

Существенными недостатками, как метода плазменного напыления, так и других методов ГТН являются достаточно невысокая адгезионная и когезионная прочность покрытия (80...100 МПа при ПН, до 15 МПа при ЭДМ); наличие пористости и других видов несплошностей (2...15%), в результате газонасыщения частиц напыляемого материала в период их движения в двухфазном потоке «газ-частица» [17]. Это ограничивает применение метода для создания антифрикционных и износостойких слоев для высоконагруженных пар трения, в силу неизбежного отслаивания напыленного слоя при заданной нагрузке 250 МПа.

Кроме того, при ГТН проводится предварительная обработка напыляемой поверхности (дробеструйная, механическая, химическая и др. [21, 18, 19]); и последующая обработка покрытий (механическая, термическая, пропитка, лазерная [21, 17, 19]), что значительно усложняет процесс напыления.

Взаимодействие напыляемого материала с газовой средой, а, следовательно, и ряд недостатков, возможно, исключить при вакуумном напылении, метод который рассмотрен [21, 19–26].

Вакуумное напыление по сравнению с ГТН представляет группу способов получения тонких пленок и покрытий, в которых атомарный поток осаждаемого вещества создается с помощью физических процессов испарения материалов в вакууме или распыления атомов поверхности исходного материала в результате бомбардировки ускоренными ионами или нейтральными атомами.

Напыление осуществляют в камере, в которой с помощью средств вакуумирования достигается и непрерывно поддерживается разрежение. Благодаря этому обеспечивается перенос атомов и практически исключается их взаимодействие с газами. Величина устанавливаемой степени разрежения определяется физикой и техникой процесса и находится в интервале $1 \dots 10^{-4}$ Па.

Поток испаренных (термовакuumное напыление) или распыленных атомов (напыление с помощью ионного распыления), сталкиваясь с поверхностью твердого тела, адсорбируется и конденсируется на ней, образуя различные слоистые структуры.

К основным параметрам, определяющим эксплуатационные и функциональные показатели осажденных покрытий относят: плотность атомарного потока вещества, сталкивающегося с поверхностью напыления, его энергетическое состояние; давление и состав остаточных газов в рабочей камере; температуру нагрева обрабатываемой детали перед и во время напыления и активацию процессов, протекающих на поверхности зарождения и роста конденсата. Недостатком также является наличие остаточных напряжений на границе раздела, способствующие разрушению покрытия [21].

Преимуществом вакуумного напыления является отсутствие взаимодействия атомов напыляемого материала с газовой средой. Однако, как и при ГТН остается актуальной проблема адгезии, вследствие существования границы раздела покрытия и основного материала.

При всех методах напыления необходимо учитывать совместимость (принципиальная возможность адгезионного взаимодействия материалов покрытия и напыленного изделия) состава покрытия и материала напыляемого изделия, что ограничивает применение метода для создания защитных покрытий.

Также теоретические исследования, практика напыления и последующая эксплуатация напыленных изделий [23–27, 25] показывает, что с увеличением толщины покрытия возрастает вероятность его отслаивания. Адгезионная прочность с увеличением толщины покрытия падает.

Для получения антифрикционных и износостойких покрытий методами напыления используют различные материалы. Некоторые из них приведены в Таблице 3 [18]. Твердость покрытия данными шнуровыми материалами серии СФЕКОРД-ЭКЗО не менее 15HRC.

Одним из методов также позволяющих получить антифрикционные покрытия и широко используемый в настоящее время является метод электроискрового легирования (далее - ЭИЛ) [28–31].

Сущность процесса заключается в следующем. На электрод и изделие из токопроводящего материала подается разность потенциалов (до 50 В). Электроду сообщается вибрация (до 50Гц) и он вводится в соприкосновение с изделием. Начинается электроискровой процесс при величине тока около 1...5А, который сопровождается преимущественным разрушением электрода-анода и переносом продуктов эрозии на поверхность изделия – катода в газовой среде или вакууме. На поверхности последнего в результате формируется слой измененной структуры [33], как за счет транспортировки материала, так и за счет действия импульсных тепловых и механических нагрузок.

Таблица 3

Сплавы на основе меди и шнуровые материалы

Тип наплавленного материала	Состав	Назначение
Бр.АЖНМц8,5-1,5-5-1,5	Cu;8,5Al;1,2Fe;4,8Ni;1,4Mn	Антифрикционные свойства в сочетании с хорошей износостойкостью в условиях смазки маслом или без нее и скольжения с возможным внедрением абразивных частиц
Бр.КМц 3-1	Cu;3Si;1,3Mn	
Бр.АМц 9-2	Cu;9Al;2Mn	
Бр.ОЦС5-5-5	Cu;5Sn;5Zn;5Pb	
Бр.А7Н6Ф	Cu;7Al;5,5Ni;1P	

Таблица 3 (продолжение)

СФЕКОРД-ЭКЗО №15	Ni;Cr;B;Si;Al	Покрытие с
СФЕКОРД-ЭКЗО №150	Ni;Cr;B;Si;	антифрикционными свойствами и стойкостью против окисления; для опорных поверхностей подшипников.

Микротвердость в зависимости от материала электрода составляет Нм 1000...14000 [33, 34].

В качестве электродов используют графит, твердые сплавы (ВК-8Т15К6), белый чугун, литой карбид вольфрама и др.[33,35].

Электроискровому упрочнению подвергают детали типа кулачков, направляющих, толкателей, а также инструмент и штампы [36,35].

Существенными недостатками электроискрового легирования (далее - ЭИЛ) являются шероховатость поверхности покрытия (до 30-60 мкм), его пористость (15...35%) [36] и несплошность, а также ограничение толщины получаемого слоя, вследствие эрозии при определенных значениях энергии уже нанесенного слоя, что затрудняет применение метода для деталей, износ которых составляет выше 0,8 мкм [37]. Также при ЭИЛ, из-за значительного термического воздействия разряда, в поверхностном слое основного металла наблюдается значительный рост зерна, что приводит к уменьшению прочности. Существенный разогрев тонкого поверхностного слоя, сопровождающийся интенсивным отводом тепла массой изделия, вызывает появление микротрещин. Все это ведет к ухудшению сцепления легирующего слоя с поверхностью изделия, т.е. к снижению адгезионной прочности. Поэтому, для улучшения качества соединения покрытия с основой в качестве предварительной обработки рекомендован способ, изложенный в [34], или как последующая обработка лазером со сплавлением поверхностного слоя [38]. Что усложняет процесс ЭИЛ.

ЭИЛ применяют для получения покрытий износостойких, коррозионно-стойких, жаростойких, антифрикционных. Назначение легированного слоя приведено в Таблице 4 [33, 28].

Таблица 4

Назначение легированного слоя

Материал легирующего электрода	Материал катода (детали)	Назначение покрытия
Ag	Cu, Д16Т, 35ХНЗФ, 60ХГ8Н8В	Режущий инструмент, электрические контакты
Al	Al, Cu, сталь 08, У10А	Коррозионно-, жаро-, износостойкое покрытие
Cr	Cu, Сталь 45, 30, 40Х У10А, ХВГ, Х18Н10Т, 50ХФА, ВГО, ВТ2	Режущий инструмент; жаро-, износостойкое покрытие
FeCr	Сталь 35, 45, 4ХВ2С, У8А, Х12М, 40Х, Fe	Износостойкость, режущий инструмент, штамповая оснастка
Mo,W	Сталь 35, 45, У8А, У10А, 50ХФА, ХВГ, ВЖЛ-1, ВНСЛ-2	Износостойкость, коррозионная стойкость
NiAl, NiCr, TiAl	Ti, титановые сплавы	Коррозионно-, жаростойкость
Pt	Х18Н9Т, Ст3	Коррозионная стойкость
TiC, TiBa	Fe, 65 Г, У8А, Р18, Р6М5	Износостойкость, сельхоз. оборудование
Бр.АЖНц-9	Сталь 45, 2Х13, Х12Ф1, Р18, Р6М5	Антифрикционное, износостойкое покрытие
ВКЗ	Сталь 45, У7, Х13, 65Г, Р18, Р6М5, 2Х18Н9Т, Т15К6	Износостойкость, режущий инструмент

Таблица 4 (продолжение)

T15K6	Сталь 45, У7, У8, Р6М5, Р6М3, Р18, 2Х13, 9ХС, ХВГ, 1Х18Н9Т	Износостойкость, штамповая оснастка, режущий инструмент, металлургическое оборудование, сельхоз. оборудование
T17K12	50ХФА, ВЖЛ-2, ШХ15СГ	Режущий инструмент, сельхоз. оборудование
T30K4	Сталь 45, У8, 40Х, Р18, Р6М5, Т15К6, 4ХВ2С	Режущий инструмент, сельхоз. оборудование, металлургическое оборудование
Cu	Al, Cu, W	Коррозионная стойкость, металлургическое оборудование

С учетом технологических преимуществ и недостатков метода, а также затрат на его применение в серийном ремонтном производстве для восстановления изношенных коленчатых валов компрессоров фреона был выбран метод электродуговой металлизации.

1.4. Электродуговая металлизация

Потери металла от износа и коррозии металлоконструкций составляет около 30% их массы. Среди технологий ресурсосбережения интенсивно развивается группа методов газотермического напыления (далее - ГТН) покрытий

и в первую очередь электродуговая металлизация (далее - ЭДМ). Анализ показал, что годовой объем мирового рынка технологий ГТН к 2019 году вырастет на 25%. В этой группе по относительной стоимости покрытия, получаемые электродуговой металлизацией, в 3...10 раз дешевле получаемых другими способами ГТН.

Сущность способа заключается в нанесении покрытий путем распыления воздухом двух расходных электропроводных проволок, между которыми возбуждается дуговой разряд. Струя сжатого воздуха эвакуирует с электродов частицы расплавленного металла и переносит их на обрабатываемую поверхность. Схема электродугового распыления приведена на Рисунке 1.5.

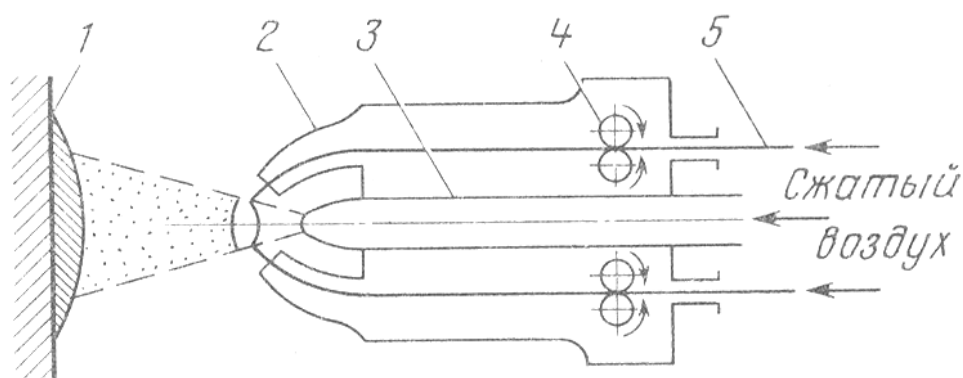


Рисунок 1.5. Схема процесса электродугового напыления:
1 – напыляемая поверхность; 2 – направляющие наконечники; 3 – воздушное сопло; 4 – подающие ролики; 5 – проволока

Металл распыляется до частиц размером 10...50 мкм, толщина получаемого слоя может достигать 12 мм и выше.

К достоинствам электродугового напыления относится высокая производительность процесса (до 65 кг/ч), высокая износостойкость покрытия, а также простота и технологичность процесса.

Способ ЭДМ включает в себя как обязательную составную часть процесса одновременное диспергирование напыляемого материала. В отличие от ввода в зону нагрева порошка с заданными размерами частиц, в случае с ЭДМ получают их гранулометрический состав в широком диапазоне распределения по

диаметрам. К характерным особенностям способа ЭДМ, по сравнению с другими способами, в первую очередь следует отнести [39]:

- холодную газовую (в большинстве случаев – воздушную) струю;
- форму пылегазовой струи ЭДМ, представляющую собой совокупность двух симметричных струй, образующих на подложке общее эллиптическое пятно напыления;
- эффективный КПД распылителя при ЭДМ имеет наиболее высокое значение из всех способов ГТН и составляет 0,7–0,9.

Использование источников постоянного тока позволило стабилизировать дуговой разряд и с этого времени стало правомерным называть процесс – «электродуговая металлизация». Таким образом, давая определение стабильному процессу ЭДМ, следует указать на отсутствие разрывов цепи и коротких замыканий.

Оси электродов скрещиваются под углом. Постоянное напряжение на дуге 18–45 В. Установлено, что с уменьшением угла устойчивость повышается. В объяснении механизма устойчивого горения дуги между плавящимися электродами (анодом и катодом) при ЭДМ было отдано предпочтение известному для сварочных дуг механизму «саморегулирования дуги». Смысл его сводится к наблюдаемому равенству скоростей подачи и плавления электродов, т.е. при возникновении возмущений по скорости их подачи тепловой источник (электрическая дуга) мгновенно вносит коррективы в свои параметры (ток и напряжение), чтобы увеличить или уменьшить скорость плавления электродов. Интенсивность процесса саморегулирования связана с формой статической вольтамперной характеристики источника питания электрической дуги. Очевидно, чем больше скорость подачи электродов, тем большая интенсивность саморегулирования требуется для обеспечения стабильного процесса.

Конструкция сопловой системы с токоподводом и направляющими для вылетов электродов должна удовлетворять некоторым требованиям:

1. Для устойчивой работы распылительной головки необходимо обеспечить точность пересечения осей в точке скрещивания с отклонением не более, чем на

1/4 диаметра применяемых электродов. Это достигается уменьшением длины вылета из токоподводов.

2. Для улучшения саморегулирования дуги следует стремиться к уменьшению угла скрещивания электродов.

3. Для максимального использования энергии струи желательно располагать точку скрещивания электродов в зоне действия первого скачка уплотнения, находящегося на расстоянии $0,5D$ от среза сопла. В применяемых на практике распылительных головках аппаратов ЭДМ используются два вида сопловых устройств (Рисунок 1.6) [40].

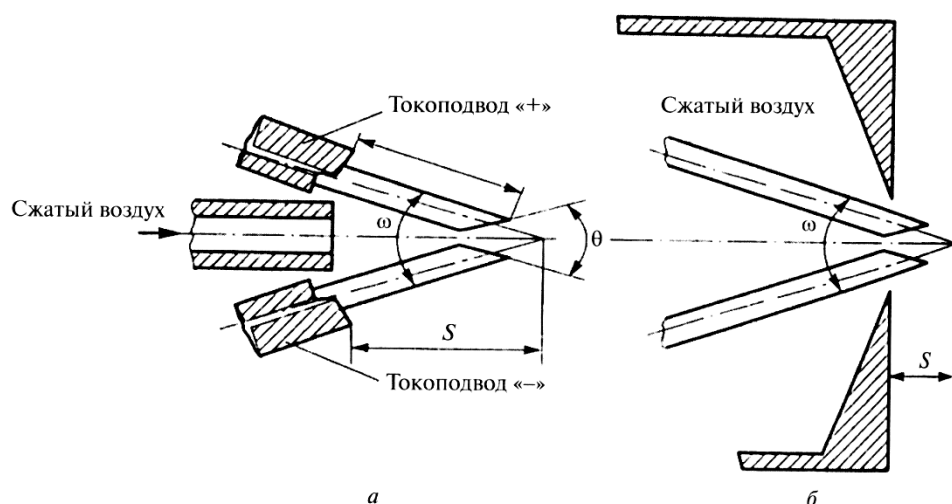


Рисунок 1.6. Сопловые устройства распылителей ЭДМ:
а – с воздушным соплом; б – с острой кромкой

Сопловая система (Рисунок 1.6, а) конструктивно проще, удобнее в эксплуатации и позволяет использовать профилированные сопла. Однако, сопло с острой кромкой (Рисунок 1.6, б) облегчает достижение вышеизложенных требований и защищает при работе конструктивные элементы распылительной головки от внешнего воздействия.

В современных аппаратах ЭДМ используются сопловые устройства с острой кромкой, причем сопло выполняется из керамики, так как оно работает в зоне высоких температур.

Общей характерной особенностью металлизационной струи, по сравнению со струями других способов ГТН, является факт ее разрезания плоскостью

скрещивания электродов до половины. На горизонтальной проекции сечения имеем фигуру, показанную на Рисунке 1.7, а, на вертикальной проекции получается фигура, показанная на Рисунке 1.7, б. Естественно, что максимальный шаг напыления равнотолщинного покрытия в случае а) будет больше, а толщина покрытия меньше, чем в случае б) при одной и той же скорости относительного перемещения распылителя. Этот факт можно использовать при механизированных способах напыления больших поверхностей.

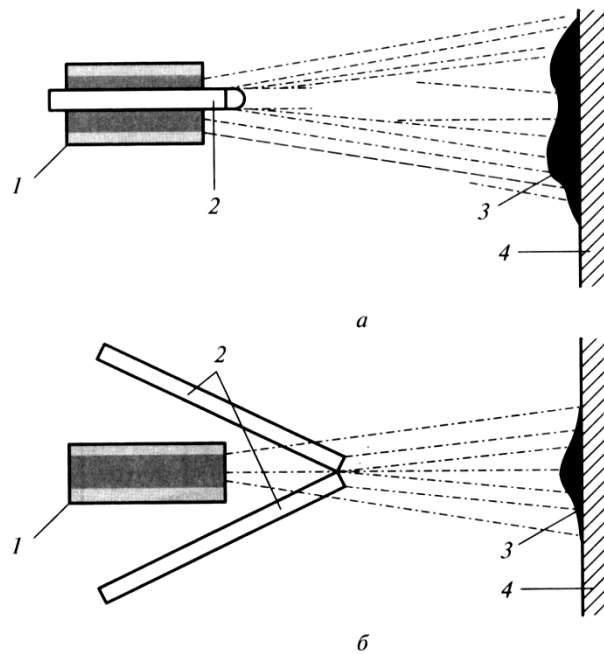


Рисунок 1.7. Формирование слоя. Сечение слоя:
а – горизонтальная проекция; б – вертикальная проекция; 1 – сопло; 2 – электрод;
3 – сечение слоя; 4 – подложка

Нагрев, поверхностного слоя коленчатого вала при ЭДМ не превышает $100...120^{\circ}\text{C}$. Процесс ЭДМ высокопроизводителен. Важным преимуществом ЭДМ является, в отличие от наплавки, возможность неоднократного ремонта.

Восстановление деталей электродуговым напылением включает подготовку поверхности к нанесению покрытия, непосредственно напыление и последующую механическую обработку. Напыление как бы состоит из трех процессов: перевода электродной проволоки в жидкую фазу, распыление расплава струей воздуха и

формирование покрытия. Процесс плавления металла электродной проволоки характеризуется высокой температурой горения электрической дуги, цикличностью и скоротечностью явлений, протекающих в зоне плавления. При плавлении проволоки в процессе электродугового напыления происходят следующие циклы явлений:

1. горение дуги между электродами и плавление их;
2. первый разрыв электрической цепи электродов;
3. короткое замыкание и дальнейшее плавление электродов;
4. искровой разряд, зажигающий новую дугу.

Расплавление материала электродов происходит и в момент горения и короткого замыкания дуги. В моменты разрывов электрической цепи электродов плавление металла не происходит. Длительность каждого из указанных циклов составляет тысячные доли секунды. Длительность периода горения дуги при работе электродугового металлизатора на переменном токе составляет 43–49,5 % от длительности цикла всех явлений. Поэтому температура жидкого сплава при различных рассмотренных циклах различна. Наиболее высокая температура будет при горении дуги. Это благоприятно сказывается на образовании большого числа мелкодисперсных частиц металла. В то же время при коротком замыкании температура расплава будет более низкая, и распыл получается с частицами более крупными.

На структуру и свойства слоя значительное влияние оказывает скорость движения частиц, их масса и размеры, температура во время полета. Большинство этих факторов зависит от режимов электродуговой металлизации.

Скорость металловоздушной струи так же, как и температура частиц, изменяется от зоны плавления до восстанавливаемой (упрочняемой) поверхности. Например, скорость частиц от небольшой начальной скорости, равной 18,8 м/с, увеличивается до максимальных значений, а затем по мере удаления от источника тепла уменьшается. Ориентировочно можно считать максимальную скорость частиц распыленной стали не менее 190 м/с. Конечная скорость полета частиц на расстоянии 250 мм от сопла металлизатора составляет около 85 м/с, а время

нахождения частиц в воздухе не более 0,003 с. Высокая скорость и малое время полета распыленных частиц металла позволяют им достигать поверхности детали, будучи в пластическом состоянии. Так, температура части металла по оси струи на расстоянии от сопла аппарата, равном 50 мм, составляет 1030 °С, а на удалении 200 мм – 900 °С.

Высокая конечная скорость полета частиц металла, обладающих большим запасом кинетической энергии, способствует плотному контакту частиц с микрорельефом поверхности детали и между собой. Увеличению контактной поверхности способствует пластическое состояние частиц. Некоторое влияние на снижение контактной прочности оказывает окисление восстанавливаемой (упрочняемой) поверхности, а также металлических частиц в процессе полета и нанесения их на деталь. Известно, что окислы являются более хрупкими, чем металл, и в этой связи снижают прочность нанесенного слоя. При использовании, например, в качестве транспортирующего газа азота прочность металлизационных покрытий заметно увеличивается, благодаря уменьшению содержания в них окислов.

Прочность и устойчивость покрытия, полученного ЭДМ, к динамическим нагрузкам низкая. К другим недостаткам следует отнести перегрев и окисление напыляемого материала и выгорание легирующих элементов присадочного металла. Например, содержание углерода в сплаве покрытия снижается на 40–60%, а кремния и марганца – на 10–15 %.

Однако широкое внедрение электродуговой металлизации сдерживается вследствие отсутствия системных решений по предотвращению при ЭДМ интенсивного выгорания из металла легирующих элементов, повышению их концентрации и уменьшению содержания оксидов в покрытии. Кроме того, у серийно выпускаемых отечественных аппаратов для металлизации – широкий факел распыла струи, в результате чего коэффициент использования материала не превышает 0,5...0,6, а плотность покрытия на периферии пятна распыла уменьшается. Все это приводит к снижению адгезионно-когезионных и износостойких качеств покрытия, препятствует использованию его для

восстановления высоконагруженных деталей, таких как коленчатых валов дизельных двигателей.

Несмотря на обширный объем выполненных исследований по ЭДМ, остаются до конца нерешенными проблемы – скорость и окисление диспергированного металла в гетерофазном потоке.

Остается нерешенной проблема, связанная с окислением металла: в металлизаторе, в котором для диспергирования расплавленного металла используют не чистый воздух, а его смесь с продуктами сгорания углеводородного топлива.

Для решения проблемы снижения отрицательного влияния окисления необходимо провести исследования, связанные с увеличением скорости потока напыляемых частиц на выходе из металлизатора, модернизация металлизатора с использованием металлокарботермических процессов и исследование влияния состава электродной проволоки на свойства покрытия при напылении на сталь 45.

1.5. Влияние ионной имплантации на износостойкость деталей машин

Повышение сопротивления детали изнашиванию при различных видах эксплуатационного нагружения может быть достигнуто технологическими методами объемного или поверхностного упрочнения. Однако большинство деталей работает в условиях, при которых эксплуатационная нагрузка (давление, нагрев, действие окружающей среды и т.п.) воспринимается главным образом их поверхностным слоем. Поэтому износостойкость, коэффициент трения зависят от сопротивления поверхностного слоя разрушению. Для деталей, разрушение которых начинается с поверхности, разработано большое количество методов поверхностного упрочнения, основанных на нанесении покрытий или изменения состояния (модификации) поверхности.

К первому направлению могут быть отнесены методы электролитического, гальванического, плазменного нанесения износостойких покрытий, наплавка,

напыление. Данные покрытия хорошо показывают себя в условиях слабонагруженного трения без ударных нагрузок и в отсутствии локального интенсивного нагрева деталей. При наличии ударных нагрузок, как и при наличии температурных перепадов, происходит растрескивание и отслаивание данных покрытий. При этом частицы материала покрытия интенсифицируют износ, являясь дополнительным абразивом в области контакта трущихся поверхностей.

Модифицирование поверхностного слоя может осуществляться деформационным упрочнением, поверхностной термообработкой, диффузионным нанесением легирующих элементов, воздействием на поверхность лазерными, электронными и ионными пучками.

Одним из перспективных методов по созданию износостойких, антифрикционных свойств поверхности деталей является ионная имплантация.

Преимущества пучков заряженных ионов по сравнению с другими методами воздействия заключаются [41–45]:

- Технология имплантационного модифицирования позволяет внедрить в приповерхностную область любого твердого тела – мишени, помещенной в вакуумную камеру, заданное количество практически любого химического элемента на глубину до 1 мкм.
- Обеспечивает возможность сплавлять металлы, несмешиваемые в жидком состоянии, вводить одно вещество в другое при комнатной температуре в пропорциях недостижимых в традиционных условиях даже при высоких температурах.
- Составы сплавов не ограничены рамками равновесных диаграмм состояния, поэтому могут быть получены новые метастабильные состояния.
- Поверхностные свойства материала можно изменять независимо от его объемных свойств.
- Первоначальные размеры и степень шероховатости поверхности изделия не изменяются в процессе ионной обработки.

- Низкие температуры процесса ионной имплантации позволяют избежать деградации поверхностной обработки и объемных механических свойств, связанных с повышением температуры.

- Параметры процесса ионной имплантации хорошо контролируются и могут быть воспроизведены с приемлемой точностью.

- Отсутствие проблемы адгезии, так как не существует явно выраженной границы раздела между фазами.

Бомбардировка ионами твердого тела сопровождается рядом физических явлений или процессов. Среди них: потери энергии и распределение внедренных атомов по глубине твердого тела, радиационные повреждения, диффузия и радиационно-ускоренная диффузия, ионное распыление, блистеринг, шелушение поверхности ряда твердых материалов и др. [42]. Сопутствующий ионной имплантации процесс распыления оказывает также влияние на шероховатость поверхности и тем самым играет важную роль при трении и износе соприкасающихся поверхностей.

За эффект упрочнения ответственен целый ряд явлений зависящих от выбора сорта ионов, дозы облучения, энергии, плотности ионного тока, температуры облучения и вида обрабатываемого материала.

К возможным механизмам упрочнения можно отнести:

- дислокационное упрочнение (торможение подвижных дислокаций внедренной примесью),

- дисперсионное и деформационное упрочнение (внедрение ионов в твердое тело вызывает искажение параметров решетки и ее деформацию), сегрегацию имплантированных атомов (в первую очередь легких) к дислокациям и блокирование их перемещения при образовании атмосфер Коттрелла и Сузуки,

- образование твердых растворов замещения и внедрения,

- фазовое упрочнение.

Упрочнение металлических поверхностей ионной имплантацией может являться также следствием изменения структуры поверхности – как правило,

уменьшение размеров зерен и тем самым увеличение протяженности межзеренных границ, ориентаций зерен и аморфизации поверхности металла. В большинстве случаев при ионной имплантации одновременно наблюдается ряд механизмов упрочнения, поскольку имплантация и образование выделений вторых фаз сопровождаются изменениями параметров кристаллической решетки и, следовательно, возникновением упругих напряжений и дислокаций вокруг этих выделений [41].

В реальных условиях поверхностной обработке методом ионной имплантации подвергаются детали, условиями работы, которых являются трение и износ. Метод ионной имплантации позволяет во многих случаях существенно улучшить эти характеристики [41, 44, 46].

Для повышения износостойкости различных сталей применяют имплантацию как легких (N^+ , C^+ , B^+), занимающих междоузельное положение, так и тяжелых (Ti^+ , Ag^+ , Mo^+ , W^+ , Cd^+ и др.) ионов.

В настоящее время достаточно хорошо изучен опыт внедрения в поверхность металлов и сплавов легких ионов – N^+ , C^+ , B^+ , которые взаимодействуя с атомами легирующих элементов (Cr , V , Mo , Ti и т.д.), образуют в поверхностном слое мелкодисперсные карбиды, нитриды, бориды, карбонитриды, что и является причинами повышения износостойкости. Примеси внедрения имеют высокую подвижность, обеспечивают формирование атмосфер атомов, блокирующих движение дислокаций, и легко образуют мелкодисперсные выделения [47]. К преимуществам использования легких ионов относятся:

- простота получения интенсивных пучков,
- большая глубина проникновения при равных начальных энергиях,
- малые коэффициенты распыления.

Так в работе [46] приведены результаты исследований износостойкости стали ШХ15 после ионной имплантации ионами N^+ и C^+ с дозами 10^{16} , 10^{17} и $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² и энергией 40 кэВ. С помощью микрорентгеноспектрального анализа показано, что в процессе ионной имплантации происходит химическое

взаимодействие имплантируемых слоев с компонентами матрицы, сопровождающееся образованием карбидов и нитридов хрома и железа. Это приводит к повышению износостойкости в 3–7 раз (в максимальной степени – после имплантации ионами азота), микротвердости с 1650 до 8746 МПа (доза $5 \cdot 10^{17}$ ион/см²) и 6450 МПа (доза $1 \cdot 10^{17}$ ион/см²). При толщине имплантированного слоя 80 нм, упрочненная зона достигла толщины 300 мкм. Имплантация мартенситной стали X90MoV18 (95X18) ионами N⁺ до дозы $4 \cdot 10^{17}$ ион/см² привела к уменьшению скорости износа в 10 раз, а имплантация этой же стали ионами В⁺ в 60 раз, при этом микротвердость возрастала более чем в 2 раза [48, 49].

Физические и механические механизмы модификации имплантированных азотом сталей исследованы во многих работах [46, 48, 49, 50–54]. Замечено существенное влияние на характеристики износа параметров имплантации, условий проведения трибологических испытаний и состава сталей. В отдельных случаях износостойкость возрастала на порядок и выше. Так, ферритные и аустенитные нержавеющие стали с содержанием Cr (17-19%) при флюенсе $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² и $E = 100$ кэВ, показывают увеличение износостойкости более чем на 2 порядка, мартенситные стали – более чем в 10 раз [50]. Стали с низким содержанием Cr (1-1,5%) не показывают такого увеличения износостойкости. [117]

Подобные результаты были получены в работе [51], где проведено исследование влияния низкоэнергетической ионно-лучевой обработки азотом промышленных сталей 40X, 20X13, 40X13 и 95X18 на их износостойкость. Ионно-лучевое азотирование проводилось при энергии ионов 3 кэВ и плотности ионного тока 2 мА/см², при температуре 620, 670, 720, и 770К. Флюенс ионного легирования составлял $3 \cdot 10^{19}$ ион/см². Сравнительные триботехнические испытания модифицированной азотом стали 40X в условиях трения без смазки показали, что ионная обработка 670-720К приводит к увеличению износостойкости стали в 2 раза по сравнению с исходным состоянием (закалка по стандартным режимам). Коэффициент трения при этом достигает уровня 0,8-0,85.

Увеличение температуры ионной обработки до 770К заметно снижает износостойкость, и уменьшает коэффициент трения до 0,7. При этом в отличие от низколегированной стали 40X, наиболее высокие триботехнические свойства в высокохромистых сталях демонстрируют слои модифицированные при 770К и содержащие частицы CrN. Так ионная обработка сталей 20X13 и 40X13 приводит к увеличению износостойкости в 10 раз, а стали 95X18 – в 5-6 раз. Значения коэффициента трения при этом составляют 0,9–1,0. Анализ величины интенсивности изнашивания показал, что для стали 95X18 характерна наиболее высокая износостойкость, как в исходном, так и в модифицированном состоянии, что объясняется повышенным содержанием атомов углерода и хрома, обеспечивающим высокую твердость мартенсита и приводящим к выделению больших количеств частиц CrSi CrN.

Важную информацию о процессе изнашивания можно получить, исследуя структуру поверхностей, формирующихся при трении. В работе [55] представлены результаты исследования частиц износа и поверхностей трения, формирующихся на различных стадиях пластической деформации и изнашивания стали 45 в исходном и имплантированном ионами Mo⁺ с дозой $1 \cdot 10^{17}$ ион/см² состояниях. Наблюдалось уменьшение длительности стадии приработки для имплантированных образцов, что привело к уменьшению износа и значительному уменьшению общего количества частиц и конгломератов износа.

Положительное влияние ионной имплантации на величину износа зависит от сорта ионов и режима облучения. Так, потеря веса при трении к окончанию стадии приработки по сравнению с таковым для не имплантированных образцов из стали 45 уменьшилась при имплантации ионами Fe⁺ примерно в 6 раз, Pb⁺ – в 13, Mo⁺ – в 18 раз. В случае имплантации образцов ионами Si⁺ износ был настолько мал, что на использованном оборудовании его зарегистрировать не удалось. Авторы пришли к выводу, что наиболее сильное влияние на износостойкость ионная имплантация оказывает на стадии приработки, на стадии установившегося изнашивания существенного влияния не происходит [56–57].

При имплантации ионов C^+ с энергией 100 кэВ и флюенсом $4 \cdot 10^{17}$ ион/см² поверхностного слоя закаленной подшипниковой стали 52100 микротвердость увеличилась в 1,8 раза, износостойкость – более чем в 3 раза при достижении флюенса $30 \cdot 10^{17}$ ион/см² [58]. Повышение износостойкости стали 52100 также наблюдалось при имплантации пучками ионов Ti и (Ti+C) [59]. При этом бомбардировка двухэлементным ионным пучком приводила к более высокому эффекту, чем одноэлементными.

К аналогичному выводу пришли авторы работ [60–61], где отмечается, что имплантация в поверхностный слой мартенситных сталей ШХ-15 и 38ХНЗМФА нескольких элементов одновременно, таких как (Ti+V), (Al+V) с дозой – 16 и 32 мКл/см² (что эквивалентно $-(1-2) \cdot 10^{17}$ ион/см²) при прочих равных условиях обработки является более эффективной, чем имплантация одного элемента Ti. При этом наиболее значительное увеличение износостойкости наблюдалось при облучении сталей пучками ионов (Al+V), а нанотвердости – композицией ионов (Ti+V). По мнению авторов более высокие значения износостойкости, наблюдаемые при имплантации ионов (Al+V), могут быть обусловлены выделением кроме тонкодисперсных частиц боридов также высокоизносостойкой интерметаллидной фазы Fe_3Al . В отличие от имплантации ионами Ti и (Ti+V) в поверхностном слое отсутствуют хрупкие фазы $TiFe_2$, которые могут снижать его износостойкость.

Обработка композиционным пучком ионов (Cr+V) стали 38ХНЗМФА привела к увеличению износостойкости поверхностного слоя в 2 раза [62]. Что связано с изменением структурно-фазового состояния, выделением новых мелкодисперсных упрочняющих фаз и увеличением параметра кристаллической решетки имплантированной стали.

Определяющую роль в уменьшении износа играют также эффекты, уменьшающие трение между соприкасающимися поверхностями (уменьшение адгезионных взаимодействий). Они имеют химическую природу и определяются протеканием на поверхности металла химических реакций [47, 63–64], что в

конечном итоге, влияет на интенсивность адгезионных взаимодействий контактирующих поверхностей (коррозионный, адгезионный износ).

Так, в работе [63] изучалось влияние среды на коэффициент трения железа, имплантированного ионами V^+ с энергией 50-150 кэВ. Коэффициент трения уменьшался более чем в 2 раза при введении кислорода в вакуумную камеру в процессе имплантации, что свидетельствует об уменьшении адгезии окисленной поверхности железа и об определяющем влиянии коррозионного механизма износа.

В работе [64] представлены результаты фрикционных свойств стали 12Х18Н10Т после облучения ионами He^+ , C^+ , N^+ , Ar^+ средних энергий (40, 50, и 80 кэВ) и температурой облучения 80 °С, доза варьировалась от $1 \cdot 10^{16}$ до $1 \cdot 10^{18}$ ион/см². Коэффициент сухого трения скольжения изменялся в зависимости от дозы облучения и типа внедряемых ионов. Исследование топографии поверхности показало зависимость уменьшения шероховатости от дозы облучения и массовых чисел ионов. Следует отметить, что не наблюдалось однозначного соответствия между изменениями шероховатости и коэффициентом трения. Из чего следует вывод, что коэффициент трения больше зависит от изменения физико-химического состояния поверхности, образующегося после имплантации, чем от изменения микрогеометрии.

Измерения коэффициента трения выявили неоднозначное влияние вида ионов и режимов обработки [65]. После облучения ионами N^+ инструментальных сталей Р6М5, У10 и 6Х4М2ФС фрикционные свойства почти не изменялись, а для стали 6Х4М2ФС наблюдался даже некоторый рост значений коэффициента трения. Имплантация же непрерывными пучками ионов V^+ и Mo^+ инструментальные стали уменьшает коэффициент трения почти в 2 раза (например, V^+ для Р6М5, Mo^+ для У10).

В случае адгезионного характера износа контактирующих поверхностей при больших нагрузках более эффективной является имплантация ионов Ti^+ , Ta^+ , Nb^+ , Y^+ , нежели ионов элементов внедрения [66].

Для понижения коэффициента трения трущихся пар в металлы также вводят ионы тяжелых металлов Mo^+S^+ , Zn^+ , Ni^+ , Sn^+ , Se^+ , Pb^+ и др., играющих роль твердой смазки [41]. В экспериментах работы [67] образцы стали облучались близкими по массе ионами Kr^+ , Ar^+ , In^+ , Sn^+ , Mo^+ , а также ионами Pb^+ , S^+ и Mo^+S^+ ($E=380$ кэВ, $D= 2,8 \cdot 10^{16}$ ион/см²), при этом заметный положительный эффект был достигнут только при внедрении ионов Sn^+ . Вместе с тем в работе [68] наблюдалось уменьшение коэффициента трения при бомбардировке поверхности стали ионами Ar^+ с энергией 40 кэВ. Противоречие экспериментальных данных может быть обусловлено влиянием различной энергии ионов в процессе облучения [69]. Так например, согласно данным работы [70], при имплантации в сталь ионов Ni^+ с энергиями 50, 100, 150 кэВ наибольшее воздействие на коэффициент трения оказывают ионы Ni^+ с энергией 50 кэВ.

Имплантация высоких доз ионов титана приводит к сильному влиянию на трение и износ промышленных сталей [71, 72]. При проведении последовательной и совместной имплантации ионами Ti^+ и C^+ могут быть получены слои с максимально низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью [73, 74]. Исследовав составы и формы осколков износа, авторы пришли к выводу, что низкие значения коэффициента трения стали AISI 52100 (ШХ15) после имплантации ионов Ti^+ и (Ti^+C^+) , обусловленные слабой адгезией, которая обеспечивается особой Fe-Ti-C структурой поверхностного слоя.

Альтернативным способом увеличения износостойкости стали является модификация морфологии образующегося при износе оксида металла, которая достигается имплантацией ионов бария, иттрия и редкоземельных элементов, способствующих улучшению сцепления оксида с металлом [41, 72]. Таким образом, целенаправленный выбор сорта ионов и режимов ионного облучения позволяет создать на поверхности сталей слои с низким коэффициентом трения и износа.

1.6. Цели и задачи исследования

Газотермическое покрытие представляет собой слоистый материал, состоящий из сильно деформированных напыленных частиц, соединенных между собой по контактным поверхностям, на которых произошло химическое взаимодействие.

Обозначим диаметр пятна химического взаимодействия D_x , тогда его площадь (Рисунок 1.8)

$$F_x = \pi D_x^2 / 4$$

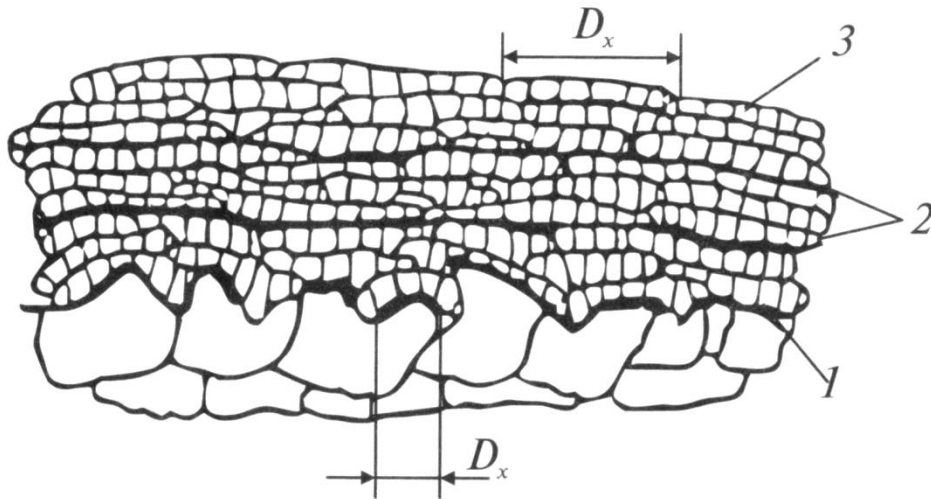


Рисунок 1.8. Схема структуры ГТП:

1 – граница между покрытием и подложкой; 2 – граница между слоями; 3 – граница между частицами в слое; D_x – диаметр пятна поверхности контакта, на котором произошло приваривание частиц

Пятна химического взаимодействия площадью F_x не заполняют всю площадь контакта (или контактной поверхности) между частицами, и поэтому прочность и плотность покрытий ниже прочности и плотности материала покрытия в компактном состоянии. Прочность в самих пятнах химического взаимодействия зависит от количества очагов схватывания, образовавшихся на площади пятна F_x и представляющих собой сварные участки небольшого размера.

Очаги схватывания имеют высокую прочность, и разрушение в них происходит с вырывом одного из соединяемых материалов, а не по границе частица-подложка или частица-частица. Очаги схватывания возникают во время удара, деформации и затвердевания частицы, а их количество определяется уровнем развития химического взаимодействия материалов в контакте. Чем больше очагов схватывания, тем выше прочность сцепления покрытия с подложкой.

В покрытии можно выделить структурные элементы, которые отражают процессы его формирования и разделены между собой границами раздела с определенными свойствами.

Граница раздела между покрытием и подложкой (Рисунок 1.8, 1) определяет прочность соединения между ними. Свойства самого покрытия обуславливаются прочностью сцепления частиц в нем (Рисунок 1.8, 2).

Сцепление покрытия с подложкой называют адгезией, а сцепление частиц между собой в покрытии – когезией.

При испытании на равномерное растяжение разрушение покрытий чаще всего носит адгезионно-когезионный характер. Поэтому такие испытания называют испытаниями на прочность сцепления, и характеристикой прочности связи покрытия с подложкой является прочность сцепления

$$\sigma_{\text{сц}} = P/F,$$

где P – разрушающая нагрузка; H ; F – площадь поверхности образца, м^2 .

Строение отдельных элементов и всего покрытия в целом хорошо видно на типичном травленном микрошлифе плазменного покрытия. Структура слоя, сформированного за один проход, неоднородна и определяется различными размерами и энергетическим состоянием – температурой и скоростью частиц, находящихся в периферийной и центральной зоне двухфазного потока, состоящего из частиц и газа. Кроме того, наблюдается экранирующее действие периферийных частиц по отношению к частицам центральной зоны, поскольку периферийные частицы при движении распылителя первыми ложатся на покрываемую поверхность. Неравномерность энергетического состояния частиц и их размеров может быть снижена различными технологическими приемами.

Толщина слоя в различных покрытиях колеблется в очень широких пределах в зависимости от назначения покрытия, технологии его нанесения, материалов, входящих в состав покрытия и т. п. Наиболее часто встречаются покрытия с толщиной единичного слоя (нанесенного за один проход) от 10 до 30 мкм. Условия образования границ между слоями и между частицами определяются длительностью пребывания в атмосфере. В зависимости от размеров и конфигурации напыляемого изделия, траектории перемещения распылителя «пауза» между моментами наложения слоев может достигать секунд и десятков секунд. В период между напылением слоев на поверхности покрытия происходит адсорбция газов, окисление и отложение пылевидных фракций распыляемого материала и его оксидов.

Образование покрытия последовательной укладкой множества деформирующихся частиц неизбежно приводит к появлению микропустот, в первую очередь, на стыках частиц. Покрытие формируется в атмосфере, поэтому микропустоты заполняются газом, что ухудшает свойства границ, особенно межслойных, имеющих наибольшую насыщенность адсорбированными газами. Вследствие большой шероховатости покрытия и чрезвычайно быстрого растекания и кристаллизации частиц в зоне контактов с поверхностью ранее нанесенных частиц остаются дефекты и полости, которые образуются также вследствие выделения газов, растворенных в расплавленных частицах. Взаимодействие поверхности покрытия с атмосферой (адсорбция газов и оседание пылевидных фракций) ухудшают свойства межслойных границ. Структура и свойства покрытия зависят от гранулометрического состава напыляемых частиц.

В практике напыления часто приходится наносить металлические покрытия на металлы. При напылении на воздухе подогрев металлических изделий ограничен стойкостью данного металла против окисления, поскольку на воздухе даже при нормальной температуре «свежая» поверхность металлов начинает быстро окисляться. Монослой кислорода на поверхности стали после опескоструивания образуется спустя 2 секунды. Скорость окисления быстро замедляется и через несколько часов на поверхности металла образуется тонкий

устойчивый слой оксида толщиной 2–5 мкм. Этот процесс принято описывать логарифмической зависимостью от времени. При нагреве металла выше некоторой критической температуры (обычно 100–300° С) оксид растет значительно быстрее.

Толстые оксидные пленки препятствуют образованию прочного сцепления металлических частиц с подложкой, разделяя взаимодействующие металлы. При напылении ванадия на полированный образец из никеля прочное сцепление возникает уже при 20° С. Однако, если образец предварительно выдержать в течение 1–3 мин на воздухе при 400–500° С, а затем охладить до 20° С, то при последующем напылении привариванию частиц мешает толстая оксидная пленка NiO.

На фотографии поверхности подложки под приварившейся, а затем механически удаленной частицы, хорошо виден рельеф поверхности. После отрыва частицы от подложки на поверхности последней в местах схватывания остаются следы металла, вырванного из частицы (светлые выступы на фото), которые называют очагами схватывания. На металлах размеры очагов схватывания, которые наблюдались с помощью электронного сканирующего микроскопа, составляют в поперечнике 200–700 нм. По мере развития реакции число очагов увеличивается и при прочности сцепления, близкой к максимальной, они практически сливаются, заполняя всю область D_x деформированной частицы.

Учитывая актуальность проблемы повышения износостойкости восстановленных коленчатых валов компрессоров фреона, были определены цель и задачи исследований.

Цель настоящей работы – установить влияние технологии электродуговой металлизации, марки применяемой электродной проволоки и ионной имплантации слоя газотермического покрытия на закономерности изменения износостойкости восстановленных коленчатых валов из стали 45.

Для реализации указанной цели в работе решались следующие задачи:

1. Определить влияние параметров процесса дуговой металлизации на закономерности изменения прочности сцепления покрытия с подложкой;

2. Установить влияние марки электродной проволоки при электродуговой металлизации на износостойкость восстановленных коленчатых валов;
3. Экспериментально исследовать закономерности изменения износостойкости слоя газотермического покрытия, полученного электродуговой металлизацией, под влиянием ионной имплантации сплавом Cu–Pb–Sn.
4. Исследовать особенности изменения структуры слоя газотермического покрытия под влиянием ионной имплантации.
5. На основании полученных результатов исследований, разработать технологические рекомендации по повышению эксплуатационных характеристик восстановленных коленчатых валов.

Глава 2. МЕТОДИКИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. Оборудование для электродуговой металлизации

Для электродуговой металлизации использовалась установка, состоящая из вращателя с патроном для закрепления образцов, электродугового металлизатора с источником питания дуги постоянного тока, механизмом крепления кассет с проволокой и ее подачи в металлизатор и блоком управления параметрами процесса (Рисунок 2.1).



Рисунок 2.1. Установка для электродуговой металлизации

Для металлизации использовался стационарный металлизатор ЭДМ-5М. Нанесение слоя покрытия производится во вращателе (токарном станке),

обеспечивающим равномерное вращение детали со скоростью 40–150 об/мин и продольное перемещение металлатора вдоль напыляемой детали со скоростью 80–120 мм/мин.

Для питания электрической дуги металлатора применяются источники питания постоянного тока, имеющие жесткую вольт-амперную характеристику, с номинальным током 500 А (ВДУ-505, ВДУ-506 и т.д.).

Для металлизации в зависимости от условий работы и необходимой твердости наносимого слоя покрытия, используемой проволоки диаметром 1,6–2,0 мм марок 12Х13, 12Х18Н10Т, 40Х13, Св.08ГА, ПТТП-1, 20Х13, 50ХФА, 15ГСТЮЦА, Х20Н80, 30ХГСА, Х15Н60 и др.

Напыление производилось на следующем режиме:

- давление сжатого воздуха, МПа.....0,5–0,6
- напряжение на дуге, В.....28–33
- рабочий ток, А.....250–300
- дистанция напыления, мм.....130–160
- продольная подача металлатора, мм/мин.....160–200
- число оборотов детали, об/мин.....80–120.

При напылении необходимо использовать чистый воздух. Очистка воздуха производится с помощью масло-влаго-отделителя любой конструкции, обеспечивающей необходимую степень его чистоты и влажности.

Температура напыляемого покрытия не должна превышать 90...100° С. Для этого необходимо чередовать проходы напыления с проходами металлатора вдоль вращающейся детали, не включая подачу сжатого воздуха.

Температуру покрытия контролируют с помощью контактных термометров.

Напыление покрытия производится до необходимых размеров, с учетом технологического припуска на механическую обработку в пределах 0,5–0,7 мм на сторону и усадку покрытия после полного остывания (0,15–0,20 мм на диаметр).

Промежуток времени между операциями подготовки и напыления не должен превышать 1,0–1,5 часа при температуре окружающего воздуха не ниже

+15° С. В противном случае операцию подготовки поверхности детали под напыление следует повторить.

2.2. Определение прочности сцепления покрытия по штифтовому методу

Сущность метода заключается в определении величины разрушающей нагрузки при вытягивании штифта усилием, направленным по нормали к торцовой плоскости штифта, на которую нанесено покрытие. Величина прочности сцепления определяется как отношение разрушающей нагрузки к площади торцовой поверхности штифта.

Размеры образца и захвата (Рисунки 2.2 и 2.3) позволяют использовать метод для испытаний при комнатной и высоких температурах на стандартном оборудовании.

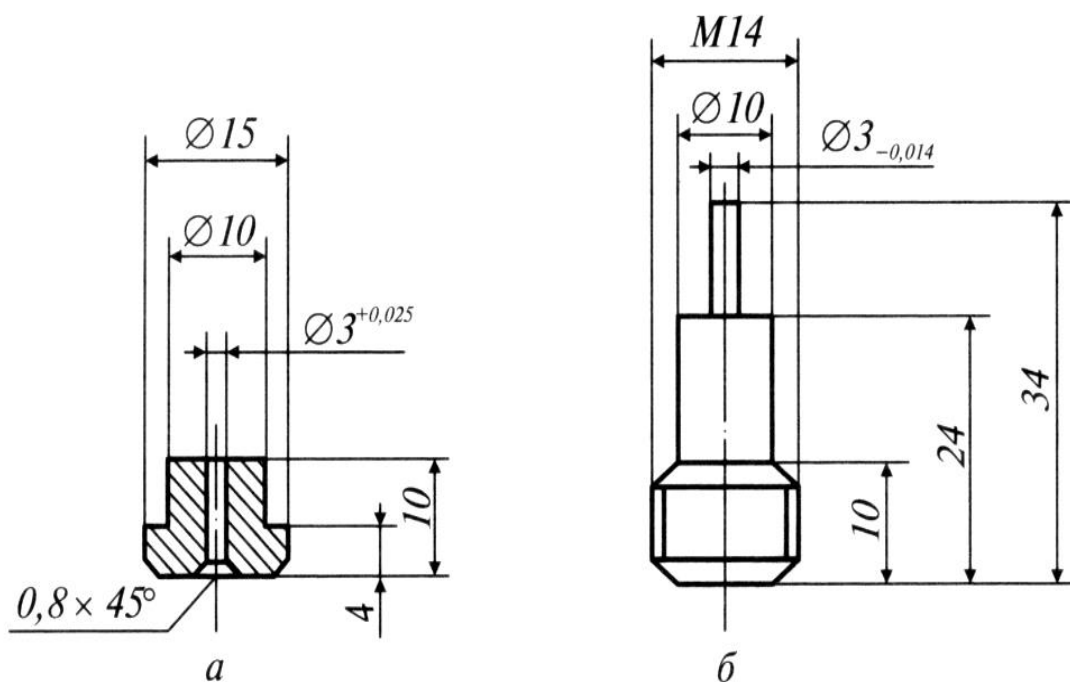


Рисунок 2.2. Штифтовой образец:

а – шайба; б – штифт

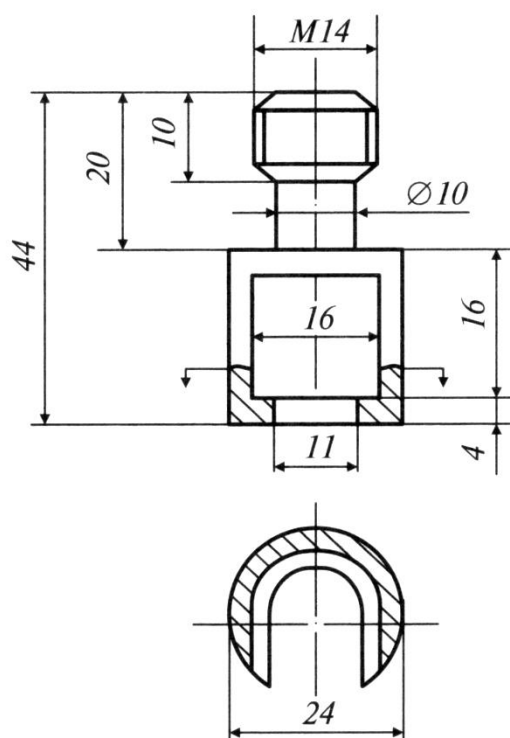


Рисунок 2.3. Захват

Образец состоит из шайбы (Рисунок 2.2, а) и штифта (Рисунок 2.2, б). Цилиндрическая поверхность сопряжения деталей по диаметру 3 мм осуществляется по скользящей посадке. Детали подбираются методом селективной сборки, с тем, чтобы гарантированный зазор был минимальным.

Сборка образца и захвата (Рисунок 2.4) производится непосредственно перед испытанием. Образцы селективной сборки закрепляются в приспособлении (Рисунок 2.5). Приспособление устанавливается на магнитный стол плоскошлифовального станка. Проводится шлифование рабочей поверхности образцов, после чего рабочая поверхность подвергается пескоструйной обработке (в сборке с приспособлением), и на нее наносятся покрытия (также в приспособлении).

Не допускается обработка, связанная с диффузионными процессами.

Образцы с особой осторожностью освобождаются от приспособления и устанавливаются в захват (Рисунок 2.3) для проведения испытания на отрыв.

После проведения испытаний определяется группа образцов одной толщины, и для нее рассчитывается прочность сцепления как среднее арифметическое.

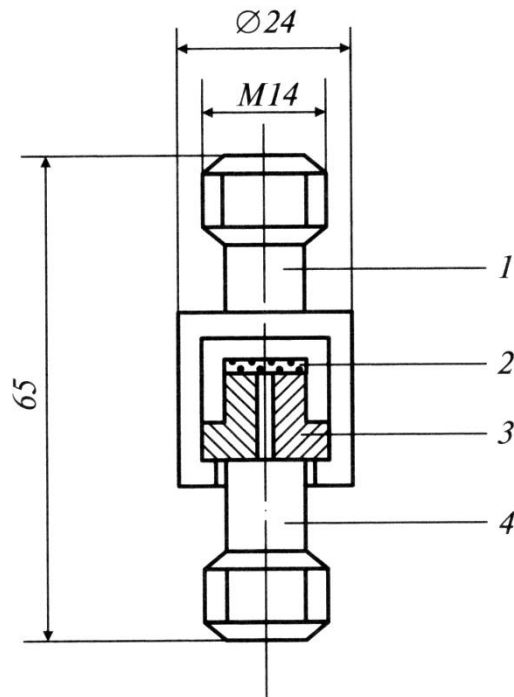


Рисунок 2.4. Сборка захват-образец с покрытием:

1 – захват; 2 – покрытие; 3 – шайба; 4 – штифт

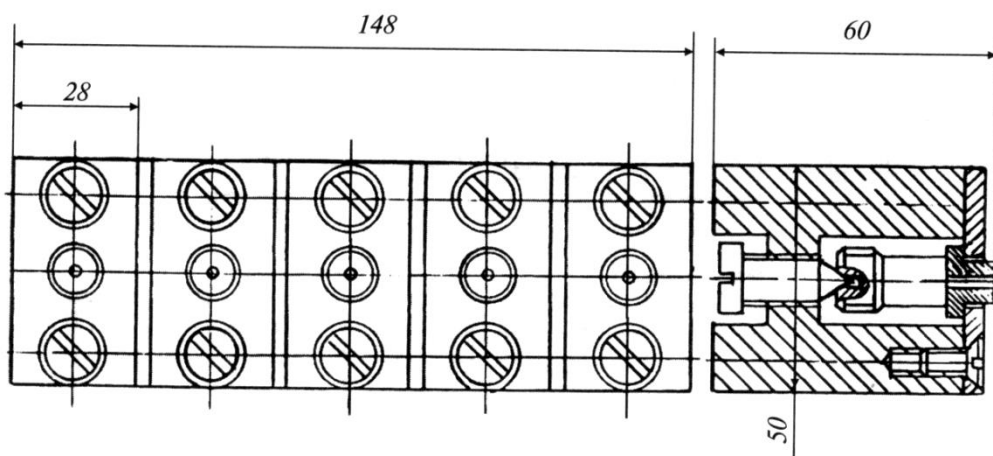


Рисунок 2.5. Приспособление для напыления

Факультативно могут проводиться испытания прочности сцепления покрытия на срез.

2.3. Испытания покрытия на твердость

Твердость – это способность материала сопротивляться внедрению в его поверхность твердого тела – индентора. В качестве индентора используют закаленный шарик или алмазный наконечник в виде конуса или пирамиды (Рисунок 2.6). На практике применяют четыре вида измерения твердости.

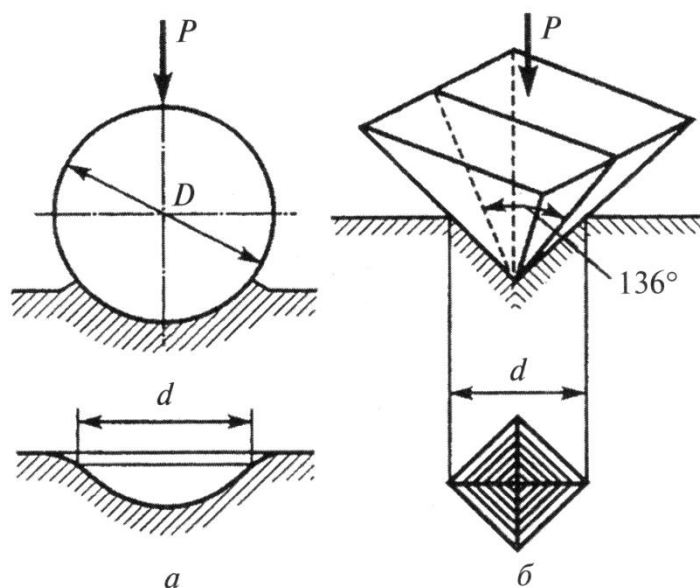


Рисунок 2.6. Схема определения твердости по Бринеллю (а) и Виккерсу (б)

Твердость по Роквеллу (ГОСТ 9013–59). Этот способ характеризуется глубиной вдавливания алмазного конуса с углом при вершине 120° или стального шарика диаметром 1,588 мм. Число твердости считывают с прибора. Нагрузку выбирают в зависимости от материала индентора. Прибор Роквелла имеет 3 измерительные шкалы: А, В, С. Твердость по Роквеллу обозначают цифрами, определяющими уровень твердости и буквами *HRc* указанием шкалы твердости, например: 70 HRA, 58 HRC, 50 HRB.

Шкала А (алмазный конус, нагрузка 600Н). Применяется для особо твердых материалов, тонких листовых материалов, тонких слоев (0,5–1,0 мм). Пределы измерения HRA 70–85.

Шкала В (стальной шарик, нагрузка 1000 Н). Применяется для сравнительно мягких материалов (< 400 HB). Пределы измерения HRB 25–100.

Шкала С (алмазный конус, нагрузка 1500 Н). Применяется для твердых материалов (> 450 НВ), например, закаленных самофлюсующихся газотермических покрытий, закаленных сталей. Пределы измерения HRC 20–67.

В данном исследовании для определения твердости покрытия по Роквеллу использовался твердомер ТЭМП-2.

2.4. Износостойкость

Метод основан на действующей методике сравнительной оценки триботехнических характеристик (линейный и весовой износ, коэффициент трения, интенсивность изнашивания) стали и сплавов при сухом трении. Используются стандартные образцы, на рабочую поверхность которых наносится покрытие, износостойкость которого требуется определить. Удельная нагрузка в пределах 2,5–15 МПа при осевом усилии $P_{\max} = 750$ Н обеспечивается коэффициентом перекрытия образцов от 1 до 0,17 (в последнем случае кольцевой образец площадью 300 мм² обрабатывается так, что сплошная поверхность контакта заменяется тремя опорными поверхностями (Рисунок 2.7) общей площадью около 50 мм²).

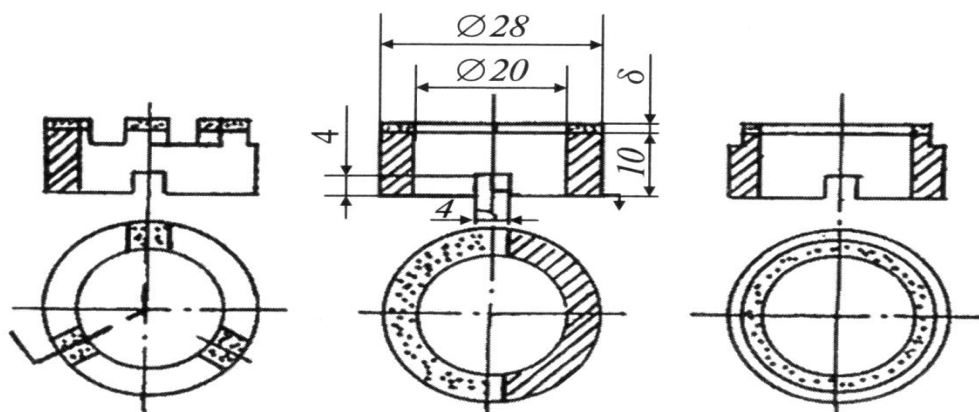


Рисунок 2.7. Образцы для испытаний покрытий на сухое трение

К материалу образцов при испытании покрытий особых требований не предъявляется. Поэтому могут использоваться годные образцы, на которых уже исследовались трибологические свойства материалов покрытий. Перед испы-

танием рабочая поверхность покрытия подвергается предварительной притирке на плите и приработке. Если по завершении приработки площадь контакта составляет менее 95% от номинальной площади образца, продолжительность приработки увеличивается. Количество образцов на одно испытание 3–5 пар.

Перед испытанием проводят наладку машины на выбранный режим и подготовку образцов, которые подвергают промывке, обезжириванию, сушке, взвешиванию, измерению. Полученные данные заносят в протокол. Образцы крепятся в держателях так, чтобы между ними обеспечивался необходимый зазор 0,2 мм при испытаниях при комнатной температуре и 1 мм при испытаниях при повышенной температуре.

Установив по тахометру скорость вращения шпинделя ($n = 250$ об/мин) и обеспечив осевую нагрузку в соответствии с требованиями к испытанию ($P_{\max} = 750$ Н), проводят приработку образцов в течение 10 мин, фиксируя через каждые 3–5 мин значения момента трения и температуры в зоне трения (данные позволяют оценивать трибологию необработанных покрытий).

По окончании приработки образцы вновь промывают, высушивают, взвешивают, замеряют. Данные заносят в протокол. Испытания продолжаются в течение 1 часа при комнатной температуре. При этом фиксируются начало испытания (время), начальный момент трения и температура через каждые 10 мин (6 точек).

Для испытаний при повышенных температурах (по окончании приработки, взвешивания образцов и их закрепления в держателях) необходимо включить электронагревательную печь, нагреть образцы до заданной температуры, а затем проводить испытания (как и при комнатной температуре).

В каждом опыте используется индивидуальная пара трения. Повторное испытание образцов с покрытиями не допускается. Коэффициент трения определяется по формуле:

$$f = M_{\text{ТР}} / P_{\text{ОС}} \cdot r,$$

где $M_{тр}$ – момент трения, кгс/см; $P_{ос}$ – осевая нагрузка, кгс; r – средний радиус рабочей поверхности образца, см.

Износ по массе:

$$\Delta m = m_H - m_K,$$

где m_H – масса образца до испытания, г; m_K – масса образца после испытания, промывки и сушки, г.

Линейный износ в первом приближении определяется по формуле:

$$\Delta h = h_H - h_K,$$

где h_H – высота образца до испытания, мм; h_K – высота образца после испытания, мм.

Весовой и линейный износ определяется как среднеарифметическое: для одноименных покрытий – по общему количеству образцов, а для разноименных покрытий – отдельно для каждого покрытия по количеству образцов в серии.

Интенсивность изнашивания определяется по формуле:

$$J = \Delta h / L,$$

где Δh – линейный износ, мм; L – путь трения, км.

Линейный износ Δh , как правило, определяется не прямым измерением, а расчетом по формуле:

$$\Delta h = (\Delta G / F_{тр}) \cdot \gamma_{п},$$

где ΔG – износ по массе, г; $F_{тр}$ – площадь трения, см²; $\gamma_{п}$ – плотность материала покрытия, г/см³.

Плотность материала покрытия $\gamma_{п}$ определяется по ГОСТ 2211–80.

2.5. Исследование структуры напыленного слоя

Металлографический анализ структуры напыленных слоев проводился с помощью оптической микроскопии при увеличении от $\times 100$ до $\times 500$ раз. Применялся оптический металлографический микроскоп CarlZeiss (Рисунок 2.8).



Рисунок 2.8. Внешний вид металлографического микроскопа «CarlZeiss» с видеокамерой и компьютером

2.6. Оборудование для ионной имплантации

Наиболее перспективными ионными источниками для обработки металлических конструкционных материалов, где требуются высокие дозы облучения при средних энергиях, являются источники на основе вакуумной дуги, которые работают в частотно-импульсном режиме и обеспечивают высокую производительность. Вакуумная дуга в парах металла используется в ионном источнике для формирования плазмы, из которой вытягивается пучок ионов. Плазма полностью состоит из вещества катода.

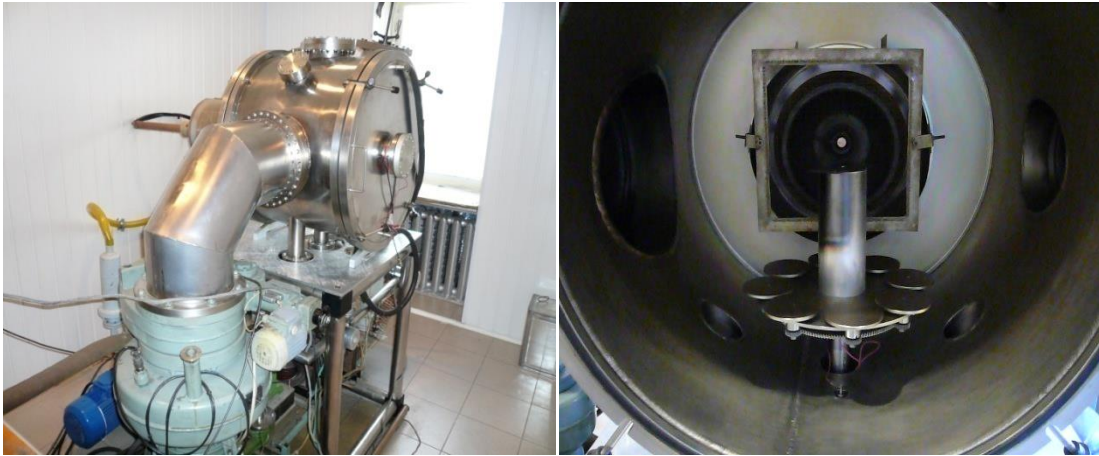
Отличительными особенностями применяемой в данной работе установки (Рисунок 2.9, а) для ионной имплантации является:

- наличие двух независимых источников ионов – источника ионов металла и источника ионов газов (так называемая двулучевая установка);
- формируется полиэнергетический пучок ионов.

Такие источники позволяют генерировать ионные пучки с высокой плотностью ионного тока и обеспечивать многоэлементную, высокодозовую имплантацию.

Данная установка является экспериментальной. Благодаря тому, что обрабатываемая деталь не является одним из электродов и на неё не подаётся

потенциал, можно обрабатывать детали, состоящие как из металлов, так и из неметаллов (например, стекло).



а

б

Рисунок 2.9. Внешний вид установки для ионной имплантации а), рабочая камера б)

Установка состоит из рабочей камеры (Рисунок 2.9,б), в которую инсталлированы два независимых источника ионов – источник ионов газов и источник ионов металлов.

Установка состоит из следующих систем:

- Рабочая камера, в которой происходит обработка изделий. Внутри рабочей камеры размещен эпициклический стол, на котором размещаются обрабатываемые изделия, а так же цилиндр Фарадея, применяемый для регистрации измерения дозы имплантации ионов металлов.

- Вакуумная система, состоящая из 2-х насосов: механического форвакуумного насоса 2НВР-16Д, создающего предварительный вакуум и диффузионного паромасляного насоса АВДМ-250, создающего рабочий вакуум (порядка 10^{-5} мм.рт.ст.), а также блока управления вакуумной системой. Кроме того, в данном блоке размещен тумблер управления приводом рабочего столика.

- Система измерения вакуума, состоящей из ионизационно-термопарного вакуумметра ВИТ-3, соединенного с датчиком измерения низкого вакуума ПМТ-4М и датчика измерения высокого вакуума ПМИ-2.
- Источник ионов газов ГИГ-25 типа дуоплазматрон, отличающегося большой плотностью тока, высокой газовой экономичностью и малым разбросом ионов по энергии, работающего в непрерывном режиме. Источник газов представляет собой дуоплазматрон, генерирующий сфокусированный пучок ионов газов, отличающийся большой плотностью ионов тока, высокой газовой экономичностью и малым разбросом ионов по энергии.
- Источник ионов металлов ИГМИ-50 (импульсный генератор металлических ионов) представляет собой вакуумно-плотную аксиальную цилиндрическую конструкцию. Принцип действия импульсного источника основан на горении электрической дуги в парах металла в вакууме, из которой вытягиваются ионы. Особенностью данного источника является то, что у него имеется три электрода: катод, поджигающий электрод и анод.
- Пульт управления и питания, предназначенного для питания и управления источниками.
- Система регистрации ионного тока, включающей в себя эпициклический рабочий стол, схему согласования, микроамперметр и осциллограф.
- Система измерения дозы имплантации ионов металлов, состоящей из цилиндра Фарадея, интегратора тока и пересчетного устройства.
- Система охлаждения, состоящей из систем охлаждения источников, диффузионного насоса и рабочей камеры.

Технические параметры установки для ионной имплантации и источника представлены в Таблицах 4 и 5.

Применение двух принципиально разных по принципу работы ионных источников обеспечивает возможности имплантации практически всех элементов Периодической системы.

Таблица 4

Технические параметры установки для ионной имплантации

Время откачки рабочей камеры до давления $6,6 \times 10^{-4}$ Па	20 мин
Предельное остаточное давление в рабочей камере	8×10^{-4} Па
Максимальный размер обрабатываемых изделий	300 мм
Потребляемая мощность	10 кВт
Расход охлаждающей водопроводной воды	0,8 м ³ /час

Таблица 5

Технические данные источника

Диаметр пучка	Широкоапертурный пучок круглого сечения диаметром 20 см
Ток пучка ионов	0,1 – 1 А
Длительность импульса ионов	~300 мкс
Частота следования импульсов	до 50 Гц
Максимальное значение ускоряющего напряжения	50 кВ

Так как данный тип источников характеризуется многозарядным составом ионного пучка, поэтому при определении дозы облучения необходимо учитывать средний заряд ионов в пучке.

В качестве материала катода использовались титановый сплав ВТ1-00, ниобий и монотектический сплав, содержащий 64% меди и 36 % свинца, с дополнительным легированием оловом.

Сплав с содержанием 36% свинца в соответствии с диаграммой состояния относится к монотектическим сплавам. Из-за наличия невысокого купола расслоения в жидком состоянии продукт монотектической реакции (далее - МР), являющийся жидкостью, обогащенной тугоплавким компонентом, сразу после своего образования оказывается в контакте с жидкой фазой – расплавом легкоплавкого металла. Благодаря этому, даже при исключенных конвективных

процессах, имеют место ускоренный отвод атомов тугоплавкого компонента в объем легкоплавкого расплава за счет диффузии в жидкой фазе и активное перемешивание расплава, связанное с поглощением тепла в зоне МР.

Исходными компонентами в ходе эксперимента были медь марки ОСЧ 11-2 (ТУ 48-7-24-75) и свинец химически чистый (ТУ 6-09-3523-74). Навеску заданного монотектического состава (Cu64%–Pb36%) плавил в графитовых тиглях, приготовленных из графита марки МПГ–6. Внутренний диаметр тиглей составлял 30 мм, что соответствует диаметру катода имплантера, толщина стенок не превышала 5 мм. Для предотвращения окисления расплава в процессе плавления и выдержки при заданной температуре тигель закрывали плотно притертой крышкой из того же материала.

Заготовленную таким образом шихту нагревали до 1100 °С, время выдержки расплава при заданной температуре составляло – 45 минут. Охлаждение проводили на спокойном воздухе с приложением ультразвукового воздействия.

На Рисунке 2.10 представлена микроструктура монотектического сплава, содержащего 64% меди и 36 % свинца.

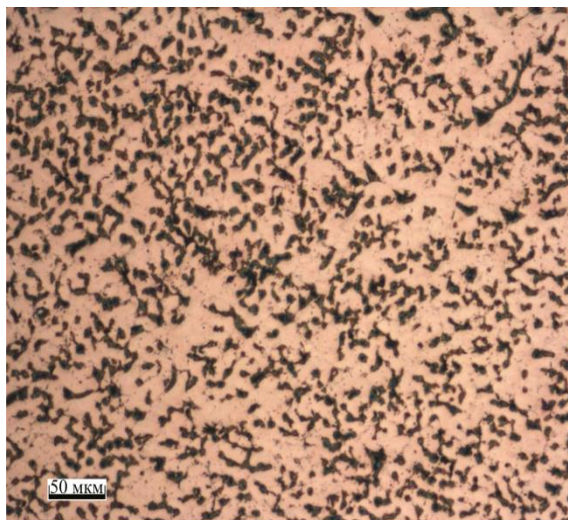


Рисунок 2.10. Микроструктура монотектического сплава, содержащего 64% меди и 36 % свинца

2.7. Исследование структуры имплантированного слоя на сканирующем электронном микроскопе

Исследования проводили на электронном сканирующем микроскопе CarlZeiss EVO-50. На данном микроскопе возможны исследования порошков, массивных образцов из пленок (толщиной не менее 1 мкм) электропроводящих материалов. Увеличения от 30 до 100000 крат (разрешающая способность 1 нм).

На микроскопе возможно определение состава поверхности (глубина 1-10 мкм, локальность 0,05-10 мкм), получение интегральных значений концентрации по различным фазовым выделениям, проведение качественного и количественного металлографического анализа сплавов, определение состава фазовых составляющих методом рентгеновского локального микроанализа.

Метод растровой электронной микроскопии (далее - РЭМ) позволяет проводить количественный морфологический анализ и измерение линейных размеров микрорельефа поверхности твердотельных структур. Приставка для энергодисперсионной спектроскопии позволяет осуществлять качественный и количественный анализ состава твердотельных структур с использованием метода энергодисперсионной спектроскопии.

В растровом электронном микроскопе применяются электронные линзы для фокусировки электронного пучка в пятно очень малых размеров. Можно отрегулировать РЭМ так, чтобы диаметр пятна в нем не превышал 0,2 нм, но, как правило, он составляет единицы или десятки нанометров. Это пятно непрерывно обегает некоторый участок образца аналогично лучу, обегавшему экран телевизионной трубки. Электрический сигнал, возникающий при бомбардировке объекта электронами пучка, используется для формирования изображения на экране телевизионного кинескопа или электронно-лучевой трубки (далее - ЭЛТ), развертка которой синхронизирована с системой отклонения электронного пучка. Увеличение в данном случае понимается как отношение размера изображения на

экране к размеру области, обеганной пучком на образце. Это увеличение составляет от 10 до 10 млн.

2.8. Исследование поверхностных слоев методом вторично-ионной масс-спектрографии

Метод вторично-ионной масс-спектрографии основан на явлении распыления исследуемого вещества пучком первичных заряженных частиц и последующем измерении массовых чисел этих ионов.

Метод позволяет определять малые концентрации элементов в тонком поверхностном слое, профиль распределения элементов по глубине объекта, составы тонких пленок. В результате распыления поверхности пучком ионов происходит выбивание атомов и молекул исследуемого материала, как в нейтральном, так и в заряженном состоянии в виде положительных и отрицательных ионов, называемых вторичными и регистрацией их масс-анализатором. Получаемый спектр вторичных ионов представляет собой набор спектральных линий, соответствующих массам ионов отдельных атомов вещества, сложных ионов и их комплексов. Зная массовые числа, интенсивности спектральных линий и коэффициенты элементной чувствительности; определяется качественный и количественный состав исследуемого покрытия или поверхностного слоя образца. Величина относительной интенсивности излучения от исследуемого элемента, которую регистрирует масс-спектрометр, прямо пропорциональна количеству элемента, находящегося в исследуемом образце.

Характеристиками метода масс-спектрометрии вторичных ионов являются:

- очень низкий порог чувствительности для большинства элементов (меньше чем 10^{-4} монослоя);
- возможность измерения профилей концентрации при малых количествах примесей с разрешением по глубине менее 50 Å;
- пространственное разрешение порядка микрометра;

- возможность изотопного анализа и определение всех элементов и изотопов, начиная с водорода.

В данной работе были произведены исследование профилей распределения имплантированных ионов на образцах в виде пластин размерами 15x10x2 мм. В качестве материала катодов при имплантации использовали монотектический сплав $\text{Cu}_{64}\text{Pb}_{36}$, а также титан и ниобий.

Концентрационные профили элементов исследовались в центре коллективного пользования «Металловедение и металлургия» НИТУ МИСиС на установке «PhysicalElectronics» PHI-6600 SIMSSystem.

Данная установка включает источник первичных ионов типа дуоплазматрон модели 06-660 с энергией пучка от 0,5 до 8 кэВ, и максимальным током 2 мА, в котором в качестве первичных пучков ионов применяются O_2^+ , Ar^+ , Xe^+ , а также источник первичных ионов - цезиевая пушка модели 06-670 с энергией пучка 0,5-10 кэВ и максимальным током 700 нА и масс-анализатор квадрупольный (16 мм).

При исследовании профилей распределения имплантированных ионов в поверхность образца бомбардировалась ионами цезия Cs^+ с ускоряющим напряжением 7кВ, ток пучка ионов составлял 100 нА. Время воздействия пучка ионов цезия на поверхность образца составляло до 20 минут. Данные распределения представлены в виде графиков и таблиц.

2.9. Измерение микро и нанотвердости поверхностных слоев

Исследование нанотвердости модуля упругости E проводили с помощью нанотвердомера Nano-HardnessTesterNHT,CSM (Рисунок 2.11). Конструктивно NHTобъединяет прецизионный твердомер и оптический микроскоп, которые используют один предметный столик с механическим приводом. Процесс перемещения в горизонтальной (позиционирование) и в вертикальной плоскости (измерение) управляются персональным компьютером с использованием программного обеспечения фирмы CSM с весьма высокой точностью.



Рисунок 2.11. Нанотвердомер Nano-Hardness Tester (CSM Instruments, Швейцария)

Технические характеристики прибора Nano-Hardness Tester:

- нагрузка (min/ max)	0,1 – 300 мН
- глубина проникновения (min/ max)	30 нм – 500 мкм
- погрешность вертикального позиционирования индентора	0,3 нм
- шаг горизонтального позиционирования предметного столика	1 мкм

В процессе измерения на поверхность образца опускается сапфировое кольцо внутренним диаметром 5 мм, а уже затем вдавливается индентор. Индентором является алмазная трех- или четырехгранная пирамида, получившая название по имени разработчиков – индентор Берковича или Виккерса, соответственно.

При внедрении индентора вблизи области контакта создается сложное напряженное состояние, близкое к всестороннему сжатию, а деформация, распространяющаяся вглубь материала, имеет как упругую (обратимую), так и пластическую (необратимую) составляющую. Благодаря этому при НИ возможно получить информацию как о твердости, так и о модуле Юнга, а также оценить долю упругой составляющей в общей деформации или упругое восстановление

$$R = (h_m - h_f) / h_m$$

где h_m – наибольшая глубина погружения, h_f – глубина после снятия нагрузки.

Данные непрерывного индентирования обрабатывали по методу Оливера-Фарра, который состоит в подборе параметров степенной функции, описывающей экспериментальную зависимость глубины погружения от приложенной нагрузки и расчете твердости и модуля Юнга по этим данным. Значения твердости рассчитывали как отношение максимальной нагрузки к площади проекции невосстановленного отпечатка, а модуль упругости исходя из площади проекции отпечатка, контактной жесткости, определяемой как наклон верхней трети кривой разгрузки и задаваемого коэффициента Пуассона.

Испытания проводили на образцах размером 15x10x2 мм при нагрузке 2 мН, 5 мН и 20 мН. Для каждой подходящей для расчетов экспериментальной кривой было определено значение модуля упругости по методу Оливера-Фарра с использованием программного обеспечения Indentation 3.0 (CSM Instruments). Данные выводятся на дисплей компьютера.

Для исследования микротвердости поверхностных слоев после ионной имплантации были использованы поперечные металлографические шлифы плоских образцов. Измерение микротвердости производилось на приборе ПМТ-3 по стандартной методике (ГОСТ 9450-76) при нагрузке на индентор $1 \cdot 10^{-1}$ Н.

2.10. Просвечивающая электронная микроскопия

Просвечивающая электронная микроскопия (далее - ПЭМ) предполагает изучение тонких образцов с помощью пучка электронов, проходящих сквозь них и взаимодействующих с ними. Электроны, прошедшие сквозь образец, фокусируются на устройстве формирования изображения: флуоресцентном экране, фотопластинке или сенсоре ПЗС-камеры.

Благодаря меньшей, чем у света длине волны электронов ПЭМ позволяет изучать образцы с разрешением в десятки тысяч раз превосходящим разрешение самого совершенного светооптического микроскопа. С помощью ПЭМ возможно изучение объектов даже на атомарном уровне. ПЭМ является одним из основных методов исследования в целом ряде прикладных областей: физике, биологии,

материаловедении и т.д.

На относительно малых увеличениях контраст на ПЭМ возникает из-за поглощения электронов материалом исследуемого образца. На высоких увеличениях сложное взаимодействие волн формирует изображение, требующее более сложной интерпретации.

Современные ПЭМ имеют режимы работы, позволяющие изучать элементный состав образцов, ориентацию кристаллов, фазовый сдвиг электронов и т.п. Для исследований в области материаловедения, металлургии, кристаллографии, физики полупроводников созданы современные высоковольтные (до 300 кэВ) ПЭМ высокого разрешения, позволяющие в обычном режиме получать изображения атомов. С дополнительными аналитическими приставками (рентгеновские энергодисперсионные спектрометры, спектрометры потерь энергии электронов) они позволяют определять элементный состав областей менее 0.5 нм в диаметре.

Исследования проводились на оборудовании компании «Системы для микроскопии и анализа» (далее - СМА). Для просвечивающей дифракционной электронной микроскопии использовался многоцелевой электронный микроскоп Tecnai G2 20 ПЭМ, внешний вид которого представлен на Рисунке 2.12, а.

Пробоподготовка осуществлялась при помощи фокусированного ионного пучка (FIB, Focused Electron Beam) на двухлучевой аналитической системе FEI Quanta 3D FEG на Рисунке 2.12, б. Уникальная система, сочетающая электронную колонну (SEM) и ионную колонну (FIB), позволяет получать локальные поперечные срезы образцов для просвечивающей микроскопии любой формы и размеров. Образцы для ПЭМ, полученные данным методом, как правило, отличаются лучшим качеством благодаря возможности непосредственно контролировать и корректировать процесс приготовления (утончения) образца при помощи сканирующей электронной микроскопии.



а



б

Рисунок 2.12. Электронный микроскоп FEITecnai G2 F20 + GIF - а;
двухлучевая аналитическая система FEI Quanta 3D FEG – б.

2.11. Рентгеноструктурный анализ

Рентгеноструктурные исследования осуществлялись с помощью дифрактометра ARL X'TRA (Швейцария), представляющего собой полноразмерный порошковый дифрактометр θ - θ геометрии с радиусом гониометра 260 мм и источником – узкофокусной трубкой мощностью 2200 Вт с медным анодом ($\lambda_{K\alpha} = 1,5418 \text{ \AA}$).

Данный прибор оснащен уникальным энергодисперсионным твердотельным детектором с охладителем Пельтье, позволяющим исключить пассивные элементы (бета-фильтры/монокроматоры) из оптической схемы прибора за счет программного отделения K_{β} и исключения влияния флуоресцентного излучения. Использованный в настоящем исследовании прибор был укомплектован стандартной парафокусирующей оптикой (по две щели и коллиматору Соллера на первичном и вторичном пучках). Рентгенограммы были получены при $U = 40 \text{ kV}$ и $I = 40 \text{ mA}$. Сканирование дифракционной картины

проводилось в диапазоне $2\theta = 20 \div 120^\circ$ с шагом $\Delta\theta = 0,02^\circ$ и временем экспозиции 5 с.

Экспериментальные данные регистрировались при использовании двух различных подходов к геометрии съемки:

1 - источник излучения и образец неподвижны, а детектор перемещается на угол 2θ . При этом пучок рентгеновских лучей направляется на поверхность образца под углом 5° . В ходе такого вида съемки была получена информация с приповерхностного слоя глубиной 0,2 мкм, что позволило сделать вывод о наличии качественных изменений фазового состава материала вблизи поверхности, подвергнутой ионной имплантации. Существенным недостатком данного подхода является дефокусировка пучка отраженных рентгеновских лучей, приводящая к искажению дифракционной картины и затрудняющая количественный анализ данных.

2 - традиционный подход, когда источник и детектор рентгеновского излучения перемещаются одновременно на угол θ , а образец остается неподвижным. При таком виде съемки эффективная глубина проникновения рентгеновских лучей в материал (толщина слоя материала, по объему которого получали более 90% информации) составляла 1,96 мкм ($l_{\text{eff}} = 1/2\mu$, где μ – коэффициент поглощения материала).

Качественный фазовый анализ выполнялся с помощью пакета компьютерных программ ARL X'TRA WinXRD и базы данных Международного центра дифракционных данных ICDD PDF-2 ICDD PDF-2.

Оценка параметров кристаллической структуры проводилась с использованием метода ЛеБея (полнопрофильного анализа дифрактограмм) [113], реализованного в компьютерной программе Jana2006. Форма профиля аппроксимировалась функцией Лоренца. Для расчета инструментального и спектрального вкладов в ходе анализа микроструктуры использовался метод фундаментальных параметров. Усредненные по объему размеры областей когерентного рассеяния были рассчитаны исходя из предположения о

сферической форме кристаллитов. Факторы недостоверности полученных в ходе полнопрофильного анализа данных не превышали: $\chi^2 = 1$, $R_p = 14$, $R_{wp} = 20$.

2.12. Испытания на износ имплантированных образцов

В исследованиях применялась машина трения, Tribometer, CSM Instruments, Швейцария Рисунок 2.13. Данная машина трения реализует следующие испытательные схемы: «стержень–диск», «стержень–пластина», «стержень–втулка».



Рисунок 2.13. Машина трения Tribometer, CSM Instruments, Швейцария

Испытания можно проводить как на воздухе, так и в жидких средах. Эти испытания соответствуют международным стандартам ASTM G99–959, DIN50324 и ISO 20808. Непосредственно при испытании определяют коэффициент трения трущейся пары изучаемый материал/контртело – стержень диаметром 1,5 мм, изготовленный из сертифицированного материала (Al_2O_3 , SiC, WC, различные марки сталей). Для определения скорости износа материала и контртела соответственно проводят измерения профиля вертикального сечения канавки износа и диаметра площадки износа на контртеле.

Износ шарика рассчитывают по формуле:

$$V = \pi h^2(r - 1/3h),$$

где $h = r - (r^2 - [d/2]^2)^{1/2}$, d – диаметр пятна износа, r – радиус стержня, h – высота сегмента.

Износ образца рассчитывают по формуле:

$$V = S \times l,$$

где l – длина окружности, S – площадь сечения бороздки износа.

Морфологию поверхностей образцов после испытаний на износ исследовали с помощью растрового электронного микроскопа CarlZeiss EVO 50.

Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НАПЫЛЕННОГО СЛОЯ И ПОДЛОЖКИ

3.1. Металлографические исследования структуры слоя покрытия после электродуговой металлизации

Было выполнено исследование структуры покрытия, получаемого электродуговой металлизацией на подложке из стали 45 с применением электродной проволоки 40X13.

Покрытие, полученное газотермическим напылением – это слоистый композиционный материал, который сформирован из деформированных частиц, соединяющихся по контактными поверхностям напыляемых частиц и подложки. В структуре покрытия выделяются элементы строения, отражающие процессы, протекающие при формировании покрытия. Эти элементы разделяются границами раздела, которые обладают рядом специфических свойств.

Прочность сцепления покрытия с подложкой определяется свойствами границы раздела между ними. Свойства непосредственно материала покрытия будут регламентироваться прочностью сцепления отдельных частиц, формирующих само покрытие. На Рисунке 3.1 представлены микроструктуры покрытия, полученного с электродной проволокой 40X13, в зоне, находящейся примерно на уровне половины толщины напыленного слоя.

На нетравленных шлифах напыленного слоя покрытия из стали 400X13 хорошо видно строение напыленного слоя, который состоит из чередующихся очень тонких волнообразных прослоек белого и серого цвета, очевидно, представляющих собой соответственно затвердевший металл и оксиды.

Присутствуют также участки смешанной структуры, состоящие из металла и оксидов. Видны отдельные частицы металла более округлой формы, вплоть до практически глобулярной. Кроме того, имеются поры глобулярной формы и формы в виде диска.

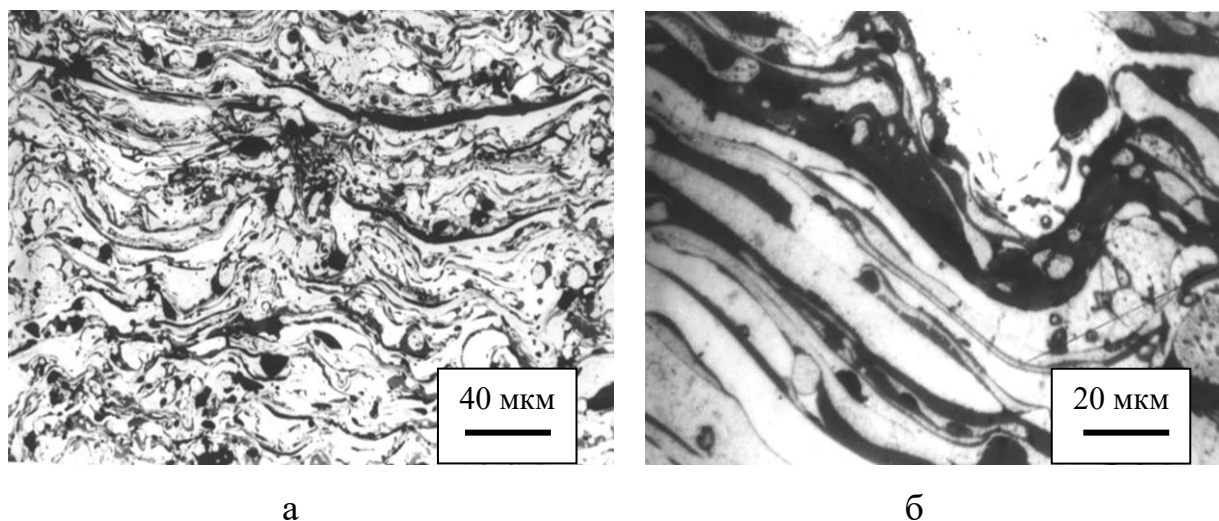


Рисунок 3.1. Микроструктура металлизационного покрытия, без травления; электродная проволока сталь 40X13: *а* – $\times 250$; *б* – $\times 625$

Исходя из условий образования покрытия, можно предположить, что дискообразные поры формируются между слоями вследствие недостаточного послойного смачивания капель расплавленного металла. Глобулярные поры сформированы в результате недостаточного заполнения затвердевающего слоя.

Наличие оксидных пленок и крупных пор в структуре напыленного слоя могут способствовать отслаиванию металла по механизму внутреннего трения, увеличивая тем самым скорость механического изнашивания слоя покрытия. [16]

При травлении шлифов было установлено, что в первую очередь травитель воздействует на тонкие прослойки металла в напыленном слое. Глобулы, крупные частицы и более толстые слои металла травятся меньше.

Слабое травление светлых участков в сравнении с другими структурными составляющими подтверждает предположение о том, что это металл, причем с высоким содержанием хрома. В глобуле и в тонких слоях металла выявляется структура точечного характера, похожая на структуру отпущенного мартенсита (Рисунок 3.2).

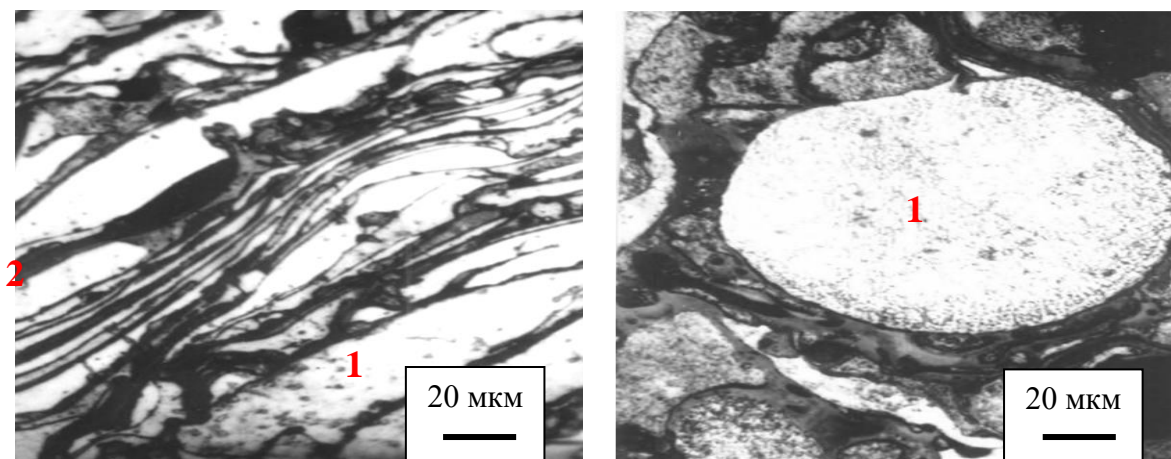


Рисунок 3.2. Микроструктура напыленного покрытия, после травления, сталь 40X13: 1 – металл; 2 – оксид

Сочетание малого размера частиц и их высоких скоростей в момент удара о подложку или предыдущий слой покрытия приводит к высоким скоростям охлаждения. Анализ фазового состава металлизационных покрытий из стали 40X13 показал, что в них практически отсутствуют карбиды, хотя по диаграмме равновесного состояния Fe–Cr–C для сталей типа 40X13 структура состоит из α -фазы и карбидов типа $Me_{23}C_6$ [115]. Можно предположить, что высокие скорости охлаждения препятствуют выделению карбидов из раствора.

Изучение структуры дополнили замерами микротвердости по всему сечению, от подложки до поверхности. Поскольку размеры участков чистого металла и некоторых оксидов достаточны для измерения микротвердости, замеры выполняли как по участкам чистого металла и оксидов, так и по участкам смешанной структуры, состоящим из металла и оксидов.

На Рисунке 3.3 приведены результаты замеров микротвердости покрытий из стали 40X13. Зависимости микротвердости от расположения точек замеров по высоте слоя не обнаружено.

Для стали 40X13 микротвердость участков чистого металла и смешанных участков практически одинакова; по толщине слоя она очень неравномерна, изменяется от 5,3 до 6,4 ГПа. Микротвердость оксидов имеет значения от 5 до 6

ГПа, то есть несколько выше твердости участков чистого металла. Сферические частицы (глобули) имеют микротвердость в пределах 4,5–5,9 ГПа.

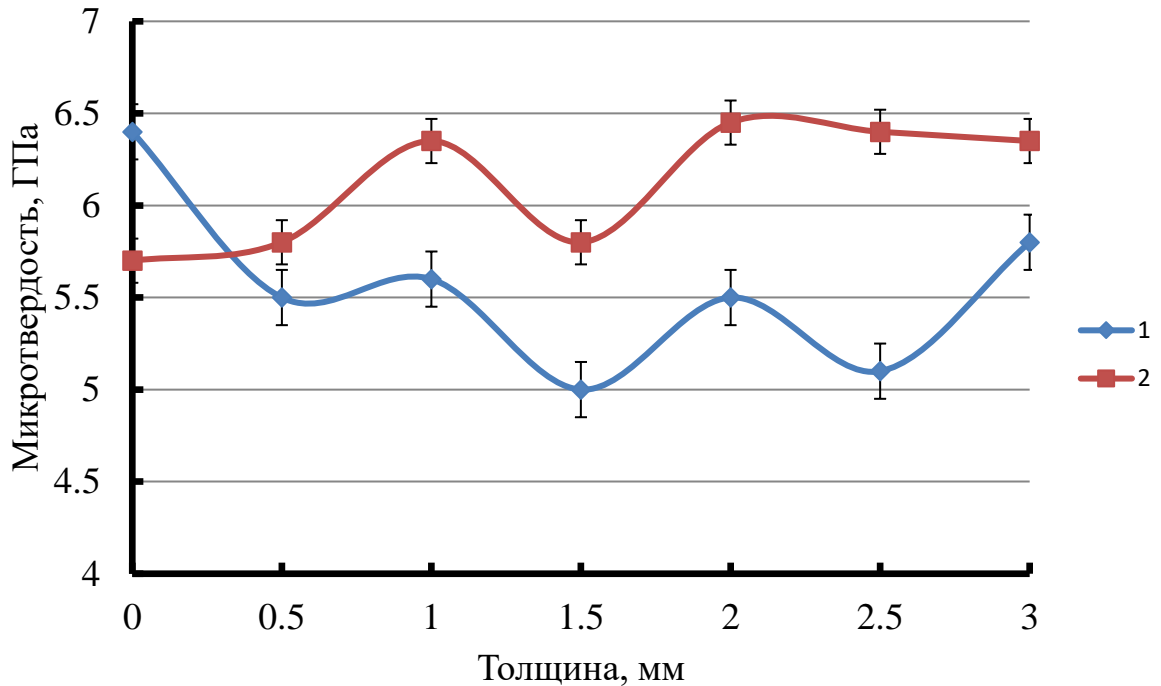


Рисунок 3.3. Микротвердость напыленного покрытия:

1 – 40X13, чистый металл и участки смешанной структуры; 2 – 40X13, оксиды

Послойный химический анализ покрытий показал, что по глубине напыленного слоя содержание элементов близко, но в процессе напыления происходит их выгорание в сравнении с исходным содержанием (Таблица 6).

Таблица 6

Изменение химического состава напыляемого материала при напылении

Электродная проволока	Содержание элементов, мас. %			
	Проволока		Напыленный слой	
	С	Cr	С	Cr
40X13	0,36	13,1	0,17	11,8
50ХФА	0,51	0,95	0,19	0,67

Можно отметить, что количество выгорающего углерода увеличивается с повышением его содержания в исходном материале.

Металлографические исследования показали также, что на границе между напыленным слоем и подложкой наблюдаются отслоения покрытия от подложки, а также трещины направленные как по границе раздела подложки и напыленного слоя, так и по толщине напыленного покрытия (Рисунок 3.1).

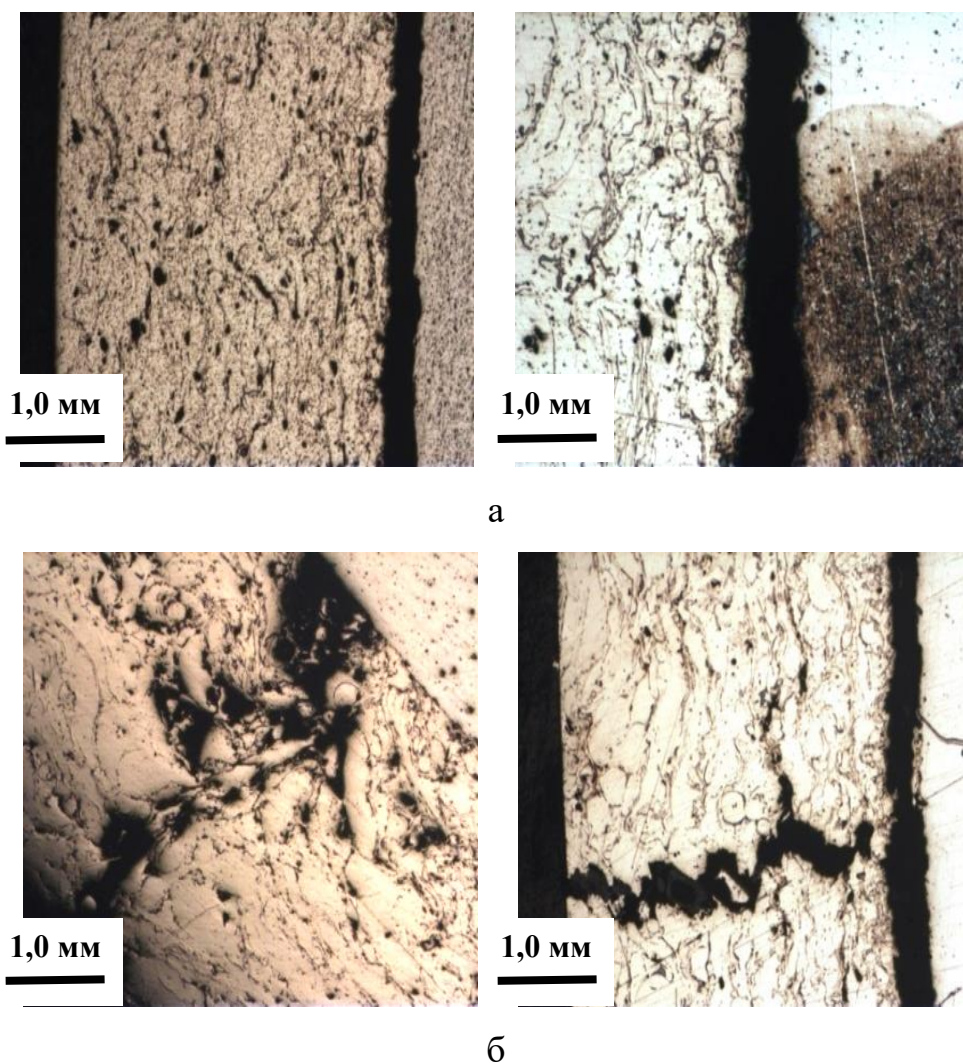


Рисунок 3.4. Отслоение напыленного слоя от подложки (а) и дефекты (трещины и рыхлота) (б) внутри слоя покрытия при дозвуковой электродуговой металлизации стали 45 проволокой 40X13

К возможным причинам возникновения дефектов в напыленном слое покрытия и на границе между напыленным слоем и подложкой можно отнести следующие факторы. Отслоение напыленного слоя от подложки может возникать из-за нарушения геометрии напыляемого участка подложки (острые углы, нарушения размеров радиусов закруглений, а также по причине нарушения

качества подготовки восстанавливаемого участка к напылению (малая шероховатость поверхности, наличие следов влаги и жировых загрязнений).

Растрескивание самого слоя покрытия и отслоение его от поверхности подложки возникает вследствие окисления подложки при напылении, высоких внутренних напряжений в покрытии и неравномерности подачи напыляемого материала.

3.2. Влияние теплового воздействия струи распыляемого материала на структуру и свойства подложки стали 45

Материал восстанавливаемого напылением вала представлял собой сталь 45, которая прошла нормализацию (закалка с 850 °С и высокий отпуск при 550 °С). После нормализации сталь 45 имела в структуре измельченное зерно. После нормализации временное сопротивление стали 45 составило порядка 600 МПа при условном пределе текучести 355 МПа и относительном удлинении 16 %.

Нормализация не обеспечивает получение сорбита по всему сечению, он образовывается лишь по его поверхности, а в центре, где скорость меньше – перлит. На Рисунке 3.5 приведена микроструктура стали 45 после нормализации.

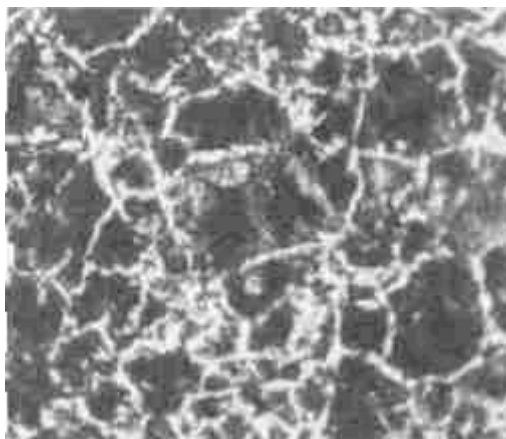


Рисунок 3.5. Микроструктура стали 45 после нормализации (x100)

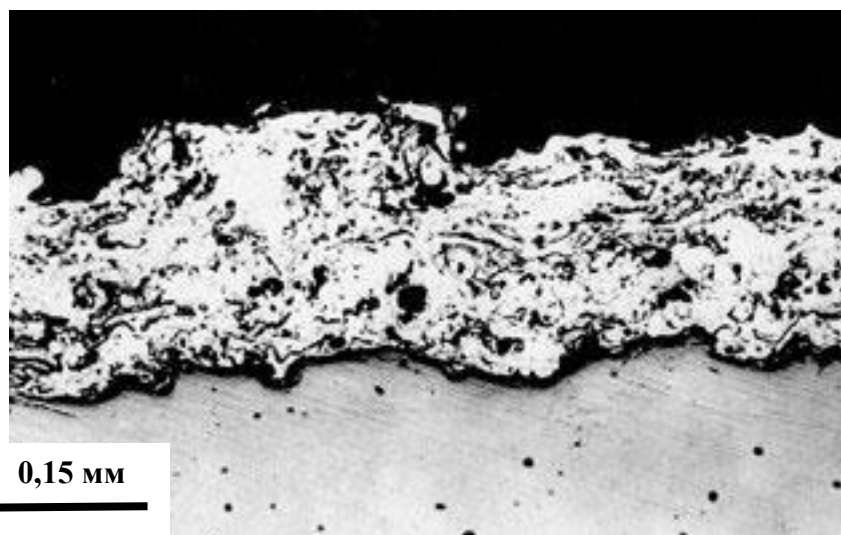
При напылении покрытия на подложку из стали 45 осуществлялся контроль температуры нагрева подложки. Температура напыляемого покрытия не должна превышать 90...100° С. Для этого необходимо чередовать проходы напыления с

проходами металлизатора вдоль вращающейся детали, не включая подачу сжатого воздуха.

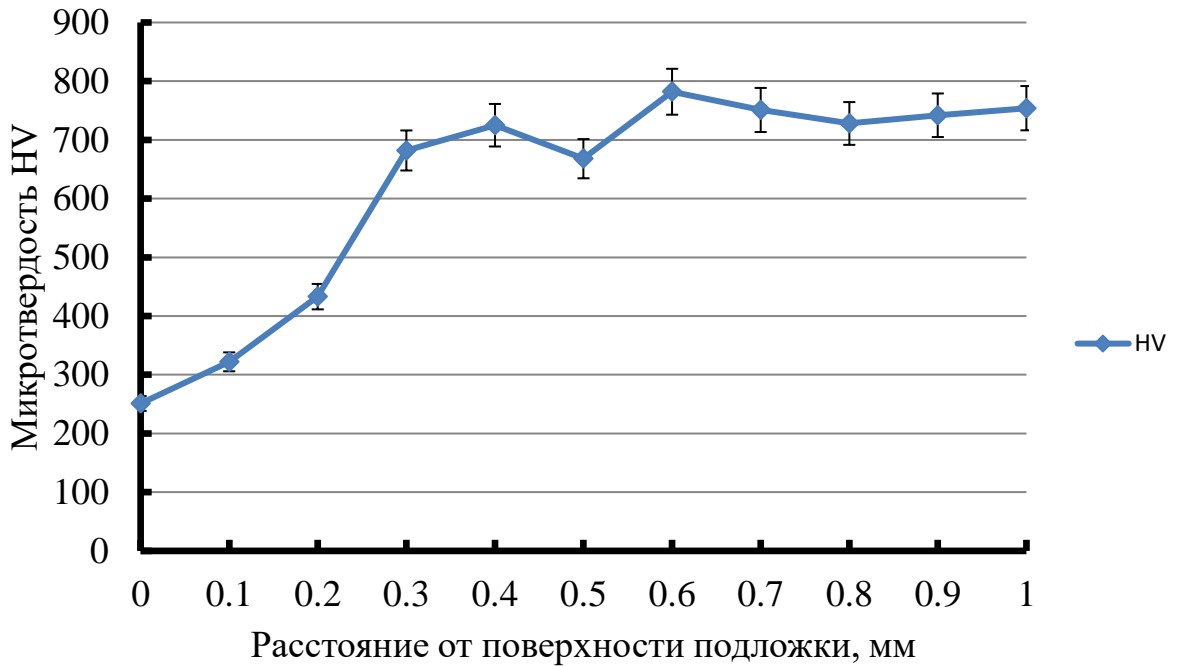
Температуру покрытия контролировали с помощью контактных термометров ТК-5.01П с диапазоном измерений от -20 до $+200$ °С.

Для определения влияния напыления на подложку из стали 45 производились измерения микротвердости подложки в направлении от поверхности вглубь материала. Для оценки влияния количества проходов при напылении, которые необходимы для получения слоя покрытия требуемой толщины, измерение микротвердости на шлифах осуществлялось после одного, двух, трех, четырех и пяти проходов.

На Рисунке 3.6, а показана макроструктура образца для измерения микротвердости подложки в направлении от поверхности вглубь материала подложки, а на Рисунке 3.6, б распределение микротвердости в поверхностном слое подложки после напыления одного слоя покрытия проволокой 40X13.



а



б

Рисунок 3.6. Макроструктура поверхностного слоя подложки (а) при напылении покрытия в один слой и распределение микротвердости (б) в поверхностном слое подложки стали 45

Анализ распределения микротвердости в поверхностном слое подложки показывает, что при напылении одного слоя покрытия наблюдается тепловое воздействие на подложку со стороны потока распыляемых частиц проволоки 40Х13. Такое тепловое воздействие приводит к отжигу поверхностного слоя стали 45 на глубину порядка 0,35–0,40 мм.

Проведено исследование влияния количества проходов при напылении на глубину слоя, подвергающегося тепловому воздействию со стороны потока напыляемых частиц. Его результаты приведены на Рисунке 3.7.

Из представленного рисунка можно видеть, что увеличение количества проходов при напылении для формирования покрытия требуемой толщины не существенно сказывается на росте ширины зоны пониженной микротвердости подложки. Так после второго прохода ширина зоны пониженной микротвердости подложки возросла до 0,45–0,48 мм, а после третьего прохода указанная ширина стабилизируется на уровне 0,50–0,53 мм.

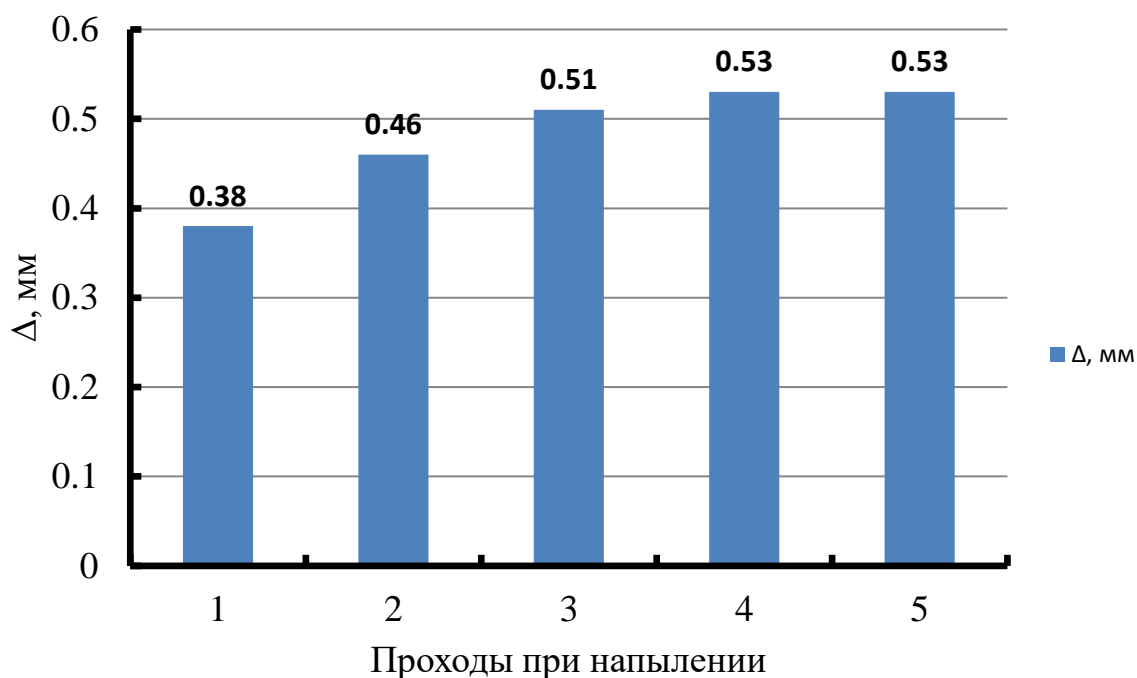


Рисунок 3.7. Влияние количества проходов при электродуговой металлизации на ширину зоны пониженной микротвердости подложки из стали 45

Таким образом, можно отметить, что на ширине зоны пониженной микротвердости подложки сказываются только первые два прохода при электродуговой металлизации.

3.3. Влияние химического состава электродной проволоки на структуру и свойства напыленного покрытия

В рамках проводимых исследований изучалось влияние химического состава электродных проволок на структуру и свойства покрытий: твердость, пористость, прочность сцепления покрытия с подложкой. Для напыления использовали электродные проволоки Св08ГА, 50ХФА, 20Х13, 40Х13, 15ГТЮЦА и 12Х18Н10Т. Химический состав указанных марок электродных проволок по основным легирующим элементам представлен в Таблице 7.

Для напыления применялись проволоки диаметром 1,2–1,6 мм. Поверхность подложки в виде прутка диаметром 20 мм из стали 45 под напыление готовили путем зачистки проволочными кругами и обезжиривания.

Химический состав по основным компонентам электродных проволок

Марка проволоки	Содержание основных легирующих элементов, мас. %								
	C	Mn	Ni	Cr	Si	Al	Zr	Ti	Mo
св08ГА	<0,1	0,8– 1,1	<0,25	–	–	–	–	–	–
50ХФА	0,47– 0,54	0,5– 0,8	<0,25	0,8– 1,1	–	–	–	–	–
20Х13	0,16– 0,24	<0,6	<0,6	12–14	<0,6	–	–	–	–
40Х13	0,35– 0,44	<0,6	<0,6	12–14	<0,6	–	–	–	–
15ГТЮЦА	0,12– 0,18	0,6– 1,0	<0,4	<0,3	0,45– 0,85	0,2– 0,5	0,05– 0,15	–	–
12Х18Н10Т	0,12– 0,14	<2,0	9,0– 11,0	17,0– 19,0	<0,8	–	–	<0,8	<0,5

На качество покрытий большое влияние оказывают его пористость и газопроницаемость. Пористость определяется методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 18898–73.

Для определения газопроницаемости покрытия использовали метод, разработанный Н.М. Масловским [116]. Образец с покрытием устанавливается в оправке и зажимается между резиновыми трубками (Рисунок 3.8). Одна из трубок соединена с источником повышенного давления воздуха, другая – с сосудом и водяным манометром. Газ просачивается через поры покрытия в месте отрыва штифта и заполняет объем сосуда. Коэффициент газопроницаемости определяется по формуле Ингхема [177]:

$$k_B = \delta \cdot V / (S \cdot H_{cp} \cdot \Delta t) \quad (3.1)$$

где δ – толщина покрытия, см; V – объем воздуха, прошедший через покрытие, см³, за промежуток времени Δt , с; S – эффективная площадь покрытия, см²,

определяется по выходному диаметру отверстия в образце D ; $H_{\text{ср}}$ – перепад давлений на образце, см.

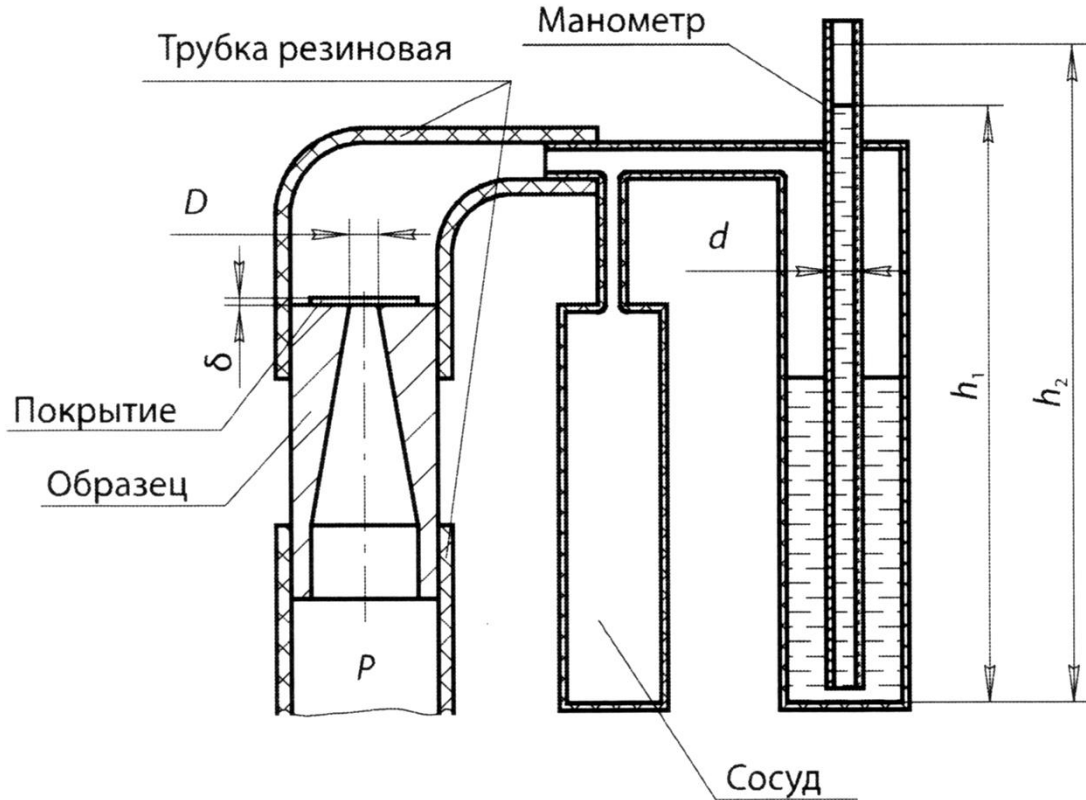


Рисунок 3.8. Схема испытаний на газопроницаемость, реализующая методику Н. М. Масловского

В начале опыта на образце создается максимально возможный перепад давления, который в течение опыта уменьшается на 5–10 %. Учитывая логарифмический характер падения давления [118], перепад давления $H_{\text{ср}}$ определяется по формуле

$$H_{\text{ср}} = \frac{H_1 - H_2}{\ln(H_1/H_2)}, \quad (3.2)$$

где H_1 и H_2 – перепады давления в начале и в конце опыта, соответственно.

Объем воздуха, прошедший через покрытие, равен освободившемуся объему манометрической трубки:

$$V = S_0 \cdot (h_1 - h_2), \quad (3.3)$$

где S_0 – площадь сечения трубки, определяется по ее диаметру d ; h_1, h_2 – высота поднятия столба жидкости в трубке в начале и в конце опыта, соответственно.

В опытах используются образцы, аналогичные тем, что применяются при испытаниях на отрыв методом конического штифта. Для удаления штифта без разрушения покрытия требуется низкая прочность сцепления между ними. Для этого В.Э. Барановским предложено принудительно окислять торцевую поверхность штифта применительно к измерению газопроницаемости алюминиевых покрытий на стальной поверхности [119].

Перед нанесением покрытия торцевая поверхность подвергается дробеструйной обработке для моделирования шероховатости поверхности, а затем торец штифта нагревается на воздухе до температуры 700–760 °С с выдержкой 3–5 мин. Таким образом, на поверхности образуется толстая оксидная пленка, препятствующая развитию химического взаимодействия между материалами наносимого покрытия и подложки. Штифт устанавливается в образец, и осуществляется напыление покрытий заданной толщины. Затем штифт проворачивается относительно образца и извлекается из отверстия.

Прочность сцепления покрытия с подложкой оценивалась по штифтовому методу.

Измерение твердости полученных покрытий выполнено в соответствии с методом Роквелла (ГОСТ 9013–59). При этом методе осуществляется вдавливание в исследуемую поверхность алмазного индентора в виде конуса с углом при вершине 120°. Испытания проводились при нагрузке 1500 Н. Результаты измерений представлены на Рисунке 3.9.

Результаты измерений свидетельствовали о том, что наиболее высокие значения твердости напыленного слоя достигаются при использовании электродных проволок марок 40Х13 и 50ХФА.

Измерение пористости газотермических покрытий с различными марками электродной проволоки методом гидростатического взвешивания проводилось в следующей последовательности:

– взвешивание образца с покрытием (m) в сухом состоянии;

– пропитка образца с покрытием в керосине в течение 24 часов;

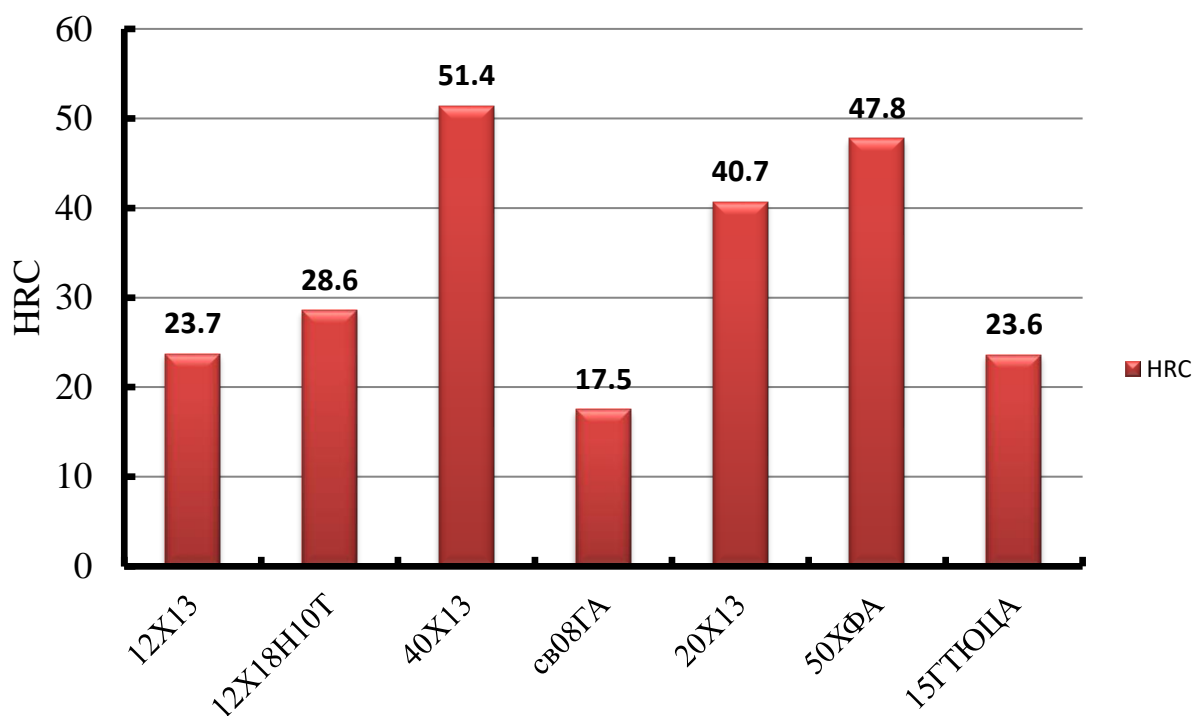


Рисунок 3.9. Влияние марки электродной проволоки на твердость напыленного слоя

– взвешивание пропитанного образца с покрытием (m_2) на воздухе;

– взвешивание пропитанного образца с покрытием (m_1) в жидкости.

Открытая пористость определялась по следующей формуле [120]:

$$\Pi = \frac{(m_2 - m) \cdot \rho}{(m_2 - m_1) \rho_0 - m_0 \cdot \rho_{\text{ж}}} \cdot 100\%, \quad (3.4)$$

где m – масса сухого образца с покрытием на воздухе; m_0 – масса подложки; m_1 – масса пропитанного образца с покрытием в жидкости; m_2 – масса пропитанного образца с покрытием на воздухе; ρ_0 – плотность подложки; $\rho_{\text{ж}}$ – плотность пропитывающей жидкости (керосина).

Массу подложки можно найти определив ее объем и умножив на плотность стали 45 или вычитанием из общей массы образца массу покрытия, предварительно измерив его толщину.

В Таблице 8 приведены результаты измерения открытой пористости покрытий, напыленных с различными электродными проволоками на одном режиме напыления.

Как видно из представленных данных в таблице 3.3 уровень открытой пористости для все применяемых марок электродных проволок далеко не одинаков и находится на уровне 5,56–19,71%.

Таблица 8

Результаты измерения открытой пористости покрытий, полученных с применением различных электродных проволок

Марка проволоки	m , г	m_1 , г	m_2 , г	m_0 , г	ρ_0 , г/см ³	$\rho_ж$, г/см ³	П, %	
							1	2
12X13	30,7113	27,8011	30,7264	27,2397	7,8	0,76	5,56	5,93
12X18H10T	31,0871	28,1431	31,1037	28,8246	7,8	0,76	10,91	10,34
40X13	30,3457	27,5446	30,3637	27,5313	7,8	0,76	13,18	14,33
Св08ГА	29,5766	26,6291	29,5963	26,6277	7,8	0,76	5,28	6,14
20X13	31,0241	28,0057	31,0424	27,6067	7,8	0,76	5,27	5,88
50ХФА	31,4562	28,6349	31,4813	27,9062	7,8	0,76	19,71	17,55
15ГТЮЦА	29,9811	27,1376	29,9987	27,0131	7,8	0,76	7,67	7,93

Примечание: 1 – метод гидростатического взвешивания; 2 – метод Н.М. Масловского определения газопроницаемости покрытий

Можно отметить, что оба использованных в работе метода определения открытой пористости покрытия для различных электродных проволок дают близкие результаты. В ряде случаев открытая пористость для одной и той же марки электродной проволоки была больше для метода гидростатического взвешивания, а в других – для метода Н.М. Масловского.

Наименьшие значения открытой пористости наблюдаются для электродных проволок марок 12X13, Св08ГА, 20X13 и 15ГТЮЦА. Очень существенная открытая пористость отмечена для электродных проволок марок 12X18H10T, 40X13 и особенно 50ХФА. Учитывая, что электродные проволоки 40X13 и 50ХФА позволили сформировать напыленный слой с высокой твердостью, что позволит снизить износостойкость деталей, то такое состояние потребует разработки специальных технологических мер для снижения доли открытой пористости.

Прочность сцепления покрытия с подложкой определяется свойствами границы раздела между ними. Свойства непосредственно материала покрытия будут регламентироваться прочностью сцепления отдельных частиц, формирующих само покрытие.

Сцепление покрытия с подложкой называют адгезией, а сцепление частиц между собой в покрытии – когезией.

В случае нагружения газотермического покрытия равномерной растягивающей нагрузкой возникающее разрушение будет носить адгезионно-когезионный характер.

Указанные испытания называют оценкой прочности сцепления покрытия с подложкой, а характеристикой прочности сцепления покрытия с подложкой служит прочность сцепления

$$\sigma_{\text{сц}} = P/F, \quad (3.5)$$

где P – разрушающая нагрузка; H ; F – площадь поверхности образца, м^2 .

На Рисунке 3.10 представлены результаты испытаний на прочность сцепления с подложкой, определяемой по штифтовому методу, в зависимости от марки электродной проволоки, используемой для создания покрытия.

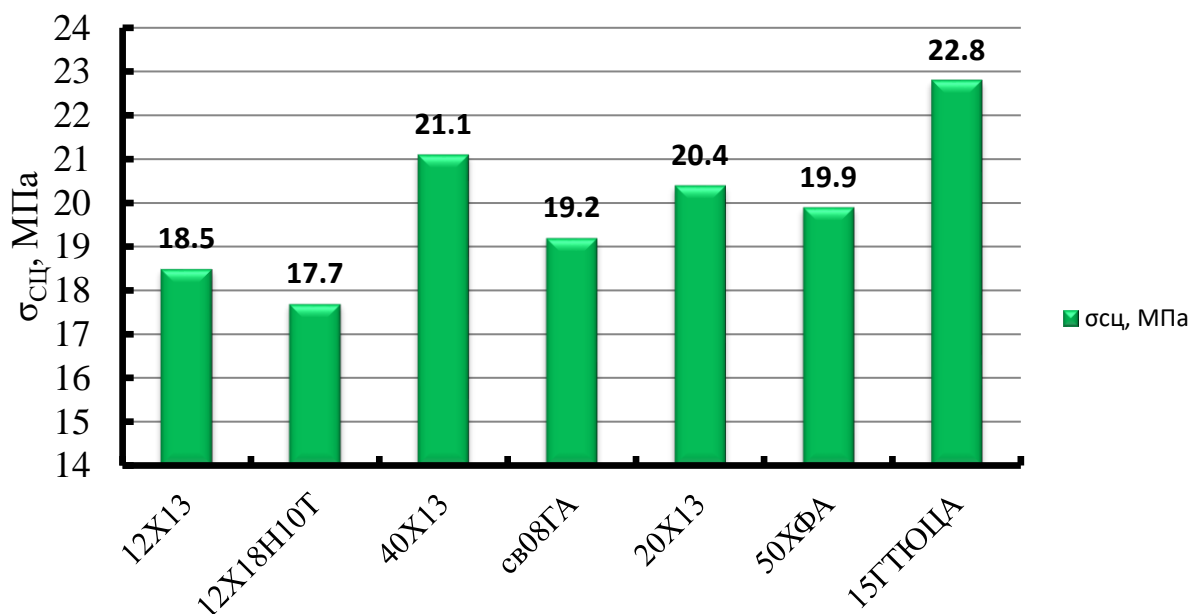


Рисунок 3.10. Прочность сцепления покрытия с подложкой из стали 45, определенная по штифтовому методу, в зависимости от марки электродной проволоки

Результаты выполненных испытаний показали, что прочность сцепления напыленного покрытия с подложкой из стали 45 в зависимости от марки применяемой электродной проволоки изменяется в диапазоне 17,7–22,8 МПа. Наиболее высоким значением прочности сцепления покрытия с подложкой обладает покрытие, напыленное проволоками марок 20X13, 50XФА, 40X13 и 15ГСТЮЦА.

На прочность сцепления напыленного покрытия с подложкой существенное влияние оказывает расстояние между напыляемой поверхностью подложки и срезом сопла металлизатора (дистанция напыления). На Рисунке 3.11 приведена зависимость прочности сцепления покрытия с подложкой, которая была определена для варианта напыления проволокой 40X13, в зависимости от дистанции напыления.

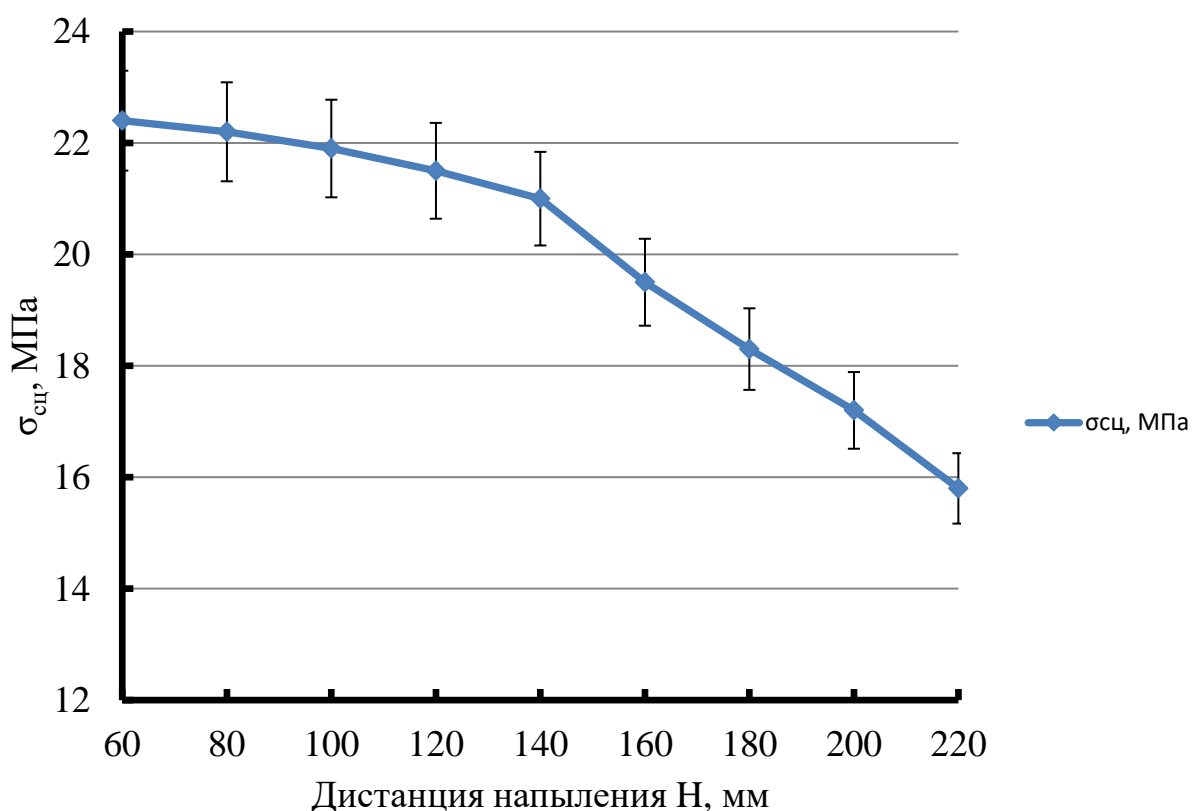


Рисунок 3.11. Влияние дистанции напыления на прочность сцепления покрытия с подложкой (электродная проволока 40X13)

Анализ полученной зависимости показывает, что при расстоянии между срезом сопла металлизатора и напыляемой подложкой более 140 мм наблюдается

заметное снижение прочности сцепления покрытия с подложкой. По-видимому, это является следствием окисления подложки в процессе металлизации и нарушением связи между напыленным слоем и подложкой возникающими оксидами.

Анализ структуры напыленных покрытий в зоне границы между покрытием и подложкой показал во многих из испытанных образцов наличие отслоений покрытия или наличия трещин вдоль границы покрытия с подложкой как это ранее было показано в Разделе 3.1 данной главы. Поэтому актуальными остаются меры по повышению прочности сцепления напыленного покрытия с подложкой.

3.4. Исследование содержания кислорода на участках отслоения покрытия

Участки образцов, на которых металлографическим анализом было установлено отслоение покрытия от подложки подвергались исследованию на сканирующем электронном микроскопе, оснащенный модулем для определения химического состава поверхности подложки в зоне отслоения напыленного слоя. Изображения поверхности подложки в зоне отслоения покрытия представлены на Рисунке 3.12.

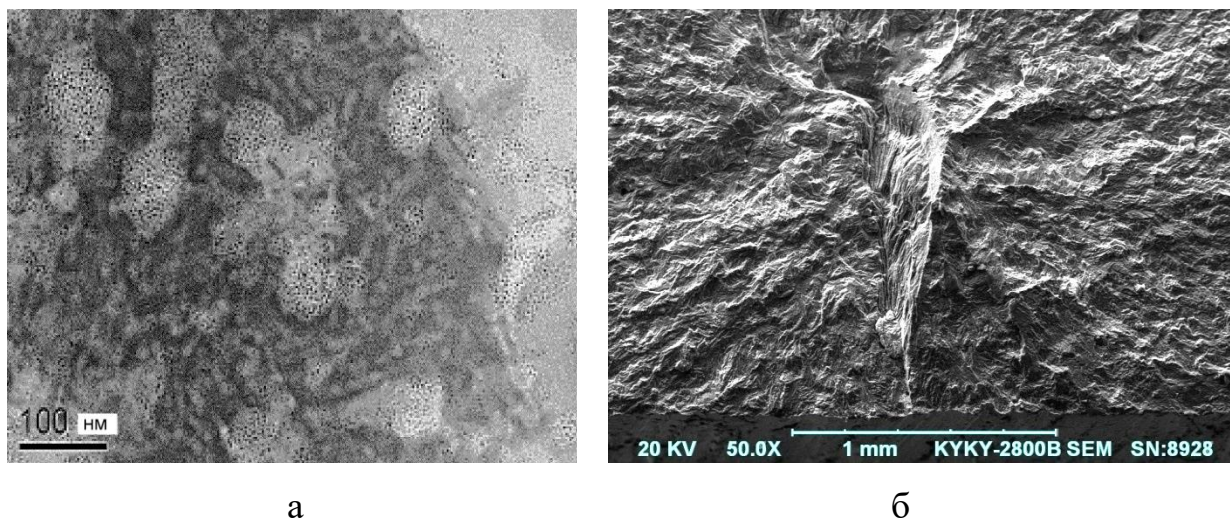


Рисунок 3.12. Электронно-микроскопические изображения оксида железа на поверхности подложки в зоне отслоения напыленного покрытия

Анализ химического состава подтвердил наличие пленки Fe_2O_3 с содержанием железа на уровне 78,7 ат. % и кислорода соответственно 21,3 ат. %, что соответствует стехиометрическому составу оксида железа.

Оксид железа был обнаружен также и в напыленном слое покрытия (Рисунок 3.13). Наличие повышенного содержания оксидных пленок способствовало появлению трещин в самом покрытии.

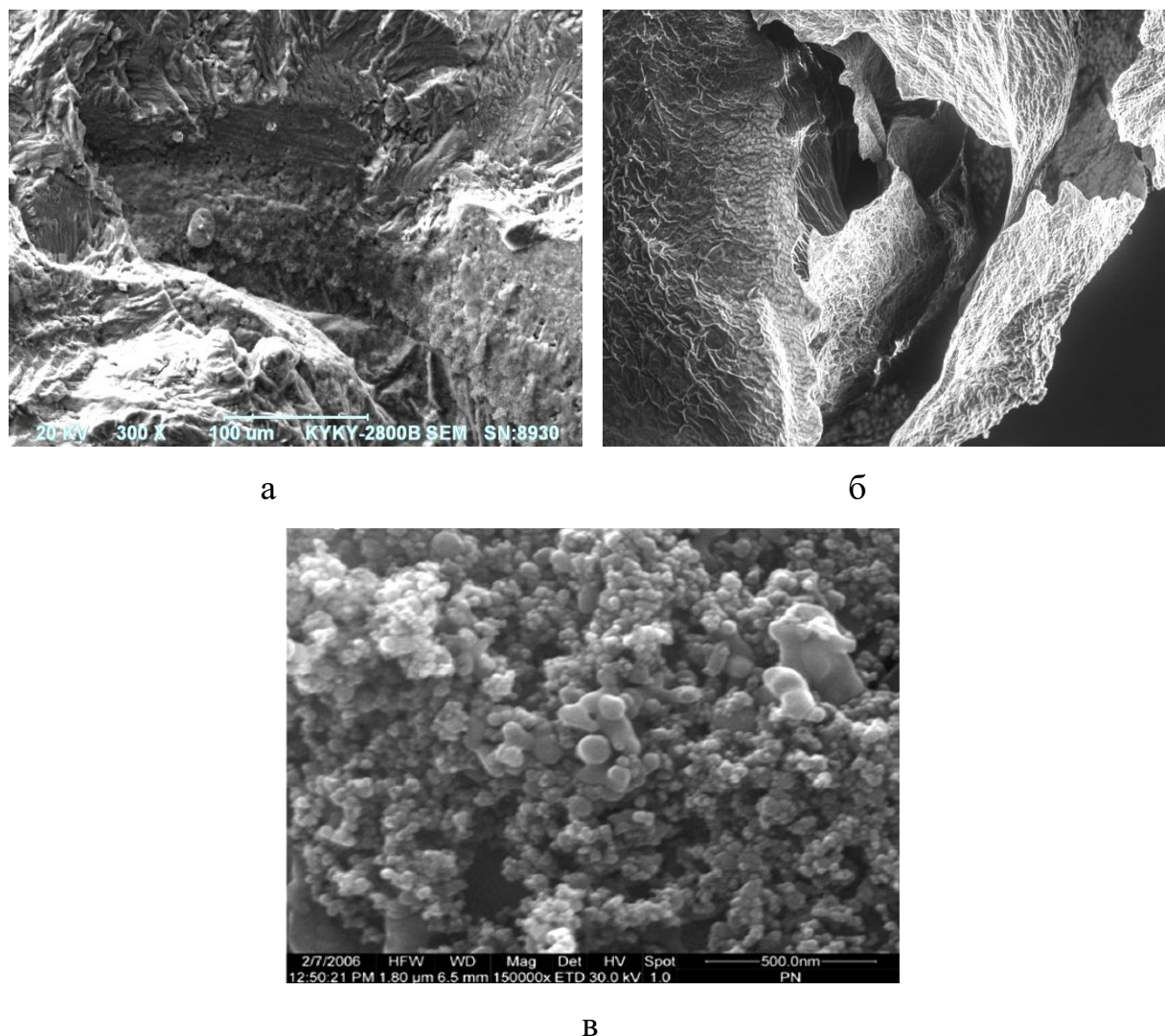


Рисунок 3.13. Электронномикроскопические изображения пленок оксида железа в напыленном слое в зоне возникновения трещин

Наличие оксида железа как на поверхности подложки из стали 45, так и в слое напыленного покрытия в зоне формирования трещин и отслоений покрытия подтверждают необходимость в разработке технологических средств

предотвращения окисления подложки и напыляемых частиц в процессе электродуговой металлизации.

3.5. Воздействие на подложку для повышения прочности сцепления на границе подложка–напыленный слой

Воздействие на подложку осуществляют с целями ее активации и снижения уровня остаточных напряжений. Для этого в настоящее время применяют струйную абразивную обработку, подогрев подложки и удаление оксидной пленки методами химического и физического воздействия. Следует отметить, что все эти меры не могут предотвратить образование оксидной пленки в процессе самой металлизации.

Струйная абразивная обработка очищает поверхность и выводит ее из состояния термодинамического равновесия, освобождая межатомные связи поверхностных атомов, а также делает поверхность шероховатой, увеличивая площадь контакта. При этом превалирующее влияние на прочность сцепления покрытий с основой оказывают параметры микрорельефа поверхности, подготовленной к газотермическому напылению [121].

Недостатком струйной абразивной обработки является то, что на химически активированной поверхности идет быстрый рост оксидной пленки. Поэтому интервал между подготовкой подложки и нанесением покрытия ограничен. Кроме того, процесс отличается высокой вредностью и трудоемкостью. Несмотря на недостатки, это основной технологический процесс подготовки поверхности под газотермическое напыление в настоящее время.

Нарезание резьбы механической обработкой не обеспечивает активации поверхности, химическое травление не получило распространения из-за нетехнологичности.

Выполненная автором оценка качества покрытий при различных способах подготовки поверхности показала, что такие распространенные способы

подготовки деталей, как зачистка и обезжиривание, недостаточны для обеспечения стабильной прочности сцепления (Рисунок 3.14).

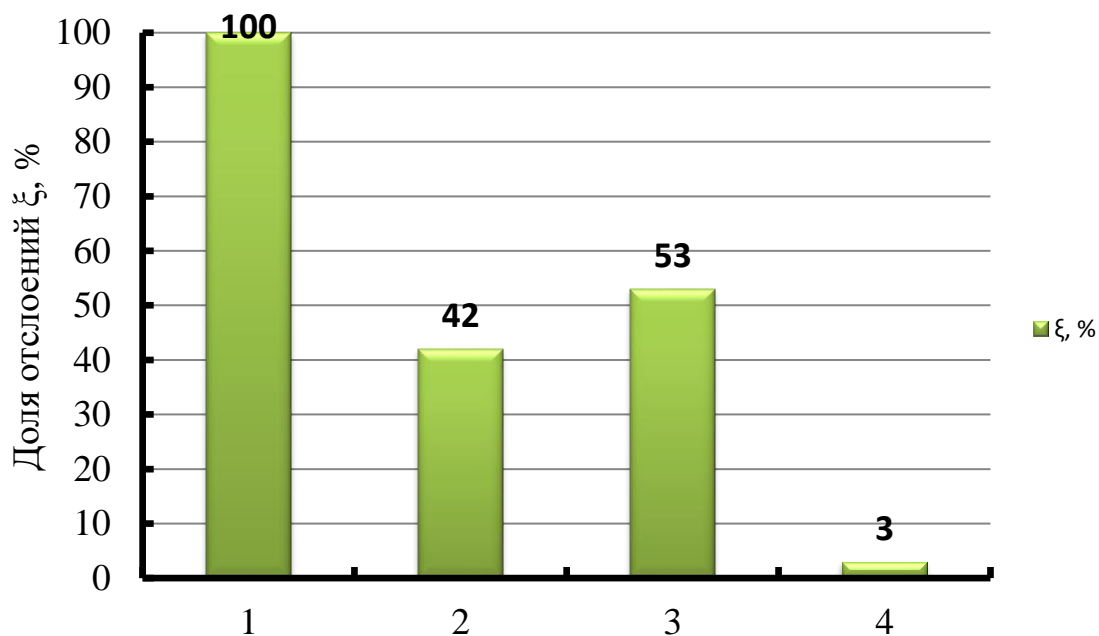


Рисунок 3.14. Влияние способов подготовки поверхности на прочность сцепления (сравнение по доле отслоившихся квадратов нарезанной сетки по методике [122]): 1 – обезжиривание; 2 – зачистка абразивным; 3 – зачистка проволочными кругами; 4 – струйная абразивная подготовка. Распыляемый материал – сталь 40X13, толщина слоя – 0,15 мм

При наличии плохой подготовке поверхности присутствует недостаточный отвод тепла в подложку, что приводит к перегреву покрытия и снижению его механических свойств. Это отчетливо видно по различию в угле загиба, который при использовании струйной абразивной обработке возрастает в несколько раз в сравнении с другими способами подготовки поверхности (Рисунок 3.15).

Применение механической обработки в сочетании с дробеструйной приводит к повышению адгезии покрытия из-за увеличения площади контакта. Так, при нарезании на торцевой поверхности резьбы прочность сцепления дополнительно увеличивается в 1,2–1,3 раза при рациональном шаге резьбы ~1 мм. Снижение прочности сцепления при других шагах резьбы связано, вероятно, с ухудшением условий растекания капель частиц напыляемого материала.

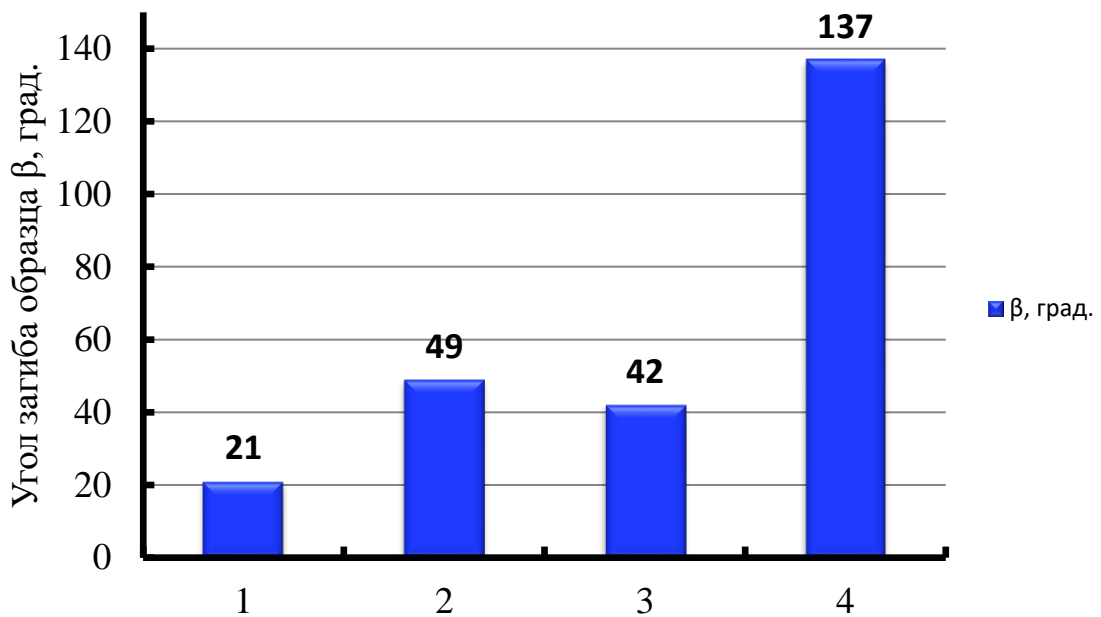


Рисунок 3.15. Влияние способов подготовки поверхности на механическую прочность покрытия (сравнение по углу загиба пластины с покрытием): 1 – обезжиривание; 2 – зачистка абразивным; 3 – зачистка проволочными кругами; 4 – струйная абразивная подготовка. Распыляемый материал – сталь 40X13, толщина слоя – 0,15 мм

Для большинства сочетаний материалов покрытия и подложки увеличение температуры подложки вызывает рост коэффициента использования материала (КИМ) и адгезионной прочности покрытия за счет снижения уровня остаточных напряжений и улучшения условий растекания капель.

Однако этот способ имеет ряд недостатков:

- верхний предел нагрева подложки ограничен вследствие роста на ней оксидной пленки, которая разделяет взаимодействующие металлы. Это связано с тем, что энергия активации оксидов выше энергии активации большинства металлов;

- величина нагрева подложки ограничена тепловыми деформациями деталей;

– возможный рост усталостных трещин, что неблагоприятно сказывается на деталях, работающих в условиях знакопеременных и циклических нагрузок (например, коленчатые валы);

– высокая энергоемкость процесса в случае массивных деталей.

В качестве примера приведем реализации подогрева подложки за счет изменения скорости перемещения линейной скорости перемещения напыляемой поверхности вала диаметром 25 мм из стали 45 относительно металлизатора (Рисунок 3.16).

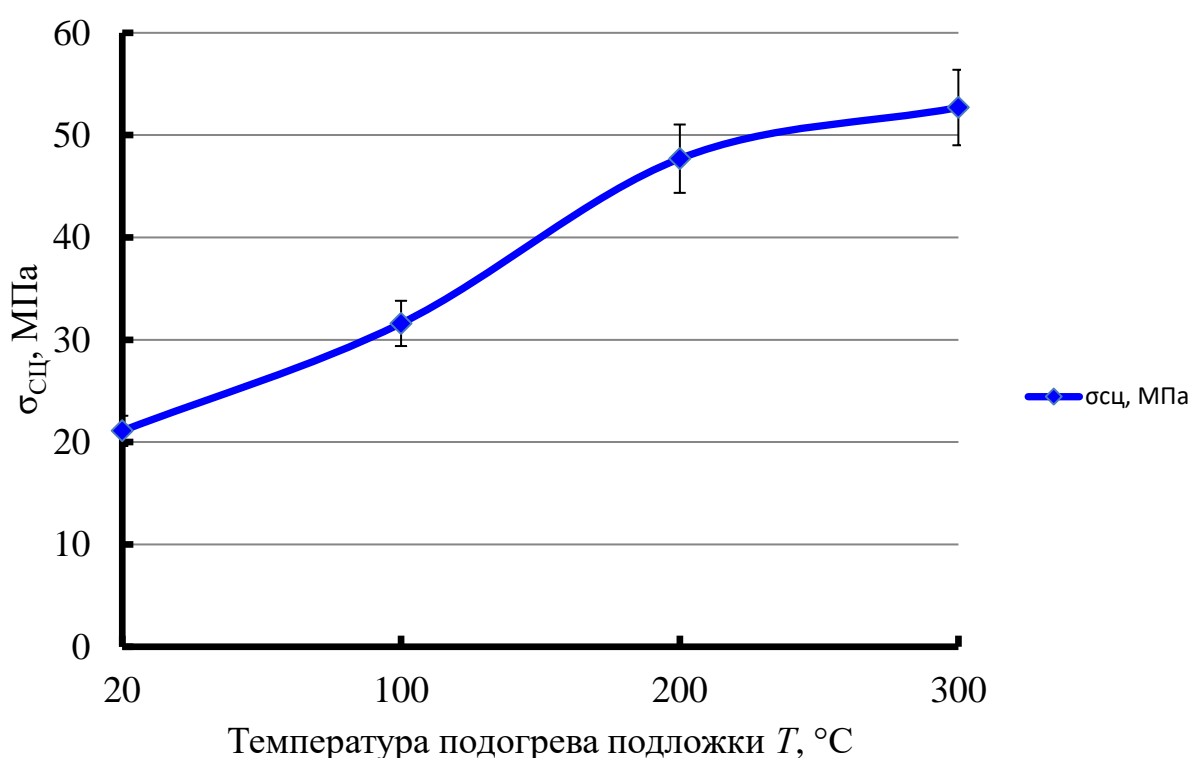


Рисунок 3.16. Изменение адгезионной прочности покрытия в зависимости от температуры подложки из стали 45. Напыляемый материал – сталь 40Х13.

Повышение температуры подогрева подложки из стали 45 при напылении слоя покрытия начиная со 100 °С способствует увеличению прочности сцепления напыленного слоя с подложкой с 31,6 МПа до 52,7 МПа при 300 °С. Дальнейшее повышение температуры подогрева подложки сопровождается снижением прочности сцепления покрытия с подложкой ввиду проявления процессов окисления подложки и отслоения покрытия, как это было показано в разделе 3.4 данной главы.

При слишком медленном перемещении происходит перегрев напыленного покрытия, в нем возникают большие остаточные напряжения и ухудшается прочность сцепления (Рисунок 3.17). Очень быстрое перемещение ведет к снижению величины прочности сцепления из-за роста доли поперечной составляющей скорости капли при ударе. Кроме этого, могут появиться пробелы между отдельными участками наносимого слоя.

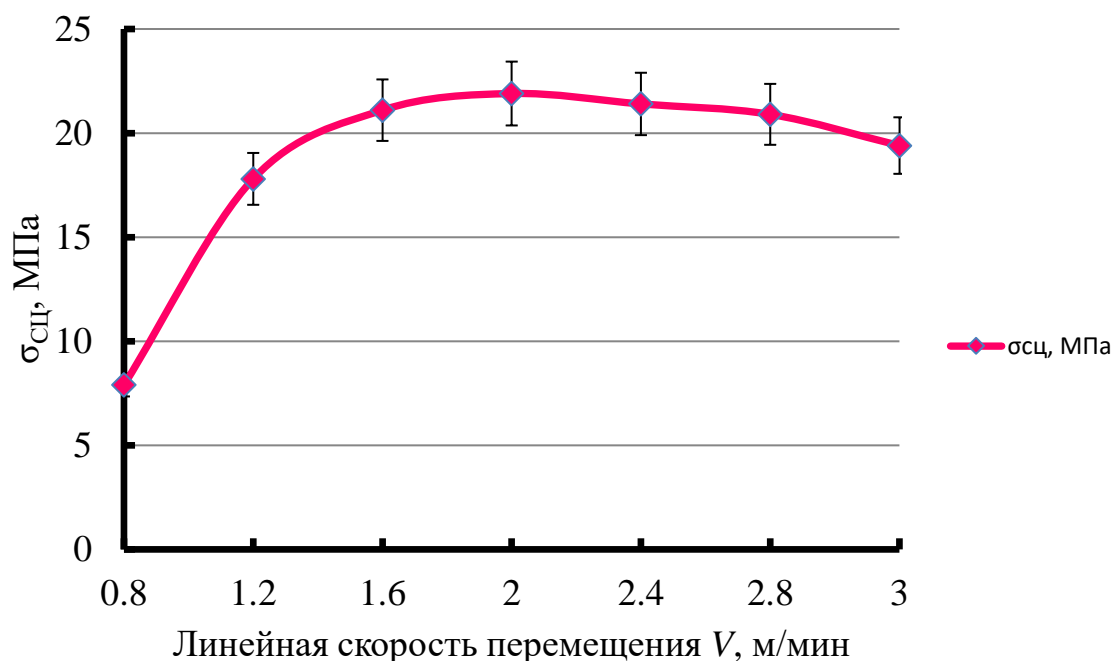


Рисунок 3.17. Влияние линейной скорости перемещения напыляемой поверхности относительно металлатора (V) на прочность сцепления покрытия из стали 40X13 с подложкой из стали 45. Частота вращения вала при напылении 95 об/мин.

В практике напыления имеются предложения по наложению на основу ультразвука [123], однако они пока не нашли широкого применения, вероятно, из-за технической сложности осуществления.

Прочность напыленных из порошка металлических покрытий обычно ниже прочности металла в компактном состоянии, а адгезионная прочность чаще всего ниже когезионной прочности, что наблюдается при разрушении – росте трещины и отслоении покрытия по границе раздела «покрытие – основа».

Низкая адгезионная прочность является следствием ряда причин. В первую очередь, площадь очагов схватывания, на которых образовалось прочное

соединение, составляет только часть всей площади контакта. Кроме того, прочность в самих местах соединения ниже прочности компактного материала. Это связано с макро- и микроскопической дефектностью образовавшегося соединения, резкой границей между покрытием и основой с незначительной взаимной диффузией компонентов, а также сопряжением разных кристаллических решеток, возможно, с разным типом химической связи. Наряду с этим, не менее важной причиной низкой прочности адгезии является формирование в напыленном материале больших остаточных напряжений. Причем, при наращивании напряжения возрастают и, в худшем случае, могут вызвать самопроизвольное отслаивание покрытия [124, 125].

Возникновение остаточных напряжений обусловлено множеством причин: различием температуры напыляемых частиц и основы, не соответствием коэффициентов термического расширения, усадкой при кристаллизации частиц, жесткостью системы покрытие – основа, деформацией и наклепом частиц при ударе о напыляемую поверхность и др. Таким образом, остаточные напряжения, также как и образование связи между покрытием и основой, являются результатом действия термического и кинетического факторов процесса напыления [125].

Способ подготовки поверхности должен выбираться с учетом условий ее активации для образования прочной физико-химической связи на границе раздела покрытие-основа и создания оптимальных остаточных напряжений в напыленном покрытии.

Ультразвуковая проработка газотермических покрытий увеличивает степень деформации нагретых частиц, способствует растеканию жидких частиц, разрушению окисных пленок и удалению макро- и микродефектов. При этом активизируются процессы химического и диффузионного взаимодействия на границе «покрытие-основа», а также между частицами и слоями. Структура покрытия приобретает волокнисто-строчечную форму [126].

Прочность адгезии покрытия определяется топографией и активацией поверхности основы, а также теплофизическими характеристиками наносимого

материала: контактной температурой, временем взаимодействия и давлением, развивающимся в контакте при ударе частицы за счет ее скорости.

Для оценки влияния на адгезионную связь состояния поверхности основы перед напылением (ее топографии и активации), были изготовлены образцы из отожженной стали 45, поверхность которых подвергалась ультразвуковой обработке. Критерием оценки механической активации поверхности была степень ее упрочнения N . Также при разных видах обработки менялась эффективная площадь контакта подложки и напыляемых частиц. Критерием оценки эффективной площади контакта служило значение шероховатости поверхности Rz .

Для ультразвуковой обработки плоской подложки был выбран режим обработки с вращением образцов с угловой скоростью $V = 62$ об/мин при радиальном перемещении индентора с подачей $S = 0,1$ мм/об. На рисунке 3.18 а, б виден микропрофиль чередующихся выступов и впадина поверхности, заданный подачей инструмента.

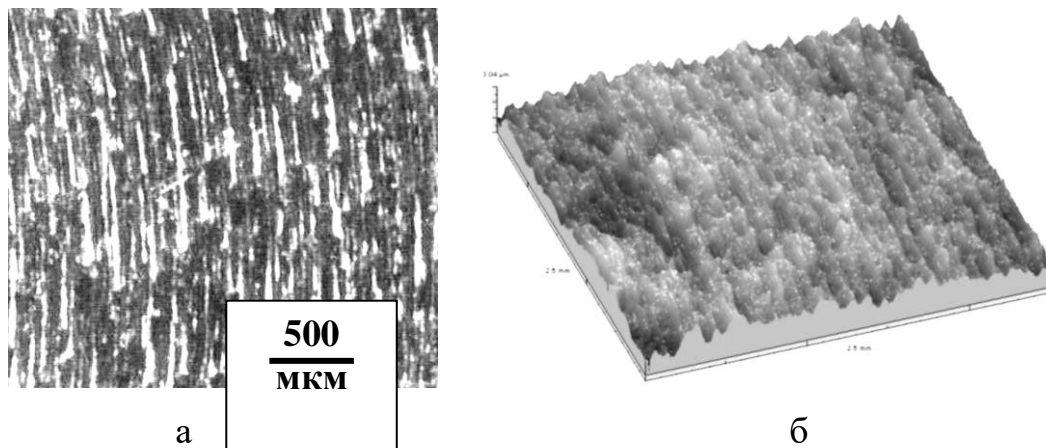


Рисунок 3.18. Оптическое (а) и трехмерное (б) изображение поверхности стали 45 после ультразвуковой обработки

Высота неровностей поперечного профиля невелика и соизмерима по величине с высотой неровностей от пластического течения металла в продольном направлении. Топография поверхности формируется из отдельных, повторяющихся фрагментов субмикрорельефа без значительной анизотропии. Шаг микронеровностей в поперечном направлении составляет около 95–98 мкм, в

продольном 5..9 мкм. Высота выступов шероховатости меняется от 0,4 до 0,9 мкм. Шероховатость поверхности составляет $Rz = 0,74$ мкм.

Выступы плавно переходят во впадины уступами без формирования острых кромок. Наличие выступов обеспечивает улучшение теплофизических условий контакта напыляемых частиц и подложки [127, 128]. Для ультразвуковой обработки характерна интенсивная деформация поверхности, обеспечивающая выход на поверхность структурных дефектов – дислокаций и границ зерен, что приводит к упрочнению поверхности на 35–40 % [129].

Покрытие, напыленное на подложку с ультразвуковой обработкой, отделяется от подложки по границе раздела «покрытие – основа» частично (Рисунок 3.19).

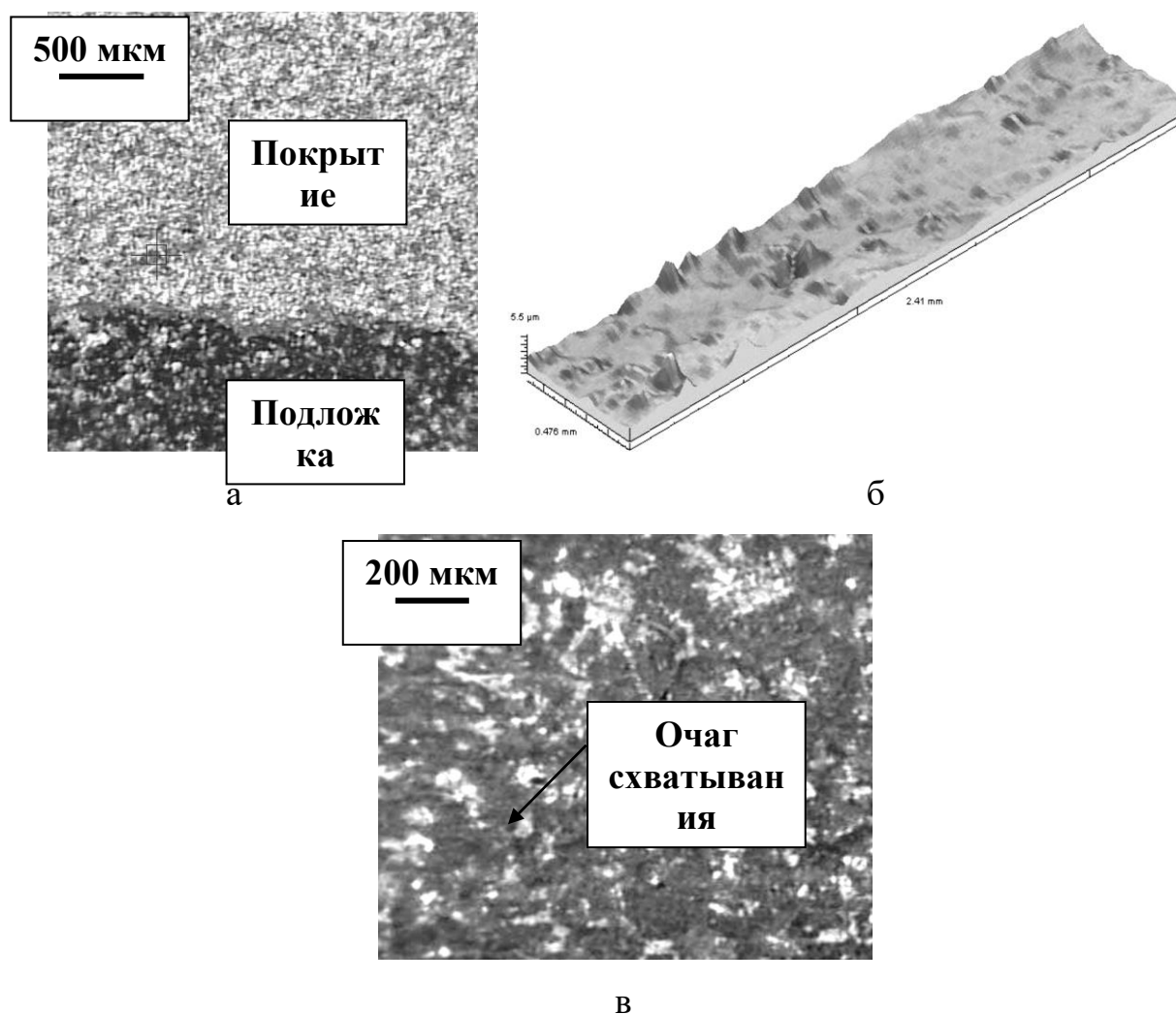


Рисунок 3.19. Оптическое (а), трехмерное (б) и изображение очагов схватывания (в) после отрыва покрытия от поверхности стали 45, предварительно подвергнутой ультразвуковой обработке

На поверхности подложки наблюдается большое количество очагов схватывания. Размер очагов схватывания составляет от 15 до 40 мкм, что меньше размера напыляемой частицы. Расстояние между очагами совпадает с расстоянием между выступами поверхности – около 100 мкм. Площадь очагов схватывания, сформированных из отдельных напыленных частиц, составляет около 5%.

В некоторых местах поверхности наблюдаются агломераты напыленных частиц, удерживаемых группой близко расположенных очагов схватывания. Общая площадь очагов схватывания и не отделившихся агломератов составляет около 40%. В работе А.П. Алхимова [130] описывается, что формирование очагов схватывания в виде агломератов (кластеров) вызывает высокая активность участков поверхности, прилегающих к ранее закрепившейся частице, и одиночно закрепившаяся частица является зародышем образовавшегося агломерата.

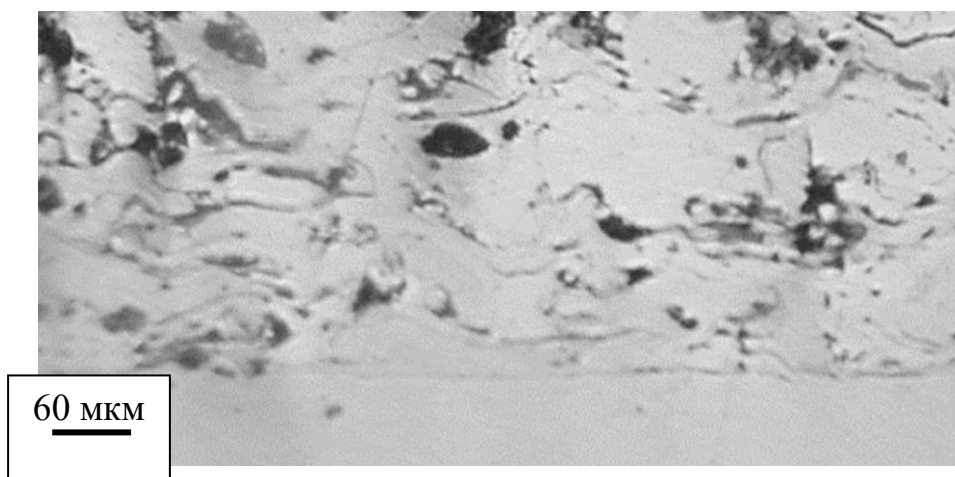
В данном случае высокое значение адгезии покрытия и подложки обеспечено несколькими факторами. Одним из них является формирование на поверхности подложки благоприятной топографии. Наиболее благоприятным для образования прочных покрытий является микрорельеф поверхности подложки в виде плотно расположенных лунок с радиусом профиля, соизмеримым с радиусом напыленных частиц. Для деформирования и растекания напыляемых частиц важен наклон боковых поверхностей выступов микрорельефа поверхности подложки.

Впадина между выступами должна быть широкой с пологими боковыми поверхностями, что дает возможность частице деформироваться в большей степени [131]. Выступы шероховатости при осаждении расплавленных частиц нагреваются и фактически свариваются с кристаллизующимися частицами, формируя очаги схватывания. Это подтверждает фотография подложки в области отрыва покрытия по границе раздела (Рисунок 3.19, в). Порядок расположения очагов схватывания соответствует расстоянию между выступами шероховатости.

Интенсивное химическое взаимодействие напыляемых частиц и материала подложки с ультразвуковой обработкой обеспечивается и другим фактором. За

счет выхода на поверхность подложки большего количества дефектов кристаллического строения появляются упругие искажения кристаллической решетки, которые повышают энергию атомов с этих зонах [132, 133]. Повышению энергии атомов способствует и высокая плотность точечных дефектов, что характерно для поверхности стали после ультразвуковой обработки [134, 135]. В таких условиях напыления активизируется процесс диффузионного массопереноса, обеспечивающий формирование надежной химической связи между напыляемым материалом и материалом подложки [133, 136].

Внешним признаком данного механизма активации является отсутствие контраста на границе раздела «покрытие – основа» (рис. 3.20 *а*). При металлографическом анализе поперечных шлифов покрытия на нетравленном шлифе граница раздела не выявляется. После химического травления основы выявляется граница раздела, повторяющая рельеф подложки, сформированный ультразвуковой обработкой (Рисунок 3.20, б). Разрушение материала при отрыве покрытия происходит несколько выше границы раздела. На рисунке 3.20, в показано строение границы раздела «покрытие – основа после ультразвуковой обработки».



а

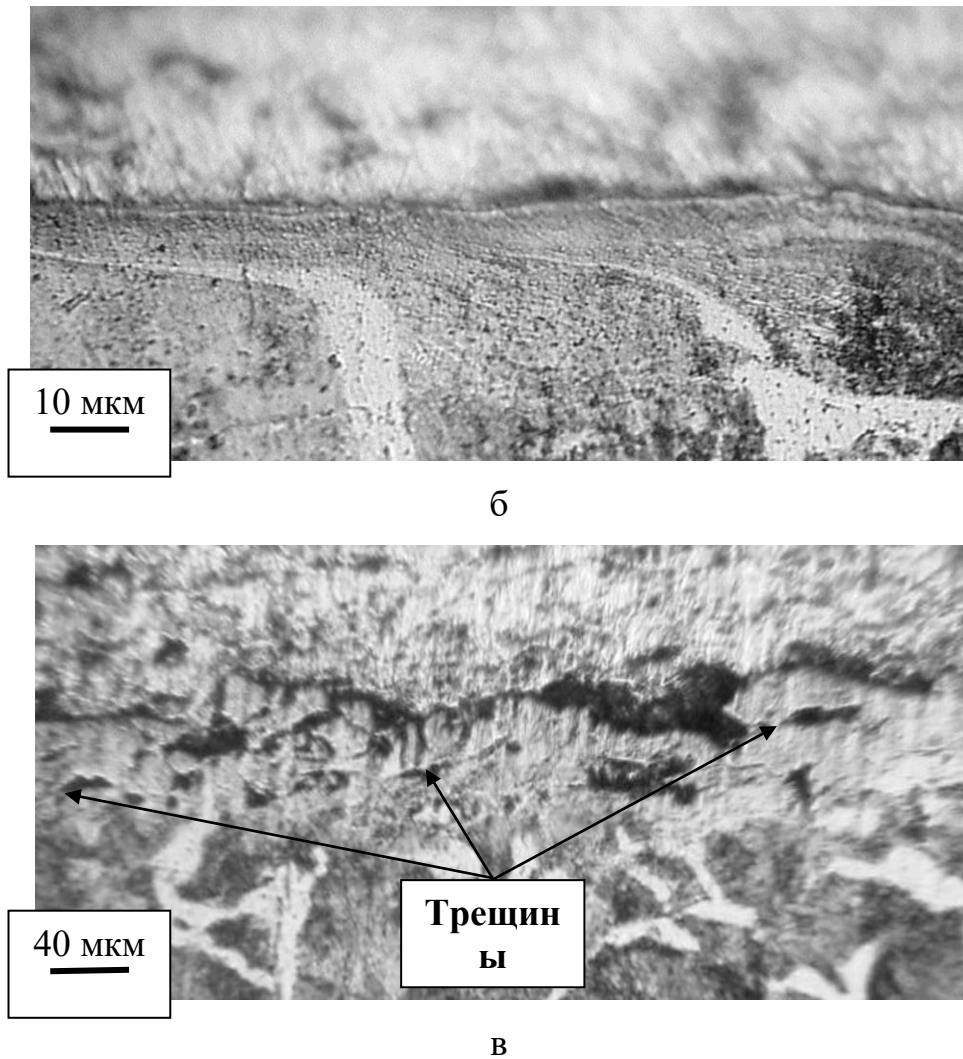


Рисунок 3.20. Микроструктура границы раздела «покрытие – основа после ультразвуковой обработки» после электродуговой металлизации (а, б) и после проведения испытания на отрыв покрытия (в)

Поперечный шлиф был приготовлен после отрыва покрытия из участка образца, где разрушение произошло по материалу покрытия. Так как на нетравленном шлифе граница раздела не выявлялась, было проведено химическое травление стальной подложки. Отрыв покрытия происходит за счет роста трещины по телу покрытия несколько выше границы раздела «покрытие – основа». На поверхности подложки сохраняется тонкий слой напыленного материала, соизмеримый с высотой двух или трех деформированных частиц. Такое строение характерно для зоны с когезионным отрывом покрытия [137].

На возрастание адгезионной прочности, наряду с увеличением площади очагов схватывания влияет и наличие напряженного состояния подложки.

Предварительное создание на поверхности сжимающих напряжений способствует эффективной компенсации растягивающих напряжений покрытия.

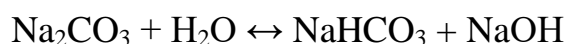
Таким образом, полученные результаты показывают, что наибольшая адгезия покрытия к поверхности подложки наблюдается при ультразвуковой обработке подложки до напыления. Следует признать, что такой метод подготовки отличается технической сложностью и повышает трудоемкость подготовки заготовок к напылению.

По нашему мнению для повышения адгезии покрытия к подложке, а также снижения окисления напыляемых частиц в струе транспортирующего газа эффективным может быть введение флюса в транспортирующую газовую струю.

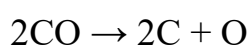
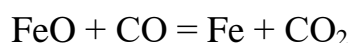
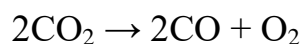
3.6. Аэрозольное флюсование при электродуговой металлизации стали 45

В процессе выполнения исследований было обнаружено существенное влияние окисления при напыляемой поверхности при электродуговой металлизации. Для решения данного вопроса необходимо провести дополнительные исследования и произвести определенную модернизацию установки для электродуговой металлизации.

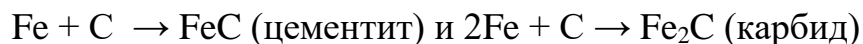
Сущность процесса аэрозольного флюсования (АФ) заключается во введении в факел при электродуговой металлизации аэрозоля, который состоит из раствора различных веществ (солей) в воде. Растворение этих солей сопровождается предварительной их диссоциацией:



При попадании карбоната натрия в высокотемпературную зону дуги и факела частиц напыляемого металла, наблюдается его дальнейшая диссоциация.



При контакте продуктов диссоциации соединений флюса с нагретой до высокой температуры сталью образуются твердые фазы.



В результате реализации карботермического процесса при аэрозольном флюсовании наблюдается упрочнение стали за счет дополнительного ее обогащения углеродом. Для аэрозольного флюсования может быть использован водный раствор алюмогидрида лития (алюмотермический процесс).

Эксперименты по влиянию аэрозольного флюсования проводились с использованием специального устройства – гидродиспергатора. Конструктивно гидродиспергатор выполнен в виде стального цилиндра, внутри которого посредством струи сжатого воздуха измельчается до парообразного состояния водный раствор флюса. Далее протекает в столбе дуги металлатора протекает диссоциация флюса и происходят фазовые превращения.

В процессе выполнения исследований аэрозольного флюсования были применены флюсы, в состав которых входили вещества, растворимые в воде, например бора ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$), борная кислота (H_3BO_3), карбамид (NH_2CON_2), нитрат хрома ($\text{Cr}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$, карбонат ($\text{K}_2\text{CO}_3 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$) и др.

Применение аэрозольного флюса в виде суспензии на основе гидрида лития (LiAlH_4) при электродуговой металлзации стали 45 с применением электродной проволоки 40X13 позволило повысить прочность сцепления покрытия с подложкой до 48–54 МПа, что на 50% превышает значение прочности покрытия, получаемого без применения аэрозольного флюсования.

Наличие во флюсе бороазотоуглеродосодержащих веществ – $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$, $\text{C}(\text{NO})_3$ обеспечивает наиболее высокое значение микротвердости 700...850 HV при использовании электродной проволоки марки 50ХФА.

Металлографические исследования покрытий, полученных электродуговой металлзацией с аэрозольным флюсованием, показали отсутствие дефектов на границе между подложкой и напыленным слоем (Рисунок 3.21).

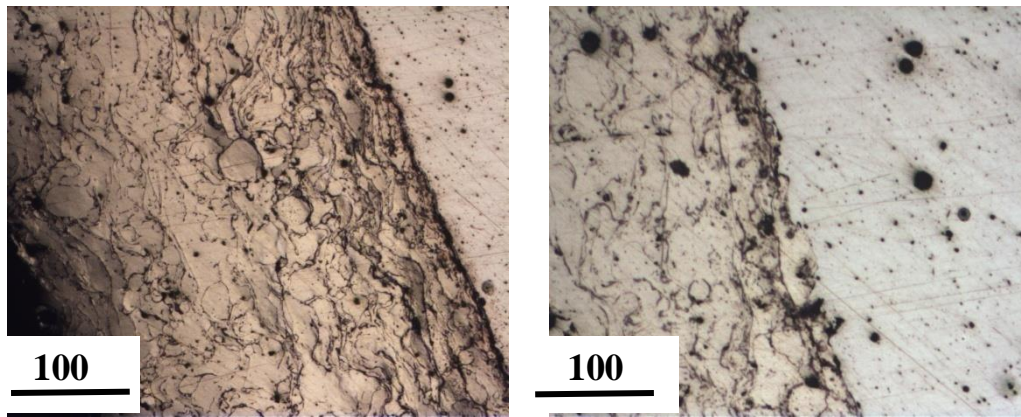


Рисунок 3.21. Микроструктура напыленного покрытия, полученного электродуговой металлизацией с аэрозольным флюсованием (x200)

Результаты механических испытаний показали, что применение аэрозольного флюсования способствует повышению прочности сцепления напыленного слоя с подложкой на 25–52% в зависимости от марки электродной проволоки (Таблица 9).

Таблица 9

Прочность сцепления напыленного слоя с подложкой из стали 45 в зависимости от марки электродной проволоки

Электродная проволока	Прочность сцепления покрытия с подложкой $\sigma_{сц}$, МПа	
	Без аэрозольного флюсования	С аэрозольным флюсованием
12X13	18,5	24,8
12X18Н10Т	17,7	25,7
08ГА	19,2	24,1
20X13	20,4	28,3
40X13	21,1	31,1
50ХФА	19,9	30,3
15ГСТЮЦА	22,8	33,2

Так как при аэрозольном флюсовании в струю транспортирующего газа поступают дополнительные вещества из-за диссоциации компонентов флюса то представляется весьма интересным, как изменяется концентрация этих веществ в поверхностном слое подложки и в примыкающем к нему нижнему слою покрытия. Для этого с помощью сканирующего электронного микроскопа, оснащенного приставкой для определения химического состава, исследовалось содержание элементов по трассе, которая начиналась в глубинных слоях подложки, проходила через границу между подложкой и покрытием и заканчивалась в глубинных слоях (примерно на уровне половины толщины) покрытия (Рисунок 3.22).

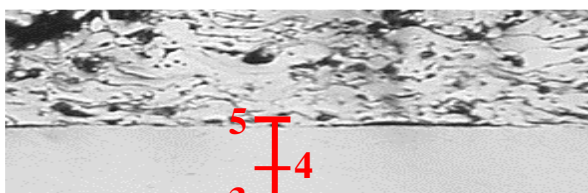


Рисунок 3.22. Области химического анализа покрытия из стали 40X13, напыленного на подложку из стали 45

Результаты исследования содержания легирующих элементов в различных зонах покрытия, полученного с аэрозольным флюсованием с флюсом на основе водного раствора Na_2CO_3 и без флюса представлены в Таблице 10.

Таблица 10

Влияние аэрозольного флюсования на химический состав напыленного покрытия с применением электродной проволоки 40X13

Номер точки замера	Содержание элементов, мас. %					
	Без аэрозольного флюсования			С аэрозольным флюсованием		
	C	Cr	Na	C	Cr	Na
1	0,43	0,14	–	0,43	0,14	–
2	0,44	0,14	–	0,44	0,14	–
3	0,15	6,22	–	0,24	8,12	0,025
4	0,17	11,2	–	0,33	12,5	0,031
5	0,19	11,8	–	0,34	12,1	0,027

Из данных таблицы следует, что при аэрозольном флюсовании наблюдается присутствие натрия как в поверхностном слое подложки, так и в слоях напыленного покрытия, непосредственно прилегающих к поверхности подложки.

Аэрозольное флюсование способствует повышению концентрации углерода в напыленном покрытии с 0,17–0,19 до 0,33–0,34%. Также можно отметить повышение концентрации хрома с 11,2–11,8 до 12,1–12,5%.

Кальцинированная сода Na_2CO_3 разлагается на CO_2 и Na_2O . Углекислый газ, взаимодействуя с углеродом, образует оксид углерода ($\text{CO} + \text{C} \rightarrow 2\text{CO}$). Далее оксид углерода раскисляет оксид железа. Конечно, здесь даны в общем только часть химических реакций, возможных в процессе флюсования с использованием аэрозольного флюса сложного состава. Могут при этом происходить окислительно-восстановительные реакции, например, восстановление железа при окислении олова, выступающего в роли раскислителя. При вводе в факел жидких аэрозольных материалов происходит не только защита металла от окисления, но и легирование металлопокрытия с повышением его физико-механических свойств.

Образование упрочняющих структур за счет получения твердых растворов (карбидов) в результате термодиффузионных процессов [138]:

$(\text{NH}_2)_2\text{CO} \rightarrow (\text{NH}_2)_2 + \text{CO}$ (диссоциация мочевины при ее растворении в воде);

$(\text{NH}_2)_2 \rightarrow 2\text{N} + 2\text{H}_2$ (диссоциация в результате высокой температуры в дуге);

$4\text{Fe} + \text{N} \rightarrow \text{Fe}_4\text{N}$ (образование нитрида железа);

$\text{NaNO}_3 \rightarrow \text{Na} + \text{NO}_3$ (диссоциация в воде натриевой селитры);

$\text{NO}_3 + 2\text{Al} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{N}$.

Далее тот же диффузионный процесс образования нитрида железа:

$4\text{Fe} + \text{N} \rightarrow \text{FeN}_4$;

$\text{BF}_4 \rightarrow \text{B} + 4\text{F}$ (диссоциация в воде);

$4\text{B} + \text{C} \rightarrow \text{B}_4\text{C}$ (образование карбида бора).

При диссоциации мочевины в воде и образовании CO : $2\text{CO} + 8\text{B} \rightarrow \text{B}_4\text{C} + \text{O}_2$ (образование карбида бора) или $\text{CO} + 4\text{B} \rightarrow \text{B}_4\text{C} + \text{O}$.

Расход флюса при аэрозольном флюсовании устанавливался из условия стабильности горения дуги, что является основным показателем нормы подачи флюса. Для разных составов флюсов их расход составляет 5–10 мл/мин.

Концентрация раствора определяется по следующей методике. Сначала подается в дугу и замеряется в течение 1–2 мин диспергированная чистая вода в количестве, не снижающем стабильность горения дуги.

Зная расход воды, добавляется в нее выбранное вещество, например NH_4Cl , в количестве, также не нарушающем горения дуги, так как имеющейся регулировкой в гидродиспергаторе можно дозировать подачу флюса в дугу, не снижая ее стабильность.

Но к доведению раствора к насыщенному состоянию следует прибегать в исключительных случаях, например, при использовании легко ионизирующих веществ, которые легко могут повышать стабильность горения дуги [139].

Учитывая изложенные требования, экспериментально определили концентрацию растворов (флюсов) –15–60 %.

При выполнении экспериментов давление воздуха (0,62 МПа), производительность (12 кг/ч), дистанция металлизации (120 мм) являются величинами постоянными. В качестве переменных величин были выбраны концентрация водных растворов в диапазоне 15–30 г/л и их расход 5–10 мл/мин.

Расход раствора устанавливали по тарированной шкале на дозирующем кране гидродиспергатора.

Обобщенные результаты исследований приведены в Таблице 11.

Таблица 11

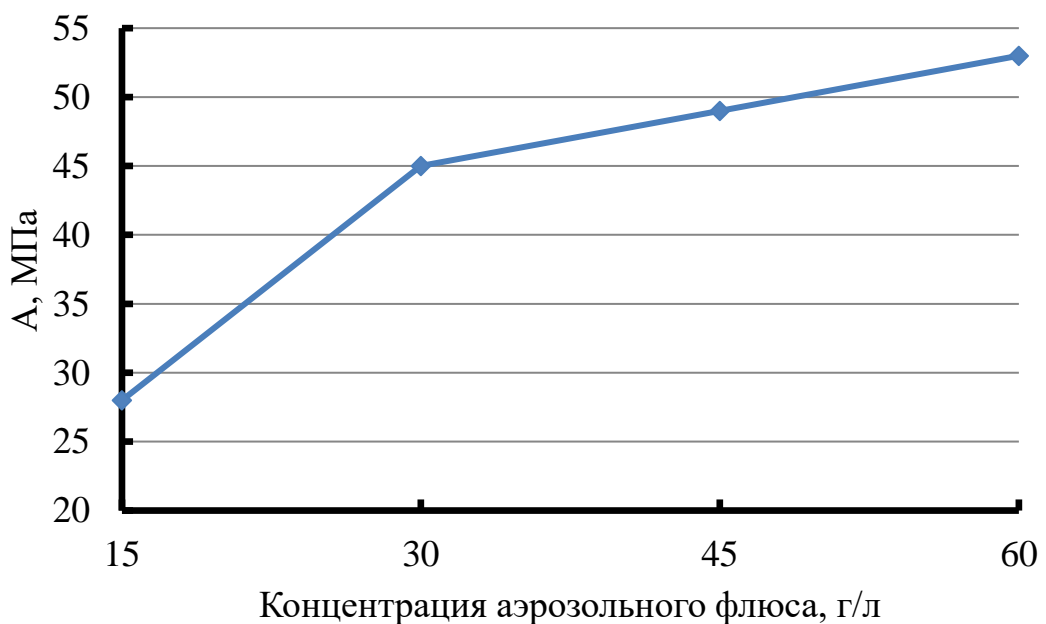
Влияние аэрозольного флюсования с применением карбоната натрия на свойства покрытий

Концентрация флюса г/л	Расход раствора, мл/мин	Адгезия/когезия, МПа	Пористость, %	Микротвердость HV	Относительная износостойкость, %
60	7	54/52	3,8	5600	100
30	7	45/43	4,3	5100	55
15	7	28/34	5,0	3400	35
30	5	38/36	5,8	2700	50
30	7	45/43	4,3	5100	55
30	10	50/40	3,9	5500	80

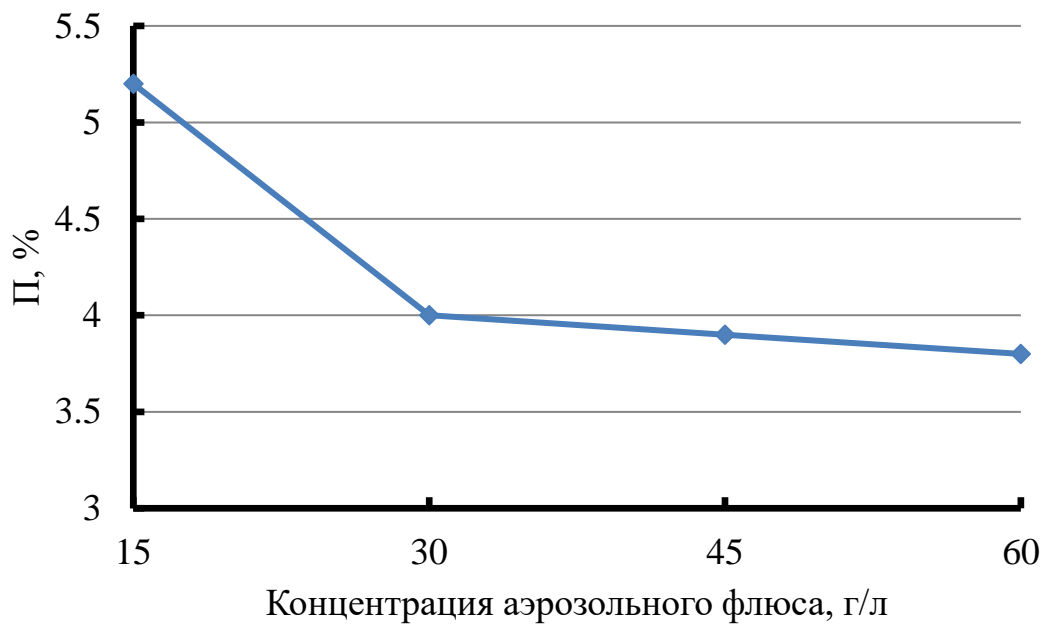
Примечание: Износостойкость покрытия стали 45, нанесенное без флюсования принята за 100%.

Согласно таблице, на свойства покрытия значительное влияние оказывают не только состав флюса, но и концентрация веществ аэрозоля и расход флюса.

С учетом данных таблицы построены зависимости адгезионно-когезионной прочности AK , плотности Π и микротвердости HV от концентрации аэрозоля K (Рисунок 3.23).



а



б



в

Рисунок 3.23. Зависимости адгезионно-когезионной прочности AK (а), плотности $П$ (б) и микротвердости HV (в) металлизационного покрытия от концентрации аэрозоля K

Максимальное значение концентрации флюса составило 60%. При концентрации раствора больше 60% возникает нестабильность работы металлизатора.

Результаты испытаний противозадирных свойств покрытий, полученных с аэрозольным флюсованием, показали, что использование аэрозоля не ухудшает это качество, а в отдельных случаях выше, чем покрытий, нанесенных без аэрозольного флюсования. Улучшение физико-механических свойств покрытий с аэрозольным флюсованием объясняется раскисляющим действием углерода, т. е. в результате карботермического процесса при расплавлении стали в дуге металлатора [140].

Адгезионно-когезионная прочность и микротвердость имеют тенденцию повышения с увеличением концентрации и расхода аэрозоля (K от 15 до 60 г/л и Q от 5 до 10 мл/мин), пористость уменьшается.

Кроме того, аэрозольное флюсование уменьшает окисление распыляемых частиц на пути от сопла металлатора до напыляемой поверхности подложки.

3.7. Воздействие на распыляемый материал при электродуговой металлзации

Воздействие на напыляемый материал возможно следующими способами:

- использование материалов с повышенным теплосодержанием;
- повышение температуры частиц;
- повышение скорости частиц;
- уменьшение оксидной пленки на поверхности частиц.

Использование материалов с повышенным теплосодержанием. В качестве таких материалов наиболее распространены молибден и нихром. В сравнении со сталью у них выше температура плавления и удельное электросопротивление. Это обеспечивает повышение теплосодержания капель распыляемого металла, что приводит к снижению энергии активации взаимодействия.

Аналогичное воздействие оказывает добавление алюминия в состав распыляемого материала, что можно реализовать в порошковых проволоках. В. И. Похмурский с сотрудниками отмечают [141], что этот эффект обеспечивается за

счет тепла экзотермических реакций алюминия с железом и оксидами основных компонентов.

Сравнительные испытания показали, что у покрытий из разработанных порошковых проволок ППМ-6/1 с добавкой в шихту алюминия [142] адгезионная прочность выше, чем у покрытий из нихрома на 10–15 %, и в три раза в сравнении с 08Г2С.

Повышение температуры частиц. Перегрев дает возможность значительно повысить адгезионную прочность в методах газотермического напыления, обеспечивающих избыточное тепловложение в распыляемый материал, например, плазменное напыление.

Например, в случае напыления алюминия на алюминий при перегреве на 900 °С выше точки плавления адгезионная прочность составляет 0,95 от максимальной, тогда как при перегреве на 300 °С – только 0,2 от максимальной [143].

Однако перегрев нежелателен по нескольким причинам:

- Возможно выгорание легирующих элементов и испарение частиц;
- При повышении температуры металла, что характерно для зоны горения дуги, резко, по логарифмической зависимости, интенсифицируется насыщение жидкого металла газами атмосферы. Как показано при анализе кинетики взаимодействия распыляемого металла с кислородом при дуговой металлзации, растворимость кислорода в жидком железе увеличивается примерно в 20 раз, при увеличении его температуры от точки плавления до 2900 К [144]. Это приводит к ухудшению механических свойств покрытий и росту оксидной пленки в конце дистанции напыления при снижении температур частиц до точки плавления.

- Перегрев частиц способствует избыточному тепловложению в покрытие, что обуславливает повышение здесь уровня остаточных напряжений. Это заметно проявляется при сравнении металлзационных покрытий и плазменных из порошков. У первых удельный расход электроэнергии на единицу массы распыляемого металла ниже на порядок [145]. Как следствие, при

металлизационные покрытия без трещин толщиной до 2 мм это обычная практика, а в плазменных покрытиях вероятность растрескивания резко возрастает при толщине покрытия свыше 0,7 мм.

При дуговой металлизации перегрев частиц реализуют путем увеличения тока и напряжения.

Напряжение на дуге при дуговой металлизации сильно влияет на коэффициент использования материала и прочность сцепления. Рост напряжения приводит к увеличению длины дуги, что увеличивает энтальпию капле металла. Это, в свою очередь, приводит к большему развитию химического взаимодействия в контакте «капля – подложка».

Повышение напряжения до 30–32 В увеличивает прочность сцепления на 25–30 % и снижает коэффициент использования металла (КИМ) до 0,65–0,75. Дальнейшее повышение напряжения, незначительно увеличивая прочность сцепления, уменьшает термический КПД дуги.

Отметим, что в ДМ-покрытиях возрастает вероятность растрескивания при повышении напряжения на дуге, вследствие увеличения длины дуги, основного источника тепла.

Повышение тока увеличивает производительность процесса и тепловложение в капли. При этом улучшается физико-химическое взаимодействие «капля – подложка» в момент удара, что приводит к повышению прочности сцепления.

Однако после роста тока выше определенного уровня значение $\sigma_{сц}$ остается постоянным и даже начинает снижаться. Вероятно, идет чрезмерное измельчение срываемых с торцов капле металла, что увеличивает степень окисления капли, что, в свою очередь, ухудшает условия контакта «капля – подложка». Кроме того, избыточное тепловложение повышает вероятность выплеска металла капли при ударе о подложку вместо растекания по ней.

Количественно максимальная прочность сцепления достигается при токе 250 А.

Увеличение теплосодержания капель возможно также при увеличении вылета электродов, реализованного, например, за счет неэлектропроводных вставок в наконечниках [146]. Дополнительное джоулево тепла, выделяющееся в проволоке при прохождении тока, приводит к повышению прочности сцепления на 30–35 % при увеличении вылета с 10 до 40 мм.

Уменьшение оксидной пленки на поверхности частицы. Модель образования оксидной пленки, например, при дуговой металлизации [144], показывает, что для реализации этого способа повышения адгезионной прочности необходимо:

- создание защитной атмосферы, особенно в зоне горения дуги, где в капли поступает, по расчетам, 85–95 % кислорода;
- легирование распыляемого металла элементами-раскислителями;
- обеспечение рациональных размеров распыляемых частиц путем разработки конструкции и технологических режимов.

Расчеты показали, например, что вклад капель фракций 27–75 мкм в поступление кислорода в 1,5–2,5 раза ниже, чем капель больших и меньших размеров.

Повышение скорости частиц. Отмеченные выше недостатки превышения частицами точки плавления обусловили современную тенденцию развития процессов газотермического напыления и электродуговой металлизации направленную на повышение скорости частиц при ограничении их температуры. Кинетическая энергия частиц при ударе обеспечивает их интенсивное деформирование на подложке.

Увеличение скорости транспортировки частиц при электродуговой металлизации приводит (при одинаковых температуре и материале частиц) к снижению теплосодержания отдельной частицы и увеличению степени ее окисления. Эти факторы сокращают время ее кристаллизации, снижают температуру и полноту химического взаимодействия в контакте «частица – подложка».

Увеличение скорости частиц приводит также к росту температуры в контакте «частица – подложка» за счет перехода ее кинетической энергии в тепловую.

Способы увеличения скорости частиц реализуются за счет:

1) увеличения массового расхода транспортирующего газа, то есть увеличения его скорости, давления, плотности, сечения сопла;

2) снижения размера частиц для уменьшения их аэродинамического сопротивления.

Второй способ реализуется при металлизации путем увеличения давления и скорости газа, снижения напряжения на дуге. Отметим, что последнее ограничено порогом, при котором нарушается стабильность процесса отделения капель.

Для увеличения скорости полета напыляемых частиц было решено использовать специальный профиль сечения сопла металлизатора, который обеспечивает рост скорости полета частиц без существенного увеличения расхода транспортирующего газа.

Расплавление электрической дугой металла, диспергирование сжатым воздухом частиц расплавленного металла со сверхзвуковой скоростью на предварительно подготовленную поверхность изделия называется сверхзвуковой электродуговой металлизацией (СЭМ).

Принципиальная схема СЭМ показана на рисунке 3.24. Через два канала непрерывно с одинаковой скоростью подаются две проволоки диаметром 1,6...2,4 мм, между концами которых возбуждается дуга и происходит расплавление проволоки. Расплавленный металл подхватывается сверхзвуковой струей сжатого воздуха, истекающего из сопла металлизатора, диспергируется и переносится на подложку.

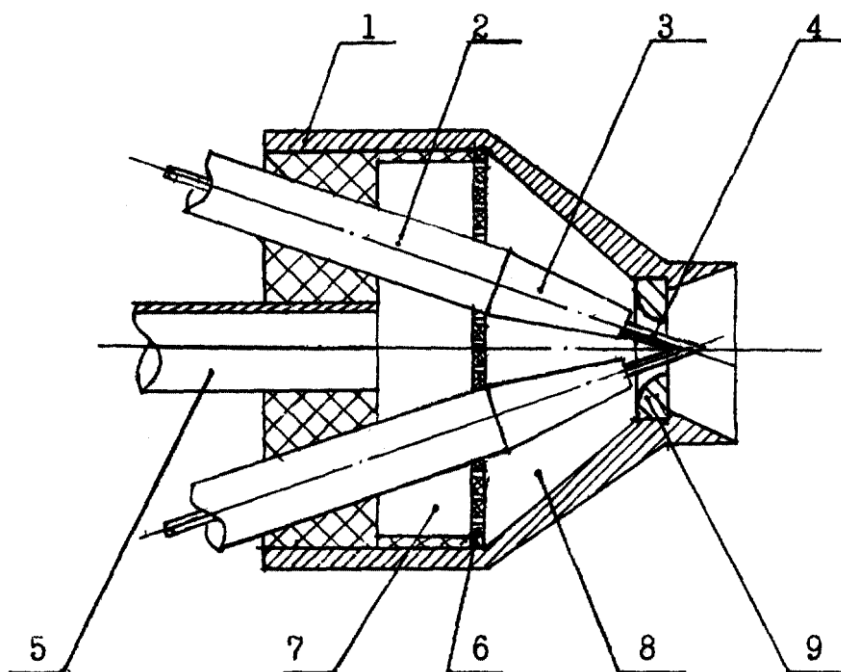


Рисунок 3.24. Схема распылительной головки для сверхзвуковой электродуговой металлизации:

1 – корпус; 2 – проволока (напыляемый материал); 3 – контактная трубка; 4 – электрическая дуга; 5 – патрубок подвода сжатого воздуха; 6 – рассекатель потока воздуха; 7 – газовая камера; 8 – выходная газовая камера; 9 – сверхзвуковое сопло

Диспергирование расплавленного металла осуществляется сжатым воздухом. С целью повышения физико-механических свойств покрытий разработано специальное сверхзвуковое сопло, рассчитанное на давление потока воздуха в интервале 5,5...7 атмосфер и обеспечивающее скорость истечения воздуха 220...520 м/с.

В качестве напыляемого материала использовалась проволока 40X13. Результаты исследований свойств покрытий в зависимости от скорости истечения воздуха из распылительной головки приведены в Таблице 12.

Таблица 12

Зависимость свойств покрытий от скорости истечения газового транспортирующего потока (проволока 40X13)

Свойства покрытия	Скорость истечения транспортирующего газа из сопла, м/с				
	135	220	355	460	520
Твердость, HRC	48,6	50,9	53,1	52,4	51,3
Адгезия, МПа	38,2	43,8	46,3	49,9	47,2
Пористость, %	6,2	5,5	3,7	2,6	2,5
Средний размер частиц, мкм	90–95	78–85	45–58	25–44	12–18

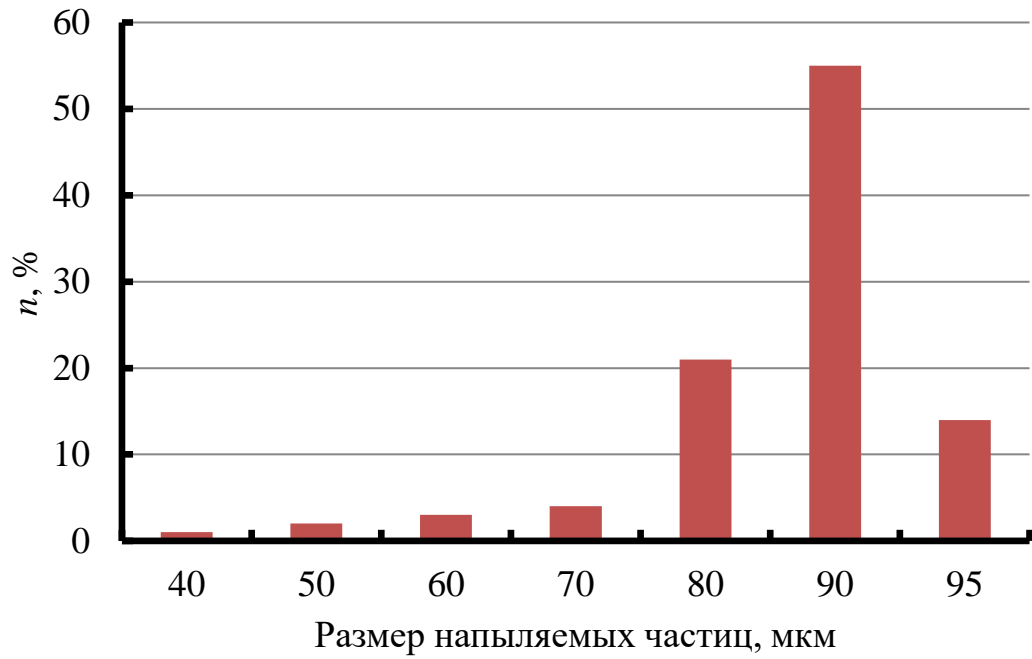
Как следует из Таблицы 12, адгезия покрытия с увеличением скорости истечения воздуха (следовательно, и скорости истечения металлизационной струи), повышается, а пористость покрытия снижается.

При истечении воздуха с дозвуковой скоростью размер расплавленных частиц в среднем составляет 90–95 мкм. С ростом скорости истечения воздуха до 520 м/с размер частиц на 90% находится в пределах 12–18 мкм.

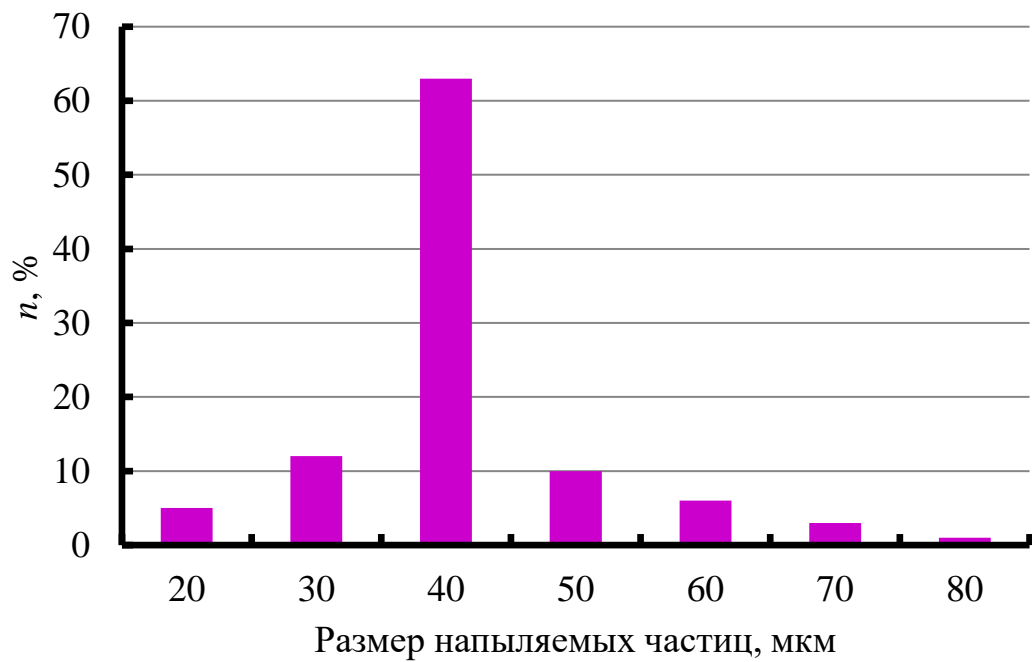
Для определения особенностей взаимодействия напыляемых частиц с подложкой, необходимо оценить размер и температуру напыляемых частиц.

Фракционный состав частиц проволоки после распыления в калориметр определяли с помощью прибора 028 М. Электродуговую металлизацию осуществляли при обычном и сверхзвуковом истечении транспортирующего газа.

Установлено, что исходный фракционный состав при обычной металлизации и фракционный состав распыленных в калориметр частиц проволоки 40X13 при дозвуковой металлизации (Рисунок 3.25, а) практически состоит из частиц размером 80, 90 и 95 мкм.



а



б

Рисунок 3.25. Фракционный состав частиц проволоки 40X13, распыленных в калориметр:

а – скорость истечения потока 135 м/с; б – скорость истечения потока 460 м/с

После распыления в калориметр с дозвуковой металлизацией основная массовая доля приходится на частицы размером 80–95 мкм, а частицы размером менее 70 мкм составляют в потоке около 10 % по массе.

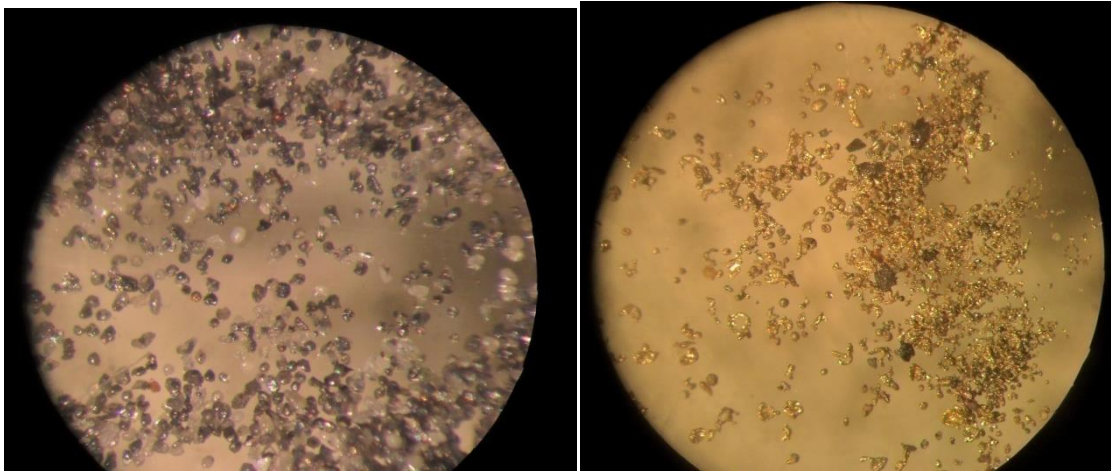
В случае сверхзвуковой металлизации (скорость транспортирующего потока 520 м/с) массовая доля частиц проволоки 40X13 размером 40 мкм уменьшилась примерно в 60 раз, в то время как массовая доля частиц размером более 50 мкм уменьшилась в 9,5 раза.

Как следует из полученных данных, покрытие формируется из фракций меньшего размера по сравнению с вариантом дозвуковой металлизации. Это объясняется тем, что перегретые более крупные частицы, находящиеся в потоке транспортирующего газа в неравновесном состоянии, при соударении друг с другом, а также при ударе о подложку диспергируют на более мелкие. Частицы проволоки, переносимые в парообразном состоянии, при конденсации также образуют мелкую фракцию.

Более крупные частицы имеют неправильную форму с частично оплавленными краями, по-видимому, это связано с их неполным расплавлением за короткое время пребывания в дуговом промежутке и последующей деформацией при ударе (Рисунок 3.26, *а*), что нашло подтверждение ранее в работе [105]. Частицы размером 50 мкм расплавились полностью и приобрели наиболее энергетически выгодную форму – сферическую. То же относится и к самой мелкой фракции, которая была перенесена в парообразном состоянии и, сконденсировавшись, образовала мелкие шарики материала.

При сверхзвуковой металлизации можно отметить существенный сдвиг размера частиц в воздушном потоке в сторону более мелких фракций (рисунок 3.26, *б*).

Полученные результаты позволяют заключить, что в процессе взаимодействия с дуговым промежутком и струей транспортирующего газа происходит диспергирование частиц проволоки 40X13, так что напыленный слой формируется почти на 85–90% из фракций размером 20–50 мкм и менее, причем доля частиц с размером менее 50 мкм составляет 75–80%.

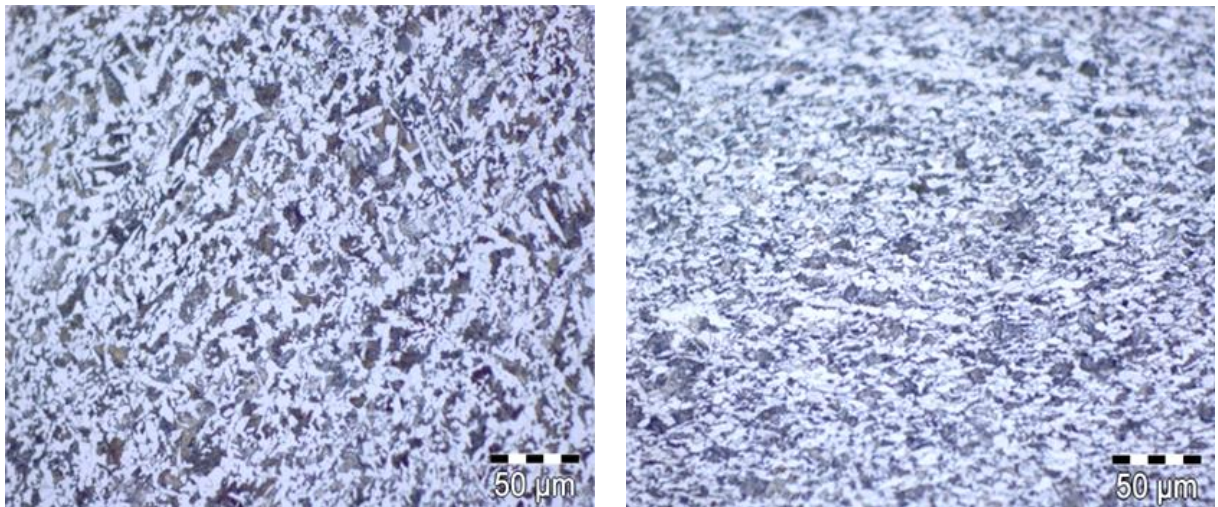


а

б

Рисунок 3.26. Внешний вид частиц проволоки 40X13, распыленных в калориметр при дозвуковой (а) и сверхзвуковой (б) скорости металлизации

Микроструктура покрытия претерпевает значительные изменения при увеличении скорости полета частиц в транспортирующем газовом потоке (Рисунок 3.27).



а

б

Рисунок 3.27. Микроструктура напыленного покрытия при скорости транспортирующего газового потока 135 м/с (а) и 520 м/с (б)

Из данных микроструктурного анализа (рисунок 3.27) можно видеть, что при дозвуковых скоростях истечения воздуха микроструктура покрытия крупнозернистая, с большим количеством пор. Отмечаются частицы сферической формы, которые напор воздуха не разбил на мелкие, и которые из-за низкой

скорости полета, успели остыть до их столкновения с напыляемой поверхностью. Большинство частиц вытянутой, деформированной формы.

По мере увеличения скорости истечения воздуха, покрытия имеют все более тонкую микроструктуру и количество пор уменьшается. Глобулярных частиц в микроструктуре не обнаружено. Все частицы подверглись значительной пластической деформации при уменьшении исходного размера частиц. По всей толщине покрытия частицы имеют равномерную структуру, что говорит о стабильности процесса. Переходная зона плотная, без дефектов.

Результаты анализа фазового состава показали, что в покрытии на границе раздела наблюдается присутствие оксида кремния.

Установлено высокое растворение в частицах железа легирующих элементов. Выявлено наличие сложных шпинелей. Наличие в покрытии сложных оксидов и шпинелей позволяет получить более равномерную структуру и, соответственно, более равномерное покрытие.

В сочетании с аэрозольным флюсованием повышение скорости истечения транспортирующего газа из сопла металлизатора позволяет уменьшить средний размер напыляемых частиц и защитить их поверхность и поверхность подложки от окисления в процессе металлизации. В комплексе эти меры позволяют повысить физико-механические свойства напыленных покрытий.

3.8. Влияние марки электродной проволоки на износостойкость напыленного покрытия

Метод испытаний на износостойкость основан на действующей методике сравнительной оценки триботехнических характеристик (линейный и весовой износ, коэффициент трения, интенсивность изнашивания) испытываемых образцов при трении без смазки.

Были проведены два вида испытаний обработанных образцов в условиях сухого трения. В первом случае испытания по схеме "шарик–диск" (Рисунок 3.28) проводились на высокотемпературном трибометре CSM-Instruments SA ТНТ.

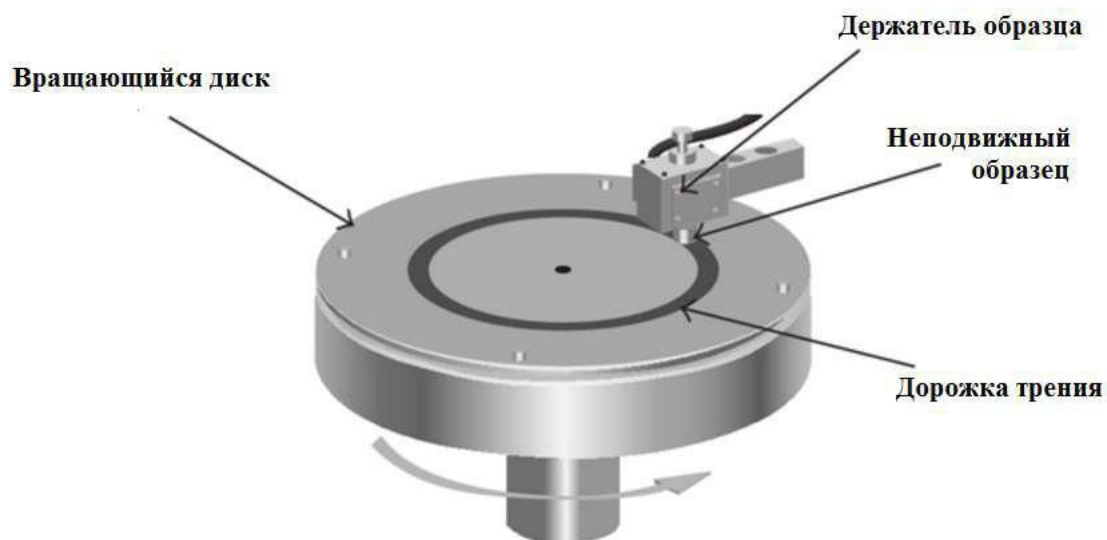


Рисунок 3.28. Схема испытаний на трение без смазки на высокотемпературном трибометре CSM-Instruments SA ТНТ

В качестве контртела использовались шарики из конструкционной подшипниковой стали ШХ15 диаметром 6,0 мм с $HRC = 62$ ед., а в качестве исследуемого образца диск из стали 45 с напыленным покрытием диаметром 50,0 мм.

Режим испытаний: удельная нагрузка 8 МПа при осевом усилии $P_{\max} = 750$ Н. Скорость вращения шпинделя $n = 250$ об/мин.

Полученные результаты испытаний (Рисунок 3.29) показывают, что в условиях трения без смазки наиболее высокой износостойкостью обладают образцы, напыленные проволоками 40X13 и 50XФА [75, 76]. В Таблице 13 приведены данные по интенсивности изнашивания и коэффициенте трения покрытий, полученных с различными электродными проволоками.

С учетом полученных ранее результатов по влиянию марки электродной проволоки на прочность сцепления покрытия с подложкой и твердости напыленного покрытия, в качестве электродной проволоки для восстановления коленчатых валов электродуговой металлизацией можно рекомендовать проволоку 40X13.

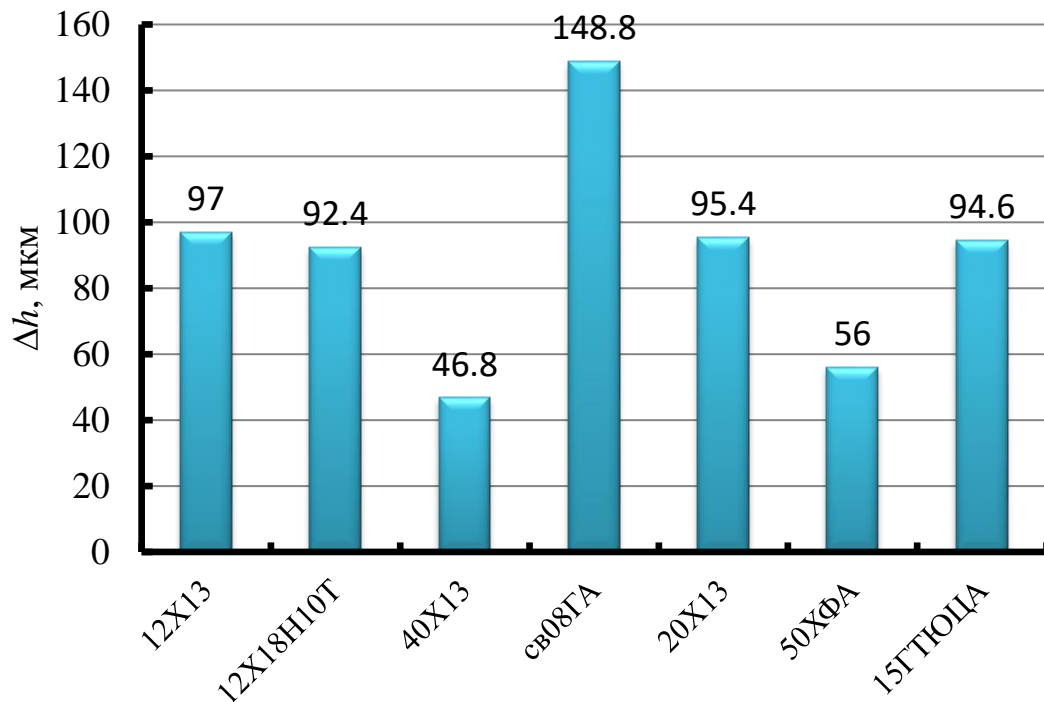


Рисунок 3.29. Линейный износ покрытий на стали 45, напыленных с различными электродными проволоками

Таблица 13

Коэффициент трения и интенсивность изнашивания покрытий, напыленных различными электродными проволоками на сталь 45

Электродная проволока	Коэффициент трения f	Интенсивность изнашивания J , мм/км
12X13	0,10–0,11	0,0442
12X18H10T	0,08–0,10	0,0418
40X13	0,06–0,08	0,0216
Св08ГА	0,12–0,15	0,0676
20X13	0,09–0,10	0,0432
50ХФА	0,06–0,08	0,0254
15ГТЮЦА	0,10–0,13	0,0428

Выводы к главе 3

1. Металлографические исследования показали, что покрытие при электродуговой металлизации представляет собой слоистый материал, сформированный деформированными частицами, соединенными по контактными поверхностям между собой и с подложкой. Покрытие полученное при электродуговой металлизации имеет высокую пористость и низкую адгезию; наблюдается местное отслоение покрытия от подложки, а также образование трещин в слое покрытия.

2. Установлено, что в процессе металлизации наблюдаются потери легирующих элементов электродной проволоки, особенно углерода и хрома. Причем потери углерода возрастают с ростом исходного его содержания в электродной проволоке.

3. В зависимости от химического состава электродной проволоки уровень открытой пористости варьируется в диапазоне 5,56–19,71%.

4. Под действием теплового потока напыляемых частиц наблюдается отжиг поверхности подложки из стали 45 на глубину до 0,4 мм от поверхности. Увеличение количества проходов до пяти при напылении покрытия требуемой толщины приводит к дальнейшему увеличению толщины зоны с пониженной микротвердостью до 0,50–0,55 мм.

5. Из исследованных марок электродных проволок наиболее высокие значения прочности сцепления с подложкой на уровне 20,4–22,8 МПа показали проволоки 20X13, 40X13 и 15ГТЮЦА.

6. Прочность сцепления покрытия с подложкой в большой степени зависит от технологии подготовки поверхности подложки к металлизации. Из исследованных способов подготовки поверхности подложки наиболее эффективным является зачистка абразивными кругами.

7. Прочность сцепления напыленного слоя с подложкой снижается при окислении подложки и поверхности напыляемых частиц. Для устранения влияния окисления предложено аэрозольное флюсование с введением в

транспортирующий газовый поток и дуговой промежуток флюса в виде водного раствора Na_2CO_3 с концентрацией 30–60 г/л и расходом 5–10 мл/мин.

8. Применение аэрозольного флюсования водным раствором Na_2CO_3 позволяет увеличить прочность сцепления покрытия с подложкой на 25–52% при снижении уровня открытой пористости до 3,9–5,8%.

9. Увеличение скорости транспортирующего газового потока со 155 до 355–520 м/с способствует уменьшению размера напыляемых частиц до 30–60 мкм и увеличение прочности сцепления покрытия с подложкой до 50,5–53,1 МПа при открытой пористости 2,5–3,7%.

10. По результатам трибологических испытаний для напыления покрытия на сталь 45 можно рекомендовать электродную проволоку 40X13 при скорости транспортирующего газового потока 355–460 м/с в сочетании с аэрозольным флюсованием.

Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ

4.1. Моделирование процесса ионной имплантации с помощью пакета программ для классической молекулярной динамики

В настоящее время моделирование процесса ионной имплантации металлических мишеней ионами металлов осуществляется на основе нескольких пакетов программ.

В ряде работ моделирование процесса ионной имплантации было выполнено на основе пакета SRIM [147–149]. К достоинствам упомянутого программного пакета следует отнести удобный интерфейс пользователя, встроенную базу данных по параметрам ионов и материалов, возможность провести расчет электронной тормозной способности любой комбинации имплантируемого иона и облучаемого материала.

В тоже время данный пакет программ не учитывает кристаллическое строение облучаемого материала, что серьезно ограничивает в ряде случаев полезность применения данного программного продукта.

Наиболее отличительной чертой программного пакета SRIM (TRIM) является наличие алгоритма расчета угла рассеяния на основании специальной "магической" формулы. Отдельно следует упомянуть, что такая "магическая" формула применима для весьма ограниченного числа потенциалов ионно-атомного взаимодействия. Такая ситуация кардинальным образом ограничивает ее использование для расчета прикладных задач [150].

Авторы работы [151] применяют специальный набор инструментов для моделирования процесса прохождения элементарных частиц через кристаллическое вещество (GEANT4) на основе применения принципа Монте-Карло [152]. Существенным отличием программного продукта GEANT4 является возможность пользователя вносить свои правки в исходный код, который определяет все основополагающие моменты симуляции процесса имплантации.

Следует отметить, что у пакета программ GEANT4 имеется серьезный недостаток, который заключается в невозможности учета образования дефектов в структуре мишени под влиянием ионной имплантации.

Авторы работы [153] для моделирования процесса ионной имплантации применили пакет программ для классической молекулярной динамики, который носит название LAMMPS. При разработке упомянутого пакета программ была учтена возможность его использования для осуществления масштабных расчетов. Пакет распространяется по лицензии GPL и доступен в виде исходных кодов.

Можно выделить основные особенности пакета программ LAMMPS [154]:

- поддержка большинства известных двухчастичных и многочастичных действующих в течение короткого времени потенциалов межатомного взаимодействия;
- в системах, в которых присутствует кулоновское взаимодействие, для расчета сил реакции атомов могут быть использованы методы Эвальда и PPPM;
- при расчетах действующих короткое время сил нужно учесть всех соседей частицы (иона), для чего применяются специальные списки;
- на системах, основанных на применении нескольких параллельно работающих процессоров производится пространственная декомпозиция расчетов;
- программный пакет LAMMPS можно настроить для запуска в однопроцессорном режиме;
- выгрузку конфигураций атомов можно производить как в текстовый, так и в бинарный файлы;
- имеются возможности анализа конфигурации атомов в процессе расчетов;
- параллельные расчеты можно проводить использованием технологии CUDA.

В то же время следует учитывать, что графические процессоры можно применять только ограниченно для потенциалов Леннард–Джонса и Кулона.

Пакет программ LAMMPS позволяет решать уравнение Ньютона для обширной коллекции атомов, молекул и макроскопических частиц, взаимодействие которых осуществляется с помощью сил краткосрочной и долгосрочной дальности при различных начальных и граничных условиях. [155]

Для поддержания высокой эффективности пакета программ LAMMPS применяется специальный список соседних атомов для сохранения треков близлежащих частиц. Указанные списки оптимизированы для систем с частицами, которые отталкиваются друг от друга на коротких расстояниях взаимодействия при наличии граничного условия, что локальная плотность таких частиц не становится слишком высокой.

При выполнении расчетов на параллельных процессорах программный пакет LAMMPS применяет методы пространственного разложения для дробления домена моделирования ионной имплантации на небольшие 3D поддомены, относящиеся каждый к своему процессору. При этом процессоры, осуществляющие параллельные расчеты осуществляют общение между собой и обмен информацией об атомах, которые находятся в соседних поддоменах. Поэтому программный пакет LAMMPS следует считать наиболее эффективным для систем, частицы которых заполняют 3D параллелепипед с примерно одинаковой плотностью.

Поэтому программный пакет LAMMPS видится весьма перспективным и удобным для моделирования процесса ионной имплантации в металлических мишенях. Пакет LAMMPS позволит помимо моделирования распределения внедряемой примеси и расчета пробега ионов, позволит выполнить моделирование процесса образования радиационных дефектов, их расположения в облучаемой мишени и их дальнейшее развитие.

По своей сущности ионная имплантация представляет собой процесс внедрения одного вещества (примеси) в другое вещество (мишень) посредством облучения ее поверхности потоком ускоренных ионов. При бомбардировке поверхности мишени ускоренными ионами в результате множественных столкновений атомов мишени с налетающими атомами примеси происходит

выбивание атомов из узлов решетки и возникают радиационные дефекты и изменяются свойства материала мишени.

Практически все известные методы исследования ионной имплантации основаны на послойном разрушении мишени в процессе изучения. Осуществление компьютерного моделирования позволит избежать разрушения мишени.

В настоящее время одним из весьма перспективных методов моделирования процесса ионной имплантации следует признать метод молекулярной динамики. Данный метод позволяет получить микроскопическую динамику, которая подчинена ландшафту свободной энергии системы и межатомных взаимодействий. В данном методе применяются классические физические законы движения частиц для определения координат и момента частиц.

Для численного интегрирования динамических уравнений используются схемы конечно-разностной аппроксимации. Широко используется скоростной алгоритм Верле второго порядка точности. [156]

В данном разделе диссертационной работы рассматривается компьютерное моделирование процесса ионной имплантации с использованием пакета программ LAMMPS.

На первом этапе моделирования приводится алгоритм настройки среды и подготовки входного файла для проведения моделирования. Проводиться анализ наличия точечных дефектов кристаллической структуры для комбинации ион-мишень: Cu-Fe с использованием алгоритма основанного на использовании ячеек Вигнера-Зейтца.

Получаются графики профиля распределения примеси и распределения точечных дефектов по глубине мишени. Для описания межатомных взаимодействий был выбран потенциал EAM. Моделирование проводилось для материала идеальной структуры. В качестве такого материала было выбрано кристаллическое железо, свободное от примесей.

В Таблице 14 представлены условия, для которых проводилось компьютерное моделирование и строились файлы входных данных.

Условия компьютерного эксперимента

Система ион–мишень: Cu–Fe	
Энергия облучающих атомов, keV	
5	7
Размер ячейки моделирования, Å: 85.98x85.98x1433.0	
Число итераций	
8500	10500
Число налетающих атомов: 2000	
Температура, К: 300	
Скорости налетающих атомов, Å/picosecond	
430	508,7
Файл межатомного потенциала [157]: FeCuNi.eam.alloy	

Методика проведения компьютерного моделирования процесса ионной имплантации заключается в следующем:

- выбор платформы для проведения моделирования;
- установка программного обеспечения;
- сборка программного пакета;
- создание файла со входными данными;
- запуск моделирования;
- анализ результатов выгрузки;

Выбор платформы для проведения моделирования методом молекулярной динамики необходимо проводить с учетом объемов вычислений и простоту в распараллеливании. Удачным вариантом будет использование сервера с графическими картами с технологией CUDA/openCL, либо кластера из нескольких (более двух) машин для проведения моделирования с использованием технологии MPI. Кроме того, на машинах должно быть достаточное количество оперативной памяти, в которой будут храниться данные о частицах системы.

Вычисления проводились с использованием технологии MPI. Мощностей машины оказалось достаточно для моделирования сравнительно небольших мишеней (размер мишени по длине, ширине и высоте всего по несколько ангстрем, общее число атомов в системе порядка четырех миллионов частиц).

Установка программного обеспечения для проведения моделирования включает в себя установку пакета программ для классической молекулярной динамики LAMMPS [154] подходящей версии (использовалась версия от 31.03.2017), установку библиотеки Vorono++ [158], для проведения анализа структуры материала, установку дополнительных системных библиотек, установку визуализатора и анализатора данных для атомистической симуляции.

Сборка программного пакета LAMMPS под конкретную платформу заключается в формировании make-файла и сборке. В самом LAMMPS уже есть стандартные готовые make-файлы (находящиеся в src/MAKE/MASHINES) для разных типов систем и имеющегося оборудования, но в каждом конкретном случае могут потребоваться дополнительные изменения со стороны пользователя. После составления make-файла необходимо включить пакеты, которые понадобятся при моделировании в сборку. Если необходимо использовать технологии CUDA/openCL и MPI, то для них придется скорректировать и запустить дополнительные make-файлы, прежде чем собрать сам LAMMPS. Пакеты могут быть стандартными, созданными и поддерживаемыми разработчиками LAMMPS, и пользовательскими, созданными пользователями пакета молекулярной динамики. Между пакетами могут быть зависимости, что стоит учитывать при сборке. Однако, не существует зависимости никаких стандартных пакетов от пользовательских.

Как следствие, можно создать сборку только со стандартными пакетами и, в зависимости от задачи, использовать или не использовать пользовательские. Чтобы включить пакет в сборку, необходимо выполнить `make yes-[имя пакета]`, чтобы исключить соответственно `make no-[имя пакета]`,. Можно включить/выключить все пакеты разом: `make yes/no-all`. Статус пакетов (добавлен в сборку или нет) можно посмотреть командой `make package-status`.

В данной работе для проведения моделирования использовались следующие пакеты: стандартные – ASPHERE, BODY, CLASS2, COLLOID, COMPRESS, CORESHELL, DIPOLE, GRANULAR, MISC, MOLECULE, MPIO, OPT, PERI, PYTHON, QEQ, REPLICA, RIGID, SHOCK, SNAP, SRD, VORONOI. Пользовательские пакеты не использовались. Особо стоит отметить пакет VORONOI, необходимый для проведения анализа кристаллической структуры с использованием диаграммы Воронова. Для его корректной работы необходимо скачать библиотеку Vorono++ в виде архива с официального сайта распаковать его, собрать библиотеку с помощью make внутри распакованной директории (voro++-0.4.6), положить всю директорию с собранной библиотекой в /lib/voronoi и сделать здесь же две мягкие ссылки следующими командами `ln -s voro++-0.4.6/src includelink` и `ln -s voro++-0.4.6/src liblink`. После этого можно включать пакет VORONOI в сборку и собирать с ним LAMMPS. Для сборки с MPI необходимо перед сборкой LAMPPS собрать MPI пакет с помощью `make mpi`, затем `make [имя машины]`. Для данного моделирования команда выглядела следующим образом `make -j2 mac_mpi`. Дополнительно, для сборки потребовалась установка интегрированной среды разработки программного обеспечения Xcode и библиотеки FFTW.

Запуск осуществляется командой `mpirun-mp 4 ~/local/bin/lmp_mac_mpi < implantation.impl`, где `mpirun-mp 4` говорит, что необходимо использовать MPI с четырьмя процессами, а `~/local/bin/lmp_mac_mpi < implantation.impl` указывает на путь к исполняемому файлу LAMMPS, полученному после сборки и путь к файлу со входными данными. Для macOS необходимо дополнительно перед запуском выполнить `export TMPDIR=/tmp`, чтобы сделать имя TMPDIR короче.

Структура файла входных данных устроена следующим образом:

- команды очистки формата и установка размерности области моделирования (2D или 3D);

- команда установки типа частиц, отражающего единицы всех величин, указанных во входном скрипте и файле данных, используется в самом начале

входного скрипта, и может принимать одно из нескольких значений - lj, real, metal, si, cgs, electron, micro, nano;

– команды установки способа расчета третьего закона Ньютона для парных и валентных взаимодействий между атомами, либо независимо на каждом используемом процессоре, либо с обменом данными между ними, т. е. если на несколько процессоров попала одна и та же частица, то в первом случае расчет для нее будет проводиться независимо на каждом из них, а во втором - только на одном, а затем данные отправятся на остальные процессоры, где есть такая же частица;

– команды установки типа границ области моделирования, в частности, установка их периодичности (если граница периодическая, то вылетающий из нее атом появляется с противоположной стороны ячейки, если атом вылетает за непериодическую границу – он удаляется из области моделирования);

– команды установки типа атомов, предполагающие определение атрибутов связанных с атомами;

– команды установки определения структуры решетки для мишени;

– команды создания мишени и начального расположения атомов примеси;

– команды определения межатомного потенциала взаимодействия;

– команды задания частоты перестроения списков соседей;

– команды задания скоростей и фиксов (compute, fix), производящих перерасчет заданных характеристик для определенной группы атомов таких как, например, вычисление кинетической энергии, построение диаграммы Воронова для кристаллической решетки;

– команды определяющие параметры выгрузки данных о моделируемых частицах.

С целью осуществления анализа количества дефектов и распределения внедренной примеси по глубине мишени осуществлялась выгрузка линейных координат (x, y, z) атомов на строго определенных шагах алгоритма вычислений. Параллельно осуществляли дополнительный расчет наличия точечных дефектов в виде вакансий и включений на основе диаграммы Воронова .

Выгрузку осуществляли четырех типов. Первые три типа выгрузки выполнялись в сходном формате. Такой тип выгрузки включает общее число частиц (всех типов атомов, участвующих в процессе имплантации), общий коэффициент масштабирования, три вектора глобальной ячейки моделирования, массу атома, его химический символ, основные и дополнительные параметры (координаты, масштабированные по размеру ячейки, энергию, идентификаторы и т.п.).

Четвертый тип выгрузки предназначен для данных о результатах построения разбиения Воронова и анализа количества атомов в каждой получившейся области.

Результат представляется в виде таблицы, состоящей из трех колонок. В первой колонке отражается идентификатор атома, во второй колонке – количество атомов в ячейке, которое формируется при начальном разбиении, на нулевом шаге моделирования, в текущий момент времени. В третьей колонке отражается количество атомов в ячейке, в ее настоящем положении в текущий момент времени в процессе облучения потоком ускоренных ионов.

Анализ выгрузки и построение графиков после завершения всего полного цикла моделирования проводится с помощью скрипта на языке программирования Python.

Первой задачей моделирования ионной имплантации был анализ распределения атомов по глубине мишени в зависимости от энергии, с которой они бомбардируют мишень. Для этого использовались файлы выгрузки данных об атомах на конечном этапе моделирования.

Скрипт получает на вход dump-файл для имплантируемого вещества, проходит по нему и составляет структуру-словарь, ключами которого являются идентификатор атома, а значением – структура-словарь с масштабированными по размеру области моделирования координатами x , y , z .

Следующим шагом производится преобразование координат в нанометры (\AA) и вычисление расстояния, пройденного от поверхности мишени (глубины проникания) путем вычитания координаты z из размера мишени. Затем, вся

мишень разбивается на слои толщиной по несколько нанометров и для каждого атома определяется в каком слое он оказался на основании вычисленной глубины проникания в мишень. После этого строится график с использованием библиотеки `matplotlib`.

Второй задачей моделирования являлось построение распределения точечных дефектов, вакансий и включений, по глубине мишени. Для этого использовались `dump`-файлы для материала мишени на начальном, нулевом, и конечном шаге моделирования. Нахождение вакансий и включений, данные о которых содержатся в `dump`-файле происходит с помощью построения решетки Вигнера-Зейтца. В пакете LAMMPS это реализует “`compute voronoi/atom occupation`”.

Скрипт считывает данные из `dump`-файла с дефектами, составляются два списка идентификаторов атомов, отдельно для вакансий и включений. Для вакансий, выбираются идентификаторы атомов у которых в первом столбце стоял 0. Для включений, выбираются идентификаторы атомов у которых значение во втором столбце было строго больше 1. Для атомов из начального и конечного `dump`-файла составляется структуры-словари, содержащие в качестве ключей идентификаторы атомов, в качестве значений – структуру-словарь с масштабированными по размеру области моделирования координатами x , y , z . Происходит преобразование координат в нанометры (\AA).

Затем, для вакансий, из атомов начальной конфигурации выбираются только те, чей идентификатор есть в списке идентификаторов вакансий, для включений из конечной конфигурации выбираются те атомы, идентификаторы которых есть в списке включений. Мишень разбивается на слои толщиной по несколько нанометров (ангстрем), для всех отобранных атомов определяется их принадлежность к определенному слою мишени и строятся графики распределения вакансий и включений по глубине мишени.

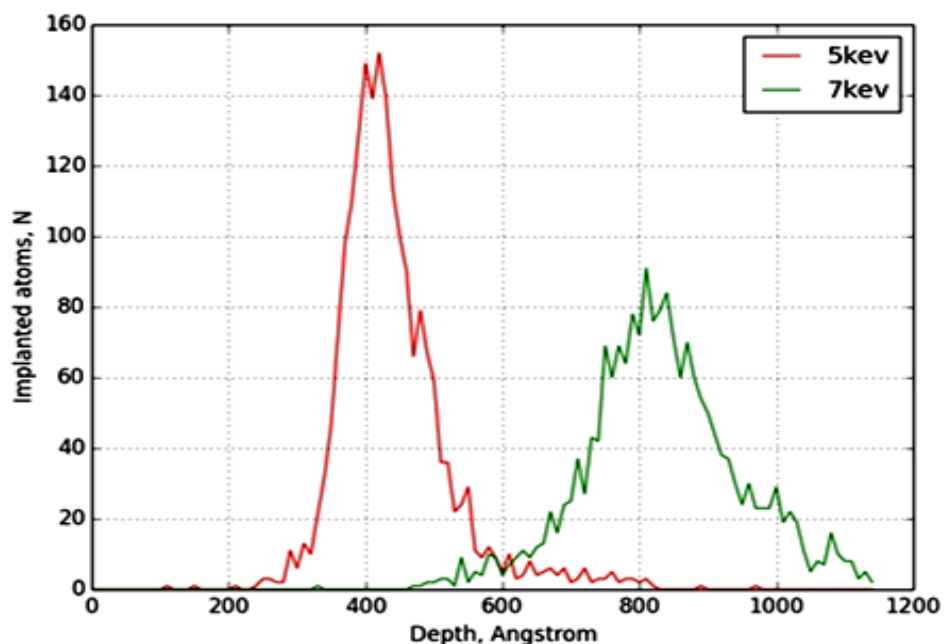
В Таблице 15 представлены расчетные количества вакансий и включений в мишени из железа после осуществления ионной имплантации.

**Количество вакансий и включений в мишени из железа после
проведения ионной имплантации**

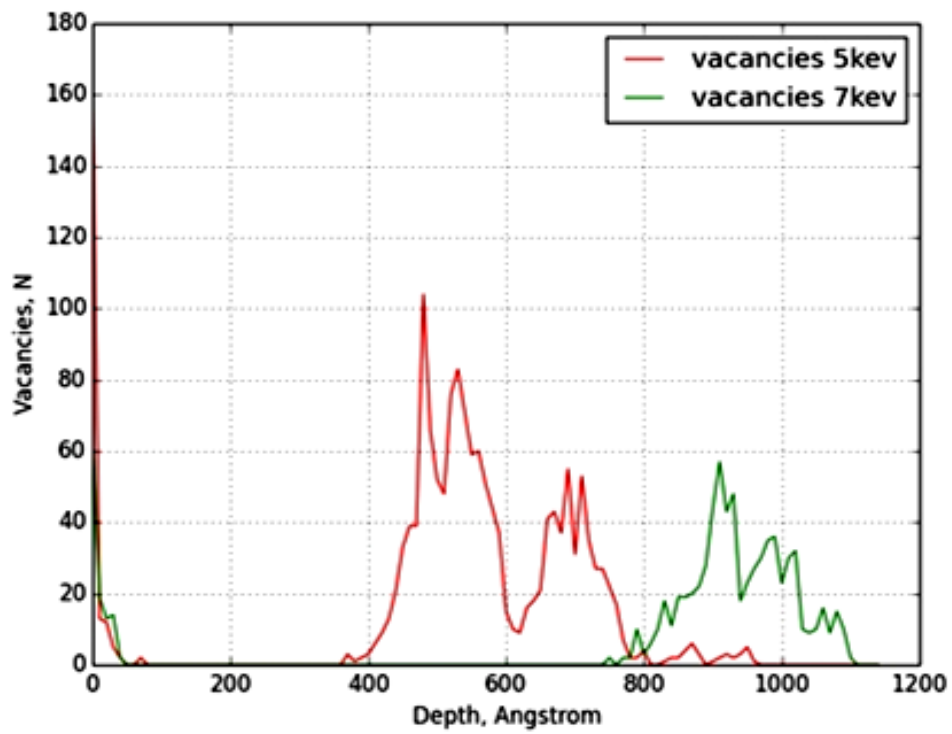
Объект вычислений	Система ион-мишень: Cu-Fe	
	Энергия облучающих атомов, keV	
	5	7
вакансии	1658	822
включения	5925	3950

Было проведено моделирование процесса ионной имплантации для комбинации ион-мишень Cu-Fe. Энергии имплантируемых атомов меди были равны 5keV и 7keV. На рисунке 4.1 приведены графики распределения внедренной примеси меди в мишени из железа.

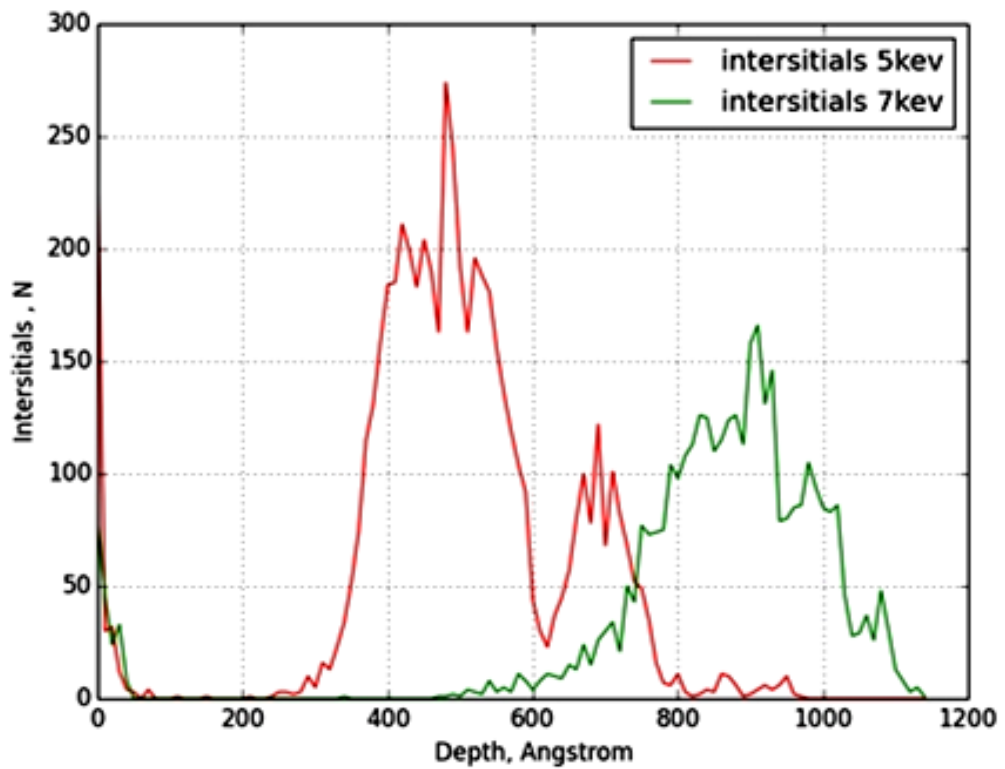
В результате моделирования (Рисунок 4.1) отмечено, что при увеличении энергии бомбардирующих атомов меди максимум концентрации примеси смещается вглубь мишени и становится более растянутым. Максимумы концентрации вакансий и включений при увеличении энергии бомбардирующих атомов также смещаются вглубь мишени. Стоит отметить, что они находятся глубже чем, максимумы концентрации примеси в обоих случаях.



а



б



в

Рисунок 4.1. Распределение по глубине мишени из железа:
а – атомов меди; б – вакансий; в – включений

Чтобы провести компьютерное моделирование процесса ионной имплантации с помощью пакета для классической молекулярной динамики LAMMPS необходимо выбрать оборудование исходя из предполагаемых объемов задачи, настроить программное обеспечение и сформировать входной файл с учетом участвующих в моделировании элементов. Для анализа результатов может потребоваться дополнительно написание кода.

4.2. Результаты экспериментального исследования глубины проникания ионов при имплантации стали 45 и напыленного покрытия

С помощью Оже-спектрометрии и метода вторичной ионной масс-спектрометрии исследована глубина проникания ионов меди, титана и свинца при имплантации в сталь 45 и слой газотермического покрытия на основе электродной проволоки 50ХФА. Исследования проводились при значениях флюенса имплантации 10^{17} , $5 \cdot 10^{17}$ и 10^{18} см^{-2} .

Получены экспериментальные зависимости интенсивности вторичных ионов (I , ед.сч./с) от глубины ионно-легированного слоя (h , нм).

При имплантации стали 45 ионами меди с флюенсом 10^{17} см^{-2} наблюдается пик концентрации меди на уровне 50–60 нм от облучаемой поверхности (Рисунок 4.2).

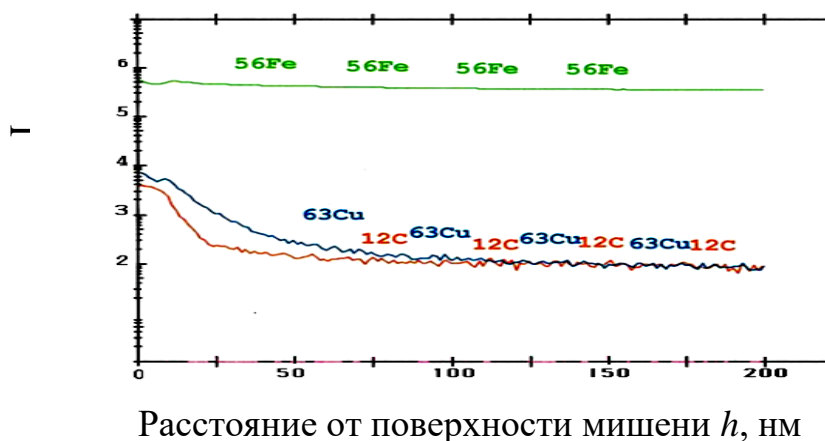
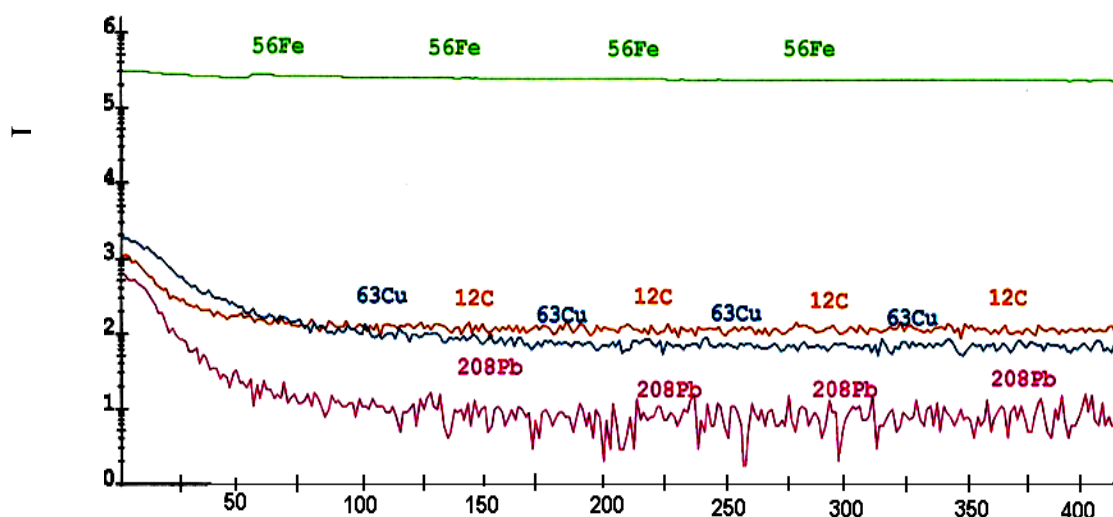


Рисунок 4.2. Распределение ионов меди, железа и углерода в ионно-легированном слое стали 45 после имплантации с флюенсом 10^{17} см^{-2}

На глубине 50 нм от поверхности образца интенсивность ионов составляет $2,5 \times 10^2$ ион/с, тогда, как на поверхности наблюдается 7×10^3 ион/с. В интервале глубины 100...200 нм значительного изменения распределения ионов меди не происходит. На глубине от поверхности мишени более 250 нм присутствия ионов меди практически не наблюдается.

При совместной имплантации ионов меди и свинца в составе монотектического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$ наблюдается увеличение проникания ионов этих элементов в два раза (Рисунок 4.3). Максимальное насыщение имплантируемых элементов приходится на поверхность и снижается по глубине до 50 нм. На глубине от 50 нм до 450 нм слой равномерно насыщен медью. Концентрация углерода одного порядка с концентрацией меди. Концентрация свинца на этой глубине значительно ниже концентрации меди и нестабильна.



Расстояние от поверхности мишени h , нм

Рисунок 4.3. Распределение ионов меди, железа, углерода и свинца в ионно-легированном слое стали 45 после имплантации с флюенсом 10^{17} см⁻² при использовании катода из сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$

Полученные результаты показывают, что при имплантации стали 45 ионами свинца и меди при использовании в качестве материала катода монотектического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$ наблюдается существенное увеличение глубины проникания имплантируемых элементов. По-видимому, это явление связано с формированием большого количества радиационных дефектов в мишени. По этим дефектам

происходит проникновение в металл мишени ионов меди на большую глубину по сравнению с вариантом имплантации только ионами меди при одинаковом значении флюенса имплантации.

Следующая серия экспериментов включала в себя имплантацию ионов титана и сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$ с варьированием величины флюенса имплантации. С помощью Оже-спектрометрии определяли положение максимума концентрации имплантируемых элементов, значение этой максимальной концентрации и толщину ионно-лугированного слоя. Имплантации подвергались образцы из стали 45, стали 50ХФА и образцы покрытия, полученного на стали 45 в результате электродуговой металлизации с применением электродной проволоки из стали 50ХФА.

Выбор сорта ионов титана и монотектического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$ был сделан на основе анализа результатов работ по влиянию ионной имплантации на трибологические свойства стали 30ХГСН2А [77, 84, 87–90, 92, 95–102].

Результаты выполненных исследований представлены в Таблице 16.

Анализ данных, приведенных в Таблице 16 показывает, что увеличение флюенса имплантации способствует увеличению толщины ионно-легированного слоя. При этом толщина ионно-легированного слоя как при имплантации титана, так и при имплантации ионов сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$, увеличивается.

Можно отметить, что толщина ионно-легированного слоя при имплантации слоя газотермического покрытия на основе стали 50ХФА на 28–45% превосходит толщину ионно-лугированного слоя при имплантации компактных сталей 45 и 50ХФА.

Также с увеличением значения флюенса имплантации можно отметить смещение положения пика максимальной концентрации внедряемой примеси вглубь материала облучаемой мишени.

Наблюдается увеличение максимальной концентрации внедряемой примеси с ростом значения флюенса имплантации. Хотя абсолютные значения максимальной концентрации имплантируемых ионов зависят также от сорта имплантируемой примеси.

Также можно отметить тот факт, что при одинаковых значениях флюенса имплантации толщина ионно-легированного слоя и положение максимумов концентрации внедряемой примеси при облучении потоком ускоренных ионов материала катода имплантера в виде монотектического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$ будут превосходить значения аналогичных показателей при имплантации ионами титана.

Поэтому можно заключить, что имплантации двух сортов ионов является более эффективной мерой для увеличения глубины их проникания в материал мишени и толщины ионно-легированного слоя.

Таблица 16

Влияние флюенса имплантации и сорта имплантируемых ионов на параметры ионно-легированного слоя

Флюенс, см^{-2}	Параметры ионно- легированного слоя	Имплантация титаном			Имплантация ионами монотектического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$		
		Сталь 45	Сталь 50ХФА	Покрытие 50ХФА	Сталь 45	Сталь 50ХФА	Покрытие 50ХФА
10^{17}	Толщина ионно- легированного слоя, нм	180	160	230	220	200	285
	Положение максимума концентрации внедряемой примеси, нм	45	30	75	50	35	80
	Максимальная концентрация внедряемой примеси, ат. %	13	17	25	Cu 12 Pb 15	9 13	15 21

Таблица 16 (продолжение)							
5•10 ¹⁷	Толщина ионно-легированного слоя, нм	320	280	430	360	310	570
	Положение максимума концентрации внедряемой примеси, нм	65	55	90	65	45	105
	Максимальная концентрация внедряемой примеси, ат. %	18	21	32	Cu 16	15	22
					Pb 18	16	25
	10 ¹⁸	Толщина ионно-легированного слоя, нм	440	360	615	580	500
Положение максимума концентрации внедряемой примеси, нм		80	70	110	80	60	120
Максимальная концентрация внедряемой примеси, ат. %		23	27	38	Cu 16	15	22
					Pb 18	16	25

Для обоснования выбора варианта имплантации напыленного покрытия на стали 45 была проведена серия экспериментов по облучению исследуемых образцов ионами титана, меди и свинца. В качестве критерия оценки было выбрано изменение топологии поверхности, которое определялось с помощью электронной микроскопии.

На Рисунке 4.4,*a* представлена микрофотография слоя покрытия на стали 45 после механической обработки (шлифование).

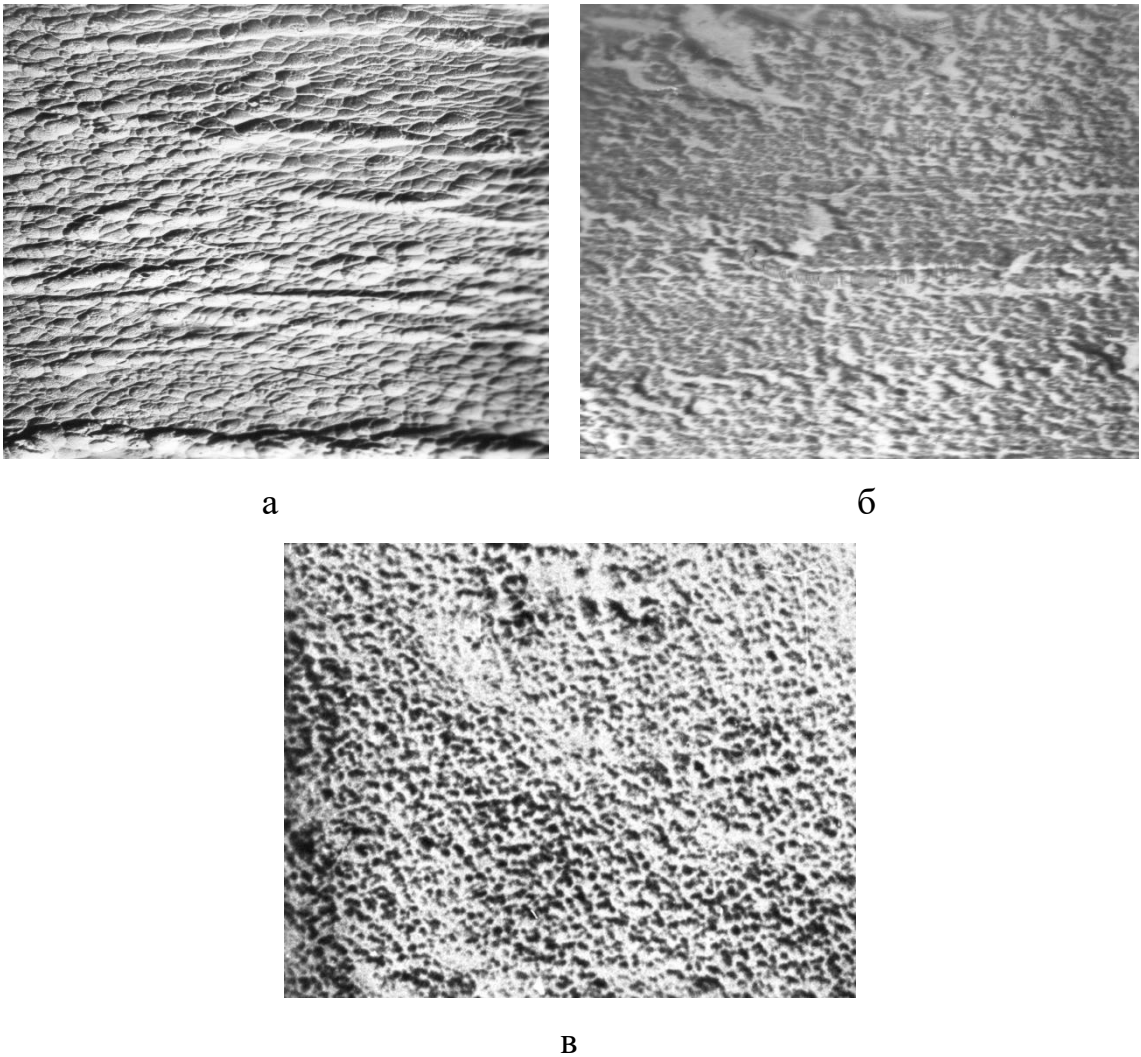


Рисунок 4.4. Микрофотографии поверхности образцов стали с покрытием из стали 50ХФА при различных вариантах обработки (х3000):
 а – покрытие после шлифования абразивным кругом; б – покрытие после имплантации титаном; в – покрытие после имплантации ионами монотектического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$. Флюенс имплантации $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$.

При имплантации ионов титана на поверхности образца покрытия появляются каплеобразные образования (Рисунок 4.4, б).

Совместная имплантация ионов меди и свинца (Рисунок 4.4, в) инициирует образование поверхности образца в виде системы отдельных микрофрагментов размером 1,2–1,4 мкм. Границы зерен становятся слабо выраженными. Оценка среднего размера зерна дала величину порядка 2,3 мкм.

Были сняты профилограммы поверхности покрытия на стали 45 после шлифования и имплантации различными сортами ионов с флюенсом $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$.

Обработка профилограммы для определения класса чистоты поверхности производится по методике, изложенной в ГОСТе 2789–73.

Высота микровыступов на образце стали 45 с покрытием из стали 50ХФА после шлифовки находится в пределах от 0,1 до 0,8 мкм, угол заострения в основании 170–175° и радиус закругления вершин в направлении шлифования 80–250 мкм, а в поперечном направлении 60–600 мкм.

После имплантирования ионов меди и свинца микрогеометрия поверхности стали 45 с напыленным слоем покрытия существенно меняется. Средняя высота неровностей достигает уже 0,5–1,8 мкм. Геометрические характеристики поверхности образцов стали 45 с покрытием после ионной имплантации представлены в Таблице 17.

Таблица 17

Геометрические характеристики поверхности образцов стали 45 с напыленным покрытием после ионной имплантации

Состояние образца	R_a , мкм	R_z , мкм	Радиус выступов r , мкм
Покрытие после шлифования	0,04–0,085	0,2–0,8	100–800
Покрытие после имплантации титаном	0,2–0,35	0,5–1,8	150–500
Покрытие после имплантации ионами меди и свинца	0,08–0,2	0,4–1,2	140–600

Имплантация титана сопровождается формированием на поверхности образца микровыступов в форме бороздок с высотой 3–6,5 мкм с углом заострения в основании 140–150° и радиусом закругления вершин в направлении шлифования 60–140 мкм.

Наиболее низкая шероховатость поверхности наблюдается у образцов после совместной имплантации меди и свинца с использованием в качестве материала катода имплантера монотектического сплава 64Cu–36Pb.

4.3. Микроструктура ионно-легированного слоя покрытия, напыленного на сталь 45 после ионной имплантации титаном

Для исследования с помощью просвечивающего электронного микроскопа изготовление фольг осуществлялось при помощи фокусированного ионного пучка (FIB) на оборудовании FEI Quanta 3D FEG, с разрешением 5 нм. Перпендикулярно поверхности вырезался клин $8 \times 8 \times 0,1$ мкм, который извлекался с помощью манипулятора на медную подложку с микро держателем. Извлеченный образец приваривался платиновым ионным пучком к микро держателю. Медный полудиск имел диаметр 3 мм.

Структуру и фазовый состав ионно-легированного слоя напыленного покрытия исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии на приборе Tescan G2 20, фирмы FEI, US при 200 кВ с катодом из гексаборида лантана, имеющем разрешение 0,19 нм.

Общая структура клина, вырезанного из поверхности покрытия на стали 45, имплантированной ионами титана, представлена на рисунке 4.5. На приведенной фотографии достаточно легко проявляются слои с различной структурой.

Как видно на Рисунке 4.5 в результате имплантации ионами титана в поверхностном слое покрытия стали 45 формируется сложная многослойная структура, состоящая из нескольких хорошо различающихся зон.

Первая зона, расположенная ближе к поверхности образца, имеет толщину порядка 0,55–0,78 мкм и характеризуется высокой степенью фрагментации структуры.

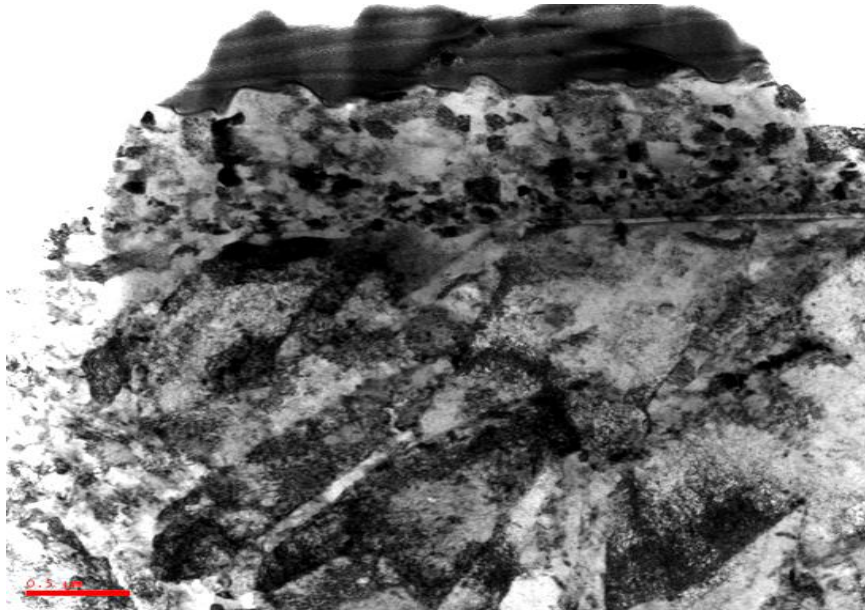
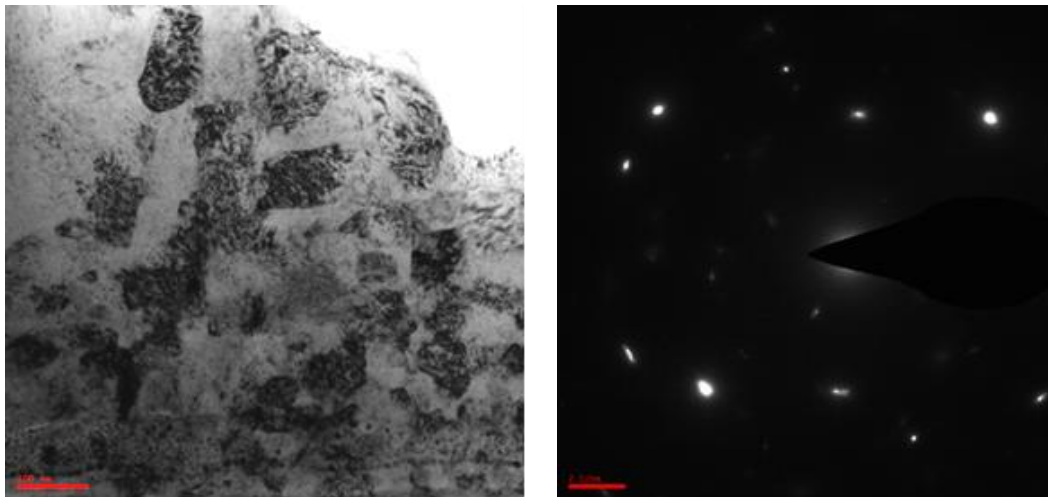


Рисунок 4.5. Микроструктура поверхностного слоя покрытия на стали 45 после имплантации ионами титана (масштабная линейка = 0,5 мкм)

В структуре наблюдаются отдельные кластеры и по сорбционному контрасту можно сказать, что возможно они содержат титан, что подтверждается данными электронограмм (Рисунок 4.6, б), полученных с этих участков.



а

б

Рисунок 4.6. Микроструктура первой зоны (а) и картина микродифракции в этой зоне (б) (масштабная линейка = 100 нм)

Вторая зона обращает на себя внимание наличием в ионно-легированном слое светлой полосы, толщиной 22–45 нм и имеющей довольно протяженные размеры, проходящей параллельно поверхности (Рисунок 4.7).

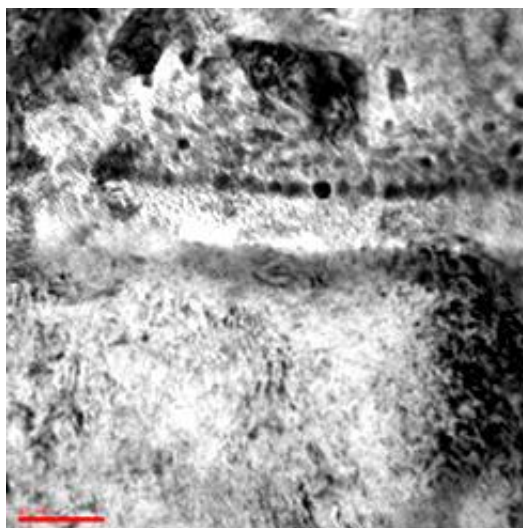


Рисунок 4.7. Светлая полоса в пределах второй зоны ионно-легированного слоя покрытия на стали 45 (масштабная линейка 50 нм)

На снимках высокого разрешения, снятого со светлой полосы, видно, что данная зона имеет мелкокристаллическую структуру с присутствием небольшого объема (8–10%) аморфной составляющей.

Из анализа дифракционных картин можно сделать вывод, что светлая полоса – область с повышенной концентрацией титана. Судя по большому количеству линий, лежащих в интервале межплоскостных расстояний 0,278 – 0,633 нм можно предположить, что образуются промежуточные неравновесные фазы по типу молекулярных соединений.

Большой интерес представляют округлые частицы с размером в интервале 5–10 нм (Рисунок 4.9). По сорбционному контрасту можно сделать заключение, что в них входят в основном железо и титан. Интерметаллидные соединения в пределах ионно-легированного слоя, по-видимому, имеют состав $TiFe$ и $TiFe_2$. Отмеченные интерметаллидные соединения отличаются повышенной твердостью, что благоприятно сказывается на износостойкости облученных мишеней.

Третья зона представляет собой кристаллы пакетно-пластинчатого (речного) мартенсита (Рисунок 4.9, *а*), с развитой дислокационной структурой. При этом дислокации распределены неравномерно, встречаются места с большой скалярной плотностью дислокаций (Рисунок 4.9, *б*).

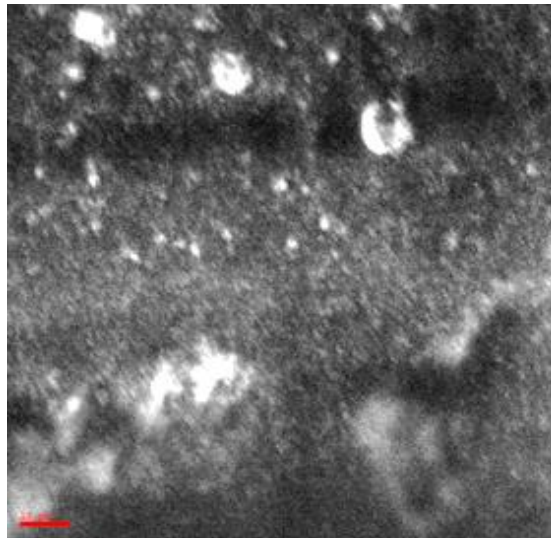


Рисунок 4.8. Микроструктура зоны со светлой полосой (масштабная линейка 10 нм)

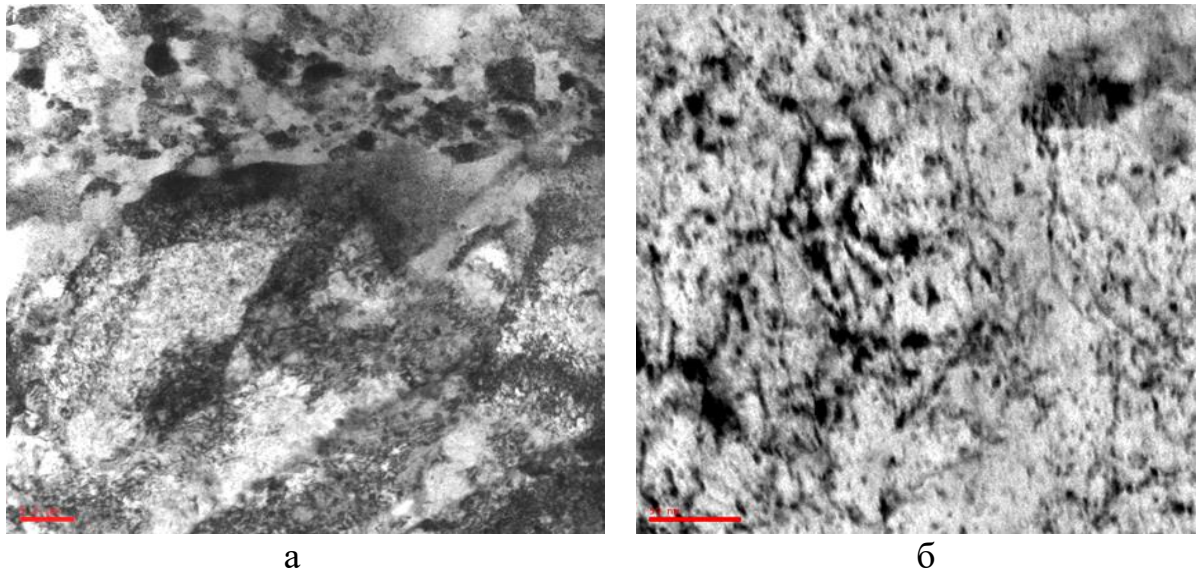


Рисунок 4.9. Микроструктура третьей зоны (а, масштабная линейка 0,2 мкм) и дислокационная структура в данной зоне (б, масштабная линейка 50 нм)

Анализ структуры ионно-легированного слоя позволяет заключить, что в результате имплантации поверхности напыленного слоя стали 45 ионами титана в тонком поверхностном слое происходят значительные концентрационные изменения, связанные с фрагментацией структуры и наноструктурированием, с образованием кластеров из внедряемой примеси и интерметаллидных соединений.

При этом влияние имплантации распространяется на значительную глубину, вызывая изменения дислокационной структуры приповерхностного

слоя непосредственно под ионно-легированным. Это может быть связано с генерацией дислокаций в поверхностном слое и их движением под действием внутренних механических напряжений, источником которых являются внедренные атомы имплантируемой примеси.

Результаты исследований изменения дислокационной структуры мишени в подслое, который расположен непосредственно под ионно-легированным слоем показали, что ионная имплантация атомов титана вызывает эволюцию дислокационной структуры напыленного слоя покрытия на основе стали 50ХФА.

Ионная имплантация приводит к существенному росту скалярной плотности дислокаций в поверхностном слое мишени из напыленного слоя покрытия на основе стали 50ХФА. В исходном состоянии скалярная плотность дислокаций находилась на уровне $3,9 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Облучение мишени ионами титана с флюенсом $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ приводит к росту скалярной плотности дислокаций до $6,4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Постепенное увеличение флюенса облучения до $5 \cdot 10^{17}$ и $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ вызывает рост скалярной плотности дислокаций до $9,2 \cdot 10^9$ и $1,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, соответственно.

Помимо роста скалярной плотности дислокаций наблюдается образование дислокационных субструктур. При этом характер дислокационных субструктур претерпевает эволюцию от хаотических скоплений до клубковых формирований.

Исследования также показали, что отмечается изменение как величины скалярной плотности дислокаций, так и характера дислокационных субструктур по мере смещения от поверхности вглубь облученной мишени. На рисунке 4.10 показано изменение дислокационной структуры с увеличением расстояния от поверхности напыленного слоя покрытия, имплантированного ионами титана.

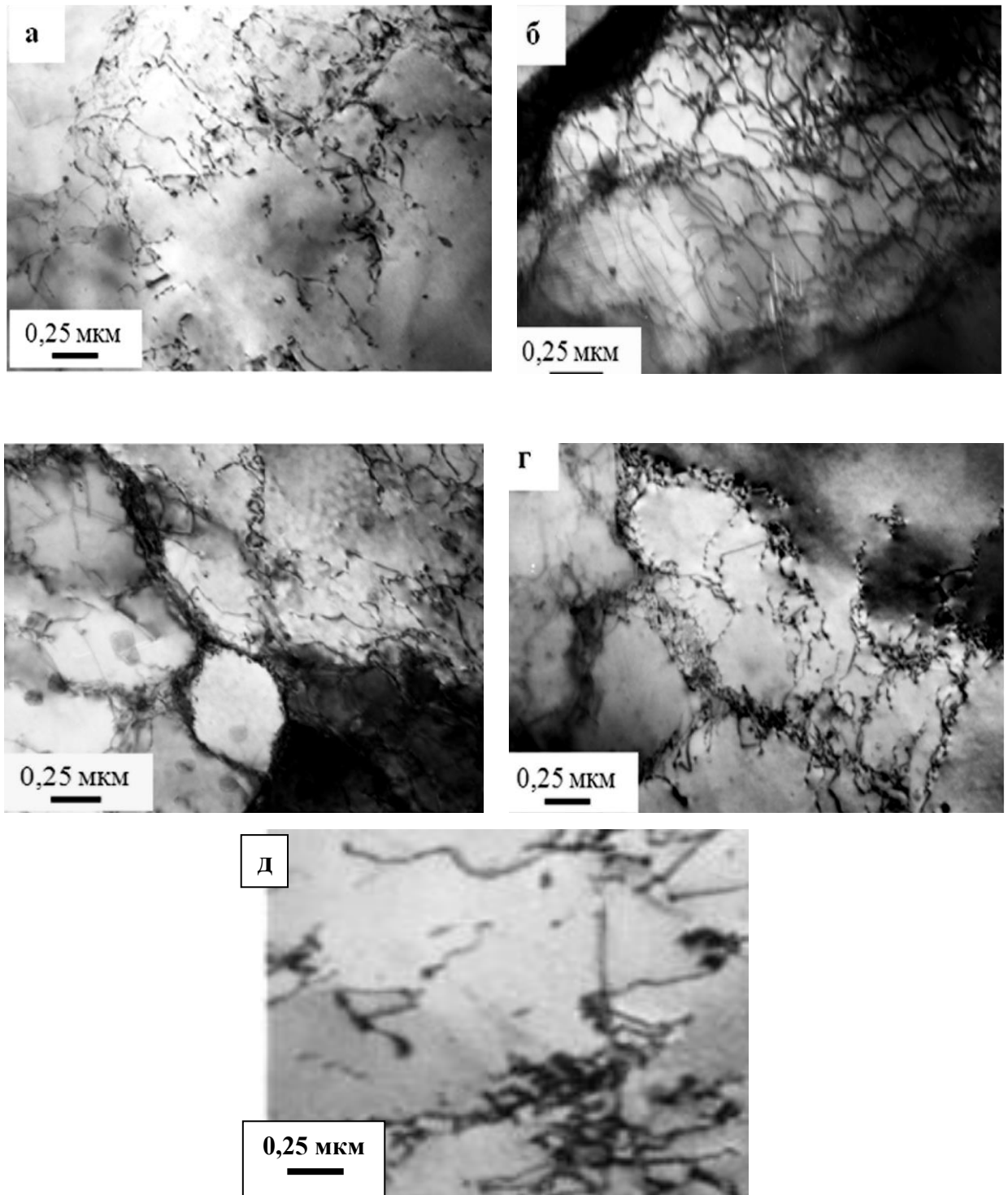


Рисунок 4.10. Изменение дислокационной структуры с увеличением расстояния от поверхности мишени из газотермического покрытия на стали 45, имплантированного ионами титана; расстояние от облучаемой поверхности, мкм: $a - 0,4$; $b - 10$; $c - 18$; $d - 40$; $e - 75$ ($\times 18\ 000$)

По мере удаления от поверхности мишени в пределах подслоя с повышенной скалярной плотностью дислокаций наблюдается изменение типа

дислокационных субструктур: от ячеистой, ячеисто-сетчатой, клубковой и сетчатой до дислокационных скоплений и чисто хаотической структуры.

4.4. Влияние ионной имплантации на трибологические характеристики стали 45 и газотермического покрытия

Трение между соприкасающимися поверхностями, которые перемещаются друг относительно друга, определяется микроскопическими параметрами трущихся поверхностей. Согласно классическим представлениям о механизме механического трения считается, что оно возникает как результат взаимодействия между шероховатостями поверхностей.

При относительном перемещении поверхностей, находящихся в контакте, между шероховатостями возникают усилия, приводящие к механическому разрушению микронеровностей на поверхности и к повышению температуры соприкасающихся поверхностей. Поэтому, чтобы уменьшить коэффициент трения методом ионной имплантации, внедренные атомные частицы и дефекты должны обеспечить структуру и свойства соприкасающихся поверхностей, энергетически более выгодную с точки зрения их взаимодействия при относительном движении.

Испытания на износостойкость ионно-модифицированной поверхности образцов из стали 45 проводились на универсальной машине трения УМТ2168 при усилии прижатия образцов к контртелу 200 Н и частоте вращения 250 мин⁻¹.

Образцы для испытаний были изготовлены Т-образной формы (диаметр рабочей поверхности 12 мм), радиус окружности контакта образца с контртелом – 90 мм. Схема испытаний представлена на Рисунке 4.11.

Износ материала в зависимости от пройденного пути трения определяли весовым методом по изменению массы образца после испытаний, которое определялось на аналитических весах марки ВЛР-200. В процессе контакта исследуемого образца с абразивным контртелом происходит уменьшение массы образца, что является одним из показателей износостойкости.[118]

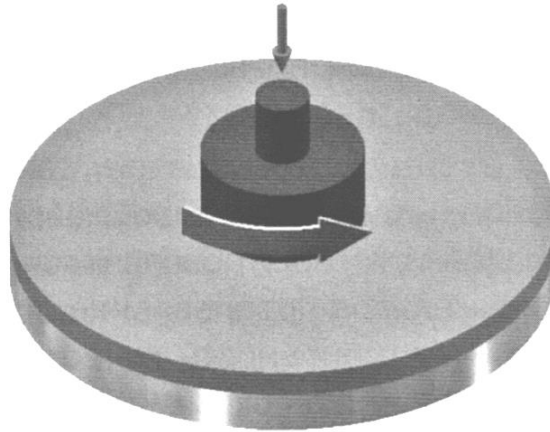


Рисунок 4.11. Схема испытаний на износ имплантированных образцов из стали 45 без покрытия и с газотермическим покрытием на основе стали 50ХФА
Толщину слоя, удаленного при испытаниях, определяли по формуле

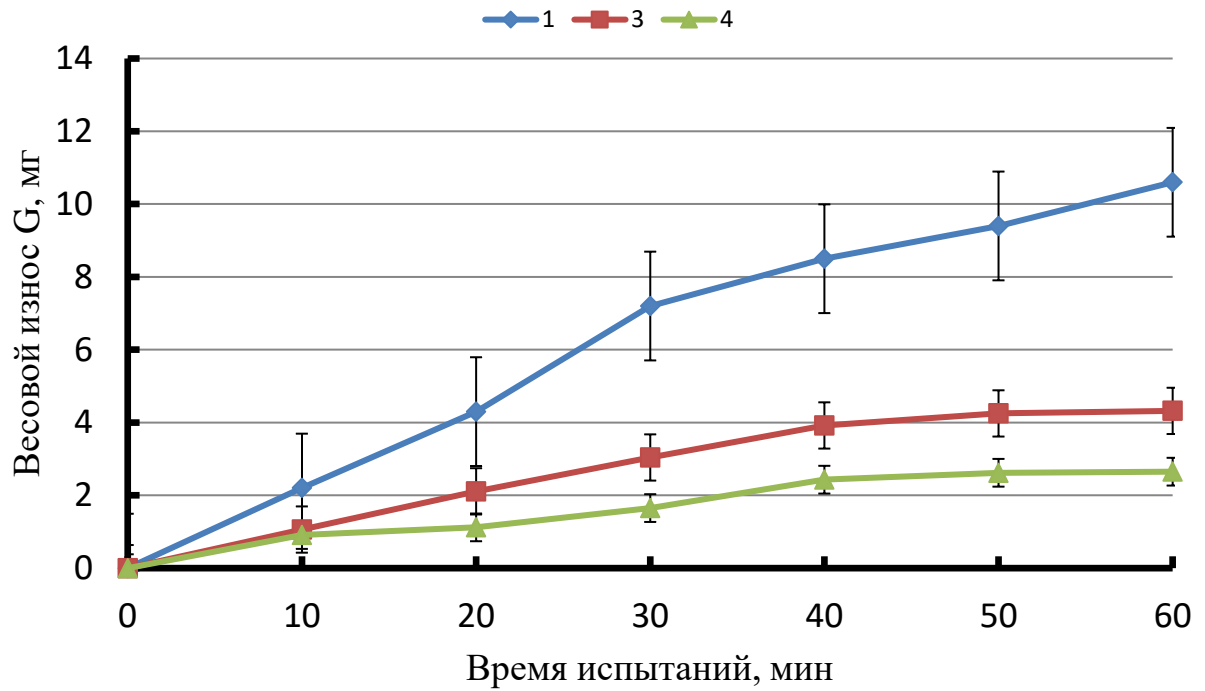
$$G = 4 \cdot \Delta m / \rho \pi D^2,$$

где Δm – потеря массы образца, г; ρ – плотность стали 45 (7,66 г/см³); D – диаметр рабочей поверхности образца (12 мм).

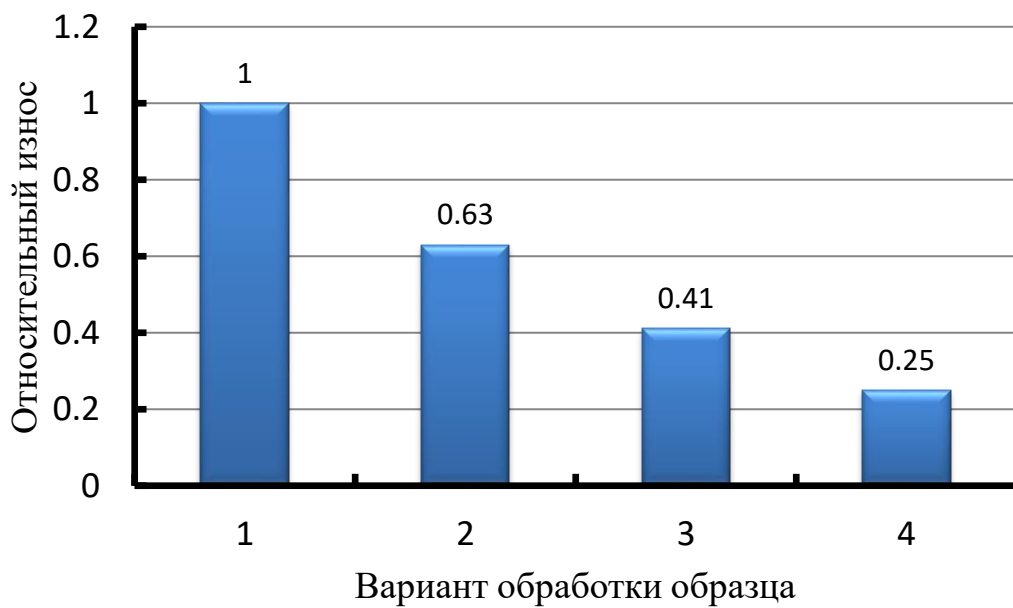
На Рисунке 4.12 приведена зависимость величины весового износа G (мг) от продолжительности испытаний и гистограмма относительного весового износа испытуемого образца относительно исходного состояния материала.

Уменьшение угла наклона прямых к оси абсцисс на графиках является свидетельством уменьшения износа образца в процессе трения и, соответственно, повышения его износостойкости. Представленные экспериментальные данные свидетельствуют, что ионная имплантация способствует увеличению износостойкости стали 45.

На основе анализа относительного износа стали 45 после имплантации ионами титана можно отметить, что наибольшее повышение износостойкости исследуемой стали отмечается при флюенсе имплантации в диапазоне $(1-6) \cdot 10^{17}$ см⁻².



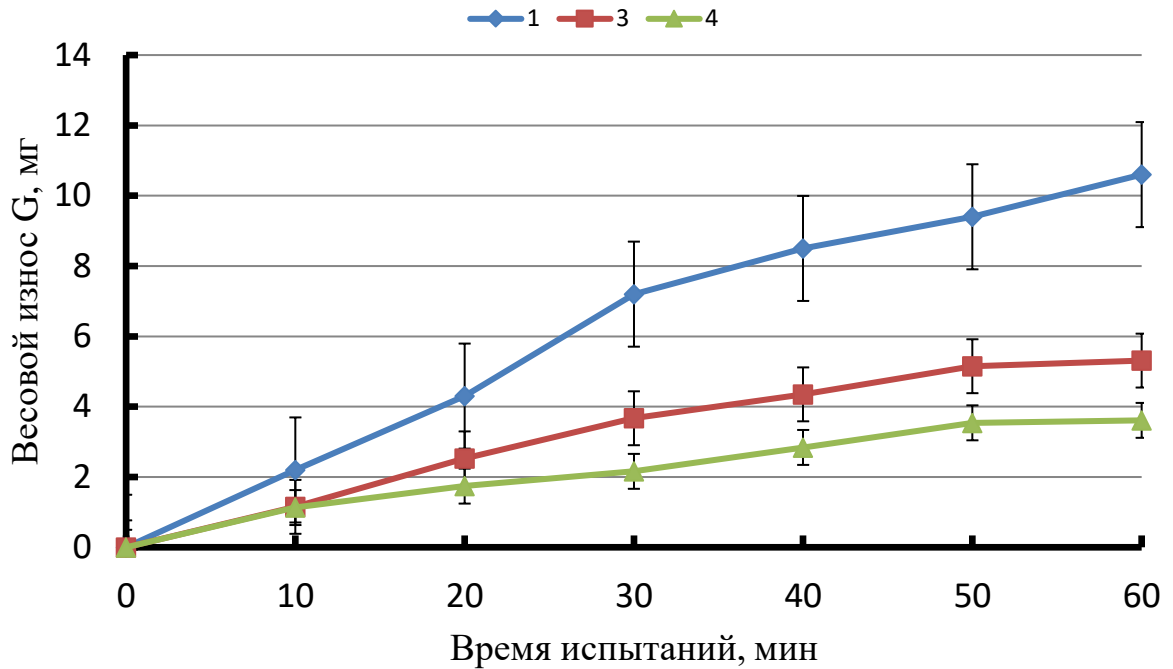
а



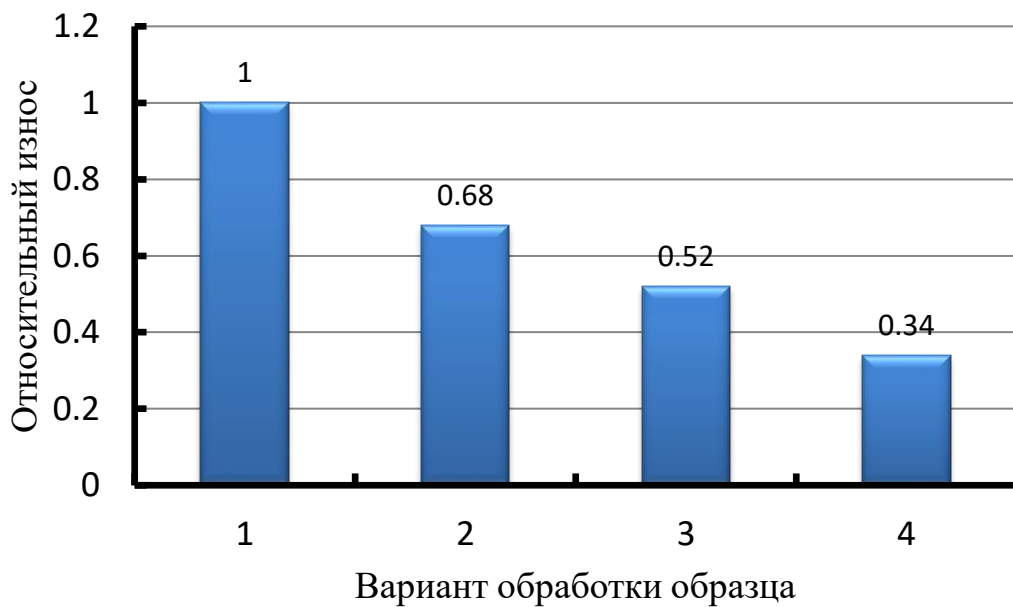
б

Рисунок 4.12. Весовой износ стали 45 (а) и ее относительный весовой износ (б) после облучения ионами титана (испытания в течение 60 минут): 1 – необлученный образец; 2 – флюенс имплантации $5 \cdot 10^{16}$ ион/см²; 3 – флюенс имплантации 10^{17} ион/см²; 4 – флюенс имплантации $5 \cdot 10^{17}$ ион/см²

На Рисунке 4.13 приведены результаты испытаний образцов стали 45 после облучения ионами меди и свинца при использовании в качестве материала катода имплантера монокристаллического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$.



а



б

Рисунок 4.13. Весовой износ стали 45 (а) и ее относительный весовой износ (б) после облучения ионами монокристаллического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$ (испытания в течение 60 минут): 1 – необлученный образец; 2 – флюенс имплантации $5 \cdot 10^{16}$

ион/см²; 3 – флюенс имплантации 10¹⁷ ион/см²; 4 – флюенс имплантации 5•10¹⁷ ион/см²

Облучение стали 45 ионами меди и свинца при использовании в качестве катода имплантера монотектического сплава 64Cu–36Pb также обеспечивает повышение износостойкости имплантированных образцов. В тоже время следует отметить, что повышение износостойкости стали 45 в этом случае уступает варианту облучения ионами титана. Вероятно это связано с генерацией вакуумно-дуговым ионным источником потока свинца в виде нейтрального пара или микрокапель [103, 104].

В Таблице 18 приведены экспериментальные данные по величине коэффициента трения, полученные в рамках данной работы.

Таблица 18

Влияние ионной имплантации на коэффициент трения стали 45

Материал катода имплантера	Титан	Монотектический сплав 64Cu–36Pb
Имплантируемые ионы	Ti ⁺⁺	Cu ⁺⁺ , Pb ⁺⁺
Флюенс имплантации, см ⁻²	5•10 ¹⁷	5•10 ¹⁷
Коэффициент трения стали 45 до имплантации	0,24	0,24
Коэффициент трения стали 45 после имплантации	0,10	0,11

Из приведенных в Таблице 18 данных следует, что имплантация ионов титана, меди и свинца способствует снижению коэффициента трения стали 45 в условиях испытаний.

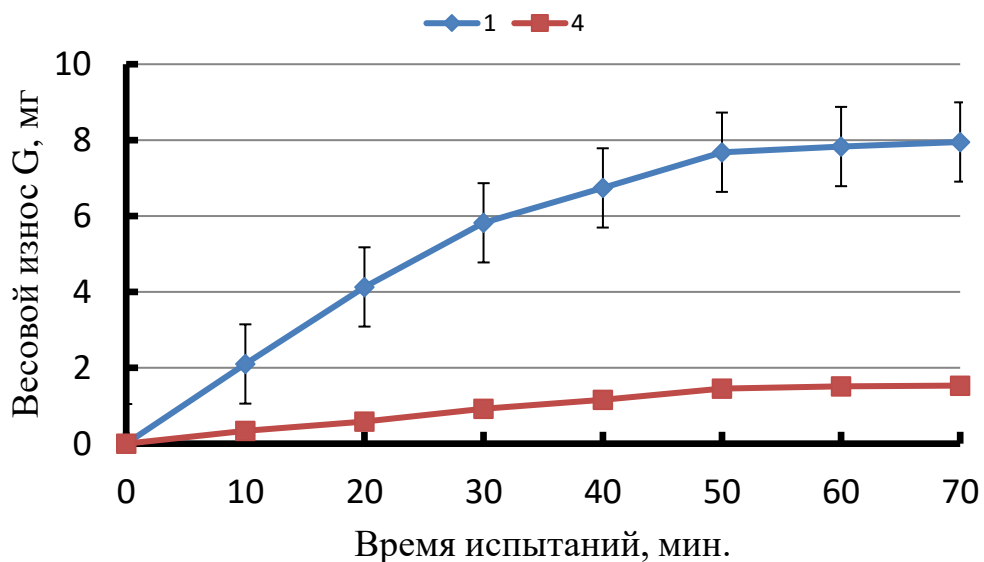
Для повышения износостойкости деталей из стали 45, в частности шатунных шеек коленчатых валов, целесообразно выполнять ионную

имплантацию их поверхностного слоя ионами титана или сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$ при флюенсе $(1-5)\cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$.

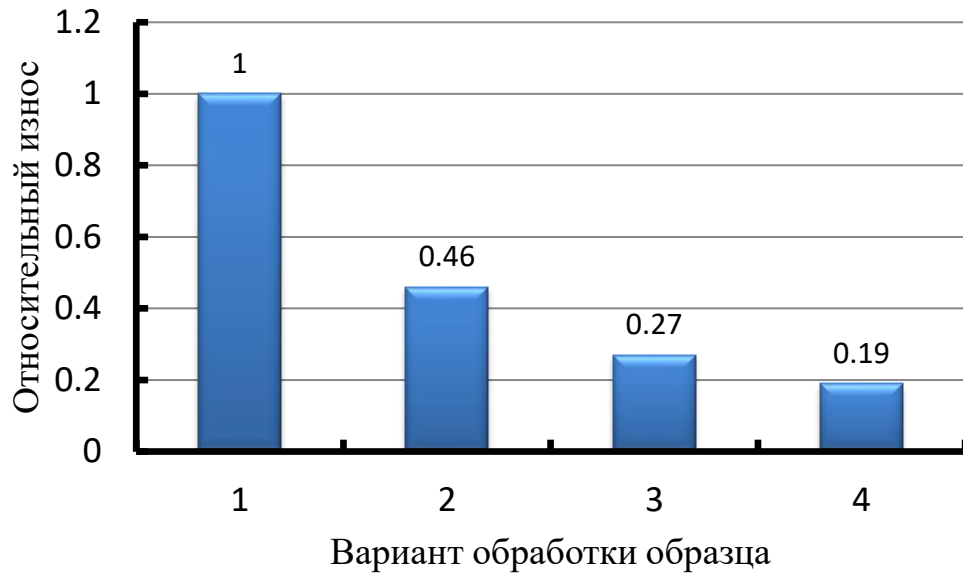
Ионной имплантации подвергались образцы из стали 45, на поверхность которых было нанесено методом электродуговой металлизации покрытие на основе проволоки марки 50ХФА.

После электродуговой металлизации и шлифования, поверхности образцов облучали ионами титана и монотектического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$. Значение флюенса имплантации составили $(0,5-5)\cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$.

На Рисунке 4.14 представлена зависимость величины износа от длительности испытаний и гистограммы относительного весового износа при имплантации покрытия на основе проволоки марки 50ХФА ионами титана.



а



б

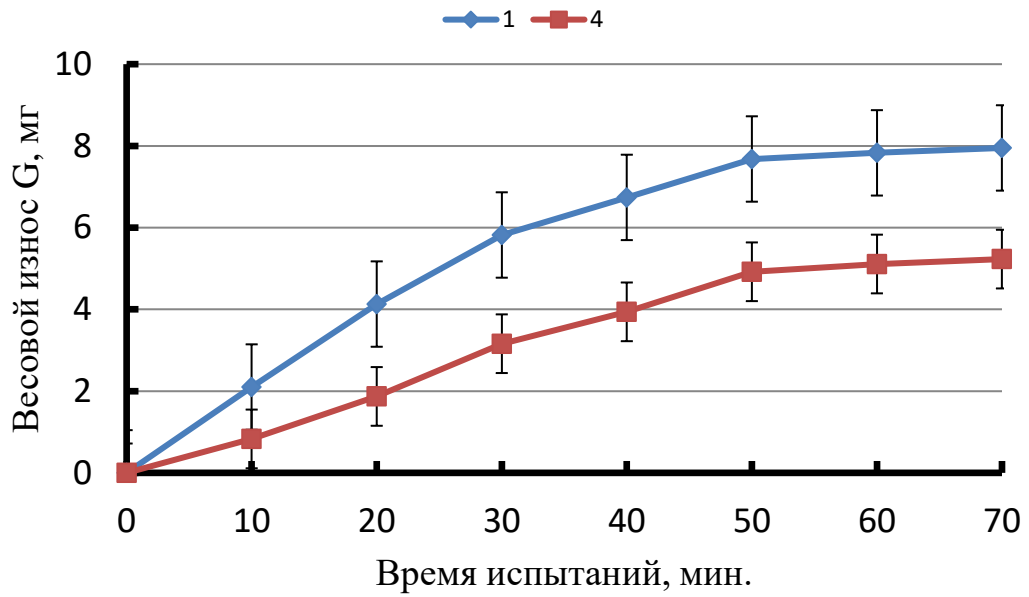
Рисунок 4.14. Весовой покрытия на основе стали 50ХФА (а) и ее относительный весовой износ (б) после облучения ионами титана (испытания в течение 70 минут): 1 – необлученный образец; 2 – флюенс имплантации $5 \cdot 10^{16}$ ион/см²; 3 – флюенс имплантации 10^{17} ион/см²; 4 – флюенс имплантации $5 \cdot 10^{17}$ ион/см²

При имплантации ионами титана наблюдается резкое снижение весового износа напыленного покрытия из стали 50ХФА (Рисунок 4.14, а).

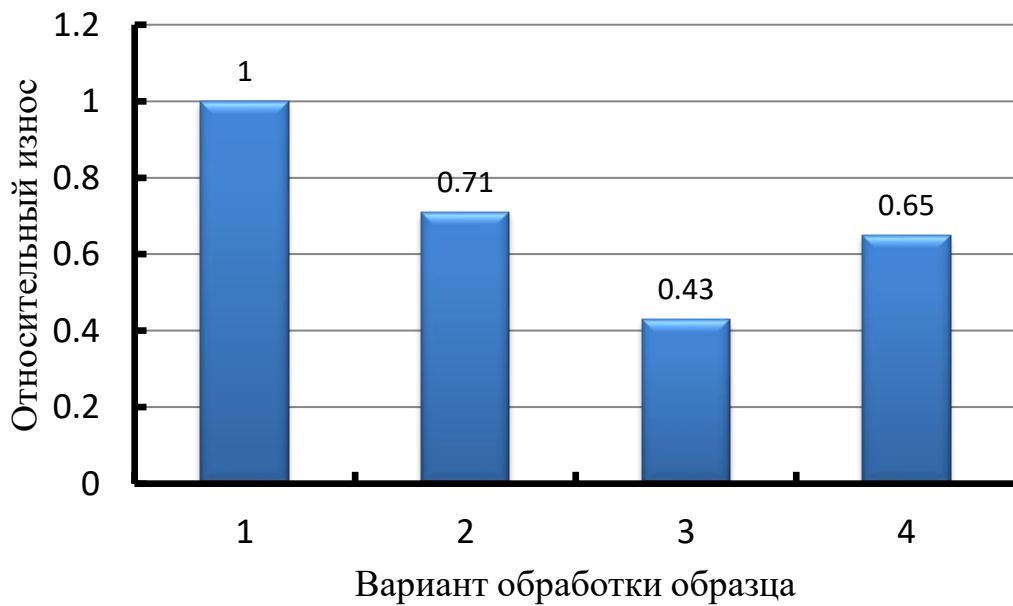
Увеличение флюенса имплантации титана в сталь 50ХФА в диапазоне $5 \cdot 10^{16} \dots 5 \cdot 10^{17}$ см⁻² существенно влияет на относительный весовой износ, который достигает наименьшей величины при флюенсе $5 \cdot 10^{17}$ см⁻² (Рисунок 4.14, б).

При имплантации ионами монотектического сплава 64Cu–36Pb наблюдается снижение весового износа образцов, но несколько меньшее, чем в случае имплантации ионов титана (Рисунок 4.15, а).

Варьирование величины флюенса имплантации в диапазоне $5 \cdot 10^{16} \dots 5 \cdot 10^{17}$ см⁻² не оказывает существенного влияния на относительный весовой износ, хотя заметно, что при флюенсе имплантации $5 \cdot 10^{17}$ см⁻² наблюдается некоторое возрастание величины относительного износа (Рисунок 4.15, б).



а



б

Рисунок 4.15. Весовой покрытия на основе стали 50ХФА (а) и ее относительный весовой износ (б) после облучения ионами монотектического сплава ^{64}Cu – ^{36}Pb (испытания в течение 70 минут): 1 – необлученный образец; 2 – флюенс имплантации $5 \cdot 10^{16}$ ион/см²; 3 – флюенс имплантации 10^{17} ион/см²; 4 – флюенс имплантации $5 \cdot 10^{17}$ ион/см²

Полученные результаты свидетельствуют о том, что ионная облучение напыленного покрытия из стали 50ХФА ионами титана и ионами

монотектического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$, дала наибольший эффект по повышению износостойкости, чем имплантация ионов других элементов.

При облучении ионами монотектического сплава $64\text{Cu}-36\text{Pb}$ наблюдается снижение износостойкости при флюенсе имплантации $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Это связано с образованием вкраплений свинца в поверхностный слой стали в результате генерации вакуумно-дуговым ионным источником потока свинца в виде нейтрального пара и микрокапель.

Выводы к главе 4

1. С помощью пакета программ для классической молекулярной динамики LAMMPS выполнено моделирование процесса проникания ионов меди в мишень из железа и рассчитано распределение внедренной примеси по мере удаления от поверхности мишени. Моделирование показало, что на расстоянии от поверхности мишени порядка 130–150 нм наблюдается пик концентрации внедренных ионов меди, после чего концентрация ионов меди постепенно снижается практически до нуля. Расчетная толщина ионно-легированного слоя для флюенса облучения 10^{18} см⁻² составляет 450–520 нм.

2. Обнаружено, что в результате полиионной имплантации поверхности напыленного покрытия на основе стали 50ХФА в тонком поверхностном слое протекают существенные концентрационные изменения, с образованием кластеров из внедряемых элементов, а также наблюдается фрагментация структуры на наноуровне.

3. Экспериментально установлено, что наибольшее снижение весового износа образцов стали 45 с напыленным покрытием и без него при трении в 3,5–5 раз наблюдается при имплантации ионами титана и сплава 64Cu–36Pb с флюенсом в диапазоне $5 \cdot 10^{16}$ – $3,2 \cdot 10^{17}$ см⁻². Увеличение флюенса свыше $5 \cdot 10^{17}$ см⁻² сопровождается снижением износостойкости имплантированного покрытия.

Глава 5. ПРОМЫШЛЕННОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

5.1. Восстановление вала привода компрессора климатической установки пассажи́рского вагона

Для восстановления вала привода компрессора климатической установки пассажирского вагона использовался процесс электродуговой металлизации, основанный на расплавлении двух проволок-электродов электрическим током, распылении полученных жидких капель металла струей сжатого воздуха на частицы и переносе их на поверхность восстанавливаемого вала.

Для металлизации применялся стационарный металлизатор ЭДМ-5М. Металлизация валов выполнялась на установке, показанной в главе 2. Восстановление вала осуществлялось при равномерном его вращении со скоростью 40-150 об/мин и продольном перемещении металлизатора вдоль напыляемой шейки вала. Для питания электрической дуги металлизатора использовался источник питания постоянного тока, имеющий жесткую вольтамперную характеристику при номинальном значении тока 500 А марки ВДУ-506.

Для металлизации использовалась проволока диаметром 1,6 мм марки 50ХФА. Режим напыления характеризовался следующими параметрами:

- давление сжатого воздуха – 0,5...0,6 МПа;
- напряжение дуги – 30...32 В;
- ток дуги – 260...280 А;
- дистанция напыления – 130...140 мм;
- продольная подача металлизатора – 165...170 мм/мин;
- число оборотов вала – 90...95 об/мин.

При напылении использовался воздух, прошедший через масло-влагоотделитель.

Температура напыляемого слоя поддерживалась на уровне не выше 100 °С. Для этого производилось чередование проходов напыления с проходами металлатора вдоль напыляемой поверхности вала без подачи сжатого воздуха. Температуру слоя покрытия контролировали с помощью контактных термометров.

При оптимальной настройке металлатора и качестве электродной проволоки процесс металлизации отличается высокой стабильностью. Покрытие имеет одинаковый цвет и дисперсность без приливов, крупных капель и пережогов. При неустойчивой подаче электродной проволоки, ее существенных искривлениях или плохом электрическом контакте на металлаторе и направляющих, возможен выброс на восстанавливаемую поверхность крупных капель металла. В этом случае процесс металлизации прерывают, крупные капли удаляют зубилом или заточенной отверткой с чистыми кромками, после чего процесс напыления возобновляют, начиная с места его остановки.

На Рисунке 5.1 представлен внешний вид шеек вала привода компрессора климатической установки пассажирского вагона непосредственно после электродуговой металлизации.



Рисунок 5.1. Внешний вид шеек вала привода компрессора климатической установки пассажирского вагона непосредственно после электродуговой металлизации

Токарная обработка напыленного слоя покрытия выполнялась при твердости покрытия до HRC40. Применяются резцы с пластинами из твердого сплава (BK8).

При токарной обработке снимают неровности с поверхности напыленного слоя покрытия. При этом точение производят от середины шеек вала к их краям. Обработка покрытия производится до размера на 0,15...0,20 мм больше номинального значения. Припуск необходим для выполнения операции шлифовки покрытия. Токарную обработку проводят на режиме: скорость вращения вала – 60...80 об/мин; продольная подача резца – 0,2...0,3 мм/об; поперечная подача резца – 0,3...1,0 мм.

Шлифование покрытия производилось кругами марки КЗ зернистостью М25 и твердостью СМ1-СТ1 ГОСТ 2424-83. Охлаждение вала производилось водой с 5% эмульсола Э-2 при расходе 2,5...3,5 л/мин. Режим шлифования: скорость круга – 30...35 м/с; скорость детали – 30...32 м/мин; продольная подача – 1,2...1,5 м/мин; поперечная подача – 0,006...0,016 мм. Острые кромки покрытия закруглялись радиусом 1,0...2,0 мм.

Восстановленные валы подвергают контролю внешнего вида напыленных и обработанных шеек, толщины слоя покрытия и контроля геометрических размеров. В отдельных случаях проводят контроль твердости напыленного покрытия.

Контроль внешнего вида выполняют для выявления внешних дефектов покрытий: несплошностей, сколов, отслоений, поверхностных трещин, пор. Контроль осуществляется с использованием лупы 2,5; 4; 7 или 10-кратного увеличения. Поверхность напыленной шейки вала должна быть однородного матово-серого цвета, без темных пятен.

Геометрические размеры вала с покрытием измеряют с помощью микрометра и штангенциркуля. Толщину слоя покрытия на восстановленных шейках вала измеряют штангенциркулем ГОСТ 166-80, микрометром ГОСТ 6507-78 или толщиномерами других типов с соответствующими метрологическими характеристиками.

Твердость металла покрытий определяли по шкале Виккерса ГОСТ 2999-75, по Роквеллу ГОСТ 9013-59 на поперечных шлифах. Микротвердость покрытия определялась по методике, описанной в ГОСТ 9450-76, на приборе ПМТ-3.

На Рисунке 5.2 представлен внешний вид шеек вала привода компрессора климатической установки пассажирского вагона после электродуговой металлизации и механической обработки (токарная обработка и шлифование).



Рисунок 5.2. Внешний вид шеек вала привода компрессора климатической установки пассажирского вагона непосредственно после электродуговой металлизации и механической обработки

Металлографический анализ слоя покрытия на шейках вала, полученного электродуговой металлизацией, показал, что в нем присутствует пористость (Рисунок 5.3).

При электродуговой металлизации пористость в напыленном слое существенно зависит от скорости истечения транспортирующей струи из сопла металлизатора.

Установлена тенденция к уменьшению пористости покрытия с увеличением скорости истечения транспортирующей струи из сопла в диапазоне 120...520 м/с (Рисунок 5.4).

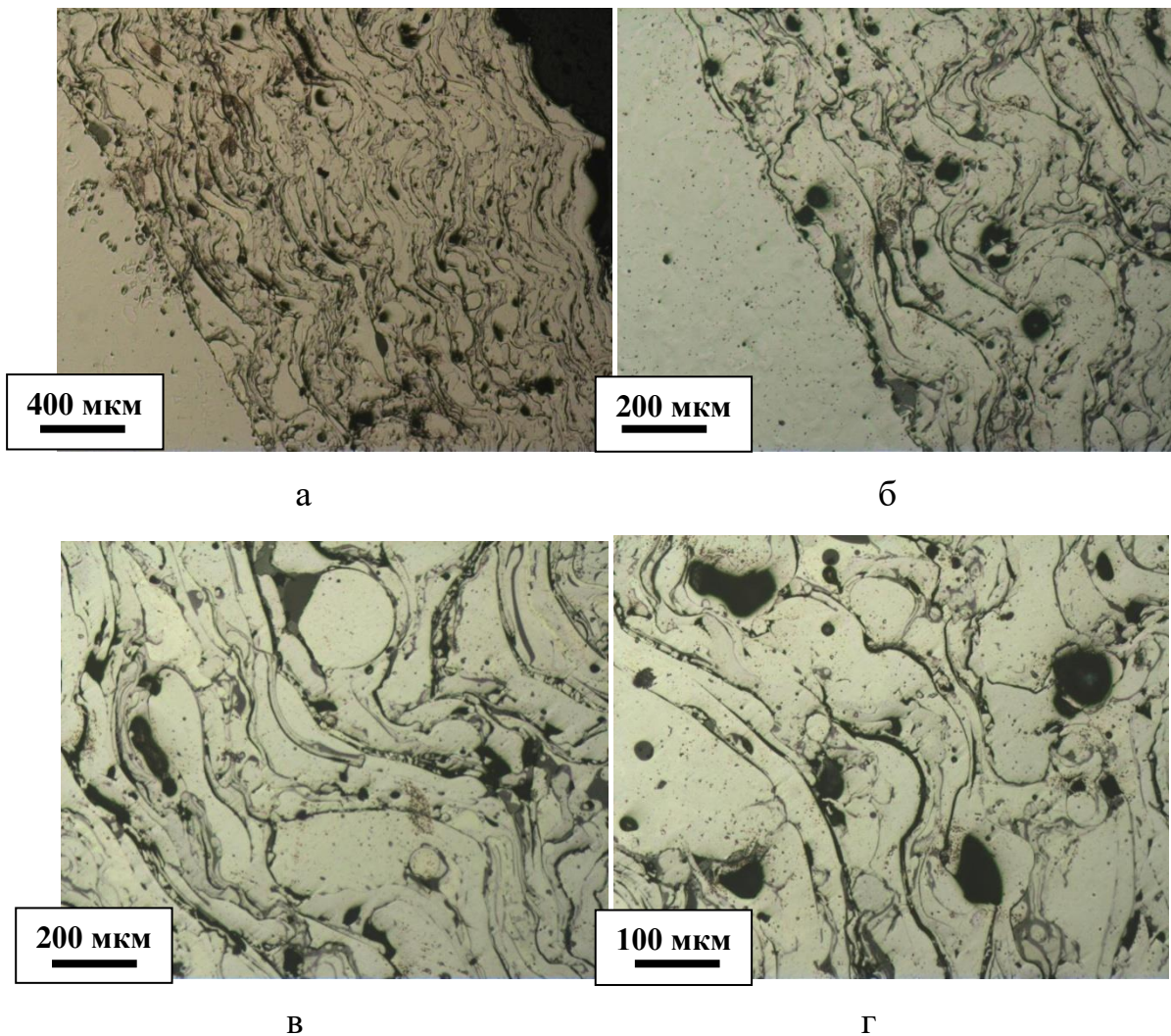


Рисунок 5.3. Микроструктура напыленного слоя стали 50ХФА на подложку из стали 45 при восстановлении шеек вала привода компрессора климатической установки пассажирского вагона (скорость истечения транспортирующей струи 125 м/с). Увеличения: а – х50; б – х100; в, г – х200.



Рисунок 5.4. Влияние скорости истечения транспортирующей струи из сопла металлизатора на пористость слоя покрытия на шейках вала привода компрессора климатической установки пассажирского вагона

5.2. Износостойкость коленчатых валов после восстановления электродуговой металлизацией

Были проведены исследования износостойкости коленчатых валов привода компрессора климатической установки пассажирского вагона из стали 45 в исходном состоянии и после электродуговой металлизации с использованием электродной проволоки диаметром 1,6 мм марки 50ХФА. Испытания выполняли в двух вариантах: при сухом трении и при трении в режиме граничной смазки (масло МС-20). Была получена зависимость приведенного износа от скорости скольжения при сухом трении образца стали 45 диаметром 30 мм по валу из стали 45 с удельным давлением 40 МПа (Рисунок 5.5).

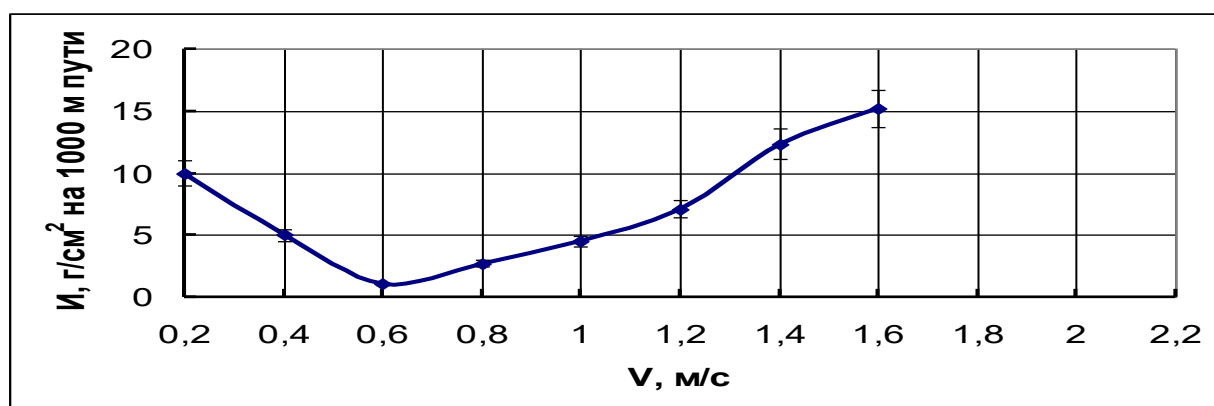


Рисунок 5.5. Зависимость приведенного износа образцов стали 45 от скорости скольжения (образцы диаметром 30 мм; вал из стали 45, сухое трение)

У исследованных образцов в диапазоне скоростей скольжения 0,005–0,5 м/с проявляется процесс схватывания 1-го рода, причем с увеличением скорости скольжения интенсивность износа образцов уменьшается. При увеличении скорости скольжения больше 0,5 м/с процесс схватывания 1-го рода переходит в процесс схватывания 2-го рода, интенсивность которого нарастает.

Анализ характера изменения приведенного износа образцов стали 45 позволил установить, что начало возникновения схватывания 2-го рода в среде смазки МС-20 (Рисунок 5.6, кривая 1) происходит при скорости скольжения 2,65–2,7 м/с. В тех же условиях трения, но в среде поверхностно-активной смазки (Рисунок 5.6, кривая 2) процесс схватывания возникает при скорости скольжения 4,5 м/с.

Полученные результаты испытаний показывают, что смазки по-разному взаимодействуют с металлами, но все они создают на поверхности трения защитные пленки, предотвращающие в тех или иных условиях трения схватывание металлов.

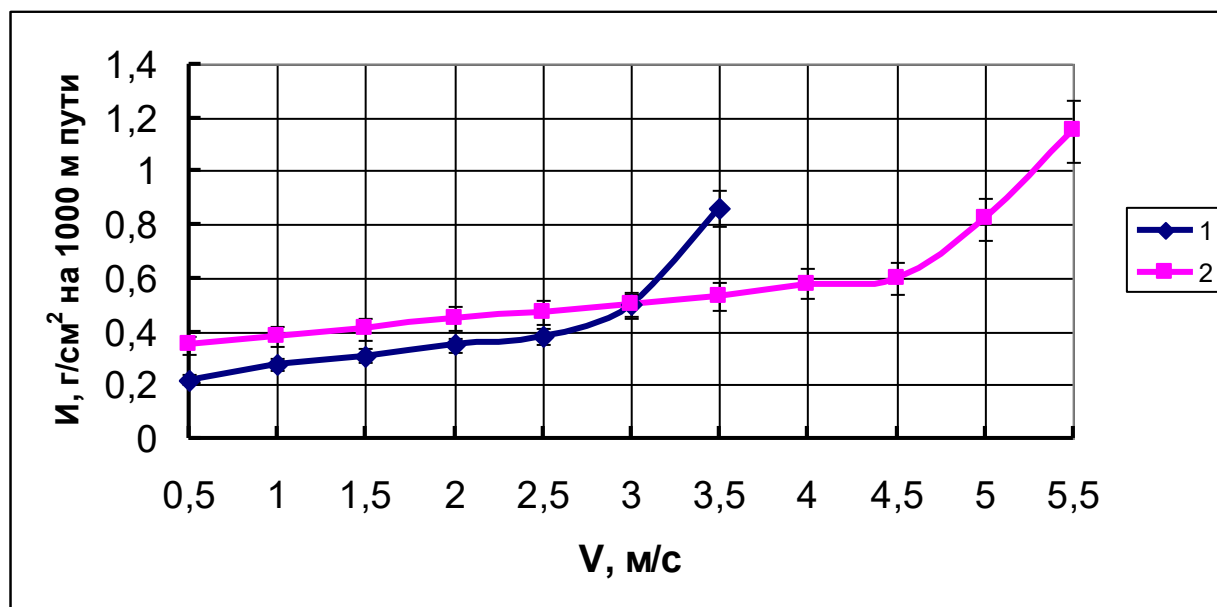
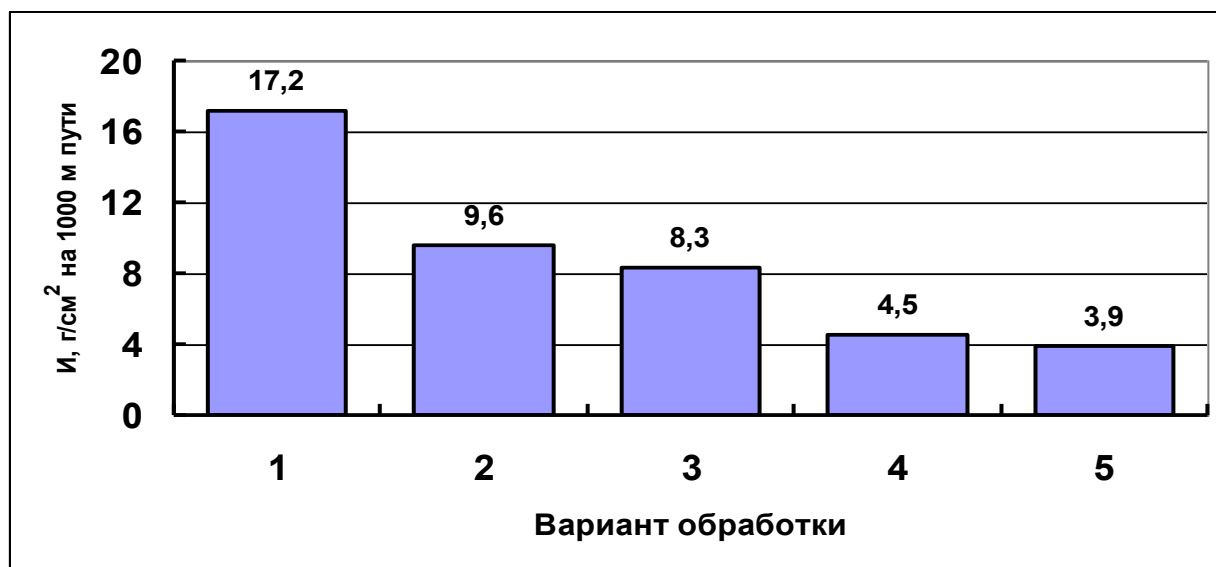


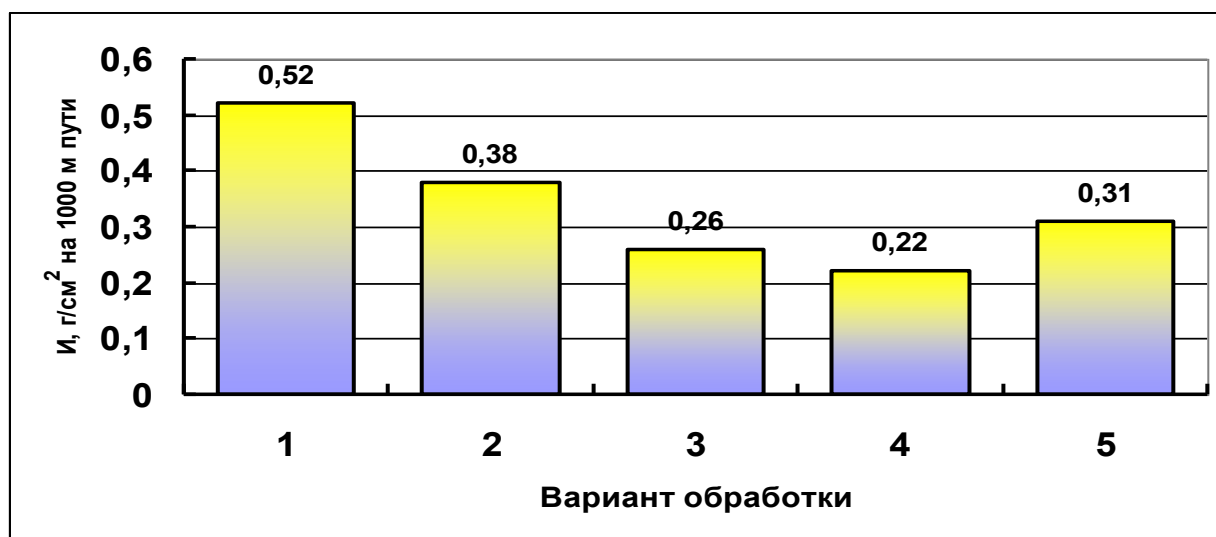
Рисунок 5.6. График зависимости приведенного износа при трении образцов стали 45 по валу (сталь 45) в условиях граничной смазки, удельном давлении 60 МПа от скорости скольжения:

1 – масло МС-20; 2 – поверхностно-активная галоидная смазка

Были проведены сравнительные испытания образцов стали 45 с напыленным электродуговой металлизацией покрытием с использованием электродной проволоки марки 50ХФА. Испытания осуществляли в условиях сухого трения и в условиях смазки МС-20 при удельном давлении 60 МПа и скорости скольжения 2,7 м/с (Рисунок 5.7).



а



б

Рисунок 5.7. Приведенный износ образцов стали 45 в зависимости от пористости покрытия в условиях сухого трения (а) и граничной смазки СМ-20 (б) (удельное давление 60 МПа, скорость скольжения 2,7 м/с):

1 – образец из стали 45 без покрытия; 2 – образец с покрытием с пористостью 28,9%; 3 – то же с пористостью 12,2%; 4 – то же с пористостью 6,9%; 5 – то же с пористостью 3,9%;

При этом испытывались образцы, напыленные с различной скоростью истечения транспортирующей газовой струи и, следовательно, с различной пористостью покрытия. Анализ полученных данных позволяет констатировать следующее: приведенный износ на 1000 м пути трения у образцов с напыленным покрытием как при испытаниях в условиях сухого трения, так и в условиях граничной смазки МС-20 примерно в 2,5–2,7 раза меньше износа образцов без покрытия из стали 45. При испытании образцов с напыленным покрытием в условиях сухого трения проявляется четко тенденция снижения величины приведенного износа с уменьшением величины пористости покрытия. В то же время при испытаниях в условиях граничной смазки МС-20 зависимость приведенного износа проявляется минимум при величине пористости покрытия 6,9–12,2%. Образцы, как с большей, так и с меньшей пористостью проявляют большую склонность к износу.

Были проведены сравнительные испытания образцов стали 45 без покрытия и с покрытием с пористостью 6,9% для определения приведенного износа в зависимости от прилагаемой нагрузки. Испытания проводились в условиях граничной смазки МС-20. Полученные результаты представлены на Рисунке 5.8. Из графика (Рисунок 5.8) можно видеть, что износ стали 45 при трении по валу из стали 45 при нагрузках 25-40 МПа примерно в 8-9 раз выше, чем при трении образцов стали 45 с покрытием из стали 50ХФА с пористостью 6,9%. При нагрузках 80-100 МПа средний приведенный износ в 2-3 раза меньше.

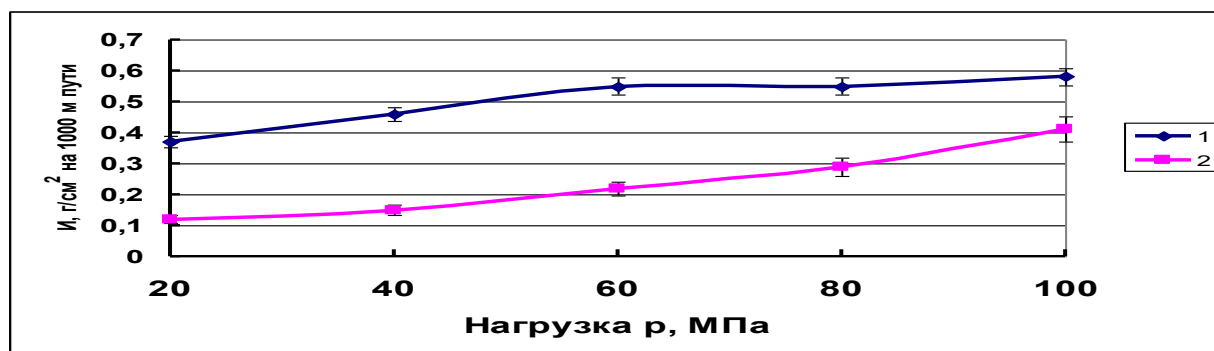


Рисунок 5.8. Средние величины приведенного износа образцов стали 45 в зависимости от удельной нагрузки:
1 – образец стали 45 без покрытия; 2 – образец стали 45 с напыленным покрытием из стали 50ХФА с пористостью 6,9%

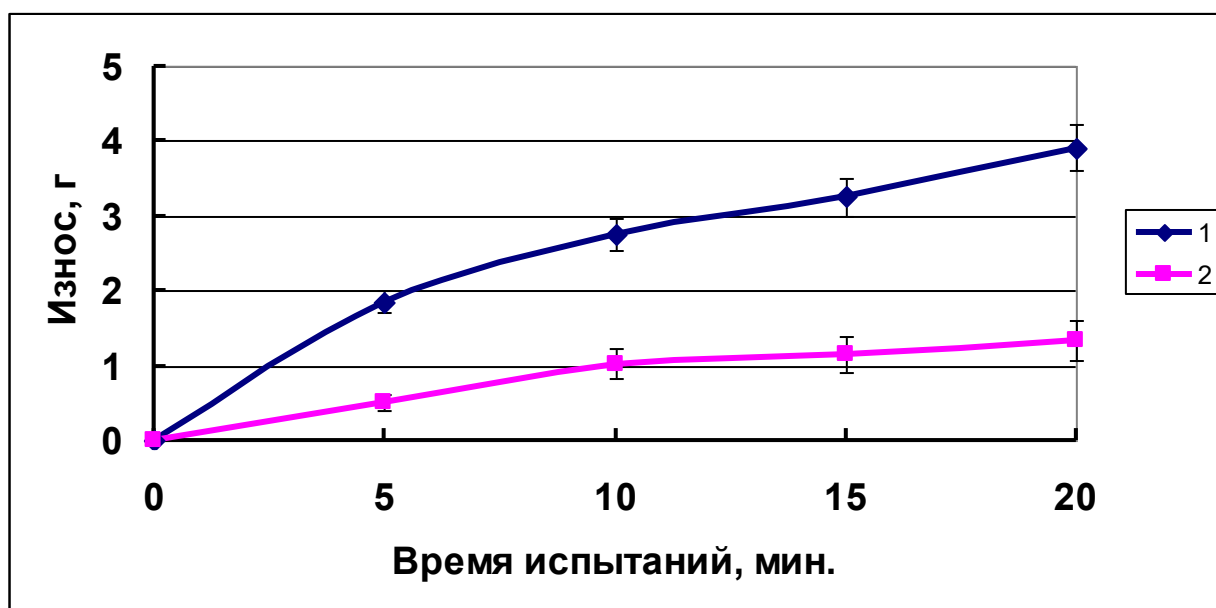


Рисунок 5.9. График зависимости износа при трении без смазки образцов стали 45 по закаленному валу (сталь У8) от продолжительности испытаний:
1 – образец без покрытия; 2 – образец с покрытием с пористостью 6,9%

На Рисунке 5.9 приведен график износа образцов из стали 45 без покрытия и с покрытием из стали 50ХФА с пористостью 6,9% в паре с твердыми закаленными валами из стали У8 (HRC55-58) в зависимости от продолжительности испытаний. Испытания проводились при трении без смазки при постоянной скорости скольжения 0,065 м/с и удельном давлении 60 МПа.

Испытания показали, что на поверхности образцов из стали 45 без покрытия с начального момента и до окончания испытаний развивается процесс схватывания 1-го рода. На поверхности образцов с покрытием из стали 50ХФА в течение всего времени испытаний происходит окислительный износ.

Помимо испытаний образцов были выполнены стендовые испытания новых и восстановленных коленчатых валов привода компрессора климатической установки пассажирского вагона из стали 45. В результате стендовых испытаний установлено, что в условиях, имитирующих цикл работы климатической установки в эксплуатации в железнодорожном составе, срок эксплуатации коленчатых валов без покрытия составляет 2,5-2,8 года. В тоже время срок

эксплуатации коленчатых валов из стали 45 с напыленным слоем составляет 5,8-6,2 года.

5.3. Результаты испытаний коленчатых валов компрессора фреона

Коленчатые валы компрессора фреона, после восстановления электродуговой металлизацией и шлифования, были подвергнуты ионной имплантации с использованием в качестве материала катода сплава 64%Cu–36%Pb, который дополнительно легирован оловом. Доза имплантации составила 10^{17} ион/см². Испытания выполняли в условиях граничной смазки (масло МС-20). Покрытие из стали 50ХФА имело пористость 6,9–7,3%.

Полученные результаты представлены на Рисунке 5.10.

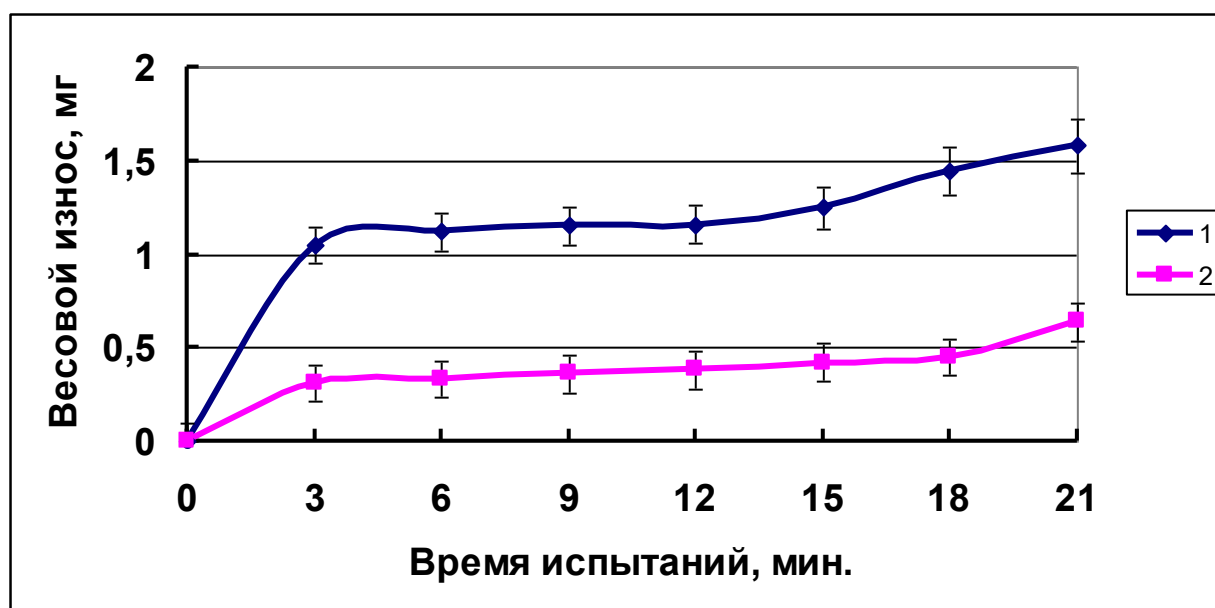


Рисунок 5.10. График зависимости весового износа при трении в условиях граничной смазки образцов стали 45 по закаленному валу (сталь У8) от продолжительности испытаний (удельное давление 60 МПа):
1 – покрытие из стали 50ХФА с пористостью 6,9%; 2 – покрытие из стали 50ХФА с пористостью 6,9%, имплантированное ионами меди, свинца и олова

Для коленчатых валов компрессора фреона, восстановленных электродуговой металлизацией, была определена величина коэффициента трения по стали У8 в условиях граничной смазки при вариации нагрузки для случая, когда трущиеся поверхности были достаточно хорошо приработаны. При этих

испытаниях температура, равная 45°C , и расход смазки, равный $18\text{ см}^3/\text{ч}$, сохранялись постоянными. Испытания проводились на машине АЕ-5.

Значения коэффициента трения в зависимости от удельной нагрузки существенно не отличались друг от друга (Рисунок 5.11). Между тем, как было показано выше, величина износа образцов с покрытием без имплантации и имплантированных весьма различны.

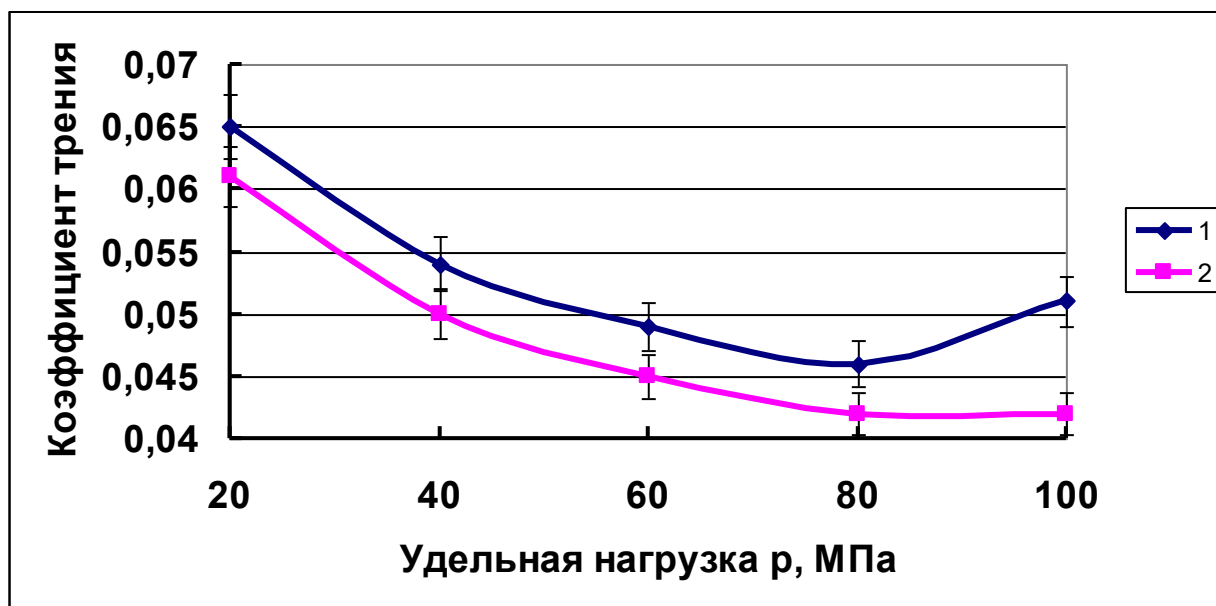


Рисунок 5.11. Зависимость коэффициента трения от удельной нагрузки при трении (режим испытания: скорость $2,7\text{ м/с}$; температура 45°C , смазка – масло МС-20):

1 – покрытие из стали 50ХФА с пористостью $6,9\%$; 2 – покрытие из стали 50ХФА с пористостью $6,9\%$, имплантированное ионами меди, свинца и олова

Анализируя результаты экспериментов и построенные на их основе кривые, следует сделать вывод, что характер изменения коэффициента трения в зависимости от нагрузки для исследованных образцов один и тот же. В то же время нельзя не обратить внимания на то, что при высоких удельных нагрузках наблюдается возрастание коэффициента трения образцов с покрытием, не подвергнутых имплантации (Рисунок 5.11).

Проведенные стендовые испытания восстановленных коленчатых валов компрессора фреона показали, что использование ионной имплантации покрытия,

полученного электродуговой металлизацией, позволяет продлить срок гарантированной эксплуатации указанных валов до 8 лет.

Были проведены также сравнительные исследования износостойкости покрытий из стали 50ХФА, подвергнутых облучению ионами титана. Испытания проводились при граничной смазке МС-20 и удельном давлении 60 МПа на пути трения 40 м (Рисунок 5.12).

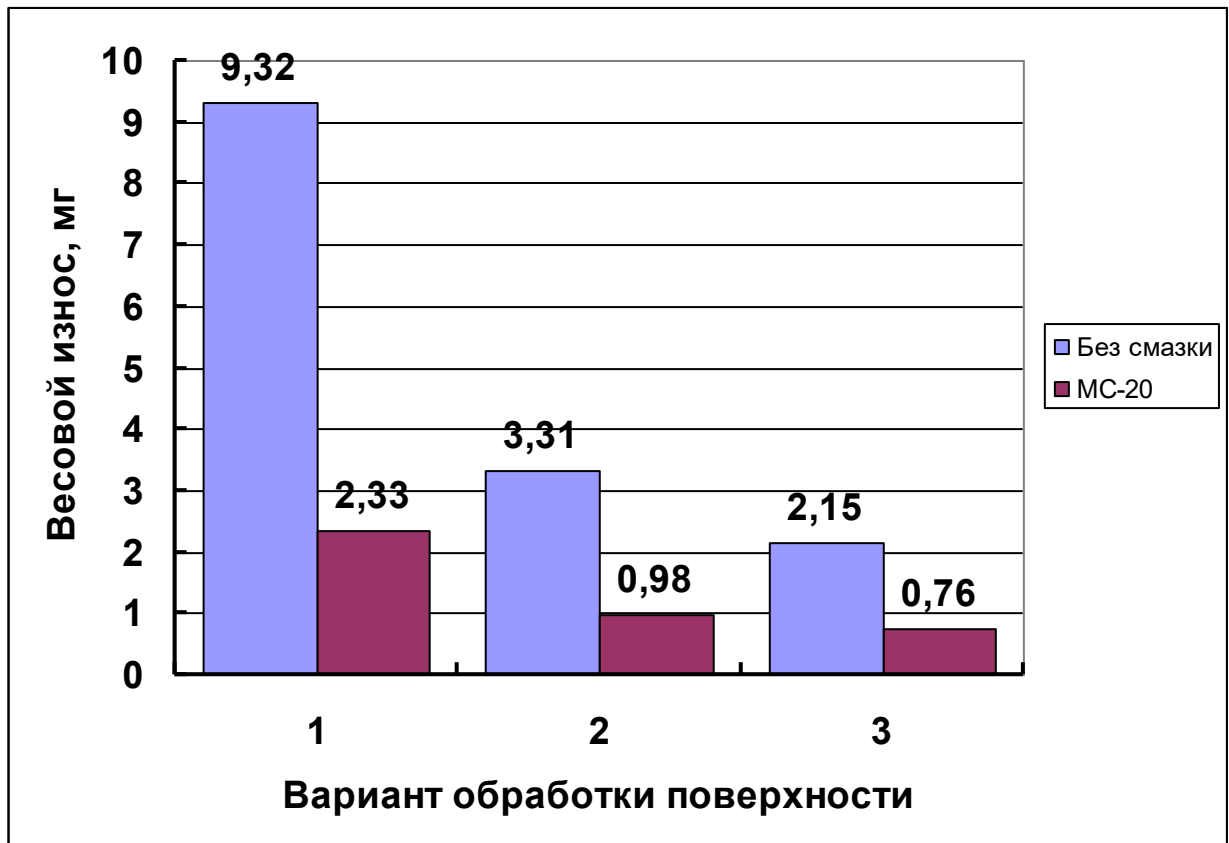


Рисунок 5.12. Весовой износ образцов с покрытием из стали 50ХФА при испытаниях с удельной нагрузкой 60 МПа на пути трения 40 м:
 1 – контрольные образцы без имплантации; 2 – имплантированные ионами титана; 3 – имплантированные ионами меди, свинца и олова при использовании катода системы Cu–Pb–Sn

Анализ полученных результатов показывает, что значения весового износа для покрытия, имплантированного ионами титана и ионами катода на основе монотектического сплава меди со свинцом, легированного оловом, близки, особенно в условиях трения с граничной смазкой МС-20.

В тоже время при использовании катодов на основе монотектического сплава меди со свинцом отмечается более стабильная работа источника ионов имплантера.

5.4. Повышение ремонтпригодности коленчатого вала компрессора фреона

Разработанная конструкция коленчатого вала (Рисунок 5.13, 5.14, 5.15) имеет модульную конструкцию из стальной заготовки и включает в себя элементы, представленные на рисунках 72, 73, 74. [111]

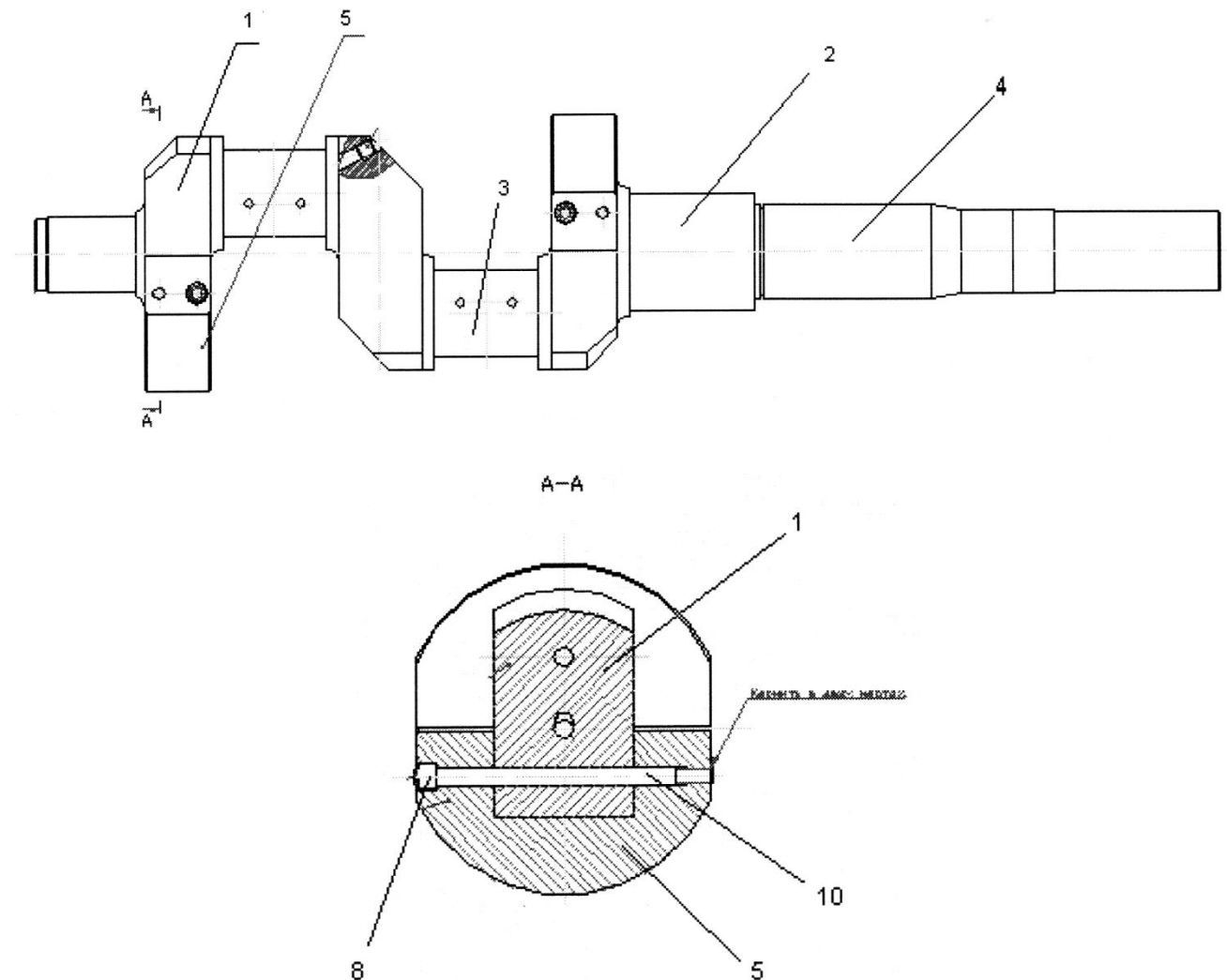


Рисунок 5.13. Предлагаемый коленчатый вал компрессора в сборе

Составные элементы следующие:

1 – Тело вала;

- 2 – Подшипниковая шейка;
- 3 – Шатунная шейка;
- 4 – Шейка для установки торцевого уплотнения;
- 5 – Противовесы;
- 6 – Отверстия для фиксации противовесов;
- 7 – Отверстия под головку фиксатора;
- 8 – Фиксатор;
- 9 – Резьбовой участок в теле противовеса;
- 10 – Фиксатор;
- 11 – Овальный паз под специальный ключ

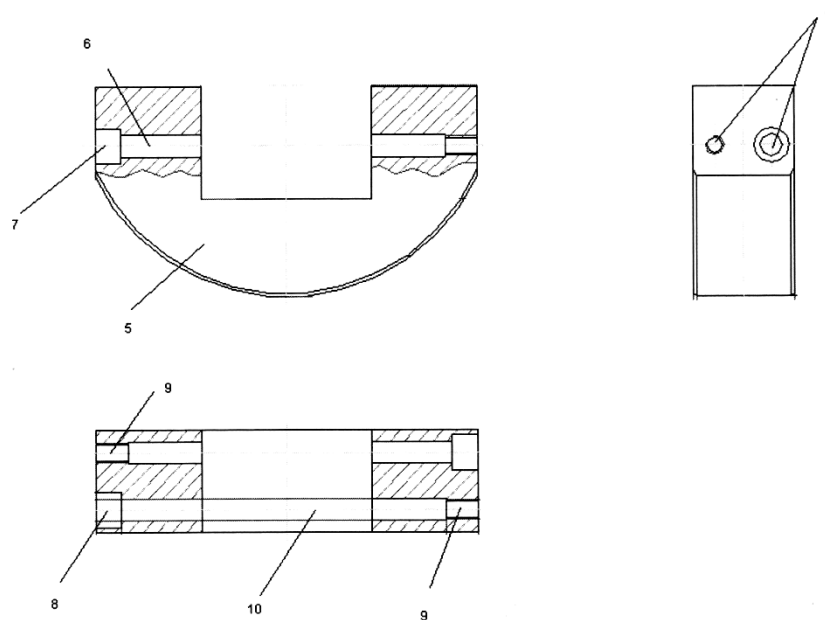


Рисунок 5.14. Съёмный противовес коленчатого вала компрессора фреона

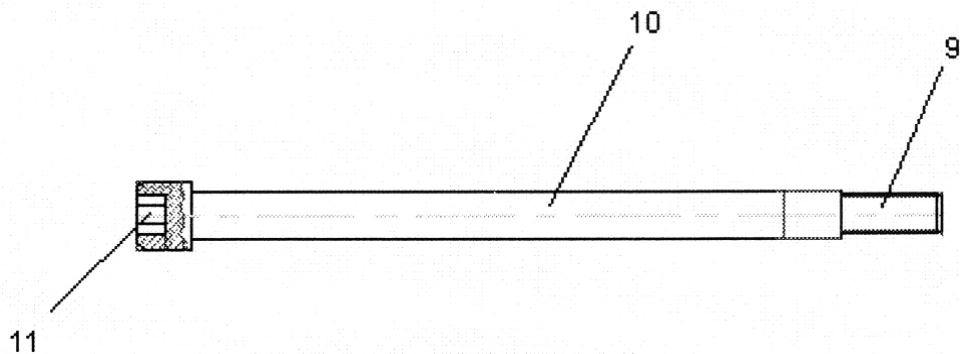


Рисунок 5.15. Фиксатор и его типовые размеры для крепления противовесов на вал компрессора фреона

Для проведения тестирования данной конструкции коленчатых валов была изготовлена опытная партия коленчатых валов со следующими размерными характеристиками:

1. Общая длина вала – 573 мм.;
2. Диаметр в области подшипниковой шейки – 55 мм.;
3. Диаметр в области шатунных шеек – 42 мм.;
4. Диаметр противовесов – 133 мм.;
5. Ширина противовесов – 32 мм.

Модульные коленчатые валы удовлетворительно показали себя в условиях эксплуатации и существенно позволили снизить трудоемкость при ремонте.

5.5. Технологические мероприятия по совершенствованию процесса электродуговой металлизации коленчатых валов компрессора фреона при восстановлении

Процесс электродуговой металлизации осуществляется с использованием металлаторов с прямоточным распыляющим соплом, которое обеспечивает непрерывную подачу транспортирующего газа (воздуха или азота) в зону плавления проволочных электродов.

В процессе напыления происходит интенсивное воздействие распыляющей струи на распыляемый материал, которое приводит к значительному выгоранию легирующих элементов. Интенсивность окисления увеличивается с ростом давления сжатого воздуха, расстояния от сопла аппарата до напыляемой детали. Это в целом отрицательно влияет на свойства напыленных покрытий.

С целью снижения окислительного воздействия воздушно-распыляющей струи на жидкий металл торцев расплавленных электродов, было предложено использовать струю с импульсной подачей.

Для решения поставленной задачи был разработан блок регулировки времени и расхода подачи транспортирующего газа (Рисунок 5.16).



Рисунок 5.16. Блок регулирования времени и расхода подачи транспортирующего газа (программирующий блок)

Основным элементом блока регулирования времени и расхода подачи транспортирующего газа является регулятор подачи газа (Рисунок 5.17).



Рисунок 5.17. Внешний вид регулятора подачи газа

Сущность конструкции регулятора подачи газа поясняется чертежом (Рисунок 5.18), на котором представлен его осевой разрез.

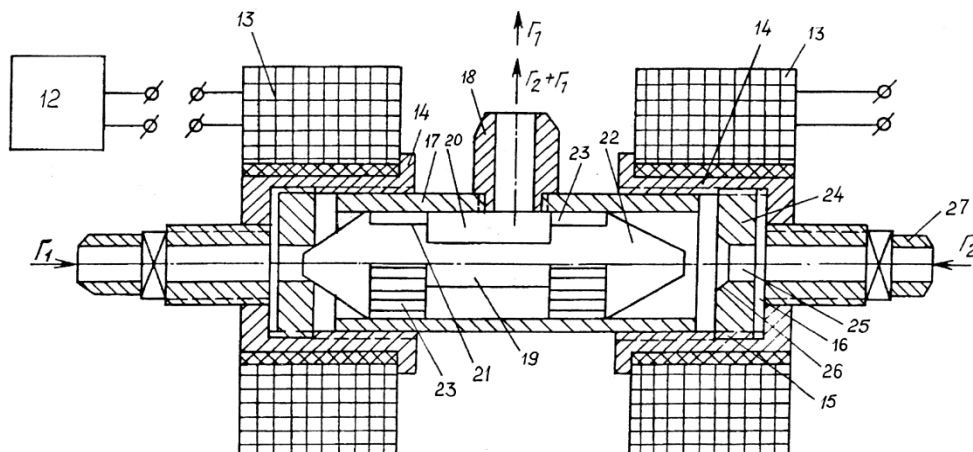


Рисунок 5.18. Конструкция регулятора подачи транспортирующего газа

Регулятор подачи газа состоит из следующих элементов:

- 12 – Источник питания;
- 13 – Электромагнитные катушки;
- 14 – Стаканы;
- 15 – Резьбовой участок;
- 16 – Отверстие в донной части;
- 17 – Полный корпус;
- 18 – Выпускной штуцер;
- 19 – Клапан сердечник для перемещения вдоль оси корпуса;
- 20 – Кольцевая проточка;
- 21 – Цилиндрические участки кольцевой проточки;
- 22 – Торцы конической формы;
- 23 – Продольные канавки;
- 24 – Элемент регулирования хода клапана – сердечника;
- 25 – Осевое отверстие;
- 26 – Коническая проточка осевого отверстия;
- 27 – Впускные штуцеры;

Важным параметром конструкции является требование, чтобы суммарная площадь поперечного сечения продольных канавок была меньше площади поперечного сечения соответствующего впускного штуцера.

Изменяя частоту импульсов тока в обмотках катушек и регулируя положение каждого из колец, осуществляют надежное управление изменением расхода транспортирующего газа.

Такое техническое решение регулятора подачи транспортирующего газа позволило получить пульсирующий режим истечения распыляющей струи в пределах 0–50 Гц. Схема разработанной пульсирующей распыляющей головки представлена на Рисунке 5.19.

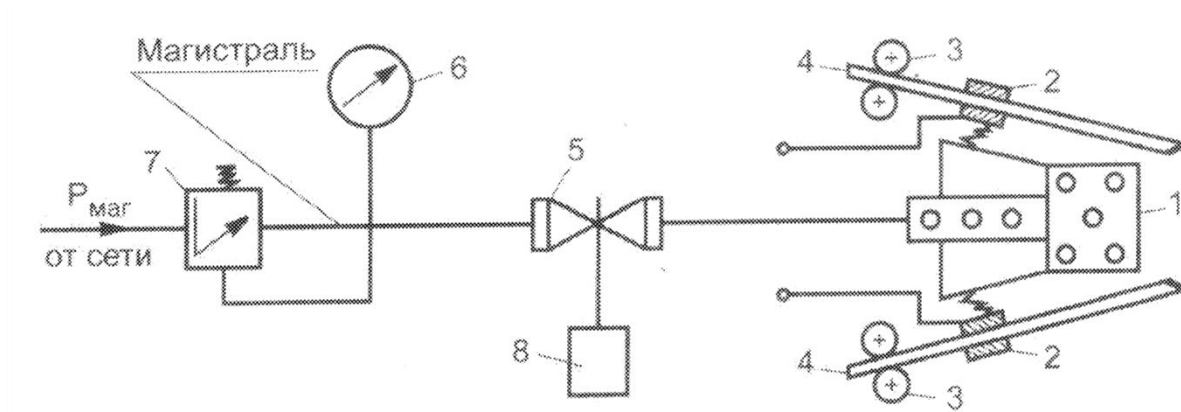


Рисунок 5.19. Схема распыляющей головки с пульсирующей подачей транспортирующего газа:

- 1 – распыляющее сопло; 2 – токоподводы; 3 – ролики; 4 – электродная проволока;
5 – блок регулировки расхода транспортирующего газа; 6 – манометр; 7 – редуктор давления; 8 – источник питания 36 В

Принцип действия распыляющей головки с регулятором расхода транспортирующего газа заключается в следующем: распыляющая головка подключается к магистрали сжатого воздуха $P_{\text{маг}}$, с помощью редуктора 7 устанавливается необходимое для распыления электродного материала (проволоки) 4 давление, контролируемое визуально манометром 6. После установки необходимого давления включается источник питания 8, питающий регулятор расхода транспортирующего газа в программирующем блоке 5.

Для изучения свойств покрытий применяли образцы, полученные металлизацией с варьированием значения расхода распылительной воздушной струи.

Напыление осуществляли на образцы из стали 45 в виде пластин размером 100x100x8 мм. Предварительно поверхность образцов обезжировали бензином для удаления жировых пленок, обдували корундовым песком с последующей обдувкой сжатым осушенным воздухом с целью удаления мелкой пыли.

Напыление проводили с помощью электродугового металлизатора ЭДМ-5М при давлении $P = 0,55$ МПа, силе тока $I = 215-235$ А, напряжении $U = 30-32$ В, скорости подачи проволоки $v = 4,6-5,2$ м/мин.

Расстояние до напыляемого образца 120 мм. Питание дуги осуществлялось от источника ВДУ-506. Твердость покрытий определяли по методу Виккерса на цифровом микротвердомере LM-100 при нагрузке 500 г. Прочность сцепления определяли методом отрыва штифтовой пробы.

Для исследования влияния пульсирующей струи на технологические свойства покрытий использовали проволоки диаметром 2 мм марки 50ХФА.

В ходе проведения исследований получены данные химического состава, прочности сцепления и твердости напыленных покрытий образцов с использованием различных частот воздушно-распыляющей струи. Влияние частоты пульсаций на химический состав покрытий представлено на Рисунке 5.20.

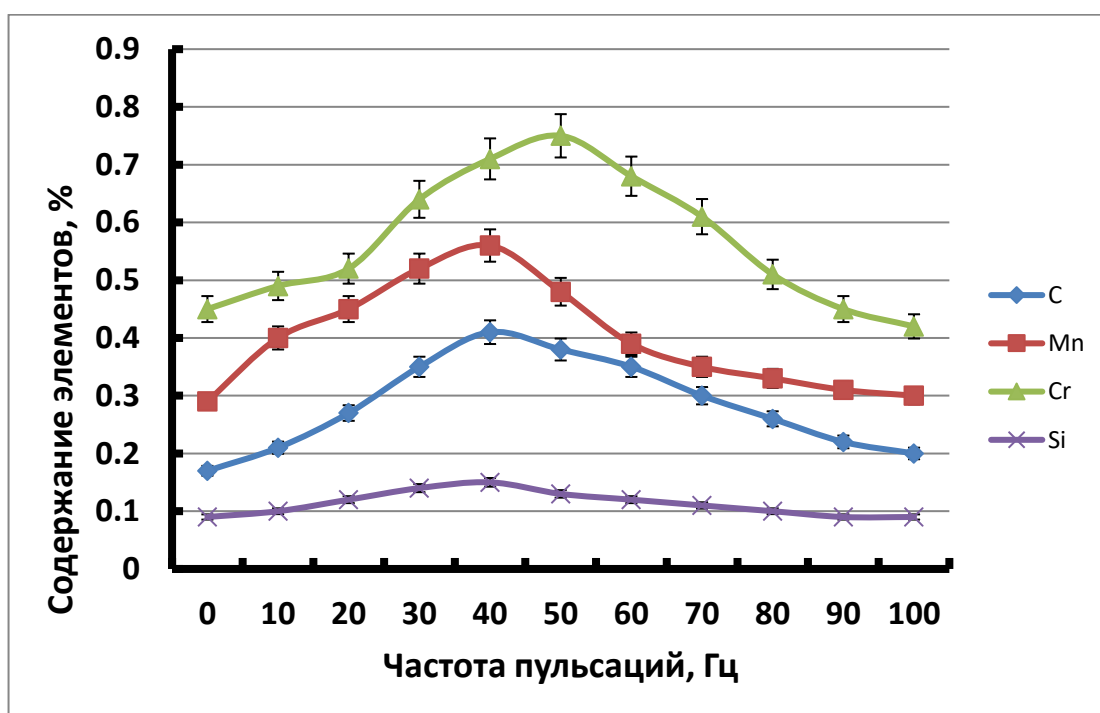


Рисунок 5.20. Химический состав напыленного покрытия проволокой 50ХФА в зависимости от частоты пульсаций струи транспортирующего газа

Представленные графики показывают, что при использовании пульсирующей воздушной транспортирующей струи имеет место увеличение содержания легирующих элементов в покрытии. Так при частоте пульсаций в диапазоне 30–50 Гц содержание углерода возрастает с 0,17% до 0,41%, хрома – с 0,45% до 0,64–0,70%, марганца – с 0,31% до 0,51–0,56%, кремния – с 0,09 до 0,14–0,15%.

Оптимальной частотой пульсаций можно считать диапазон 30–50 Гц, при которых наблюдается минимальное окисление элементов. При увеличении частоты, более 60 Гц, наблюдается увеличение потерь элементов, что обусловлено снижением пауз в следовании очередных импульсов распыления струи.

На Рисунках 5.21 и 5.22 представлены полученные данные о средних значениях прочности сцепления и твердости напыленных покрытий в зависимости от частоты пульсаций транспортирующей воздушной струи.

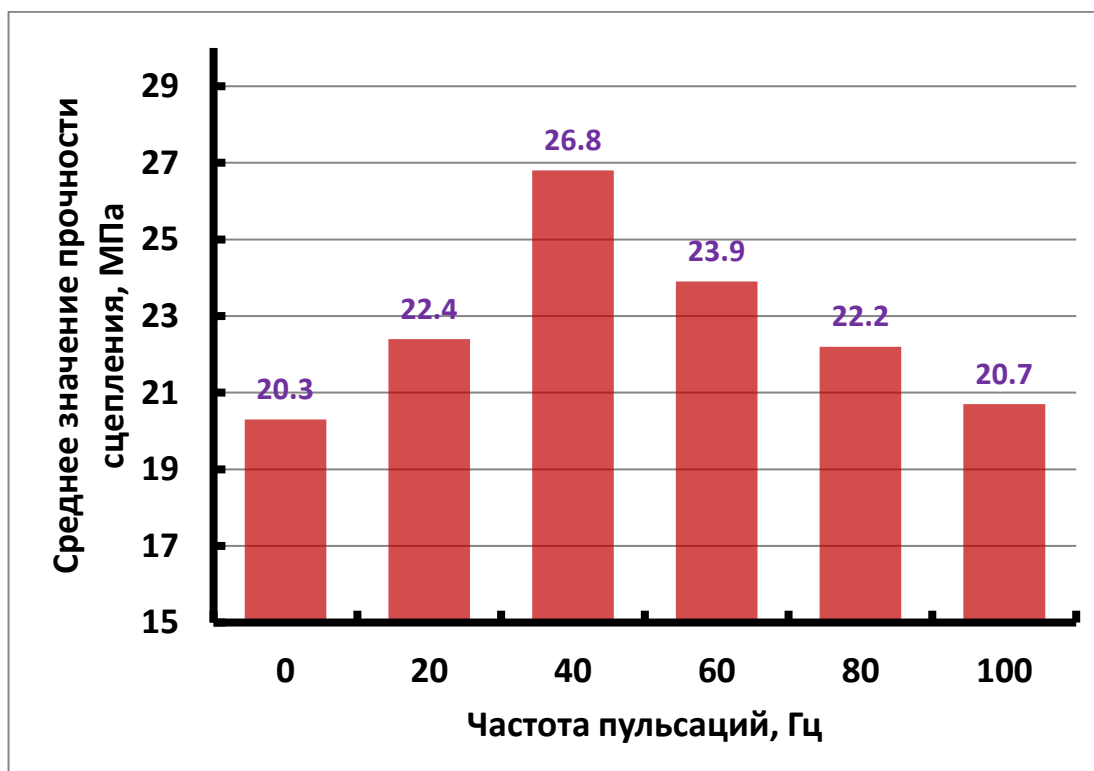


Рисунок 5.21. Зависимость среднего значения прочности сцепления покрытия с подложкой от частоты пульсации транспортирующей воздушной струи

По полученным результатам установлено, что наблюдается повышение прочности сцепления покрытия с подложкой в диапазоне оптимальных частот, что связано с уменьшением окислительного воздействия на распыляемый материал.

Повышение содержания легирующих элементов в покрытии и увеличение его твердости обусловлено более благоприятными условиями формирования капли на торце плавящегося электрода (за счет наличия паузы в следовании

очередных импульсов распыляющей струи) и нанесением их на напыляемую подложку.

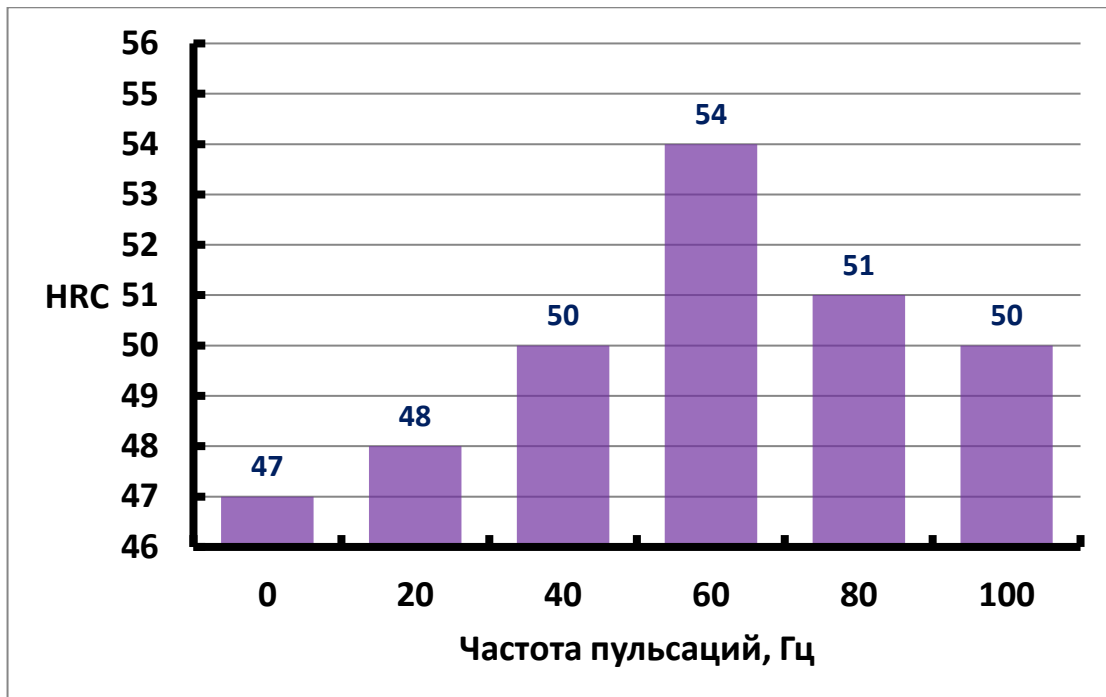


Рисунок 5.22. Зависимость среднего значения твердости покрытия от частоты пульсаций транспортирующей воздушной струи

Разработан опытный образец головки для напыления в пульсирующем режиме для восстановления посадочных мест коленчатых валов.

Перспективным вариантом электродуговой металлизации, требующей своего экспериментального обоснования, является попеременная программируемая подача аэрозольного флюса и пульсирующей транспортирующей воздушной струи.

Современные двухэлектродные металлизаторы имеют серьезные недостатки, свойственные классической схеме их устройства. Недостатки металлизаторов: стабильность их работы полностью зависит от синхронности и скорости движения электродных проволок и их точного взаимного пространственного расположения на выходе из направляющих наконечников. Малейшее нарушение приводит к нарушению горения дуги или к полному ее гашению.

Для повышения стабильности работы металлизатора в его конструкцию заложена идея двух плавящихся проволочных электродов, замыкающихся на третий неплавящийся графитовый электрод [112, 113]. Данная трехэлектродная распылительная головка может быть соединена с любой моделью двухпроволочного металлизатора без изменения механизма подачи двух электродных проволок [112].

На Рисунке 5.23 представлена принципиальная схема распылительной головки трехэлектродного металлизатора, которая состоит из следующих элементов:

- 1 – Камера;
- 2 – Плита;
- 3 – Монтажные окна;
- 4 – Катод (электрод);
- 5 – Анод (электродные проволоки);
- 6 – Трубчатые направляющие;
- 7 – Наконечники;
- 8 – Сопло кольцевое;
- 9 – Полость;
- 10 – Канал кольцевой;
- 11 – Источник подачи воздуха;
- 12 – Сопло центральное;
- 13 – Изоляционная втулка;
- 14 – Воздуховод;
- 15 – Роликовый механизм;
- 16 – Катушки;
- 17 – Фиксирующие винты;
- 18 – Контакты;
- 19 – Контактный зажим;
- 20 – Каналы;
- 21 – Устройство, отвечающее за перемещение электрода.

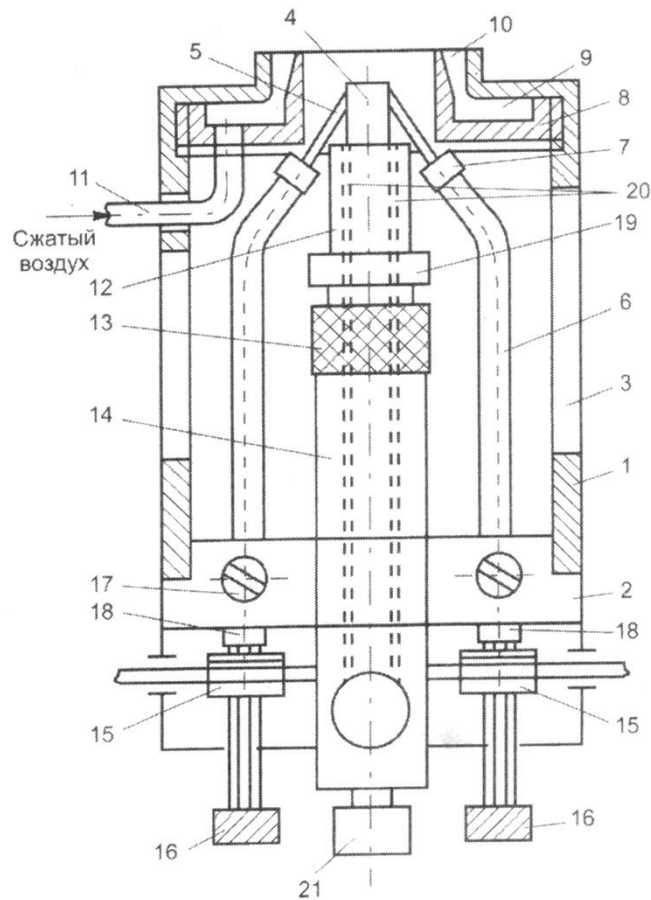


Рисунок 5.23. Схема распылительной головки трехэлектродного металлизатора

Использование в качестве электрода графитового стержня дает возможность повышения твердости металлопокрытия, а также защиты расплавленного металла от окисления за счет сублимации графитового электрода.

Перечисленные меры по совершенствованию технологии восстановления коленчатых валов методом электродуговой металлизации позволили существенно повысить качество восстановленных деталей и продлить гарантированных срок их эксплуатации с 2,5 до 6 лет.

По результатам выполненных исследований разработаны технологические рекомендации по восстановлению коленчатых валов компрессоров фреона методом электродуговой металлизации, а также упрочнения поверхности напыленного покрытия ионной имплантацией, которые используются в серийном производстве на ремонтных предприятиях железнодорожного транспорта.

Выводы к главе 5

1. Металлографический анализ слоя покрытия на шейках вала, полученного электродуговой металлизацией, показал, что в нем присутствует пористость. Установлена тенденция к уменьшению пористости покрытия с увеличением скорости истечения транспортирующей струи из сопла в диапазоне 120–520 м/с.

2. В результате стендовых испытаний установлено, что в условиях, имитирующих цикл работы климатической установки в эксплуатации в железнодорожном составе, срок эксплуатации коленчатых валов без покрытия ограничен 2,5–2,8 года. В тоже время срок эксплуатации коленчатых валов из стали 45 с напыленным слоем составляет 5,3–5,8 года.

3. Проведенные стендовые испытания восстановленных коленчатых валов компрессора фреона показали, что использование ионной имплантации покрытия, полученного электродуговой металлизацией, позволяет продлить срок гарантированной эксплуатации указанных валов до 8 лет.

4. Установлено, что значения весового износа для покрытия, имплантированного ионами титана и ионами катода на основе монотектического сплава меди со свинцом, легированного оловом, близки, особенно в условиях трения с граничной смазкой МС-20.

5. Предложена сборная конструкция коленчатого вала компрессора фреона со съемными противовесами. Использование предложенной сборной конструкции коленчатого вала обеспечивает упрощение механической обработки на универсальном оборудовании.

6. Разработано устройство, позволяющее получить пульсирующий режим воздушно-транспортирующей струи при металлизации с импульсами в диапазоне частот 0–100 Гц.

7. Применение пульсирующей воздушно-транспортирующей струи позволяет снизить потери легирующих элементов, повысить прочность сцепления покрытия с подложкой на 7–12%. Оптимальными частотами,

которые обеспечивают повышение содержания легирующих элементов в покрытии, рост прочности сцепления можно считать 30–60 Гц.

8. Разработаны технологические рекомендации по восстановлению коленчатых валов компрессора фреона электродуговой металлизацией с упрочнением напыленного покрытия ионной имплантацией, которые внедрены в серийное производство на ремонтных предприятиях.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Металлографическим анализом показано, что покрытие при электродуговой металлизации представляет собой слоистый материал, сформированный деформированными частицами, соединенными по контактными поверхностям между собой и с подложкой. Покрытие полученное при электродуговой металлизации имеет высокую пористость (5,56–19,71%) и низкую адгезию; наблюдается местное отслоение покрытия от подложки, а также образование трещин в слое покрытия.

2. Установлено, что прочность сцепления напыленного покрытия с подложкой зависит от метода подготовки поверхности подложки к металлизации и химического состава электродной проволоки, применяемой для формирования напыленного слоя. Наиболее высокие значения твердости напыленного слоя достигаются при использовании электродных проволок марок 40Х13 и 50ХФА на уровне 20,4–22,8 МПа.

3. Прочность сцепления покрытия с подложкой в большой степени зависит от технологии подготовки поверхности подложки к металлизации. Из исследованных способов подготовки поверхности подложки наиболее эффективным является зачистка абразивными кругами и ультразвуковая обработка.

4. Прочность сцепления напыленного слоя с подложкой снижается при окислении подложки и поверхности напыляемых частиц. Для устранения влияния окисления предложено аэрозольное флюсование с введением в транспортирующий газовый поток и дуговой промежуток флюса в виде водного раствора Na_2CO_3 с концентрацией 30–60 г/л и расходом 5–10 мл/мин. Применение аэрозольного флюсования водным раствором Na_2CO_3 позволяет увеличить прочность сцепления покрытия с подложкой на 25–52% при снижении уровня открытой пористости до 3,9–5,8%.

5. Увеличение скорости транспортирующего газового потока со 155 до 355–520 м/с способствует уменьшению размера напыляемых частиц до 30–60 мкм и

повышению прочности сцепления покрытия с подложкой до 50,5–53,1 МПа при открытой пористости 2,5–3,7%.

6. С помощью пакета программ для классической молекулярной динамики LAMMPS выполнено моделирование процесса проникания ионов меди в мишень из железа и рассчитано распределение внедренной примеси по мере удаления от поверхности мишени. Моделирование показало, что на расстоянии от поверхности мишени порядка 130–150 нм наблюдается пик концентрации внедренных ионов меди, после чего концентрация ионов меди постепенно снижается практически до нуля. Расчетная толщина ионно-легированного слоя для флюенса облучения 10^{18} см⁻² составляет 450–520 нм.

7. Экспериментально установлено, что наибольшее снижение износа образцов стали 45 с напыленным покрытием и без него при трении в 5,5–6 раз наблюдается при имплантации ионами титана и сплава Cu–Pb с флюенсом в диапазоне $5 \cdot 10^{16}$ – $3,2 \cdot 10^{17}$ см⁻². Увеличение флюенса свыше $5 \cdot 10^{17}$ см⁻² сопровождается снижением износостойкости имплантированного покрытия.

8. Обнаружено, что в результате полиионной имплантации поверхности напыленного покрытия на основе стали 50ХФА в тонком поверхностном слое протекают существенные концентрационные изменения, с образованием кластеров из внедряемых элементов, а также наблюдается фрагментация структуры на наноуровне.

9. В результате стендовых испытаний установлено, что в условиях, имитирующих цикл работы климатической установки в эксплуатации в железнодорожном составе, срок эксплуатации коленчатых валов без покрытия ограничен 2,5–2,8 года. В тоже время срок эксплуатации коленчатых валов из стали 45 с напыленным слоем составляет 5,3–5,8 года.

10. Разработаны технологические рекомендации на восстановление и упрочнение поверхности коленчатых валов климатической установки железнодорожного пассажирского вагона, которые используются в настоящее время в серийном производстве на ремонтных предприятиях. Снижение

стоимости восстановления коленчатых валов по сравнению со стоимостью новых деталей, увеличение сроков их гарантированной эксплуатации в сочетании с решением локальной задачи импортозамещения в комплексе позволит получить весомый экономический эффект.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Бойко Н.И.* Ресурсосберегающие технологии повышения качества поверхностных слоев деталей машин: учебное пособие для студентов вузов железнодорожного транспорта./Н.И. Бойко. – М: Маршрут, 2006. – 197 с.

2. *Черненко В.И., Снежко Л.А., Папанова И.И.* Получение покрытий анодно-искровым электролизом / В.И. Черненко, Л.А. Снежко, И.И. Папанова. – Л.: Химия: Ленингр. отделение, 1991. – 126 с.

3. Технология наплавки: учебное пособие / *М.В. Чукин, М.А. Полякова, М.П. Барышников*; М-во образования и науки Российской Федерации, Федеральное агентство по образованию, Гос. образовательное учреждение высш. проф. образования «Магнитогорский гос. технический ун-т им. Г.И. Носова». – Магнитогорск, МГТУ, 2007. – 95 с.

4. *Колганов Л.А.* Сварочные работы: Сварка, резка, пайка, наплавка: учебное пособие. / Л.А. Колганов. – М: Дашков и К, 2008. – 408 с.

5. *Зарембо Е.Г.* Сварочное производство : учеб. пособие для студентов вузов ж.-д. трансп. / Е.Г. Зарембо. – М.: Маршрут, 2005. – 237 с.

6. *Соколов Г.Н.* Износ и легирование наплавленного металла: учеб. пособие. / Г.Н. Соколов. – Волгоград: Волгогр. гос. техн. ун-т, 2003. – 91 с.

7. Теоретические основы и практические рекомендации разработки рациональных технологий сварки, наплавки и обработки сплавов резанием: учеб. пособие / *Э.Г. Бабенко*; М-во путей сообщ. Рос. Федерации, Дальневост. гос. ун-т путей сообщ., каф. «Технология металлов». – Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, 2003. – 89 с.

8. *Шехтер С.Я.* Наплавка металлов./ С.Я. Шехтер, А.М. Резницкий – М.: Машиностроение, 1982.– 72 с.

9. *Корчагин И.Б.* Технологии повышения износостойкости и восстановления деталей с использованием источников высокотемпературного нагрева: учеб. пособие. / И.Б. Корчагин. – Воронеж: Воронежский гос. техн. ун-т, 2005. – 146 с.

10. *Чернышов Г.Г.* Сварочное дело: Сварка и резка металлов: учебник. / Г.Г. Чернышов. – М.: Академия, 2003. – 493 с.
11. *Комельков В.Н., Стулов В.В.* Наплавка металлов: учеб. пособие./ В.Н. Комельков, В.В.Стулов. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомол.-на Амуре гос. техн. ун-т, 2002. – 97 с.
12. *Соколов Г.Н.* Способы наплавки и плакирования металлов: учеб. пособие. / Г.Н. Соколов. – Волгоград: Волгогр. гос. техн. ун-т, 2002. – 80 с.
13. Теория и практика нанесения защитных покрытий / П.А. Витязь, В.С. Ивашко, А.Ф. Ильющенко и др. – Минск.: Беларуская наука, 1998. – 583 с.
14. *Толстов И.А., Семиколенных М.Н., Баскаков Л.В.* Износостойкие наплавочные материалы и высокопроизводительные их способы их обработки. / И.А. Толстов, М.Н. Семиколенных, Л.В. Баскаков – М.: Машиностроение, 1992. – 220 с.
15. *Канарчук В.Е., Чигринец А.Д., Голяк О.Л.* Технология и оборудование для восстановления и повышения износостойкости автотракторных деталей при ремонте: учеб. пособие по спец. 12.06 «Оборуд. и технология повышения износостойкости» и 15.05 «Восстановление деталей машин и аппаратов» / В.Е. Канарчук, А.Д. Чигринец, О.Л. Голяк. – Киев: УМКВО, 1991. – 86 с.
16. Восстановление автомобильных деталей: Технология и оборудование: Учеб. для вузов / В.Е. Канарчук, А.Д. Чигринец, О.Л. Поляк, П.М. Шоцкий. – М.: Транспорт, 1995. – 303 с.; ISBN 5-277-01574-4.
17. *Людаговский А.В.* Газотермическое напыление покрытий: учеб. пособие. / А.В. Людаговский. – М.: Российский гос. открытый технический ун-т путей сообщ., 2006. – 43 с.
18. *Пузряков А.Ф.* Теоретические основы технологии плазменного напыления: учебное пособие для студентов высших учебных заведений. / А.Ф. Пузряков. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 375 с.
19. *Бобров Г.В., Ильин А.А.* Нанесение неорганических покрытий. Теория, технология, оборудование : учеб. пособие. / Г.В. Бобров, А.А. Ильин. – М.: Интернет Инжиниринг, 2004. – 623 с.

20. *Кудинов В.В., Бобров Г.В.* Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование. / В.В. Кудинов, Г.В. Бобров – М.: Металлургия, 1992. – 432 с.
21. *Хасуй А., Моригаки О.* Наплавка и напыление [пер. с яп. В.Н. Попова]; под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.
22. *Барвинок В.А.* Плазма в технологии, надежность, ресурс. / В.А. Барвинок. – М.: Наука и технологии, 2005. – 316 с.
23. Повышение ресурса цилиндрических втулок и поршневых колец судовых дизелей с использованием метода плазменного напыления: Монография / Ю.И. Матвеев; М-во трансп. Рос. Федерации. Гос. служба реч. флота. Волж. гос. акад. вод. трансп. – Н.Новгород: Изд-во ВГАВТ, 2002. – 126 с.
24. *Лясников В.Н.* Плазменное напыление / В.Н. Лясников, А.Ф. Большаков, В.С. Емельянов. – Саратов: Изд-во Сарат. ун-та, 1992. – 235 с.
25. *Соснин Н.А., Тополянский П.А., Вичик Б.Л.* Плазменные покрытия: (Технология и оборудование) / Н.А. Соснин, П.А. Тополянский, Б.Л. Вичик. – СПб.: ДНТП, 1992. – 25 с.
26. *Поляк М.С.* Технология упрочнения. Технологические методы упрочнения. В 2т. / М.С. Поляк. – СКРИПТ, Машиностроение, 1995. – Т.1 – 832 с. Т2 – 668 с.
27. *Никитин М.М.* Технология и оборудование вакуумного напыления. / М.М. Никитин. – М.: Металлургия, 1992. – 110 с.
28. *Бабенко Э.Г., Верхотуров А.Д.* Особенности формирования покрытий на металлах методом электроискрового легирования. / Э.Г. Бабенко, А.Д. Верхотуров. – Владивосток: Дальнаука, 1998. – 88 с.
29. *Верхотуров А.Д.* Физико-химические основы процесса электроискрового легирования металлических поверхностей. / А.Д. Верхотуров. – Владивосток: Дальнаука, 1992. – 173 с.
30. *Черненко В.И., Снежко Л.А., Папанова И.И.* Получение покрытий анодно-искровым электролизом / В.И. Черненко, Л.А. Снежко, И.И. Папанова. – Л.: Химия: Ленингр. отд-ние, 1991. – 126 с.

31. *Верхотуров А.Д.* Физико-химические основы эрозии материалов при электроискровом легировании / А.Д. Верхотуров. – Владивосток: ДВО АН СССР, 1991.– 65 с.

32. *Верхотуров А.Д.* Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании./ А.Д. Верхотуров. – Владивосток: Дальнаука, 1995. – 323 с.

33. *Николенко С.В., Верхотуров А.Д.* Новые электродные материалы для электроискрового легирования. /С.В. Николенко, А.Д. Верхотуров.– Владивосток: Дальнаука, 2005.– 217 с.

34. *Верхотуров А.Д., Бабенко Э.Г.* Твердость легированного слоя после электроискрового легирования металлических поверхностей; Препринт / А.Д. Верхотуров, Э.Г. Бабенко Институт машиноведения и металлургии ДВО АН СССР. – Владивосток. 1991. – 53 с.

35. *Мулин Ю.И., Верхотуров А.Д.* Электроискровое легирование рабочих поверхностей инструментов и деталей машин электродными материалами, полученными из минерального сырья. / Ю.И. Мулин, А.Д. Верхотуров. – Владивосток: Дальнаука, 1999.– 108 с.

36. *Козырь А.В., Глабец Т.В., Верхотуров А.Д.* Жаростойкость и коррозионная стойкость сталей после электроискрового легирования / А.В. Козырь, Т.В. Глабец, А.Д. Верхотуров. – Благовещенск: изд-во АмГУ, 2006. –286 с.

37. *Толстов И.А., Коротков В.А.* Справочник по наплавке. / И.А. Толстов, В.А. Коротков – Челябинск: Металлургия: Челяб. отд-ние, 1990. –381 с.

38. *Лазаренко Б.Р., Михайлов В.В., Гитлевич А.Е.* Лазерное воздействие на покрытия, полученные методом электроискрового легирования. // Электронная обработка материалов.– 1978. – №3. – С.24–25.

39. Восстановление автомобильных деталей: Технология и оборудование: Учеб. для вузов / В.Е. Канарчук, А.Д. Чигринцев, О.Л. Голяк, П.М. Шоцкий. – М.: Транспорт, 1995. – 303 с.

40. Газотермическое напыление : учеб. пособие / кол. авторов; под общей ред. Л.Х. Балдаева. – М.: Маркет ДС, 2007. – 344 с.

41. *Гусева М.И.* Технологические аспекты ионной имплантации в металлах // *Металлы*. 1993. – №3. – С.141–149.

42. Эффекты дальнего действия в ионно-имплантированных металлических материалах / *А.Н. Диденко и др.*: отв. ред. Ю.Р. Колобов. – Томск: Издательство науч.-техн. лит., 2004. – 213 с.

43. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / под ред. Дж. М. Поута и др.: пер. с англ. Н.К. Мышкина и др.: под ред. А.А. Углова. – М.: Машиностроение, 1987. – 424 с.

44. Ионная имплантация: Сб. ст. / Под ред. *Дж. К. Хирвонена*; [пер. с англ. И.Я. Бокшицкого и др.] – М.: Металлургия, 1985. – 125 с.

45. Повышение триботехнических свойств пары трения «сталь 38ХНЗМФА–полиамид ПА-66» при поверхностной обработке металлической составляющей композиционными ионными пучками. / *В.П. Сергеев, М.В. Федорищева, А.Р. Сунгатулин и др.* // *Физическая мезомеханика* 9. Спец. Выпуск – 2006. – С.149-152.

46. *Васильева Е.В., Савичева С.М., Крюкова И.В.* Повышение износостойкости стали ШХ15 ионной имплантацией: *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1987. – № 1. – С.59-62.

47. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев / *А.В. Белый, Г.Д. Карпенко, Н.К. Мышкин*. – М.: Машиностроение, 1991. – 208 с.

48. A comparison of the wear behavior of Ag, B, C, N, Pb and Sn implanted steels with 1.5% to 18% chromium / *A. Kluge, K. Langguth, R. Ochner, K. Kobs, H. Ryssel* // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B*: – 1989. – 39. P. 531-534.

49. Examination of wear, hardness and friction of nitrogen-, boron-, carbon-, silver-, lead- and tin-implanted steels with different chromium contents / *A. Kluge, K. Langguth, R. Ochner, K. Kobs, H. Ryssel* // *Materials Science and Engineering: A* 1989. Vol. 115. P. 261-265

50. Wear resistance of nitrogen-implanted steels / *H. Dimigen, K. Kobs, R. Leutenecker, H. Ryssel, P. Eichinger* // *Materials Science and Engineering* –1985. – V. 69. P. 181-190.

51. Сопротивление контактному и усталостному разрушению модифицированных ионами азота хромистых сталей / *П.А. Витязь, А.В. Белый, В.А. Кукареко, Ю.П. Шаркеев* // *Физическая мезомеханика* 7. Спец. Выпуск Ч. 2 – 2004. С. 149-152.

52. Ultrahigh dose N-implanted Fe and stainless steel / *R. Wei et al.* // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. 1991. V.59 – 60. P. 731

53. Phase transformations of a nitrogen-implanted austenitic stainless steel (X10 CrNiTi 18-9) / *R. Leutenecker, G. Wagner, T. Louis, U. Gonser, L. Guzman, A. Molinari* // *Materials Science and Engineering*: 1989. V. A115. P. 229-244.

54. *Fayeulle S., Treheux D.* Friction and wear of a nitrogen implanted austenitic stainless steel // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B*. 1987. V. B19/20. P. 216-220.

55. *Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П., Кукареко В.А.* Сравнительное исследование частиц износа и поверхностей трения, формирующихся в процессе трения и износа неимплантированной и ионно-имплантированной стали 45. / *Физическая мезомеханика* 5. – 2002. – С.59-70

56. *Гриценко Б.П., Круковский К.В., Кашин О.А.* Деформационное поведение ионно-имплантированных α -железа и стали 45 при трении и износе в условиях подавления акустических колебаний. / *Физическая мезомеханика* 7. Спец. Выпуск Ч. 1- 2004. – С.415-418.

57. *Гриценко Б.П., Кашин О.А.* Влияние высокодозной ионной имплантации и акустических колебаний в трибосистеме на деформационное поведение и износостойкость стали 45. / *Известия Томского политехнического университета*. – 2004. – Т. 307. – № 4. – С.121-125.

58. *Kobs K., Dimigen H., Denisstn C.J.M., Gerritsen E. et al.* // *Appl. Phys. Lett.* – 1990. – V. 57. – № 16. – P. 1622–1624.

59. *Sioshansi P., Au J.J.* Improvements in Sliding Wear for Bearing-grade Steel Implanted with Titanium and Carbon // *Materials Science and Engineering*: –1985. – V. 69. – P.161–166.

60. Нанотвердость и износостойкость высокопрочных сталей 38ХНЗМФА и ШХ-15 имплантированных ионами (Al+B), (Ti+B), Ti / *В.П. Сергеев, А.Р. Сунгатулин, О.В. Сергеев, Г.В. Пушкарева* // *Известия Томского политехнического университета*. 2006. Т. 309. № 1.– С.120-125.

61. Повышение триботехнических свойств пары трения «сталь 38ХНЗМФА–полиамид ПА-66» при поверхностной обработке металлической составляющей композиционными ионными пучками. / *В.П. Сергеев, М.В. Федорищева, А.Р. Сунгатулин и др.* // *Физическая мезомеханика* 9. Спец. Выпуск – 2006. – С.149-152

62. Влияние обработки пучками ионов (Cr+B) поверхностного слоя стали 38ХНЗМФА на износостойкость / *А.Р. Сунгатулин, В.П. Сергеев, М.В. Федорищева, О.В. Сергеев* // *Известия Томского политехнического университета*. 2009. Т. 315. № 2. – С.134-137.

63. Hirano M., Miyake Sh. // *Nucl. Instrum. and Meth. B.* - 1989. - 39.- P. 540.

64. Изменение микрогеометрии, микротвердости и коэффициента трения нержавеющей стали после облучения ионами средних энергий / *Б.Г. Владимиров, М.И. Гусева, С.А. Звонков, В.М. Щавелин* // *Поверхность. Физика, химия, механика*. 1986. № 5.– С. 139–141.

65. О поверхностном упрочнении инструментальных сталей непрерывными и импульсными потоками ионов / *И.Г. Романов, А.И. Рябчиков, И.Н. Царева, Г.М. Романова, Е.П. Москвичев* // *Металлы*. 1993. № 3.– С.113–121.

66. Microhardness and nitrogen profiles in ion implanted tungsten carbide and steels / *G. Dearnaley, F.J. Minter, P.K. Rol et al.* // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. 1985. № 7/8. P. 188-195.

67. *Hartley N.E.* Ion implantation and surface modification in tribology // *W. Wear* 1975. V. 34. P. 427- 434.

68. Взаимодействие атомных частиц с твердым телом / *А.В. Павлов, П.В. Павлов, Е.И. Зорин, Д.И. Тетельбаум* // Ч. 2. Киев, 1974. Т. 1. – С.114-116.
69. Iwaki M., Hayashi H., Kohno A., Namba S. Proc. 1st conf. on ion beam modification on materials. Budapest. 1978. V. 3. P. 1981-1990.
70. *Гусева М.И.* Ионная имплантация в металлах // Поверхность. Физика, химия, механика. 1982. № 4.–С.27–50.
71. The microstructure of type 304 stainless steel implanted with titanium and carbon and its relation to friction and wear tests / *L.E. Pope, F.G. Yost, D.M. Follstaedt et al.* // Thin Solid Films Vol.107. 3. 1983. P. 259-267.
72. *Kustas F.M., Mirsa M.S.* Application of ion implantation to improve the wear resistance of 52100 bearing steel // Thin Solid Films. 1984. 122. P. 279-286.
73. *Singer I.L., Jeffries R.A.* Composition and sliding contact behavior of oxidized titanium-implanted 52100 steel // Materials Science and Engineering: A 1989. Vol. 115. P. 279-284.
74. The microstructure of type 304 stainless steel implanted with titanium and carbon and its relation to friction and wear tests / *D.M. Follstaedt, L.E. Pope, J.A. Knappa, S.T. Picraux and F.G. Yost* // Thin Solid Films. 1983. 107. P. 259-267.
75. *Олефиренко Н.А., Овчинников В.В.* Восстановление деталей систем кондиционирования подвижного состава железнодорожного транспорта электродуговой металлизацией. // Научная перспектива. 2011.–№12.–С.71–73.
76. *Олефиренко Н.А., Овчинников В.В.* Восстановление методом сверхзвуковой электродуговой металлизации коленчатых валов компрессоров системы кондиционирования воздуха пассажирского вагона. // Инновационные технологии в машиностроении: проблемы, задачи, решения : сборник научных трудов / гл. ред. А.Н. Емелюшин; отв. Ред. А.А. Веселовский. – Орск, Издательство Орского гуманитарно-технологического института (филиала) ОГУ, 2012. – 210 с. ISBN 978-5-8424-0609-8. С.42–46.
77. Исследование свойств ионно-имплантированных сталей / *Б.Г. Владимиров, М.И. Гусева, А.В. Федоров и др.* // Поверхность. Физика, химия, механика. 1983. Т. 7. – С. 123-128.

78. *Владимиров Б.Г., Гусев В.М., Цыпленков В.С.* Влияние бомбардировки ионами He, Ni и Cr на коррозионное растрескивание нержавеющей стали // Атомная энергия, 1979. Т. 47. – С. 50-53.

79. Федоров А.В., Васильева Е.В., Владимиров Б.Г., Гусева М.И., Савичева С.М., Терентьев В.Ф. Исследование свойств поверхности стали после ионной имплантации / Поверхность. Физика, химия, механика. 8. – 1983. – С. 123-131.

80. Follstaedt D.M., Knapp J.A., Pope L.E. et al. // Nucl. Instrum. And Meth. B. 1989. – 42. – P. 205.

81. Федорищева М.В., Сергеев В.П., Попова Н.А., Козлов Э.В. Структура и фазовый состав поверхностного слоя стали 38ХНЗМФА, после обработки пучком ионов Mo+W/ Электронный журнал. Фазовые переходы, упорядоченные состояния и новые материалы – 2008.

82. *Григоров А.И., Елизаров О.А.* Ионно-вакуумные износостойкие покрытия. Обзор. НИИМаш. 1979. – 48 с.

83. *Комаров Ф.Ф., Никифорова Л.Г.* Ионно-лучевая модификация металлов / – Минск: БелВНИТИ. 1990. – 64 с.

84. *Овчинников В.В., Козлов Д.А., Якутина С.В.* Исследование свойств поверхности стали 30ХГСН2А после имплантации ионами меди. // Машиностроение и инженерное образование. 2009. № 2.– С.7–13.

85. *Козлов Д.А., Якутина С.В., Овчинников В.В.* Влияние ионной имплантации на износостойкость и антифрикционные свойства деталей из стали 30ХГСН2А / Материалы 11 Международной научно-практической конференции “Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня”. 14-17 апреля 2009 г. С. 219-226.

86. Влияние последовательности имплантирования ионов меди и свинца на их распределение в поверхностном слое и свойства стали 30ХГСН2А / *С.В. Якутина, В.В. Овчинников, Д.А. Козлов, А.С. Немов* // Материалы 12 Международной научно-практической конференции “Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов,

оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня”. 13-16 апреля 2010 г. С.244-252.

87. Якутина С.В., Козлов Д.А., Овчинников В.В. Влияние технологии имплантации на глубину проникновения ионов меди и свинца в поверхностный слой стали 30ХГСН2А / Международная конференция “Молодые ученые — промышленности, науке, технологиям и профессиональному образованию: проблемы и новые решения”. Сборник научных докладов VIII Международной научно-практической конференции. Ч 2. М.: МГИУ. 2010 С.55-60.

88. Влияние имплантации ионов меди и свинца на свойства стали 30ХГСН2А / С.В. Якутина, В.В. Овчинников, Д.А. Козлов, А.С. Немов // Машиностроение и инженерное образование.– 2010.– №4.– С.38–45.

89. Свойства и состав поверхности стали 30ХГСН2А в зависимости от дозы облучения ионами меди и свинца / С.В. Якутина, В.В. Овчинников, Д.А. Козлов, А.С. Немов // Известия МГИУ.2010.№3. С.15-20.

90. Овчинников В.В., Ключкин М.К., Боровин Ю.М., Учеваткина Н.В. Повышение эксплуатационных свойств сварных соединений ленточных пил из стали CR400 ионной имплантацией. //

91. Овчинников В.В., Козлов Д.А., Якутина С.В. Влияние последовательности имплантации ионов меди и свинца на их распределение в поверхностном слое стали 30ХГСН2А. //

92. Боровин Ю.М., Овчинников В.В. Ионная имплантация поверхностных слоев деталей машин. // Научно-технические технологии. 2011.–№6.–С.29–39.

93. Авраамов Ю.С., Кравченко А.Н., Королёв С.Ю., Лукьяненко Е.В., Овчинников В.В., Шляпин А.Д. Получение наукоёмких материалов на основе системы несмешивающихся компонентов Cu–Pb для изготовления катодов ионного имплантера. // Научно-технические технологии в машиностроении. 2012. №3. С.44-48.

94. Боровин Ю.М., Овчинников В.В., Лукьяненко Е.В., Якутина С.В., Немов А.С. Особенности процесса ионной имплантации стали 30ХГСН2А

монотектическим сплавом меди со свинцом. // Сборник материалов 14-й Международной научно-практической конференции «Технология упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика. Санкт-Петербург. Апрель 2012. ч.2 – С.33-37.

95. *Серикова Е.А., Овчинников В.В., Якутина С.В.* Влияние имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, дополнительно легированным оловом, на износостойкость стали 30ХГСН2А. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. №4. С.27-31.

96. *Серикова Е.А., Лукьяненко Е.В., Якутина С.В., Овчинников В.В., Половникова А.А.* Повышение износостойкости деталей из стали 30ХГСН2А путем имплантации ионов сплава Cu₆₄Pb₃₆, легированного оловом. // Известия МГИУ. Естественные и технические науки. –№ 3(26) 2012. –С.28–31.

97. *Овчинников В.В., Якутина С.В., Боровин Ю.М., Лукьяненко Е.В., Королев С.Ю.* Модификация поверхности деталей из стали 30ХГСН2А имплантацией ионами меди и свинца из монотектического сплава Cu – Pb. // Materiály VIII mezinárodní vědecko - praktická konference „Dny vědy - 2012“. - Dill 93.Technické vědy: Praha. Publishing House „Education and Science“ s.r.o – 80 stran.c.9-15.

98. *Лукьяненко Е.В., Овчинников В.В., Боровин Ю.М., Якутина С.В.* Влияние контактного легирования монотектического сплава Cu–Pb, применяемого для изготовления катода имплантера, на распределение имплантируемых ионов в поверхностном слое стали 30ХГСН2А. // Научные технологии в машиностроении, 2013.№2.–С.3-8.

99. *Лукьяненко Е.В., Овчинников В.В., Боровин Ю.М., Якутина С.В.* Влияние ионной имплантации на коррозионную стойкость деталей из стали 30ХГСН2А. // «Инновационные материалы и технологии в машиностроительном производстве: материалы II Международной заочной конференции. – Орск: Издательство ОГУ, 2013. – С.35-39.

100. *Овчинников В.В., Боровин Ю.М., Якутина С.В., Лукьяненко Е.В., Козлов Д.А., Парфеновская О.А.* Влияние имплантации ионами меди и свинца на коррозионную стойкость стали 30ХГСН2А. // Материалы 15-й Международной

научно-практической конференции «Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика». Часть 2 Санкт-Петербург, 16–19 апреля 2013 г. – 207–213.

101. *Овчинников В.В., Боровин Ю.М., Лукьяненко Е.В., Истомин-Костровский В.В.* Механизм формирования структуры поверхностного слоя при имплантации стали 30ХГСН2А ионами меди, свинца и олова. // *Materialy IX Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji "WSCHODNIE PARTNERSTWO–2103"*; *Techniczne nauki*, Vol. 35, p.10-16.

102. *Лукьяненко Е.В., Овчинников В.В., Истомин-Костровский В.В., Боровин Ю.М., Скакова Т.Ю.* Влияние многоэлементной ионной имплантации на структуру поверхностного слоя и износостойкость деталей из стали 30ХГСН2А. // *Машиностроение и инженерное образование*. 2014. №1. С.8-15.

103. *Браун Я.М.* Физика и технология источников ионов / под ред. Я.М. Брауна. – М.: Мир, 1998. – 496 с.

104. *Арбузов Н.М.* Высокоинтенсивный частотно-импульсный ускоритель ионов на основе вакуумной дуги / Арбузов Н.М., Исаев Г.П., Рябчиков А.И. // *ПТЭ*, 1988. – №5. – С.28-31.

105. *Кудинов В.В., Иванов В.М.* Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. – М.: Машиностроение, 1981. – 192с.

106. *Быковский О.Г., Ершов А.В., Лантева А.Н., Глотка А.Н.* Определение температуры частиц при плазменном напылении токоведущей проволокой. // *Заготовительные производства в машиностроении*, №5, 2013. – С.12-14.

107. *Физические величины: Справочник.* / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

108. *Чиркин В.С.* Теплофизические свойства материалов. Справочное руководство. – М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1959. – 356 с.

109. *Кудинов В.В.* О температуре и скорости частиц при плазменной металлизации. // *Сварочное производство*, 1965, №8. – С.4-5.

110. Andreas Schtze, James Y. Leong, Steven E. Babayan, Jaeyoung Park, Gary S. Selwyn, and Robert F. Hicks. The Atmospheric – Pressure Plasma Jet: A Review and Comparison to Other Plasma Sources. IEEE Transactions on Plasma Science, vol 26, NO 6, December 1998, p. 1685-1694.

111. Патент на полезную модель №139509. Коленчатый вал. / Рожков А.Ю., Олефиренко А.В., Олефиренко Н.А., Овчинников В.В. – Приоритет 08.10.2012; Зарегистрировано 19.03.2014 №2012142977; Патентовладелец – авторы

112. *Литовченко И.Н.* и др. Электродуговой металлатор нового типа // Сварочное производство, 1998. № 7. С. 10–21.

113. Литовченко И.Н. Трехэлектродный электродуговой металлатор – инновационный проект // Сварочное производство, 2015. №7. – С.29–32.

114. *Крагельский И. В.* Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.

115. *Гудремон Э.* Специальные стали : в 2 т. М.: Металургиздат, 1959–1960.

116. *Масловский Н. М.* Исследование свойств напыленных покрытий // Применение плазменных процессов и порошковых покрытий в промышленности : тезисы докладов НТК. Свердловск, 1988. С. 96–97.

117. ISO 4022: 1987. Permeable sintered metal materials. Determination of fluid permeability.

118. *Гудмен Э.* Испытания и контроль покрытий // Высокотемпературные неорганические покрытия. М.: Металлургия, 1968. С. 272–280.

119. *Барановский В. Э.* Разработка технологии процесса нанесения антифрикционных покрытий активированной дуговой металлацией : автореф. дис. канд. техн. наук. Минск, 1986. 16 с.

120. *Стручков Н.Ф., Лебедев Д.И., Винокуров Г.Г.* Исследование открытой пористости газотермических покрытий с модифицирующими добавками. // ПРИРОДНЫЕ РЕСУРСЫ АРКТИКИ И СУБАРКТИКИ, Т.23, №1, 2018 – С.81–86.

121. ГОСТ 9.304–87. Покрытия газотермические. Общие требования и методы контроля. М.: Изд-во стандартов, 1990.

122. *Никифоров Г. Д.* Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972. 264 с.

123. *Коробов Ю. С., Полякова А. М., Яковлева И. Л., Счастливец В. М.*, Исследование структуры и свойств переходной зоны в алюминиевых деталях с напыленным стальным покрытием // Сварочное производство. 1996. № 12. С. 20–22.

124. *Кудинов В.В., Бобров Г.В.* Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование. – М.: Металлургия, 1992. – 432 с.

125. *Барвинок В.А.* Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.

126. *Панин В.Е., Клименов В.А., Псахье С.Г. и др.* Новые материалы и технологии. Конструирование новых материалов и упрочняющих технологий. – Новосибирск: ВО «Наука». Сибирская издательская фирма, 1993. – 152 с.

127. *Калита В.А., Балдаев Л.Х., Лупанов В.А., Шатов А.П.* Методы оценки подготовки поверхности деталей под газотермическое напыление // Технология машиностроения. – 2005. – № 4. – С. 31-33.

128. *Гавриленко Т.П., Ульяницкий В.Ю.* Значение рельефа поверхности в формировании покрытия при соударении нагретых частиц с подложкой // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. – № 12. – С. 12-18.

129. *Kovalevskaya Zh.G., Klimenov V.A., Zaitsev K.V.* Research of surface activating influence on formation of adhesion between gas-thermal coating and steel substrate // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2015. – V. 91. – 8 p.

130. *Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф.* Экспериментальное исследование деформации и соединения микрочастиц с преградой при высокоскоростном ударе // Прикладная механика и техническая физика. – 2000. – Т. 41. – № 2. – С. 47-52.

131. *Хлуденьков В.Н., Шоркин В.С.* Влияние геометрической формы неровности поверхности детали на прочность сцепления покрытия с основой // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – №1. – С. 17-20.

132. *Синолицин Э.К.* Получение прочного сцепления с подложкой при низкоскоростном газопламенном напылении жидких металлических частиц. II. Объемная диффузия // *Физика и химия обработки материалов.* – 2003. – № 1. – С. 49-52.

133. *С.В. Марутянов, И.А. Бойко, А.И. Голубев.* Активация поверхности стали путем ее ударной обработки // *Физика и химия обработки материалов* – 1988. – №2. – С. 74-78.

134. *Лотков А.И., Батулин А.А., Гришков В.Н. и др.* Дефекты структуры и мезорельеф поверхности никелида титана после интенсивной пластической деформации ультразвуковым методом // *Физическая мезомеханика.* – 2005. – Т. 8. – Спец. выпуск – С. 109-112.

135. *Лотков А.И., Батулин А.А., Гришков В.Н., Ковалевская Ж.Г., Кузнецов П.В.* Влияние ультразвуковой пластической обработки на структурно-фазовое состояние поверхности никелида титана // *Письма в ЖТФ.* – 2005. – Т. 31. – Вып. 21. – С. 24-29.

136. *Бобарикин Ю. Л., Иноземцева Н. В., Базилеева Н. И.* Исследование активации поверхности металлического основания при его плакировании порошковыми покрытиями // *Вестник гомельского технического университета* – 2007. – Т. 29. – №2. – С. 22-28.

137. *Токарев А.О.* Структурные особенности и фрактографический анализ алюминиевого покрытия, полученного методом холодного газодинамического напыления // *Технология металлов.* – 2000. – № 12. – С. 25-31.

138. *Рабинович В. А., Хавин З. Л.* Краткий химический справочник. Л.: Химия, 1978.

139. *Соловьев Р.Ю., Воробьев П.А., Литовченко Н.Н.* Металлокаротермические методы снижения окисления диспергированного металла при электродуговой металлизации. // *Сварочное производство.* 2021. – №3. – С.42–43.

140. *Физическая* сущность и условия сцепления частиц металлического

порошка с подложкой при газодинамическом напылении / В. П. Лялякин, Н. Н. Литовченко, А. С. Саблуков и др. // Технология металлов. 2006. № 5. – С.13–18.

141. Структура и триботехнические характеристики покрытий, полученных электродуговой металлизацией с использованием порошковой проволоки / В. И. Похмурский, В. М. Довгунук и др. // Автоматическая сварка. 2003. № 8. С. 13–17.

142. Разработка и применение порошковых проволок для активированной дуговой металлизации / Ю. С. Коробов, А. С. Прядко, А. Е. Черепко и др. // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки : материалы 8-й МНТК. СПб., 2001. С. 96–98.

143. *Тургдоган Е.Т.* Физическая химия высокотемпературных процессов. М.: Металлургия, 1985. 344 с.

144. *Бороненков В. Н., Коробов Ю. С.* Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности : монография. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2012. 268 с.

145. *Бороненков В. Н., Коробов Ю. С.* Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности : монография. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2012. 268 с.

146. Патент России № 2047395, МКИ5 В 05В 7/22. Распылительная головка электродугового металлизатора / Ю. С. Коробов, В. Н. Бороненков, В. Э. Барановский // Оpubл. 1995. Бюл. № 31.

147. L. Himics, S. Tóth, M. Veres, A. Tóth, M. Koós Effective implantation of light emitting centers by plasma immersion ion implantation and focused ion beam methods into nanosized diamond // Applied Surface Science, № 328, 2015, - C577–582.

148. Lisa Gamer, Christoph E. Düllmann, Christian Enss, Andreas Fleischmann, Loredana Gastaldo, Clemens Hassel, Sebastian Kempf, Tom Kieck, Klaus Wend Simulation and optimization of the implantation of holmium atoms into metallic magnetic microcalorimeters for neutrino mass determination experiments // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A, № 854, 2017, - C139 -148.

149. S.K. Sharma, P.K. Pujari Embedded Si nanoclusters in α -alumina synthesized by ion implantation: An investigation using depth dependent Doppler broadening spectroscopy // Journal of Alloys and Compounds, № 715, 2017, - C247 – 253.

150. <http://www.srim.org/> – SRIM (дата последнего обращения 10.06.2019).

151. Julien Bordes, Sébastien Incerti, Nathanael Lampe, Manuel Bardiès, Marie-Claude Bordage Low-energy electron dose-point kernel simulations using new physics models implemented in Geant4-DNA // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B, №398, 2017, – C13–20.

152. <http://geant4.cern.ch/> – GEANT 4 (дата последнего обращения 10.06.2019).

153. А.Ю. Куксин, А.В. Янилкин. Образование дефектов в каскадах смещений в молибдене: моделирование методом молекулярной динамики // Физика металлов и металловедение, 2016, Т. 117, № 3, - с. 230-237.

154. <http://lammps.sandia.gov/> – LAMMPS Molecular Dynamics Simulator (дата последнего обращения 10.06.2019).

155. Окунев И.В. Единая теория гравитации и электромагнетизма //СтройМного, 2016. №2 (3). URL: <http://stroymnogo.com/science/economy/edinaya-teoriya-gravitatsii-i-elekt/>.

156. Углов В.В. Радиационные процессы и явления в твердых телах: учеб. пособие / В.В. Углов. – Минск: Вышэйшая школа, 2016. – 188 с.

157. <http://www.ctcms.nist.gov/potentials> – Interatomic Potentials Repository Project (дата последнего обращения 10.06.2019).

158. <http://math.lbl.gov/voro++/> – Voro++ (дата последнего обращения 10.06.2019).

ПРИЛОЖЕНИЯ

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
 ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
 «МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
 (МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХ)

УТВЕРЖДАЮ

АКТ

Проректор по исследованиям и
разработкам, д.ф.-м.н., доцент

№ _____

г. Москва

(место составления)

« _____ » _____ 2021 г



Скворцов А.А.

О внедрении в учебный процесс университета результатов диссертационной работы «Повышение износостойкости рабочих поверхностей коленчатых валов из стали 45 после восстановления электродуговой металлизацией», выполненной ассистентом кафедры «Материаловедение» Олефиренко Никитой Андреевичем.

Мы, нижеподписавшиеся начальник учебно-методического управления, декан факультета машиностроение, заведующий кафедрой «Материаловедение» составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы
(научно-исследовательской или диссертационной)

по теме «Повышение износостойкости рабочих поверхностей коленчатых валов из стали 45 после восстановления электродуговой металлизацией» имеют теоретическое и практическое значение для учебного процесса и внедрены в учебный процесс Московского политехнического университета при обучении студентов направлений подготовки: 22.03.01 «Перспективные материалы и технологии» (дисциплина «Инновационные технологии обработки функциональных материалов») в форме лекции по теме «Газотермическое напыление покрытий».
(направления подготовки: шифры и названия)

Кафедра, внедрившая результаты: «Материаловедение».

Номер протокола и дата заседания кафедры, на котором рассмотрены результаты внедрения: протокол №9 от 21.04.2021.

Начало использования объекта внедрения: 1 сентября 2021 года.

Начальник учебно-методического
управления

(личная подпись)

А.Б. Максимов

Декан факультета,
внедривший разработку

(личная подпись)

Е.В. Сафонов

Заведующий кафедрой

(личная подпись)

В.В. Овчинников

Составлен в 2-х экземплярах:

1-й экземпляр – факультет машиностроения

2-й экземпляр – кафедра «Материаловедение»

**Общество с ограниченной ответственностью
Строительная Компания «МонолитЭнергоМонтаж»
(ООО СК «МЭМ»)**

115088, г. Москва, ул. Шарикоподшипниковская, д. 38, стр. 1, оф. 224

ИНН 7723479067 КПП 772301001 ОГРН 5167746191707

Электронная почта: skmem@mail.ru

Телефон: 8-499-394-41-75

Телефон моб.: 8-905-719-22-99

Исх. № 47 от 01.09.2021 г.

УТВЕРЖДАЮ
Директор ООО СК «МЭМ»

Олефиренко А.В.



АКТ ВНЕДРЕНИЯ

Настоящий акт составлен о том, что результаты, полученные в диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук Олефиренко Никиты Андреевича «Повышение износостойкости рабочих поверхностей коленчатых валов из стали 45 после восстановления электродуговой металлизацией» использованы при разработке технологии восстановления рабочих поверхностей коленчатых валов компрессора установки кондиционирования воздуха в купе пассажирского вагона в части внедрения режимов электродуговой металлизации и последующей ионной имплантации с использованием катодов из материала Ti. С применением данной технологии в период 2018–2021 гг. восстановлена партия валов в количестве 358 шт., которые показали высокие эксплуатационные свойства.

Использование результатов исследований Олефиренко Н.А. в производстве позволяет успешно решать задачу импортозамещения и снижать потери от простоя подвижного состава.

Директор по производству

 Литреев В.В.