

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ ИРКУТСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

На правах рукописи



Нгуен Ван Винь

**ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ
МЕТОДОМ ПОВЕРХНОСТНОГО ОПЛАВЛЕНИЯ
БОРСОДЕРЖАЩЕЙ СМЕСИ ПОРОШКОВ**

Специальность 2.6.17. Материаловедение (технические науки)

ДИССЕРТАЦИИ

на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
кандидат технических наук
Балановский Андрей Евгеньевич

Иркутск – 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
1 СТРУКТУРА И ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ПУТЁМ ДИФфуЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ БОРОМ (литературный обзор)	16
1.1 Характеристика боридов и их свойства.....	17
1.2 Химико-термические диффузионные методы борирования сталей	24
1.3 Процесс формирования боридных слоев путем диффузии на стальных изделиях	30
1.4 Влияние химического состава стали-основы на строение боридных покрытий	32
1.5 Основные методы борирования с использованием высококонцентрированных источников.....	35
1.5.1 Лазерное борирование	35
1.5.2 Электронно-лучевое борирование	39
1.5.3 Плазменное борирование	42
1.5.4 Плазменное напыление.....	45
Выводы	48
2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	51
2.1 Материалы исследования	51
2.2 Оборудование и технологические режимы плазменного легирования борсодержащих смесей	61
2.3 Методы исследования структуры поверхностно упрочненных материалов	64
2.3.1 Оптическая металлография	64

2.3.2 Растровая электронная микроскопия.....	65
2.3.3 Рентгеноструктурный анализ.....	66
2.4 Методы исследования механических и триботехнических свойств материалов.....	67
2.4.1 ДюрOMETрические исследования.....	68
2.4.2 Испытания на трение о закрепленные частицы абразива.....	69
2.4.3 Испытания материалов на трение скольжения по схеме «блок по кольцу».....	70
2.4.4 Анализ топографии поверхности.....	71
3 СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО ОПЛАВЛЕНИЯ БОРСОДЕРЖАЩЕЙ СМЕСИ.....	72
3.1 Компьютерное моделирование процесса поверхностного плазменного нагрева стали с помощью программы Simufactwelding.....	72
3.2 Исследования структуры и свойств слоев В-Fe.....	83
3.3 Структурные исследования упрочненных слоев В4С-Fe	103
Выводы.....	112
4 СВОЙСТВА ИССЛЕДУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	114
4.1 ДюрOMETрические исследования.....	114
4.2 Оценка износостойкости легированных слоев исследуемых материалов в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц.....	120
4.3 Оценка износостойкости легированных слоев исследуемых материалов в условиях сухого трения.....	122
4.4 Испытание на адгезию по Роквеллу-С.....	126

Выводы	127
5 АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	129
5.1 Рекомендации по применению поверхностного плазменного оплавления для повышения износостойкости изделий	130
5.2 Применение поверхностного плазменного легирования для повышения износостойкости лемехов плугов	132
5.3 Применение результатов диссертационной работы в учебном процессе	138
Выводы	140
Список литературы	144
Приложение А	154
Приложение Б.....	158

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Интенсивный износ деталей машин, работающих в условиях динамических нагрузок и воздействия абразивных материалов, представляет собой серьезную проблему для современного машиностроения. При высокой концентрации напряжений в поверхностных слоях, которые подвергаются ударным и циклическим нагрузкам, а также находятся в контакте с абразивными частицами и агрессивными химическими средами, интенсивно развиваются процессы трещинообразования, износа и коррозии. Это в конечном итоге приводит к разрушению материалов и выходу деталей из строя.

Одним из эффективных способов решения данных проблем является создание покрытий на поверхностях изделий, которые обладают более высокими эксплуатационными характеристиками по сравнению с основным материалом. Повышение надежности и долговечности машин, работающих в экстремальных условиях, может быть достигнуто за счет нанесения защитных слоев на поверхности их детали. Это также способствует сокращению экономических убытков, связанных с простоем оборудования и необходимостью его замены, путем восстановления формы и размеров изношенных поверхностей. В настоящее время, как в России, так и в других странах проводится активное исследование и внедрение различных методов обработки поверхностей. Особое внимание стоит уделить химико-термической обработке, которая является одной из наиболее востребованных технологий в промышленности и представляет собой хорошо изученный метод изменения свойств поверхности.

Борирование является высокоэффективным методом повышения поверхностной твердости сталей, что привлекает внимание множества отечественных и зарубежных исследователей. Их усилия направлены на

совершенствование данной технологии, что подтверждается значительным количеством публикаций в научных монографиях. Борирование привлекает внимание за возможности формирования на поверхности материалов одно- или многофазных боридных слоев с уникальными физико-химическими свойствами. Эти слои находят широкое применение при обработке различных материалов, таких как конструкционные и инструментальные сплавы. Ключевым фактором, обеспечивающим высокую износостойкость борированных слоев в условиях трения и абразивного износа, является их повышенная твердость, значения которой в 1,5–2,0 раза превышают твердость сталей после традиционной термообработки. Благодаря этому, нанесение борированных слоев существенно увеличивает срок службы инструментов, используемых при холодной деформации металлов, а также в системах трения, работающих в условиях отсутствия или недостаточного количества смазки. Однако основным недостатком борированных слоев остается их повышенная хрупкость. В связи с этим возникает необходимость разработки подложек или промежуточных слоев, обладающих достаточной прочностью и вязкостью, которые могли бы служить надежной основой для боридного слоя, предотвращая его разрушение и обеспечивая способность выдерживать высокие контактные нагрузки. Одним из эффективных методов повышения пластичности слоёв наплавки является, формирование слоёв с композиционной структурой. Под этим понимается такая структура борированного слоя, которая, помимо боридов, включает одну или несколько дополнительных фаз, которые могут располагаться в слое хаотично или в определенном порядке. Эти дополнительные фазы, как правило, обладают меньшей твердостью по сравнению с боридными компонентами. Хотя слои, состоящие исключительно из боридов железа, отличаются высокой твердостью, они подвержены ускоренному износу в условиях эксплуатации при ударных нагрузках. Это связано с тем, что высокая хрупкость слоя приводит к выкрашиванию его отдельных участков. Композиционные слои лишены данного недостатка. За счет наличия в слое фаз с меньшей

твердостью общая пластичность такого покрытия увеличивается, в то время как наличие боридов обеспечивает его устойчивость к износу. Такая структура действует по принципу «Шарпи». В процессе эксплуатации на поверхности композиционного слоя образуется микрорельеф, вызванный структурной неоднородностью. Более того, композиционные борированные слои характеризуются низким уровнем остаточных напряжений, что объясняется релаксацией напряжений на границе между фазами «бориды – твердый раствор». Кроме того, процесс диффузионного насыщения бором, как правило, требует продолжительного воздействия высоких температур (800–1000 °С), что не всегда экономически целесообразно. Сложность подготовки и выполнения этих процессов является одной из характерных черт большинства методов борирования, основанных на диффузионном насыщении бором.

Важнейшей областью исследований в области материаловедения, согласно обзору соответствующей литературы, является создание технологий упрочнения поверхности, использующих высококонцентрированные источники энергии. Примерами таких источников являются плазменная дуга, лазерное излучение, электронный луч и токи высокой частоты. Основными преимуществами поверхностного упрочнения с использованием высококонцентрированных источников энергии являются: широкий диапазон толщины получаемых слоев (толщина часто значительно превышала толщину диффузионно борированных слоев) и относительно короткая продолжительность процесса по сравнению с борированием на основе диффузии бором. В дополнение к возможности локальной обработки сильно изношенных поверхностей, источники высокой энергии помогают обеспечить новые высококачественные результаты при поверхностном упрочнении обрабатываемых материалов.

В представленной работе для повышения эксплуатационных характеристик углеродистой стали предлагается использовать технологию

плазменного поверхностного оплавления борсодержащей смеси. Этот метод использует сжатую плазменную дугу между неплавящимся электродом и основным материалом в качестве источника тепла для переплава легирующей обмазки с материалом подложки. Отмечено, что плазменное поверхностное оплавление стало хорошей альтернативой другим высокоэнергетическим методам поверхностного легирования, таким как лазерное или электронно-лучевое легирование, из-за простоты процесса, возможности использования стандартных сварочных аппаратов относительно низкой стоимости по сравнению с лазерами или электронно-лучевыми источниками нагрева.

Степень разработанности темы исследования

Вопросу повышения надежности и долговечности стальных изделий путем формирования износостойких покрытий на их поверхности посвящено множество научных исследований. По результатам анализа литературных источников было отмечено, что борирование является одним из перспективных методов повышения твердости и износостойкости деталей машиностроения. Тарасов С. Ю. применил науглероживание перед борированием для снижения напряжений в слое боридов. Дукаревич И. С., Можаров М. В. и Шагаев А. С. предложили оптимальные режимы борирования для уменьшения содержания хрупкой высокобористой фазы FeB в слое. Баландин Ю. А. и Крукович М. Г. разработали процесс одновременного диффузионного насыщения стальной поверхности несколькими элементами (бором, азотом и медью) с целью улучшения эксплуатационных характеристик стали. Заневский С. С., Сабинская Г. Д., Ситкевич М. В., Голубев Е. И., Кухарев Б. С. и Борисенок Г. В. разработали специальные составы, которые позволяют увеличить насыщающую способность и снизить вероятность оплавления поверхности деталей. Ли Енсин и Ван Сломин провели одновременное насыщение стали бором и цирконием с целью снижения хрупкости слоя боридов на стали. Чудина О.

В., Постников В. С., Лысенко А. Б., Колесников Ю. В., Абильситов Г. А. и Сафонов А. Н. исследовали процесс борирования стали с использованием лазерного излучения. Сизов И. Г., Смирнягина Н. Н., Семёнов А. П., Поболь И. Л., Батаев И. А. и Прусаков Б. А. проанализировали влияние параметров электронно-лучевого нагрева (мощность луча, продолжительность воздействия, температура) на процесс диффузии бора в сталь и образование боридов. Л. Буритис и Г. Пападимитриу провели исследование, направленное на повышение износостойкости углеродистой стали путём обработки её поверхности бором и диборидом хрома с использованием плазменно-дугового нагрева. В результате анализа литературных данных было выявлено, что изучению структуры и эксплуатационных характеристик боридных покрытий, полученных методом плазменного оплавления, посвящено ограниченное количество научных работ. Это указывает на необходимость проведения более глубоких исследований структуры и анализа уровня эксплуатационных свойств боридных слоёв, нанесённых на поверхность стальных заготовок методом плазменного плавления борсодержащих смесей.

Целью диссертационной работы является повышение твердости и износостойкости стальных изделий за счет формирования упрочнённых боридных слоёв на их поверхности с использованием метода плазменного оплавления борсодержащей смеси.

Для достижения поставленной цели были решены следующие **задачи**:

1. Разработать состав обмазки, в качестве основных легирующих элементов рассмотреть возможности использования аморфного бора и карбида бора. Определить связующее вещество, а также разработать технологию приготовления и нанесения обмазки на поверхность конструкционной стали.

2. Провести оценку влияния основных параметров плазменного поверхностного оплавления борсодержащей смеси, нанесенной на

поверхность стали на формирования оплавленной поверхности, ширину и глубину поверхностного слоя, микроструктуру, микротвердость.

3. Изучить структурно-фазовые и химические превращения в процессе формирования борированных поверхностных слоев.

4. Исследовать связь микроструктуры борированных слоев на образцах низкоуглеродистой стали в процессе испытаний на абразивный износ по закрепленному абразиву, в условиях сухого трения скольжения, на трещиностойкость, адгезию.

5. Разработать технологию упрочнения рабочих органов сельскохозяйственной техники для продления их срока службы на основе полученных данных проведенных исследований.

Научная новизна работы:

1. Установлены закономерности формирования борированных упрочненных слоев в поверхностном слое низкоуглеродистой стали в зависимости от технологических параметров плазменного оплавления борсодержащей смеси, включающей карбид бора в качестве основного компонента, железо и связующий компонент. Изменение погонной энергии от 525 до 700 кДж плазменной дуги и содержания бора в борсодержащей смеси приводят к формированию различных структурных зон по глубине поверхностного слоя: заэвтектической, эвтектической и доэвтектической. Глубина упрочнения составляет от 600 до 2500 мкм, а значения микротвердости в диапазоне от 800 до 1400 HV.

2. Установлено, что при плазменном оплавлении борсодержащей смеси с погонной энергией 525 кДж формируется фаза бориды железа (Fe_2B), которая является центром кристаллизации для ориентированного роста эвтектических колоний ($\text{Fe}_2\text{B} + \alpha\text{-Fe}$), создавая непрерывный каркас из упрочняющих равновесных фаз: Fe_2B и $\alpha\text{-Fe}$. При плазменном оплавлении с

погонной энергией 700кДж формируются первичные бориды (FeB , Fe_2B) и неравновесные фазы боридов железа (Fe_3B , $\text{Fe}_3(\text{B,C})$) и $\alpha\text{-Fe}$. Борцементитная фаза по стехиометрическому составу соотносится с фазой $\text{Fe}_3\text{B}_{0,6}\text{C}_{0,4}$.

3. Выявлено, что микротвердость боридных слоев зависит от объемной доли боридов железа в борсодержащей смеси и варьируется в диапазоне от 600 до 1535 HV. Максимальная твердость достигается при плавлении борсодержащей смеси (содержании бора 40%) с погонной энергии плазменной дуги 525 кДж. Увеличение погонной энергии плазменной дуги до 700 кДж приводит к формированию доэвтектической структуры и снижению твердости.

4. Установлена прямая зависимость между содержанием бора в оплаиваемой борсодержащей смеси, микроструктурой и износостойкостью легированных слоёв. Высокие показатели износостойкости, которые в три раза превышают показатели цементированной стали 20, достигаются при погонной энергии плазменной дуги 525 кДж и содержании бора 40% в борсодержащей смеси. Снижение содержания бора до 25% приводит к уменьшению объёмной доли боридов железа и, как следствие, к увеличению скорости износа материалов. Увеличение содержания бора в смеси свыше 40% приводит к появлению трещин в упрочнённом слое.

Теоретическая и практическая значимость работы

1. Развитие научных представлений о процессах формирования упрочнённых поверхностных слоёв при плазменном оплаивении борсодержащих смесей. В ходе работы были установлены закономерности изменения микроструктуры, фазового состава и свойств легированных слоёв в зависимости от технологических параметров плазменного оплаивения (сила тока, содержание легирующих элементов). Это способствует углублению

понимания процессов формирования боридных фаз и их влияния на механические свойства материалов.

2. Предложен новый подход к моделированию процессов теплопроводности и структурных преобразований при плазменном плавлении борсодержащей смеси порошков нанесенных на поверхность металла с использованием современных компьютерных программных средств. В диссертации использован программный комплекс Simufact Welding для точного моделирования термических процессов, что позволило предсказать температурные поля, глубину и ширину зоны оплавления борсодержащей обмазки, напряжения и деформации в поверхностном слое металла. Эти результаты имеют теоретическую ценность для дальнейшего развития моделей теплопередачи и кристаллизации в условиях плазменной обработки металлов.

3. Полученные результаты расширяют научные представления о механизмах абразивного износа и трения скольжения в упрочнённых поверхностных боридных слоях низкоуглеродистых сталей, что важно для разработки новых материалов с повышенной стойкостью к износу.

4. Разработка технологических режимов плазменного оплавления борсодержащих смесей, нанесенных на поверхность металла, для формирования упрочнённых поверхностных слоёв в низкоуглеродистой стали. В ходе работы предложены режимы плазменного оплавления (сила тока, состав борсодержащей смеси), которые обеспечивают получение упрочнённых слоёв с высокими эксплуатационными свойствами – твёрдостью, износостойкостью и адгезией. Эти данные могут быть использованы в промышленной практике при обработке деталей и машин, работающих в условиях тяжелых механических нагрузок и износа.

5. Полученные результаты могут быть внедрены в металлургической, машиностроительной и горнодобывающей отраслях для улучшения долговечности и надёжности оборудования. Это позволит

снизить издержки на ремонт и замену деталей за счёт увеличения их срока службы.

6. Результаты, полученные в диссертационной работе, применяются в учебном процессе в Иркутском национальном исследовательском техническом университете при подготовке студентов по курсам «Материаловедение», «Теория сварки плавлением и давлением», «Источники энергии для сварки».

Методы исследования

Технология поверхностного легирования стальных заготовок методом плазменного поверхностного плавления реализована в институте авиамашиностроения и транспорта ИрННТУ. Исследования полученных материалов проводились на современном аналитическом оборудовании, соответствующем уровню российских и зарубежных научных лабораторий в области материаловедения. Структурные изменения материалов после плазменного оплавления были изучены с использованием оптического микроскопа МЕТ-2 и двухлучевого сканирующего микроскопа JIB-4500, оснащенного электронной пушкой LaB6. Анализ фазового состава исследуемых материалов проводили с применением дифрактометра Shimadzu XRD-7000 с системой поликапиллярной оптики в лаборатории электронной микроскопии ИрННТУ. Оценку уровня микротвердости полученных материалов выполняли в процессе дюрометрических испытаний на твердомере SHIMADZU HNV-2. Для оценки износостойкости материалов после обработки были проведены испытания в условиях абразивного износа и трения скольжения с использованием оборудования, соответствующего требованиям ГОСТа.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты влияния характеристик плазменного поверхностного оплавления борсодержащей смеси на степень разбавления легированного слоя, а также на глубину, структуру и свойства сформированных слоев.

2. Составы борсодержащей смеси, включающие пропорции компонентов, размер частиц порошков и толщину нанесенной обмазки, способствующий формированию упрочнённых и качественных слоёв на поверхности низкоуглеродистой стали.

3. Результаты сравнения и исследования структуры и фаз поверхностного слоя, полученного после плазменного оплавления борсодержащей смеси.

4. Результаты экспериментальных исследований борированного поверхностного слоя металла низкоуглеродистой стали на абразивный износ, и в условиях сухого трения скольжения.

5. Результаты промышленных испытаний борированного поверхностного слоя металла низкоуглеродистой стали на деталях почвообрабатывающей техники.

Степень достоверности и апробация результатов

Для проведения экспериментальных исследований использовалось современное аналитическое оборудование. Свойства материалов оценивались с применением статистических анализов для определения допустимого уровня погрешности измерений. Результаты, полученные в ходе экспериментальных испытаний, согласуются с данными, опубликованными в работах как российских, так и зарубежных исследователей.

Основные положения и результаты работы докладывались на:

1. XII Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации)» (г. Иркутск, ИрННТУ, 2022 г.);

2. XIII Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации)» (г. Иркутск, ИрНИТУ, 2023 г.);

3. Международная научно-практическая конференция «Материаловедение и металлургические технологии» (г. Сочи, г. 2022);

4. XVI Международной научно-практической конференции «International Conference on Aviation Engineering» (г. Иркутск, 2023 г.)

Личный вклад автора. Основные результаты диссертации опубликованы в 15 научных статьях, из них 3 статьи в международной системе SCOPUS, 6 статьи в журналах, внесенных в перечень ВАК.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, пяти разделов, основных результатов и выводов, приложения. Текст работы изложен на страницах, включая 92 рисунок, 7 таблиц, библиографический список, состоящий из 115 наименований.

1 СТРУКТУРА И ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ПУТЁМ ДИФФУЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ БОРОМ (литературный обзор)

В области машиностроения актуальной является проблема повышения долговечности изделий, которые подвергаются значительным динамическим нагрузкам и воздействию абразивных частиц. Изготовление деталей из высоколегированных износостойких сталей для увеличения срока их службы не всегда экономически и технологически целесообразно. Для увеличения срока службы деталей машин, изготавливаемых из низколегированных и углеродистых сталей, применяются методы поверхностного упрочнения, направленные на повышение их износостойкости путём формирования на поверхности слоёв с высоким уровнем необходимых эксплуатационных характеристик.

Существует множество методов модификации, которые в настоящее время используются для улучшения свойств поверхностных слоев деталей машин. Некоторые из этих методов (например, азотирование, науглероживание, карбонитрирование, борирование) основаны на термической диффузии атомов углерода, азота и бора в поверхностные слои изделий при высоких температурах [3-4].

Одним из эффективных термохимических методов повышения твердости стальных материалов является борирование. Борирование осуществляется путем диффузии атомов бора в стальную поверхность при высоких температурах, в результате чего возможно получение покрытий с высокими механическими свойствами и коррозионной стойкостью [4-6]. Боридные покрытия могут использоваться в качестве материала деталей на атомных электростанциях, в нефте- и газоперерабатывающей, химической, автомобильной, сельскохозяйственной промышленности и др. Для получения боридных покрытий были разработаны различные методы. Механизм формирования слоев боридов остается неясным. Предпочтительная

кристаллографическая ориентация может привести к анизотропии свойств боридного слоя и является важным техническим параметром. В последние годы стало более важным понимание формирования фаз и развития текстуры в боридных покрытиях.

1.1 Характеристика боридов и их свойства

Бор соединяется с большим количеством металлов и полуметаллов, образуя бинарные или более высокие твердые соединения, так называемые бориды. Большинство бинарных боридов, особенно тех, которые образуются из переходных металлов с высокой температурой плавления, являются металлическими высокотемпературными материалами, которые могут быть сгруппированы с карбидами, нитридами и силицидами в качестве тугоплавких твердых материалов [5]. Хотя недавно были разработаны боридные металлокерамические материалы [6-7], сочетающие в себе исключительную твердость тугоплавких боридов с высокой вязкостью и пластичностью металлического связующего. Они еще далеки от широкомасштабного применения.

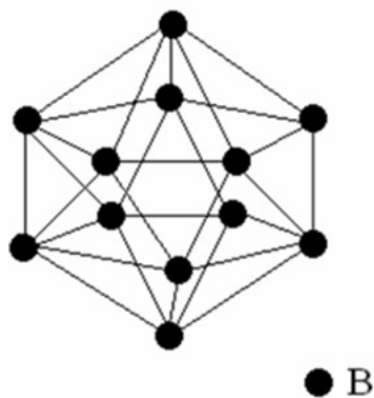


Рисунок 1.1 – Икосаэдрическая группировка атомов В₁₂ [9]

Бориды металлов уникальны по числу стехиометрий; известны составы, соответствующие по меньшей мере 24 соотношениям М:В от 5:1 до 1:66. Однако наиболее распространенными являются монобориды (МВ);

дибориды - MB_2 ; тетрабориды - MB_4 ; гексабориды - MB_6 ; додекабориды - MB_{12} ; и гектобориды - MB_{66} [8].

Классификация боридов была впервые дана Кисслингом [9] на основе структурных элементов бора, характерных для различных соотношений М:В. С увеличением соотношения М:В тенденция к образованию связей В-В возрастает, и образуются пары (M_3B_2), зигзагообразные цепочки (MB), разветвленные цепочки ($M_{11}B_8$), двойные цепочки (M_3B_4), плоские сетки (MB_2), трехмерные массивы атомов бора, октаэдры B_6 (MB_6), кубические октаэдры B_{12} (MB_{12}) и икосаэдры B_{12} (MB_{66}). Наиболее характерными свойствами боридов металлов являются их высокая температура плавления, чрезвычайная твердость и во многих случаях высокая электро- и теплопроводность, хорошая коррозионная стойкость, хорошая износостойкость и устойчивость к тепловым ударам, превосходящие показатели оксидных сплавов. Некоторые физические свойства наиболее распространенных боридов металлов приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 Физические свойства некоторых тугоплавких боридов [9]

Бориды	Плотность, 10^3 kg/m^3	Температура плавления, К	Электрическое сопротивление, $10^{-8} \Omega \cdot \text{m}$	Твердость, HV 0.1
TiB_2	4,52	3470	9-15	2600
ZrB_2	6,09	3520	7-10	1830
ZrB_{12}	3,61	2520	60-80	2580
HfB_2	11,2	3650	10-12	2160
VB_2	5,10	2670	16-38	2110
NbB_2	7,21	3270	23-65	2130
TaB_2	12,6	3370	14-68	2500
CrB_2	5,2	2170	21-56	1100
Mo_2B_5	7,48	2370	18-45	2180
W_2B_5	13,1	2470	21-56	2500
Fe_2B	7,32	1663	-	1800
FeB	7,15	1820	30	1900
CoB	7,32	1535	26	2350
NiB	7,39	1325	23	-
SiB_6	2,43	2140	2×10^5	2140
B_4C	2,52	2720	10^5-10^7	3000

Наиболее стабильными бинарными боридами при высоких температурах являются дибориды титана, циркония и гафния, каждый из которых плавится при температуре выше 3000 °С. Температуры плавления боридов, богатых бором – $MВn$ ($n \approx 2$), как правило, выше, чем у исходных переходных металлов. С другой стороны, температуры плавления боридов, богатых металлами, часто ниже, чем у исходных металлов. Большинство из этих боридов являются парамагнитными. Значения твердости HV0.1 обычно определяется в диапазоне 1100 – 2600 для диборидов, 1650 – 2100 для гексаборидов и 2300 – 2600 для додека- и гектоборидов; следовательно, многие бориды тверже WC или $\alpha-Al_2O_3$, двух широко используемых материалов для резки и шлифования. Твердость и высокая температура плавления отражают свойства жестких трехмерных каркасов из бора [10].

Дибориды металлов находят основное применение в качестве тигельного материала для плавки и обработки цветных металлов, таких как алюминий, медь, магний, цинк, олово и свинец. Монолитные формы из плотного материала TiB_2 [11-12] используются для электролитического литья алюминия с ячейкой Холла – Эру [13].

Горячепрессованные бронеплиты TiB_2 используются для защиты наземной военной техники. Их инертность по отношению к расплавленному алюминию и криолиту и отличная электропроводность позволяют использовать диборид титана и диборид циркония в качестве катодных выводов, электродов и оболочек термопар в металлургии алюминия [14]. Также используются тигли из композитного материала горячего прессования $TiB_2 - BN$ или $TiB_2 - BN - AlN$, так называемые испарительные емкости, для непрерывного выпаривания металлического алюминия при вакуумной металлургии.

Металлокерамика $TiB_2 - Fe$ подходит для обработки алюминиевых сплавов [15], в то время как металлокерамика из тройного бориды на основе Mo_2FeB_2 , Mo_2NiB_2 и $WCoB$ подходит в качестве деталей машин для литья

под давлением, подшипников, конусов для волочения проволоки и режущего инструмента [16]. Мировое производство TiB_2 составляет около 150 тонн в год, большая часть из которых идет на изготовление лодок с подогревом.

Гексаборид кальция CaB_6 используется в качестве раскислителя для меди с высокой электропроводностью. CaB_6 и ZrB_2 используются в качестве антиоксидантов в огнеупорах на углеродистой основе. Для погружных форсунок $ZrO_2 - C$, используемых при непрерывной разливке алюминия, частичная или полная замена ZrO_2 на ZrB_2 в порошке может более чем удвоить коррозионную стойкость [17].

Основным применением NiB , CrB и CrB_2 является производство сварочных и наплавочных сплавов на основе никеля, хрома, бора и кремния. Сплав железо – бор с 85 мас. % Fe/15 мас. % В используется для введения бора в сталь (около 0,002 мас. %) с целью улучшения прокаливаемости. Тройной борид $Fe_{14}Nd_2B$ был разработан для использования в качестве магнитного материала [18].

Гексаборид лантана используется в качестве электрода с высокой плотностью тока для электронных микроскопов, электронно-лучевых печей и других устройств с высокой электронной эмиссией.

Боридами железа называют химические соединения бора с железом. Отличительная особенность боридов железа – их высокая твердость и низкая пластичность. Бориды, находясь в структуре стали, уменьшают прокаливаемость, т. к. являются центрами превращения аустенита, например в перлит. Если бориды расположить в ряд по мере возрастания содержания в них бора, то в нем окажутся четыре бориды, которые изучены в связи с борированием железа и стали: Fe_3B , Fe_2B , FeB и FeB_2 .

Существуют разные мнения о положении атомов бора в кристаллической решетке железа. На основании сравнения коэффициентов диффузии углерода и бора Яндеска и Моррала пришли к выводу, что атомы бора размещаются в междоузлиях в решетке γ -Fe [19].

Р. М. Гольдхофф и Дж. В. Спретнак с помощью измерений отклонения рентгеновских лучей обнаружили, что параметр решетки в γ -Fe уменьшается в присутствии бора [20]. Они восприняли это как доказательство замещающего растворения атомов бора в решетке аустенита. Из-за атомных радиусов бора и железа они определили, что бор будет занимать положения в узлах решетки, как наиболее предпочтительное. На рис. 1.2 указано схематическое изображение кристаллических решеток боридов железа.

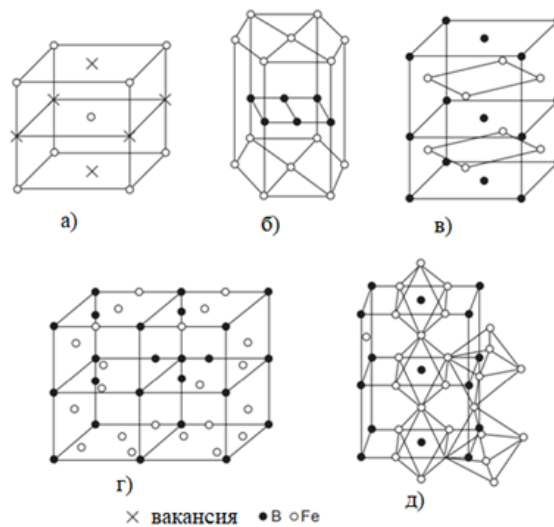


Рисунок 1.2 – Схематические изображения кристаллических решеток боридов железа [5]

Они также обнаружили, что разница между параметрами решетки чистого железа и борсодержащего железа уменьшается с повышением температуры. Отсюда они сделали вывод, что с повышением температуры большее количество атомов бора мигрирует к границам зерен, где действительно были обнаружены выделения бора. Однако авторы не исключали возможности того, что часть атомов бора также может располагаться в междоузлиях.

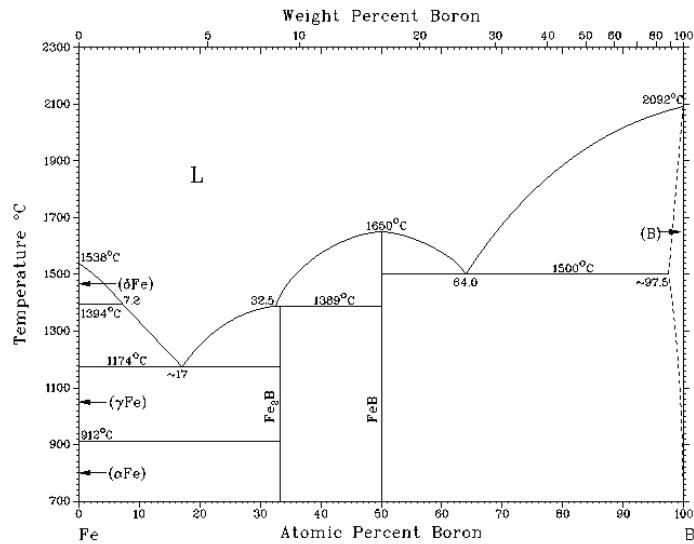


Рисунок 1.3 – Фазовая диаграмма Fe-B [5]

На рис. 1.3 показана диаграмма состояния Fe-B. Согласно фазовой диаграмме Fe-B, равновесными боридными фазами являются ромбический борид FeB, тетрагональный борид Fe₂B, ромбический борид Fe₃B и гексагональный борид FeB₂ (рис. 1.2). Фаза Fe₃B стабильна лишь в узком температурном интервале, близком к 1000°C. Экспериментальные данные показывают, что из-за сложности различения фаз Fe₃B и FeB₂ с помощью обычного экспериментального подхода (т.е. оптической микроскопии) основными фазами, которые видны в боридном слое, являются фазы FeB и Fe₂B. В случае фаз Fe₃B и FeB₂ количество боридов определяли методом спектроскопии ядерного гамма-резонанса с учетом относительных интенсивностей первой и шестой компонент спектров [5].

На рис. 1.4 показаны изотермические сечения тройной системы Fe-C-B. Цветные области соответствуют концентрации, которая (в зависимости от диффузионного расстояния) выравнивается между составом эвтектической структуры Fe+Fe₃(B,C), достигаемой микросегрегацией при затвердевании (красный цвет), и соответствующим составом фазы Fe₃(B,C), измеренная в образцах, отпущенных при 1000°C (зеленый цвет). При температурах T = 1000°C и 900°C присутствует широко распространенное фазовое поле γ -Fe и Fe₃(B,C). Кроме того, как состав анализируемых сплавов, так и состав

эвтектической структуры соответствуют стабильности фазы $Fe_3(B,C)$. При температурах $T = 800^\circ C$ и $700^\circ C$ стабильность $Fe_{23}(C,B)_6$ находится в пределах отношения $B/(C+B) = 0,5...0,6$ с учетом содержания В и С, доступных для образования твердых фаз (т.е. не растворившихся внутри фазы железной матрицы).

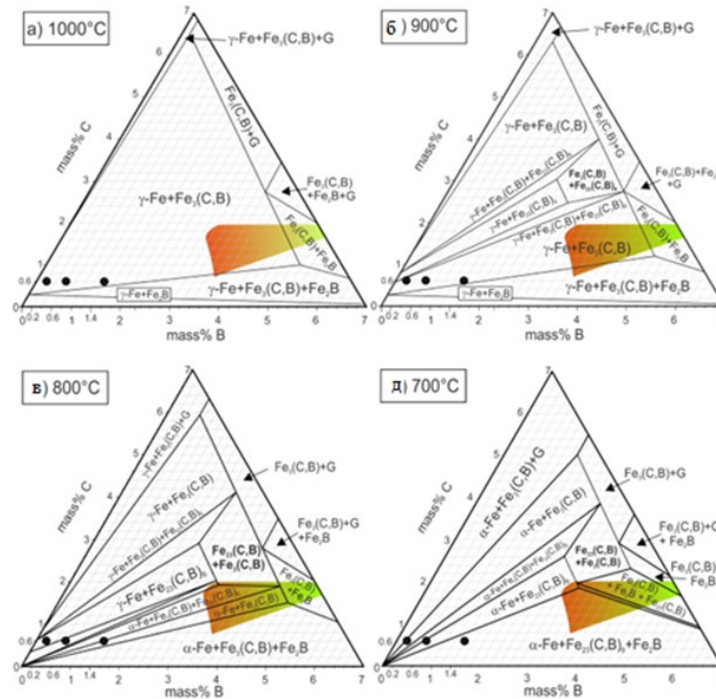


Рисунок 1.4 – Изотермическое сечение тройной системы Fe-C-B [5]

Что касается стабильности конкретных типов твердой фазы в этом температурном диапазоне, то наблюдаются явные отклонения между соответствующим фазовым полем среднего легирующего состава (синие точки) и локальным составом эвтектических структур/фаз (цветные области).

Более высокое содержание бора внутри эвтектических структур постепенно стабилизирует фазу $Fe_3(B,C)$ замещающую фазу $Fe_{23}(C,B)_6$. В результате такого предкондиционирования локальное содержание бора в исходной, эвтектической фазе $Fe_3(B,C)$ увеличивается, сдвигая химический состав и влияя на формирование фазы $Fe_{23}(C,B)_6$ (при $T = 800^\circ C$ и $T = 700^\circ C$) из-за более высокого содержания бора. Можно сказать, что в твердом состоянии образование и преобразование этих фаз регулируются и ограничиваются процессами, контролируемые диффузией. Фазовое

превращение $Fe_3(B,C) \rightarrow Fe_{23}(C,B)_6$ зависит от кинетики диффузии элементов В и С, времени, температуры, масштаба длины и локальных фазовых равновесий. Содержание бора в фазе $Fe_3(B,C)$, объемное содержание/агломерация фазы $Fe_3(B,C)$, содержание углерода в фазе железа и кристаллическая структура фазы железа (α -Fe и/ или γ -Fe) являются важными влияющими параметрами анализируемых микроструктур.

1.2 Химико-термические диффузионные методы борирования сталей

Борирование является хорошо известным процессом химико-термической обработки, разработанным и широко применяемым на протяжении нескольких последних десятилетий. Уже в конце 19-го века Муассан (1895) пришел к выводу, что можно получить твердые и износостойкие поверхностные слои путем диффузии бора в сталь. Наряду с науглероживанием и азотированием борирование стало одним из наиболее интенсивно изучаемых и внедряемых процессов, в котором использовалось диффузионное насыщение металлических материалов различными элементами.

Полная классификация процессов борирования была недавно предложена Круковичем и др. [20]. Очень сложное разделение процесса борирования учитывало четыре аспекта:

- механизм образования насыщающих атомов бора
- технологические особенности
- фазовый состав, структуру и свойства
- температуру обработки и использование

Технологический аспект классификации методов борирования включал в себя все известные методы и их характеристики. В связи с этим классификация включала методы и средства борирования и их типы, а также способы герметизации насыщающей среды. Аспект, связанный с фазовым составом, структурой и свойствами, учитывал морфологию и плотность

боридных слоев, их фазовый состав (двухфазный $\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$, однофазный Fe_2B , эвтектическая смесь боридов, твердый раствор), а также твердость.

Порошковое борирование

Порошковый метод борирования заключается в использовании порошковой смеси, состоящей из источника бора, активатора и растворителя. Исходя из различий в используемом источнике бора, были выделены четыре технологии порошкового борирования: с применением аморфного бора, ферробора, карбида бора B_4C и оксида бора B_2O_3 .

Активатор ускорял доставку атомов бора из порошковой смеси к поверхности борированных изделий. В реальных условиях атомы бора переносились через газовую фазу. В качестве активаторов обычно использовались галогениды [21-23], например, такие соединения, как NaF , KF , AlF_3 , NaCl или многокомпонентные соединения (KBF_4 , KNF , $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, то есть бора). Добавление активатора обычно не превышало нескольких процентов по массе. Однако эта добавка была очень важна, так как она сокращает продолжительность процесса борирования. Растворитель, как неактивное вещество, добавляли в порошковую смесь для предотвращения ее спекания и снижения потенциала бора. Более низкий потенциал бора может устранить хрупкую фазу FeB или ограничить ее процентное содержание в борированных железных сплавах. В качестве растворителя в основном использовались оксиды алюминия и магния, молотый шамот или каолин, а также карбид кремния SiC .

Очищенные заготовки, подвергнутые порошковому борированию, обычно помещали в цилиндрический корпус (называемый также контейнером, тиглем, ретортой, ящиком), заполненный соответствующей порошковой смесью и изготовленный из жаропрочной или нержавеющей стали. Далее этот контейнер нагревали до температуры процесса борирования в электрической печи при атмосферном давлении, выдерживали при этой температуре в течение достаточного длительного времени и

охлаждали до температуры окружающей среды вне печи. Помимо состава порошка, обычно используемые другие параметры порошкового борирования были примерно следующими: широкий диапазон температур 850–1100 °С и продолжительность 2–24 часа. Эти параметры в определенной степени зависят от борированного материала.

Борирование в пастах

Борирование в пастах обычно классифицировали как процесс в твердых средах. Однако если паста содержала криолит (Na_3AlF_6), она могла перейти в жидкое состояние [23], особенно при температуре выше 1000 °С. Основными преимуществами борирования в пастах были: возможность формирования боридного слоя только на выбранной поверхности, использование любой печи с контролем температуры, возможность закалки сталей после борирования.

Борирование с использованием паст начало разрабатываться с 1959 года для формирования боридных слоёв, главным образом, на стальных поверхностях. Изначально на материал наносилась активная паста, включающая источник бора и криолит или активатор. После её высыхания на поверхность накладывали второй слой пасты для защиты от окисления. В качестве связующего вещества обычно использовали жидкое стекло или гидролизованный этилсиликат. Защитная паста чаще всего изготавливалась на основе оксида алюминия [23]. После этого детали с нанесённым и высушенным покрытием нагревались до температуры борирования. Паста, как правило, отслаивалась во время закалки, которая следовала непосредственно за химико-термической обработкой.

Минкевич и Улыбин [24] использовали пасту на основе 50 мас.% B_4C и 50 мас.% криолита с добавлением гидролизованного этилсиликата в качестве связующего вещества. Применяя индукционный нагрев до 1200 °С в течение 2-3 минут, они смогли получить на низколегированной стали эвтектический боридный слой толщиной 100 мкм с твёрдостью 1000 HV. В течение

последних десятилетий применялось множество различных паст. Следует отметить, что в состав борирующей пасты могут входить различные источники бора, такие как аморфный бор, ферробор или карбид бора, а также активаторы и наполнители (растворители).

Отмечено, что в последние годы в первую очередь получило развитие борирование в пастах сплавов железа, особенно сталей. Помимо состава пасты, другие параметры борирования в пастах сталей, обычно используемые, были примерно следующими: широкий диапазон температур 850-1050°C, продолжительность 0,25-8 часов. Современные направления борирования в пастах представлены использованием борирующей пасты на основе смеси карбида бора и криолита ($B_4C + Na_3AlF_6$) с добавлением воды. Отношение B_4C к Na_3AlF_6 обычно не предусматривалось. Тогда как соотношение воды к смеси карбида бора и криолита в основном составляло около 1:5.

Борирование в жидких средах

Основные методы борирования в жидких средах: борирование в хлоридной, фторидной или карбонатной ванне расплава соли с использованием восстановителей с бором, в ванне расплава бората и в водных электролитах [25]. Основными преимуществами использования жидких сред являются: возможность непосредственной закалки сталей после борирования, экономия электроэнергии по сравнению с порошковым борированием. Основными недостатками этого метода борирования были признаны прилипание остатков раствора на поверхности борированных изделий, необходимость их удаления и постоянное добавление свежей смеси в ванну. Кроме того, такой процесс не был безопасным для окружающей среды.

Ворошнин и Ляхович (1978) сообщили, что в 1949 году была предложена технология борирования в ванне с расплавленной солью. Состав соляной ванны может быть таким же, как и при термообработке. Ванна

состояла из хлоридов или фторидов (например, BaCl_2 , NaCl , KCl , CaCl_2 , NaF , LiF , KF) и могла также содержать карбонаты щелочных элементов (Li_2CO_3 , K_2CO_3 , Na_2CO_3). Такой способ требовал дополнительного использования восстановителей, содержащих бор, например карбида бора (B_4C), ферробора, тетрафторбората калия (KBF_4) или аморфного бора. Увеличение процентного содержания этих восстановителей выше 15 мас.% не сопровождалось увеличением толщины боридных слоев, образующихся на сталях.

Процесс обычно проводили при температурах в диапазоне 850–1050 °С в течение 1–8 ч в тиглях из сталей, графита или керамики (Al_2O_3 , SiO_2). Низкотемпературное борирование заключалось в использовании в качестве источника бора эвтектической смеси хлоридов, фторидов или карбонатов щелочных элементов с аморфным бором или карбидом бора. Такой процесс мог осуществляться при 550–700 °С в течение 6–18 ч [26]. Использовались солевые ванны, состоящие из фторидов (LiF , NaF , KF) с B_4C или тех же фторидов с B_4C и B_2O_3 . Добавление B_2O_3 вызывало увеличение толщины слоя. Фторидные и карбонатно-солевые ванны, содержащие тетрабораты щелочных элементов (например, $\text{Li}_2\text{B}_4\text{O}_7$, $\text{K}_2\text{B}_4\text{O}_7$, $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$) и восстановители без бора (например, Si-Ca , Si-Mn или SiC) также применялись при низкотемпературном борировании. Однако эффективность этого процесса потребовала значительного увеличения его продолжительности. Несмотря на простоту этот метод часто требовал особой сложной процедуры приготовления соляной ванны. В реторту помещали тигель с соляной баней и снижали давление. Затем включали подачу аргона и нагревали реторту до заданной температуры. Помимо сложной процедуры приготовления, такие солевые ванны обнаруживали склонность к расслаиванию компонентов из-за значительной разницы в плотности солей и восстановителей. Также возникала необходимость дополнять ванну отработанными восстановителями. Поэтому метод борирования в хлоридных, фторидных или углекислых солевых ваннах в последние годы не нашел широкого применения.

Электрохимическое борирование в расплавленных солевых ваннах стало в последние годы наиболее эффективным и, следовательно, самым популярным методом борирования в жидких средах. Основные преимущества такого процесса заключались в возможности использования более низкой температуры и значительно меньшей продолжительности для формирования боридных слоев на поверхности различных материалов. Электролиз был хорошо известен как метод, в котором для запуска химической реакции использовался постоянный электрический ток. Однако в рассматриваемом процессе электролитическая диссоциация обычно сопровождалась термической диссоциацией, а адсорбция и последующая диффузия атомарного бора в междоузлия подложки происходила вследствие действия тепловых движущих сил и градиента концентрации бора.

Юкин [27] проанализировал первую стадию такого процесса в расплавленной буре, связанную с восстановлением бора на катоде, используя даже термин гальванопокрытие бором. Механизм катодного процесса был также проанализирован в системах $\text{LiF} + \text{KF} + \text{KBF}_4$ и $\text{LiF} + \text{KF} + \text{B}_2\text{O}_3$ [26].

В целом электрохимическое борирование может быть осуществлено в расплавленной солевой ванне, не содержащей бора, с использованием восстановителей с бором, а также в расплавленных ваннах с бурой. К буре добавляют NaCl для снижения вязкости ванны, особенно если процесс протекает при относительно низкой температуре. Дополнительный хлорид натрия в электролите постепенно заменяется карбонатом натрия или калия из-за коррозионного воздействия на разъемы электродов. Карбонаты ускоряют диффузию бора в материал и регулируют вязкость и проводимость электролита. Электрохимическое борирование обычно проводят при температурах $700\text{--}1000^\circ\text{C}$ в графитовых тиглях, выполняющих роль анода, а борированные заготовки – в качестве катода. В качестве следующего важного параметра электрохимического борирования обычно приводят катодную плотность тока. Его значения варьировались от 5 до 1120 mA/cm^2 .

Основные элементы, необходимые для электрохимического борирования, включают источник питания постоянным током, герметичную реторту и систему измерения температуры, нагревательное устройство с системой контроля температуры и тигель, заполненный солевой ванной и борированными деталями (катод), который обычно действует как анод. После электрохимической обработки дополнительная термообработка не применялась. Образцы катодов обычно извлекали из электролита и давали им остыть на воздухе после отключения тока от электродов.

1.3 Процесс формирования боридных слоев путем диффузии на стальных изделиях

Содержание бора на поверхности оказывает влияние на фазовый состав диффузионного слоя, который определяется на основе диаграммы состояния. При борировании железа в среде с содержанием бора на поверхности менее 8,34% по массе образуются слои на основе Fe_2B и α -твердого раствора. Если концентрация бора находится в диапазоне от 8,34% до 16,25%, то формируются слои на основе FeB , Fe_2B и подслоя. На железе при содержании бора менее 0,02% по массе могут образовываться слои на основе α -твердого раствора.

Каждая из сформированных структур имеет свои преимущества в конкретных условиях эксплуатации и способна обеспечить существенный результат. Двухфазные слои с микротвердостью до 2200 HV ($\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B}$) имеют преимущества при абразивном изнашивании в отсутствии ударных нагрузок, однофазные слои с микротвердостью до 1700 HV обеспечивают максимальную износостойкость при наличии ударных нагрузок и циклическом нагружении, так как обладают некоторым запасом пластичности.

Механизм формирования текстуры в покрытиях из боридов железа на низкоуглеродистой стали представлен на рис. 1.5. На начальном этапе (рис. 1.5a) температура постепенно повышается от комнатной до высокой, и атомы

бора выходят из смеси порошков на поверхность стали. Хотя поверхность раздела между источником порошка бора и подложкой имеет высокую концентрацию бора, скорость диффузии бора в подложку на начальном этапе (низкотемпературная стадия) низкая, на что указывает уравнение, основанное на первом законе Фика [26]. Низкая скорость диффузии вызывает накопление бора на поверхности подложки. В результате образуется FeB. На втором этапе (рис. 1.5б) содержание FeB в поверхностном слое растет. В то же время с повышением температуры скорость диффузии возрастает, и атомы бора могут перемещаться из фазы FeB на большую глубину, но концентрация бора внутри подложки ниже, чем вблизи поверхности. Это приводит к зарождению фазы Fe₂B. Fe₂B наследует текстуру FeB за счет согласования решеток между двумя фазами. На третьем этапе (рис. 1.5 в)) содержание Fe₂B продолжает расти, а содержание фазы FeB начинает уменьшаться.

В течение длительного периода диффузии содержание происходит снижение содержания бора в порошке, что может приводить к уменьшению скорости диффузии, и снижению скорости роста фаз FeB и Fe₂B, что может приводить к перестройке атомов бора в покрытии.

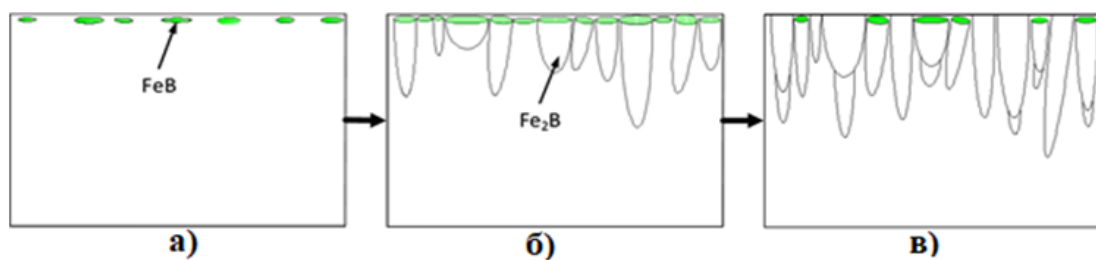


Рисунок 1.5 – Фазообразование и превращения в процессе борирования: а) начальная стадия; б) второй этап; в) третий этап [5]

В следствие различий в коэффициентах расширения в различных соединениях бора с железом, при охлаждении в диапазоне температур 200 – 600°C, возможно увеличение растягивающих напряжений, что может приводить к образованию трещин в борированном слое.

Толщина борированного слоя, формирующегося в процессе обработки, оказывает значительное влияние на механические и химические свойства обработанного слоя. Толщина определяется рядом факторов, включая:

- температуру борирования;
- продолжительность процесса;
- концентрацию бора;
- химический состав стали.

Обычно толщина борированного слоя согласуется с промышленным применением детали и используемым в качестве основного материалом, который подвергается обработке. Так тонкие слои (15–20 мкм) используются для защиты от адгезионного износа, например, для штампов и инструментов для формования без стружки и штамповки металлов, тогда как толстые слои (>50 мкм) рекомендуются для борьбы с абразивным износом, например, для экструзионной оснастки для пластмасс с абразивными наполнителями и для прессового инструмента в керамической промышленности. Для сталей с низким содержанием углерода и незначительным количеством легирующих элементов рекомендуется наносить боридный слой толщиной от 0,5 до 2,5 мм. Для сталей с высоким содержанием легирующих элементов оптимальная толщина боридного слоя составляет от 0,025 до 0,076 мм. Эти данные подтверждаются результатами исследований, представленными в работах [29, 30].

1.4 Влияние химического состава стали-основы на строение боридных покрытий

Для сталей процесс борирования приводит к образованию боридов железа (FeB и Fe_2B) на поверхности. Результирующая микроструктура может представлять собой либо однофазную структуру Fe_2B , либо двухфазную структуру (FeB и Fe_2B), в зависимости от условий процесса (температура, время, активность бора) и химического состава материалов подложки. На рисунке 1.6а изображено схематическое расположение слоя боридов,

состоящего из слоя FeB, богатого бором, расположенного на внешней границе, и фазы Fe₂B, расположенной под слоем FeB. Следующим является диффузионный слой, в котором концентрация бора неуклонно снижается. Как правило, толщина слоя соответствует наибольшей длине игл.

Кроме того, химический состав стали оказывает значительное влияние на морфологию боридных слоев, которые образуются на сталях. Во время создания боридного слоя на форму слоя существенное влияние оказывают легирующие элементы, присутствующие в подложке. Важно отметить, что зубчатая морфология чрезвычайно характерна для боридов железа, когда речь заходит о чистом железе [28].

Было обнаружено, что элемент Fe имеет равномерное распределение по всему боридному слою, а также в переходной зоне. Аналогичным образом, получение игольчатой микроструктуры можно отнести к борированию низкоуглеродистых и низколегированных сталей [29].

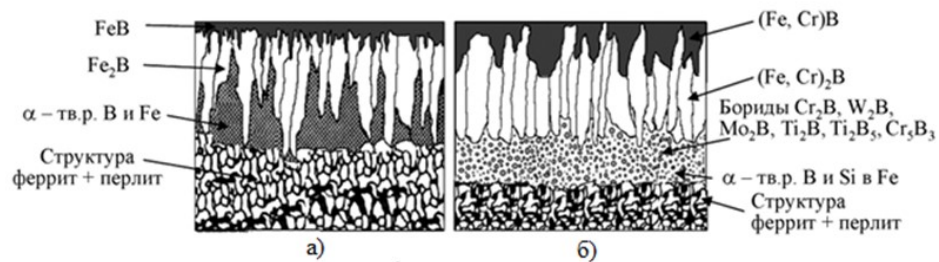


Рисунок 1.6 – Схематическая структура двухфазного боридного слоя: а – на углеродистой стали Ст3; б – на штамповой стали 4X5МФС [28]

Однако при выполнении борирования сталей с повышенным содержанием углерода происходит потеря столбчатой структуры боридов, которая вызвана более высоким содержанием углерода, присутствующего в подложке. Углерод не растворим в бориде FeB, а его растворимость в бориде Fe₂B чрезвычайно низка [29]. Борид FeB не растворяет углерод. Как следствие этого, углерод течет к сердцевине в процессе борирования высокоуглеродистой подложки, следуя направлениям фронта диффузии бора. Бор отвечает за выделение углерода из междоузлий, в то время как бориды железа образуются на поверхности. Кроме того, это влияет на уменьшение

толщины слоя, а также на увеличение концентрации углерода под боридами железа.

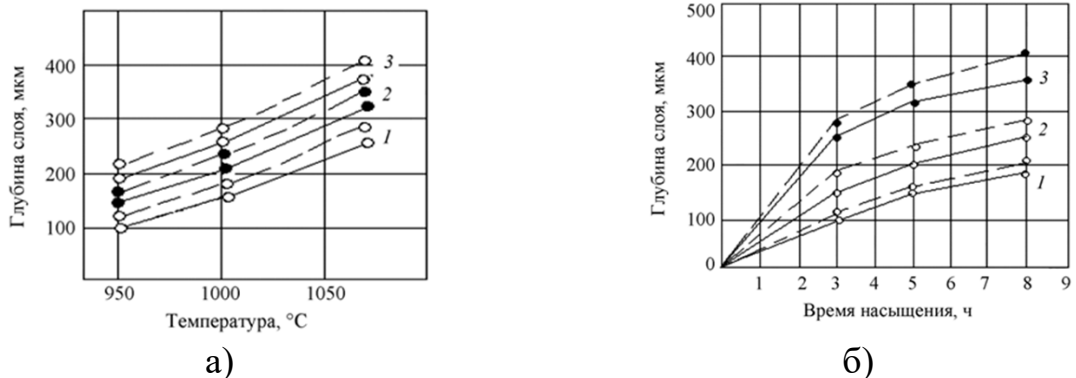


Рисунок 1.7 – Влияние параметров насыщения на глубину борированного слоя: а – Температура (1, 2, 3 – насыщение в течение 3, 5 и 8 ч соответственно); б – Время насыщения (1 – при 950 °C; 2 – при 1000 °C; 3 – при 1070 °C) [30,31]

Как на рис. 1.7 показано, как температура, а также время контакта с покрытием влияют на толщину боридных покрытий на среднеуглеродистой стали. В результате этих наблюдений замечено, что толщина борированного слоя резко увеличивается с повышением температуры. Так при длительности выдержки до 3-х часов, насыщение бором идет на наибольшую глубину, при дальнейшем увеличении длительности выдержки повышение глубины замедляется и увеличение толщины борированного слоя повышается незначительно.



Рисунок 1.8 – Влияние добавок на толщину слоя боридов, образующихся на поверхности среднеуглеродистой стали при температуре 900 °C в течение 6 часов [31]. Насыщение: а – из порошка ферроборала; б – из порошка ферроборала 1–3 % хлористого аммония; в – из порошка карбида бора 4–3 % хлористого аммония

На рисунке 1.8 показано, как присутствующие легирующие добавки влияют на глубину борированных слоев углеродистой стали. Видно, что стали, содержащие молибден и вольфрам, демонстрируют наибольшее уменьшение глубины слоев. Благодаря наличию никеля и марганца

наблюдается незначительное уменьшение толщины боридного слоя. Хром и алюминий занимают промежуточное положение. Так можно сделать вывод, что для получения борированных слоев наибольшей толщины необходимо выполнять борирование углеродистых сталей.

Авторы [31], изучили, как присутствие углерода, хрома и никеля влияет на уровень твердости борированных слоев. Было установлено, что присутствие хрома в FeV и Fe₂V, которые могут заменять железо до сорока процентов и семнадцати процентов (от общего числа атомов металла) соответственно, приводит к увеличению твердости диффузионного слоя пропорционально количеству хрома, присутствующего в сплаве. В фазах FeV и Fe₂V никель может заменять железо атомными заменами на 70% и 100% при 900°C соответственно, что приводит к незначительному снижению твердости. Предполагается, что углерод, который почти нерастворим в этих фазах, накапливается в области рядом с матрицей в виде карбидов и борокарбидов, таких как Fe₃C, Fe₇C₃ и Cr₂₃C₆. Это говорит о том, что углерод влияет на механизм образования боридного слоя и делает его более активным.

Таблица 1.2 - Изменение количества борида MB в сталях [31]

Марка стали	Объем % MB
Ст3	18
4X5MФC	50
12X18H10T	70

Таким образом, анализ литературных данных показывает, что диффузионные боридные покрытия на сталях формируют градиентную гетерофазную композицию, состав и строение которой зависит от химического состава основы.

1.5 Основные методы борирования с использованием высококонцентрированных источников

1.5.1 Лазерное борирование

Лазерное излучение, распространяющееся в различных средах, подчинялось законам отражения, преломления, поляризации и поглощения. Мощность лазерного луча P_0 , достигающего поверхности материала, включала мощность P_{refl} , отраженную от поверхности, мощность P_{conv} , потерянную в результате конвекции, и мощность P_{abs} , поглощенную материалом (рис. 1.10) [32].

Лазерное борирование заключается в одновременном переплаве и смешивании борсодержащей обмазки и материала подложки. Под действием лазерного луча и его давления расплавляется как обмазка, так и подложка. Авторы [32] сообщили, что конвекционные и вихревые движения значительно влияют на микроструктуру слоев, упрочненных лазерным излучением. Согласно исследованиям, проведенным авторами [33], вихри появлялись в материале, если мощность лазерного луча превышала 17Вт. Скорость конвекционных и вихревых движений была выше при увеличении мощности лазерного луча или плотности мощности. В работе [32,33] сообщили, что на границе раздела между материалом подложки и жидкостью (зона повторного расплавления) можно наблюдать очень тонкую зону диффузии (не превышающую 10 мкм). Это происходило в результате диффузии по узким каналам расплавленной фазы вдоль твердых границ зерен и блоков зерен или могло быть следствием локальных деформаций (в случае смещения атомов дислокациями).

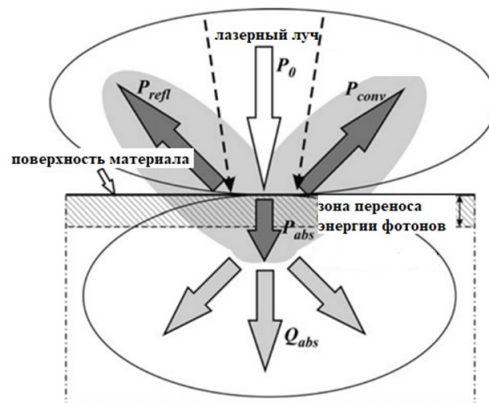


Рисунок 1.9 – Воздействия лазерного излучения на поверхность материала [32]

Лазерному борированию успешно подвергались углеродистые, низко- и высоколегированные стали, литейные углеродистые стали, чугуны, а также науглероженные стали. Для этого процесса часто применяли такие лазеры, как: молекулярные CO_2 -лазеры, Nd:YAG-лазеры и диодные лазеры [36]. Излучение лазера может быть непрерывным с мощностью лазерного луча от нескольких десятков микроватт до нескольких десятков киловатт или импульсным в виде одиночных или серий импульсов с частотой повторения от нескольких Гц до нескольких десятков МГц [37-39]. Форма лазерного луча на его поперечном сечении обычно бывает круглой или прямоугольной.

При лазерном борировании обеспечивается получение композиционной микроструктуры в зоне переплава, в которой твердые структурные составляющие, такие как бориды железа, находились в матрице на основе железа [40,41]. Зона лазерного легирования бором обычно состоит из эвтектической смеси боридов железа ($\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B}$) и фазы $\alpha\text{-Fe}$ [42-44]. В некоторых случаях фаза FeB в зоне переплава не встречается [45-47]. В результате сегрегации бора во время повторного затвердевания в зоне сплавления также была обнаружена более богатая железом фаза Fe_3B [50-52]. В средне- и высокоуглеродистых сталях, а также в низколегированных сталях бороцементит $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ также появлялся в зоне лазерного легирования [36,45,46]. В то же время лазерное легирование высоколегированных сталей может привести к дополнительному образованию борокарбидов $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ [35,51], а также бориды Cr_2B или Ni_2B в случае высокой концентрации хрома и никеля в материале подложки [53].

В качестве легирующего материала при лазерном борировании часто используется бура $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, оксид бора B_2O_3 , карбид бора B_4C , нитрид бора BN или бориды металлов, такие как CrB , VB_2 и TaB_2 [34,35]. Для нанесения порошка аморфного бора на поверхность подложки используется специальный состав, включающий в себя клей и ацетон. В некоторых случаях для создания пастообразного покрытия применялась смесь аморфного бора, жидкого стекла и дистиллированной воды. Также для этой

цели использовались порошки аморфного бора или нитрида бора (h-BN), которые смешивались с этанолом и коллодием. Поливиниловый спирт также использовался в качестве связующего, если легирующий материал состоял из большего количества компонентов, например порошков В и Ti [57], порошков В и графита [58], порошков В и Nb [59] или порошков, содержащих аморфный бор и самосмазывающуюся добавку CaF_2 или BaF_2 [60].

Основными преимуществами лазерного борирования являются:

- возможность получения боридных слоев различной толщины (которая значительно превосходит толщину диффузионных боридных слоев);
- относительно короткая продолжительность процесса по сравнению с диффузионными процессами;
- локальный нагрев и сниженный риск термических деформаций;
- возможность обработки поверхностей сложной формы;
- точное управление лазерным лучом;
- простая автоматизация процесса и интеграция в производственные линии;
- экологичность;
- экономия энергии и материалов.

Основными недостатками лазерного легирования бором являются:

- дороговизна оборудования;
- возможность образования трещин в подповерхностном слое;
- несколько худшее сцепление по сравнению с диффузионно-борированными слоями;
- большая шероховатость и волнистость обрабатываемой поверхности.

1.5.2 Электронно-лучевое борирование

Вид термической обработки, источником энергии при которой является кинетическая энергия электронов в электронном пучке, сформированном электронной пушкой – называется электронно-лучевой. Для генерации электронного пучка используется два источника электрической энергии. Первый источник обеспечивает излучение электронов из эмиттера (катода). В то время как второй источник используется для ускорения электронов. Оба источника стали основными компонентами электронной пушки, которая была применена в качестве основного функционального элемента электронно-лучевого излучателя [61].

При электронно-лучевой химико-термической обработке на поверхности металла происходят различные физико-химические процессы, обусловленные одновременным воздействием на нее температуры, потока заряженных частиц и легирующих элементов. Одновременно с повышением температуры происходят изменения в кристаллической решетке (образуются точечные дефекты, изменяются параметры решетки), что определяет принципиально иные процессы, отличные от процессов традиционной химико-термической обработки [62]. Электронно-лучевая химико-термическая обработка проводится в условиях высокого вакуума (10^{-3} - 10^{-5} Па), что также имеет большое значение при проведении обработки с точки зрения формирования свойств поверхности. Сочетание температуры и точечных дефектов приводит к развитию релаксационных и диффузионных процессов, формированию слоев с особой структурой, обуславливающей получение свойств, которые невозможно получить при других видах обработки [61-63].

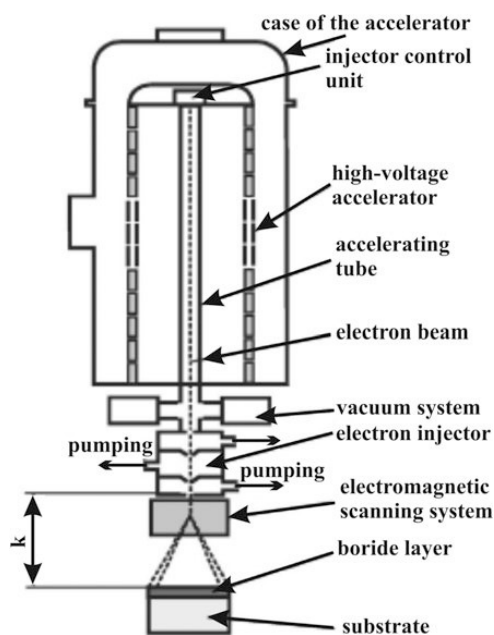


Рисунок 1.10 – Схема ускорителя электронов ELV-6 [62]

Электронно-лучевое борирование заключается в одновременном переправлении и смешивании легирующего материала, содержащего бор, и подложки. Для подготовки легирующей обмазки смешивался карбид бора B_4C или аморфный бор и раствор клея БФ-6 в ацетоне в соотношении 1:10 [64]. Материал подложки покрывался такой пастой толщиной около 1 мм. Порошки аморфного бора или бора чистотой 94 % смешивали с флюсом (MgF_2) в соотношении 1:1 и затем насыпали на поверхность легированного материала из расчета 0,2 г порошковой смеси на 1 см^2 [61, 65]. Также использовался легирующий материал, состоящий из порошкообразной смеси оксида (V_2O_3 или Fe_2O_3), борсодержащего компонента (аморфного бора) и углерода (древесного угля). Такую порошкообразную смесь смешивали в соотношении 1:1 с раствором клея БФ-6 в ацетоне в соотношении 1:10 [64]. В качестве легирующего материала авторы [66] использовали порошок TiB_2 , смешанный с флюсом (CaF_2) в соотношении 1,5:1, а также порошковую смесь $TiB_2 + MoB + CaF_2$ (в соотношении 1,5:1,5:2), который наносился на поверхность титанового сплава и затем прессовался с нагрузкой в 300 Н.

Авторы [61,63] указывают, что при выполнении электронно-лучевого переплава обмазки со стальной пластиной легированная зона, содержала бориды FeB и Fe₂B, цементит Fe₃C и фазу α-Fe. Если в качестве источника бора использовался карбид бора, выделения боридов были круглыми, а легированная зона содержала в основном бориды железа Fe₂B. Тогда как использование аморфного бора в качестве легирующего материала приводило к преобладающему содержанию фазы FeB в легированной зоне, а бориды принимали ромбическую, призматическую и дендритную форму.

Фазовый анализ после ЭЛП бором переплавом с использованием смеси бора и флюса MgF₂ в качестве легирующего материала [61,66] дал необычные результаты. Фазовый состав изучался на различной глубине легированной зоны. Если однократное покрытие с легирующим материалом наливалось на стальную подложку, фазовый анализ выявил наличие фаз FeB, Fe₂B и α-Fe на глубине 100 мкм. Fe₂B и α-Fe были идентифицированы на глубине 300 мкм, а на глубине 600 мм наблюдалась только фаза α-Fe. Авторы [61] сообщили о градиентной микроструктуре легированной зоны в зависимости от формы выделений боридов железа.

Основные преимущества электронно-лучевого легирования поверхности бором схожи с преимуществами при использовании лазерного источника энергии:

- возможность получения боридных слоев в широком диапазоне толщин (значительно превышающих толщину диффузионных боридных слоев);
- относительно малая продолжительность процесса по сравнению с диффузионным процессом;
- получение мелкокристаллической микроструктуры и профиля твердости с более постепенным снижением по направлению к материалу подложки;
- локальный нагрев и устранение деформаций и размерных изменений;

- возможность обработки фрагментов поверхностей сложной формы;
- точное управление электронным лучом;
- простая автоматизация процесса;
- экологичность процесса;
- низкое потребление энергии и материалов.

Среди недостатков применения электронно-лучевого борирования выделены следующие:

- высокая стоимость оборудования;
- ограниченность применения выбранными формами и малыми габаритами изделий;
- необходимость использования пониженного давления (вакуумная камера);
- невозможность надлежащей защиты от окисления при нагреве вневакуумной обработки, а при больших ускоряющих напряжениях (около 150 кВ) необходимость защиты от рентгеновского излучения.

1.5.3 Плазменное борирование

В процессе плазменного борирования в качестве источника тепловой энергии используется концентрированный поток плазмы высокой температуры, который возникает между тугоплавким электродом и материалом подложки. Данный метод позволяет переплавлять и смешивать легирующий материал с основой, что не имело широкого распространения в промышленности. По этой причине, исследований по тематике плазменного борирования не очень много. Однако плазменное борирование стало очень интересной альтернативой другим высокоэнергетическим методам борирования, таким как лазерное или электронно-лучевое, из-за простоты процесса, возможности использования относительно недорогих сварочных аппаратов по сравнению с лазерами или электронно-лучевыми источниками. Кроме того, процессы плазменного легирования недавно были использованы

в биомедицинских приложениях [67-69]. Этот метод был также назван дуговой наплавкой с переносом плазмы (РТА) [70-71].

Типичное оборудование для плазменной обработки соответствует оборудованию для плазменно-дуговой сварки и состоит из баллонов с плазмообразующим и защитным газом, источника питания, плазмотрона и контроллера движения плазменной горелки [70].

Бориды CrB_2 и TiB_2 были наиболее часто образующимися соединениями, содержащими бор, при проведении плазменного борирования путем переплавки. Буритис и Пападимитриу [70,71] использовали смесь 99% чистого порошка CrB_2 со спиртом в качестве пасты, которой покрывали поверхность подложки. Порошки, содержащие бориды титана (TiB_2) и 99% чистого бора в различных соотношениях, смешивали со спиртом и применяли в качестве легирующего материала [72]. Нано- и микропорошки Ti-B стали легирующим материалом при плазменном борировании [73-76]. Исходные порошки представляли собой смесь порошков Ti и B с размером зерен <45 мкм. Содержание порошка бора составляло 2 или 10 мас.%. Порошки смешивали в перчаточном ящике и высыпали во флакон.

Плазменное борирование позволило получить микроструктуру композита, сопоставимую с микроструктурой, которая образуется при использовании методов лазерного и электронно-лучевого борирования. Обычно микроструктура состоит из твёрдых боридов, расположенных в более мягкой матрице на основе железа. В результате плазменного переплава покрытия из пасты с аморфным бором на поверхности низкоуглеродистой стали была сформирована легирующая зона. В этой зоне находились бориды железа FeB и Fe_2B в матрице из железа $\alpha\text{-Fe}$, как было установлено в исследованиях [70,71]. Фазовый состав этой зоны зависел от толщины боридного покрытия. По мере увеличения толщины микроструктура менялась от фазы $\alpha\text{-Fe}$ и эвтектической смеси до $\text{FeB} + \text{бориды Fe}_2\text{B}$ и эвтектической смеси [70]. Также сообщалось, что после плазменного

переплава высокоуглеродистой стали с использованием аморфного бора в качестве легирующего материала, образовывалась эвтектическая смесь мартенсита и боридов Fe_2B [77]. Использование обмазки из порошка Cr_2B в качестве источника бора приводило к формированию легированной зоны с эвтектической смесью твердого раствора $\alpha\text{-Fe}$ и фазы Fe_2B [70,71]. В этом случае вместо боридов Fe_2B могли бы образовываться сложные бориды, такие как $(\text{Cr}_x\text{Fe}_{1-x})_2\text{B}$ [78]. При переплавке обмазки из порошка TiB_2 в низкоуглеродистой стали образовывалась эвтектическая смесь фаз $\alpha\text{-Fe}$ и TiB_2 , в которой выделялись бориды TiB_2 и карбонитриды $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ [72].

Основные преимущества плазменного легирования поверхности бором были сопоставимы с преимуществами, описанными для других методов поверхностного легирования:

- широкий диапазон толщин получаемых слоев (часто толщина наплавленных слоев значительно превышает толщину диффузионно-борированных слоев);
- относительно малая продолжительность процесса по сравнению с диффузионным борированием;
- мелкокристаллическая микроструктура боридных слоев;
- профиль твердости с постепенным снижением к подложке;
- локальный нагрев и возможность устранения деформаций и размерных изменений;
- возможность образования слоев на выделенных фрагментах поверхностей сложной формы; точное управление столбом плазменной дуги;
- отказ от использования охлаждающих сред;
- простота автоматизации;
- экологичность процесса;
- относительно низкая энергоемкость и материалоемкость.

Кроме того, простота поверхностного плазменного легирования (ППЛ) с бором является его важным преимуществом по сравнению с процессами лазерного и электронно-лучевого легирования.

К недостаткам плазменно-поверхностного легирования слоев следует отнести возможность образования трещин или газовых пор, повышенную шероховатость и волнистость обрабатываемой поверхности.

1.5.4 Плазменное напыление

Плазменное напыление – это процесс, при котором осаждаемый материал (исходное сырье) вводится в струю плазмы, создаваемую плазменной горелкой (рис.1.11). Плазма формируется с помощью электрической дуги, которая возникает между нерасплавляемым электродом, выполняющим функцию катода, и соплом, которое служит анодом. В качестве плазмообразующего газа обычно используют инертные газы. В качестве сырья используется порошок, который распыляется и впрыскивается инертным газом. Материал для покрытия расплавляется и наносится на подложку, выплавляясь в материал.

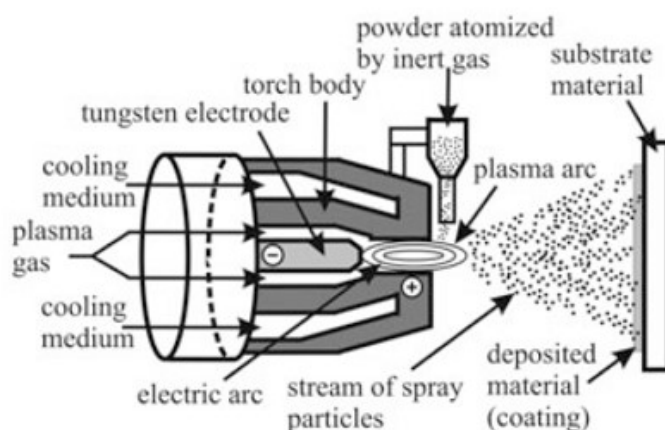


Рисунок 1.11 – Схематическое изображение плазменного напыления [81]

Плазменное напыление бором может осуществляться двумя способами. Типичный процесс при атмосферном давлении получил название

атмосферного (или воздушно-плазменного) напыления бором [79,80]. Однако его также можно проводить в вакуумной камере при пониженном давлении. Такой процесс, называемый вакуумно-плазменным напылением бором, применяется относительно редко [81,82].

Порошки, содержащие бор, используются в качестве исходного сырья в процессах плазменного напыления. Аморфный порошок на основе железа с составом Fe-28Cr-3,1B-2Cu-1Si-17Ni-3,3Mo-8,4 Co (мас.%) был нанесен [83] для получения покрытия на поверхности низкоуглеродистой стали. Авторы [84, 85] изготовили напыляемое покрытие на тот же тип стали, используя смесь порошка на основе Ni состава Ni-16Cr-3,2Si-2,7B-0,75C-5Fe (мас.%) с порошком TiB₂. Исходные компоненты смешивали со спиртом в соотношении 80 мас.% порошка на основе никеля и 20 мас.% TiB₂. Затем их прессовали и спекали в вакуумной печи при температуре 1100°C в течение 30 мин. Полученный агломерат измельчали в порошок с размером частиц, подходящим для плазменного напыления. Авторы [86] нанесли порошки (TiB₂+Fe+Mo) на поверхность высокоуглеродистой стали. Исходные порошки, т.е. диборид титана, Fe и Mo смешивали в планетарной мельнице в течение 3 ч в ацетоне. Затем шихту прессовали и спекали при температуре 1450-1500°C в вакуумной печи. Спеченный материал подвергали механическому измельчению и просеиванию. Процентное содержание металлической фазы (Fe-Mo) составляло от 20 до 80 мас.%. В работе [87] использовали очень сложное сырье, состоящее из 60 порошков (Ni-Co-Cr-Al-Y) + 24 ZrB₂ + 16 B₄C (мас.%). Порошок ферробора с составом Fe-18,8B-0,2C-0,5Si-0,8Al (мас.%) был распылен атмосферной плазмой на поверхность Al-сплава [88,89].

Бориды хрома и железа (CrB₂, Cr₂B, Fe₇B), а также фазы FeSi₂ и SiO₂ образовались в матрице на основе α-Fe(Cr) после плазменного напыления с использованием аморфного порошка на основе Fe с хромом и бором [90]. Атмосферно-плазменное напыление смеси порошков NiCrSiB и TiB₂ на

поверхность низкоуглеродистой стали привело к образованию покрытия, состоящего из боридов хрома и диборидов титана (TiB_2) среди мягкого твердого раствора на основе Ni [91]. Микроструктура напыляемого атмосферной плазмой покрытия, полученного с использованием порошка NiCr + TiB_2 , состояла из твердых боридов TiB_2 и мягкой матрицы NiCr [92]. В результате плазменного напыления с использованием порошков TiB_2 + FeMo наблюдалось образование композитных покрытий с многофазной структурой, состоящих из металлической фазы на основе пластичного железа и упрочняющих боридных фаз [93].

Отобранные работы показали возможность успешного нанесения боридных покрытий методом атмосферного плазменного напыления на поверхность низко-, средне- и высокоуглеродистых сталей, высоколегированных сталей, а также чистого титана. Композитная микроструктура, состоящая из твердых керамических фаз (включая бориды) и мягкой металлической матрицы, обычно характерна для покрытий, наносимых методом плазменного напыления.

Покрытия с воздушно-плазменным напылением характеризуются относительно низким содержанием оксидов, низкой пористостью и хорошей адгезией боридных покрытий. При повышенном окислении материалов, как подложки так и составляющих порошковой смеси порошкообразное сырье распыляется только в вакуумной камере или в инертной атмосфере (например, в камере, заполненной аргоном). Последний метод получил название плазменного напыления в инертной атмосфере.

Важным преимуществом технологии воздушно-плазменного напыления является возможность удаления оксидов с материала подложки путем дугового травления поверхности подложки с помощью плазмы перед нанесением покрытия [94].

Поверхность материала подложки должна быть надлежащим образом подготовлена перед термическим напылением. Без специальной подготовки

поверхности, на покрытии возможно образование множества дефектов, которые могут приводить к его разрушению. Качество адгезии покрытия в значительной степени зависит от чистоты, шероховатости, а иногда и от правильной механической обработки, обеспечивающей оптимальные характеристики покрытия. Вид подготовки поверхности зависит от материала покрытия и основы и влияет на прочность сцепления.

Выводы

На основании анализа литературных источников, рассмотренных в первой части работы, можно сделать следующие выводы:

1. Боридные покрытия характеризуются высокой твердостью и износостойкостью. Уникальное преимущество боридных покрытий заключается в их высокой стойкости к истиранию, которая значительно выше, чем у покрытий, полученных другими способами химикотермической обработки, таких как науглероживание или азотирование. Основным недостатком боридных слоев является их высокая хрупкость. Это не позволяет эффективно использовать борированные детали, когда они подвергаются ударам и высоким локальным нагрузкам в процессе эксплуатации.

2. К традиционным методам борирования, применяемым в промышленности, относят процессы борирования в газовых, жидких и твердых средах на основе диффузии атома бора в поверхность стали. Эти методы имеют ряд серьезных недостатков, связанных с длительностью процесса при высоких температурах, хрупкостью боридного слоя, сложностью контроля процесса и ограничениями по применению на различных типах материалов и геометриях деталей.

3. Один из эффективных способов повышения пластичности слоёв, содержащих соединения железа и бора, заключается в создании композиционных структур. Наличие в слое менее твердых дополнительных фаз повышает общую пластичность такого слоя, а присутствие в слое

боридов делает его износостойким. Так во время изнашивания поверхность приобретает микрорельеф за счет структурной неоднородности. Более того, композиционные борированные слои имеют низкое напряженное состояние, в связи с релаксацией напряжений на границах раздела фаз бориды – твердый раствор. Таким образом, композиционная структура борированного слоя позволяет не только повысить его пластичность, но и сохранить его высокую износостойкость.

4. Для формирования композиционной структуры применяются различные методы, в том числе основанные на использовании лазерного, плазменного и электронно-лучевого нагрева. Основная задача использования мощных источников энергии – создание слоя с разделёнными боридами. Кроме того, их применение значительно ускоряет процесс обработки, позволяет сохранять исходные свойства сердцевины по сравнению с традиционными методами химикотермической обработки.

5. Среди концентрированных источников энергии плазменная дуга обладает рядом преимуществ перед другими, такими как большая универсальность, возможность обработки деталей сложных форм, меньшая стоимость оборудования и эксплуатации, а также меньшее тепловое воздействие на материал. Это делает её эффективным методом для широкого спектра промышленных применений.

Цель и задачи исследований

Целью диссертационной работы является повышение твердости и износостойкости стальных изделий за счет формирования упрочненных боридных слоев на их поверхности с использованием метода плазменного плавления борсодержащей смеси.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

1. Разработать оптимальный состав обмазки, в качестве основных легирующих элементов рассмотреть возможности использования аморфного бора и карбида бора. Определить связующее вещество, а также разработать

технологии приготовления и нанесения обмазки на поверхность конструкционной стали.

2. Провести оценку влияния основных параметров плазменного поверхностного плавления борсодержащей смеси, нанесенной на поверхность стали на формирования оплавленной поверхности, ширину и глубину поверхностного слоя, микроструктуру, микротвердость.

3. Изучить структурно-фазовые и химические превращения в процессе формирования борированных поверхностных слоев.

4. Исследовать связь микроструктуры борированных слоев на образцах низкоуглеродистой стали в процессе испытаний на абразивный износ по закрепленному абразиву, в условиях сухого трения скольжения, на трещиностойкость, адгезию.

5. Разработать технологию упрочнения рабочих органов сельскохозяйственной техники для продления их срока службы на основе полученных данных проведенных исследований.

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В ходе исследования, направленного на достижение поставленных задач, были использованы передовые методы анализа и специализированные инструменты для измерения. Это позволило провести детальный анализ и оценить качество полученных данных. Исследования структуры с использованием различных методов дали возможность понять, какие структурные и фазовые изменения происходят при формировании упрочненных слоев под воздействием высокоэнергетической плазменной дуги. Полученные результаты также позволили обосновать сложные механические и функциональные свойства материалов с поверхностным упрочнением.

2.1 Материалы исследования

В качестве основного материала для исследования была выбрана конструкционная низкоуглеродистая сталь 20. В таблице 2.1 представлен химический состав основного материала, который был измерен с помощью оптического эмиссионного спектрометра. Следует отметить, что изменения в структуре и фазовом состоянии стали 20, вызванные воздействием температуры и деформации, были тщательно изучены. Это делает её идеальным материалом для моделирования. Благодаря металлографическим исследованиям микроструктуры можно косвенно оценить характеристики термического воздействия на материал. Результаты исследований, полученные в ходе экспериментов над сталь 20, могут быть применены к другим углеродистым и низколегированным сталям с незначительными изменениями.

Перед началом термической обработки заготовок их вырезали на станке Discotom-100/-10 размерами 75x15x10 мм

Чтобы создать однородную структуру, исходный стальной материал отжигали в камерной печи при температуре 900 °С. В результате термической обработки в стали установилась равномерная феррито-перлитная структура, как показано на рисунке 2.1. Для достижения необходимой шероховатости и

удаления ржавчины и грязи со стальной поверхности заготовки прошли процесс шлифования на грубой шкурке зернистостью 320.

Таблица 2.1 – Химический состав стали 20

Марка стали	Содержание элементов, % вес.							
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Fe
20 (ГОСТ 1050)	0,18	0,44	0,07	0,03	0,03	0,02	0,01	Ост.

Формирование упрочняющих слоёв было достигнуто путём использования легирующих материалов, состоящих из порошков аморфного бора, соответствующих требованиям ТУ-1-92-154-90, и карбида бора В4С, изготовленного в соответствии с ГОСТ 5744-85. В состав легирующей смеси также добавляли железный порошок (ТУ-АРМКО, ТЧЖ), выполняющий функцию смачивающего компонента. В качестве связующего вещества применялся фенолформальдегидное полимерное соединение БФ-2 (ГОСТ 12172).

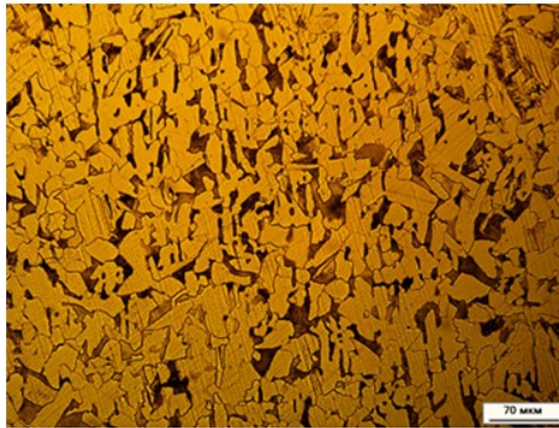


Рисунок 2.1 – Структура стали 20 до плазменного оплавления

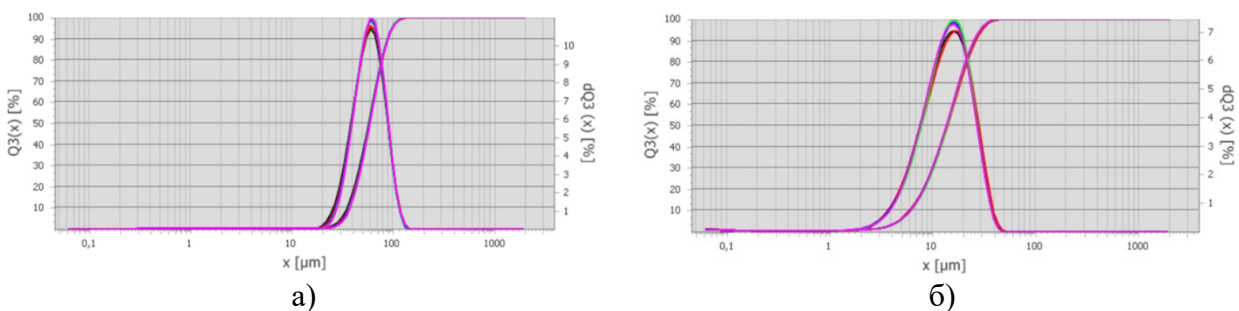


Рисунок 2.2 – Гранулометрический состав порошков: а – карбид бора; б – железа

Таблица 2.2 – Характеристики исследуемых порошков

Материал	Характеристики		
	Плотность, г/см ³	Температура плавления, °С	Температура кипения, °С
Аморфный бор (В)	2,34	2075	3865
Карбид бора (В ₄ С)	2,52	2350	3500
Железо (Fe)	7,88	1535	2862

Обоснование выбора стали 20 в качестве основы для поверхностного оплавления

Использование высоколегированных износостойких сталей для изготовления деталей, подвергающихся интенсивному износу, является эффективным решением, однако не всегда экономически и технологически целесообразно. Высоколегированные стали обладают отличными эксплуатационными характеристиками, но их высокая стоимость и сложность обработки часто делают их невыгодными для широкого применения.

Сталь 20 является низкоуглеродистой (с содержанием углерода около 0,2%), что обеспечивает ей достаточную пластичность и ударную вязкость. Это делает её пригодной для обработки, включая пластическую деформацию и поверхностное упрочнение. Применение стали 20 в качестве основного материала позволяет избежать использования сложных и дорогостоящих технологий обработки высоколегированных сталей. Низкое содержание углерода также снижает риск образования трещин при термической обработке. На сталь 20 можно наносить различные типы покрытий, что позволяет адаптировать поверхность изделия к конкретным условиям эксплуатации, таким как абразивный износ, коррозия или воздействие высоких температур.

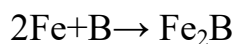
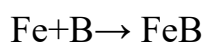
Выбор стали 20 в качестве основы для нанесения износостойкого покрытия является обоснованным и целесообразным решением, как с экономической, так и с технологической точки зрения. Такое сочетание позволяет снизить производственные затраты, улучшить эксплуатационные характеристики деталей и увеличить их срок службы без необходимости использования дорогостоящих высоколегированных сталей. Данный подход

широко применяется в промышленности, где важны долговечность, экономичность и надёжность деталей.

Обоснование выбора аморфного бора и карбида бора в качестве легирующих элементов для поверхностного плазменного упрочнения

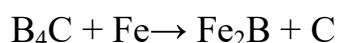
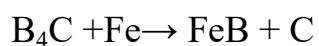
Аморфный бор – это одна из аллотропных форм бора, которая характеризуется отсутствием упорядоченной кристаллической структуры, что придает ему уникальные физические и химические свойства. В отличие от кристаллического бора, аморфный бор представляет собой черный порошок и обладает высокой реакционной способностью. Он широко используется в качестве легирующего элемента, особенно для поверхностного упрочнения сталей, таких как сталь 20 [3,4].

При высоких температурах аморфный бор активно взаимодействует с железом, образуя эти бориды, которые отличаются высокой твёрдостью и устойчивостью к истиранию:



Карбид бора (B_4C) – это одно из самых твёрдых материалов, уступающее по твердости только алмазу и нитриду бора. Он имеет уникальные физико-механические свойства, включая высокую твёрдость (около 30 ГПа), низкую плотность, устойчивость к химическому воздействию и высокой температуре плавления (около 2450°C). Благодаря этим свойствам карбид бора широко используется в технике, например, для бронирования, в абразивных материалах, а также для упрочнения поверхностей.

Взаимодействие между карбидом бора и железом при высоких температурах способствует образованию сложных соединений, таких как бориды, карбобориды и мартенсит, что создаёт очень твёрдую и износостойкую поверхность:



Обоснование выбора железа в качестве добавки и клея БФ-2 – связующего вещества

Высокая электропроводность, высокая смачиваемость и хорошее сцепление с обрабатываемой поверхностью оплавленной смеси перед обработки являются ключевыми требованиями для достижения качественного результата в процессе плазменного оплавления.

Проблема электропроводности оплавленной смеси. Плазменное оплавление – это процесс, в ходе которого материал подвергается воздействию высокотемпературной плазмы с целью изменения его структуры или улучшения свойств поверхности. В таких процессах особое значение имеют свойства электропроводности смеси, поскольку высокая электропроводность позволяет более эффективно переносить электрический заряд и поддерживать стабильность плазменного разряда. Низкая электропроводность аморфного бора при комнатной температуре может вызвать проблемы при запуске и поддержании процесса плазменного оплавления, особенно если бор используется в смеси в значительных количествах. Низкая проводимость приводит к трудностям в передаче электрической энергии через смесь, что снижает эффективность плазменного оплавления.

Аморфный бор обладает низкой электропроводностью при комнатной температуре, однако его проводимость значительно увеличивается при нагреве. При температурах выше 500°C удельное электросопротивление аморфного бора начинает уменьшаться, что делает его более подходящим для высокотемпературных процессов, таких как плазменное оплавление. Однако даже при высоких температурах аморфный бор остаётся менее проводящим по сравнению с другими материалами, что может потребовать дополнительных мер для улучшения проводимости смеси.

Одним из способов повышения проводимости борсодержащей смеси является добавление материалов с высокой электропроводностью, таких как металлические порошки. Эти компоненты могут повысить общую

электропроводность смеси и способствовать более эффективному процессу плазменного оплавления.

В рамках диссертационного исследования в качестве компонента, который способствует увеличению электропроводности при плавлении смеси, был выбран металлический порошок железа. Для изучения влияния порошка железа на электропроводности были проведены измерения удельного сопротивления различных борсодержащих смесей (без добавки железа, с добавкой 10%, 25% и 40%) в виде пасты с помощью цифрового мультиметра.

Были приготовлены пасты, содержащие борсодержащие смеси с различным процентом железа (0%, 10%, 25%, 40%) и клея БФ-2. На стеклянную изолирующую основу был нанесён тонкий и равномерный слой смеси толщиной 0,5 мм. В процессе нанесения контролировалось отсутствие воздушных пузырьков и неровностей. Для полного высыхания пасты она была помещена в сушильный шкаф на 2 часа при температуре 80°C. Далее провели калибровку мультиметра в режиме измерения сопротивления с помощью образца с известным сопротивлением, чтобы убедиться в точности показаний. Затем были проведены измерения электрического сопротивления пасты. Расстояние между измерительными щупами мультиметра составляло 10 мм. Схема проведения измерений представлена на рисунке 2.3.

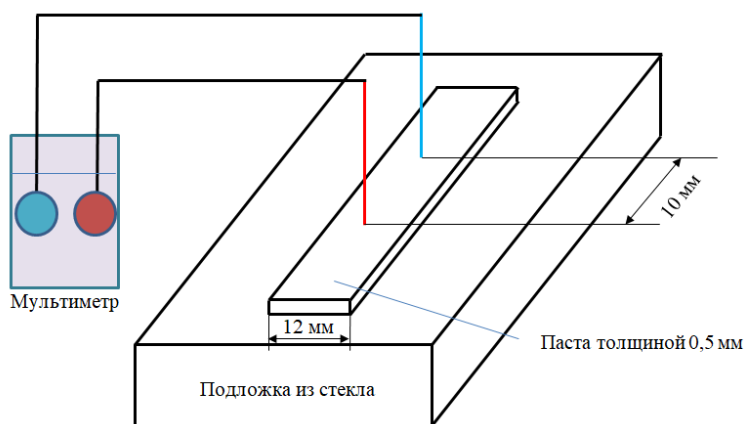


Рисунок 2.3 – Схема измерения электрического сопротивления борсодержащей пасты

Чтобы повысить точность, провели несколько измерений на различных участках одного образца и усреднили результаты. Удельное сопротивление пасты вычисляли по формуле:

$$\rho = R \cdot \frac{L}{A}$$

где: R – измеренное сопротивление, A – площадь поперечного сечения пасты, L – расстояние между щупами мультиметра.

Таблица 2.3 – Результаты измерения электросопротивления и расчета удельного сопротивления борсодержащей пасты

Состав пасты	В4С/БФ2	В4С/БФ2+10%Fe	В4С/БФ2+25%Fe	В4С/БФ2+40%Fe
Сопротивление, МΩ	1,004	0,806	0,602	0,125
Удельное сопротивление, МΩ.М	1673	1343	1003	208

Полученные результаты демонстрируют четкую тенденцию: с увеличением содержания железа в пасте электрическое сопротивление и удельное сопротивление уменьшаются. Это объясняется тем, что железо является проводящим материалом, и его добавление улучшает общую электропроводимость пасты.

Проблема смачиваемости оплавленной смеси. Металлическое железо, обладая хорошей теплопроводностью и высокой поверхностной энергией, способствует более интенсивному взаимодействию с поверхностью стали, что улучшает растекание расплавленной смеси. При высокотемпературной обработке, такой как плазменное оплавление, железо активно взаимодействует с другими компонентами смеси, такими как аморфный бор и карбид бора, что приводит к образованию боридов и карбидов железа. Эти соединения обеспечивают высокую степень смачиваемости расплава. На рис. 2.4 представлены образцы после плазменного оплавления борсодержащей смеси с различными добавками железа в режиме тока 140А. Отмечено, что образец без добавки железа выглядит с наибольшим количеством дефектов, видны крупные поры и неровности на поверхности. Это связано с низкой

смачиваемостью оплавленной смеси, что затрудняет процесс формирования качественного покрытия. Добавление 5% железа улучшило качество оплавления по сравнению с предыдущим образцом. Тем не менее, на поверхности все еще наблюдаются отдельные поры и неровности. Смачиваемость материала улучшилась, но не достигла оптимальных значений, что говорит о необходимости увеличения содержания железа для улучшения электропроводимости и смачиваемости.



Рисунок 2.4 – Образцы после плазменного оплавления борсодержащей смеси в режиме тока 140А: а – без добавки железа, б – с добавкой 5% Fe, в – с добавкой 10% Fe, д – с добавкой 25% Fe

На образце с добавкой 10% и 25% железа поверхность становится значительно более ровной и гладкой. Добавление более 10% железа значительно улучшило смачиваемость и распределение смеси по поверхности. Это позволило получить более плотное и однородное покрытие с меньшим количеством дефектов.

Таким образом, железо снижает поверхностное натяжение расплава при плавлении, что способствует улучшению её смачиваемости. Это позволяет смеси легче растекаться по поверхности металла и создавать более тонкий и однородный слой. Поскольку основой для наплавки, является сталь, добавление железного порошка обеспечивает химическую совместимость с поверхностью, что улучшает смачиваемость и снижает вероятность дефектов на границе раздела фаз.

Добавление железа в борсодержащие смеси действительно способствует улучшению смачиваемости и адгезии покрытия при плазменном оплавлении, что уменьшает количество дефектов и улучшает механические свойства покрытия. Однако при этом необходимо контролировать содержание бора в смеси, чтобы избежать его недостаточной концентрации, что может снизить твердость и износостойкость покрытия. Оптимизация соотношения между бором и железом является ключом к созданию высококачественного и функционального покрытия.

Обеспечение адгезии оплавляемой смеси к обрабатываемой поверхности перед плазменным оплавлением. Клей БФ-2 широко используется благодаря его высокой способности обеспечивать прочное сцепление с металлическими поверхностями. Это особенно важно в процессе плазменной обработки, где необходимо обеспечить равномерное распределение смеси и ее надежное соединение с обрабатываемой поверхностью перед началом плазменного воздействия.

После испарения или сгорания под воздействием плазмы клей БФ-2 не оставляет загрязнений или остаточных соединений, которые могли бы повлиять на процесс оплавления или формирование покрытия. Это важно, поскольку любые остатки клея могут нарушить химическую чистоту смеси и снизить качество покрытия.

Клей БФ-2 легко наносится на поверхность металла и надежно удерживает порошковую смесь до начала плазменного оплавления. Он сохраняет стабильные адгезионные свойства в широком диапазоне температур и влажности, что упрощает его использование в производственных условиях. Благодаря основе из бакелита, БФ-2 обладает достаточной механической прочностью, что позволяет удерживать смесь на месте даже при механических воздействиях или вибрациях до начала плазменного процесса.

В диссертационной работе проведены оценки прочности сцепления поверхности обрабатываемого образца с оплавляемой обмазкой методом свободного падения с определённой высоты. Метод свободного падения

заключается в том, что на объект воздействуют кинетической энергией падающего тела для оценки его механических свойств или прочности сцепления с оплавляемой обмазкой. Этот метод часто используется для имитации реальных условий ударных нагрузок и позволяет изучить поведение материала или покрытия при внезапных механических воздействиях. Для проведения исследований были приготовлены образцы из стали 20 в виде пластины размерами 75×20×10 мм. Равномерно нанесли оплавляемую смесь из карбида бора, железа и клея БФ-2 на поверхность основного металла (рис. 2.5а). Затем образец с обмазкой просушили в сушильном шкафу в течение 2-х часов для полного высыхания. Подготовленный образец размещали на высоте 2 м. Потом свободно сбрасывали на стальную плиту. После падения проводили визуальный осмотр поверхности покрытия на наличие трещин, отслоений или других повреждений. На рис. 2.5б представлена фотография образца после испытания. Отмечено, что на поверхности образца не были зафиксированы трещины и отслоения. Таким образом, использование клея БФ-2 в качестве связующего вещества обеспечивало прочное сцепление поверхности стали с оплавляемой смесью до плазменного оплавления.

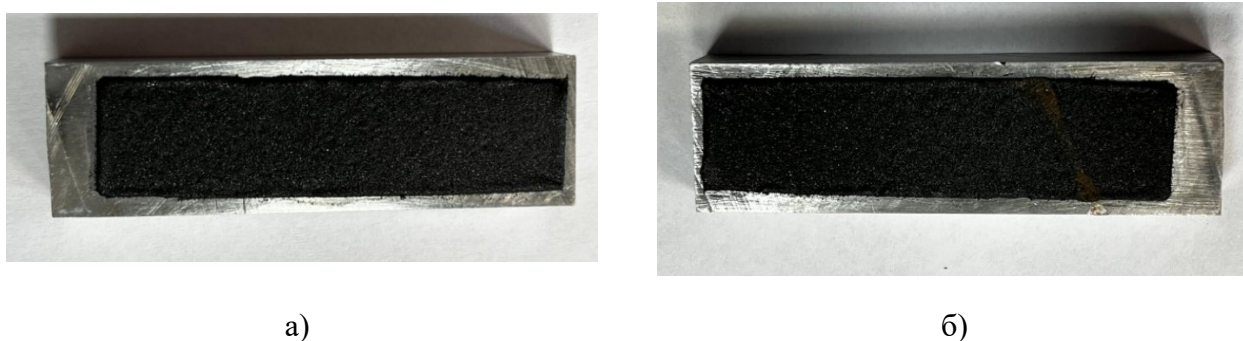


Рисунок 2.5 – Фотографии образцов с оплавляемой обмазкой: а – до падения; б – после падения

Для подготовки обмазки перед плазменным оплавлением были выполнены следующие действия (рис. 2.6). Для получения смеси с хорошей смачиваемостью сначала были смешаны порошки с клеем БФ-2. Затем на поверхность образцов, выбранных для исследования, нанесли равномерный слой смеси, содержащей бор. После этого образцы поместили в сушильный

шкаф ШС-80-01 СПУ, где они сушились при температуре 70 °С в течение двух часов. Для обеспечения равномерного распределения порошковой смеси по поверхности были использованы маски (рис. 2.7).

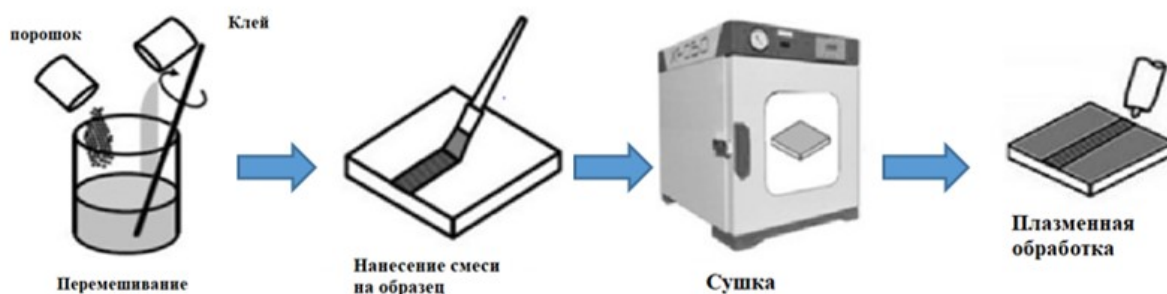


Рисунок 2.6 – Последовательность приготовления обмазки

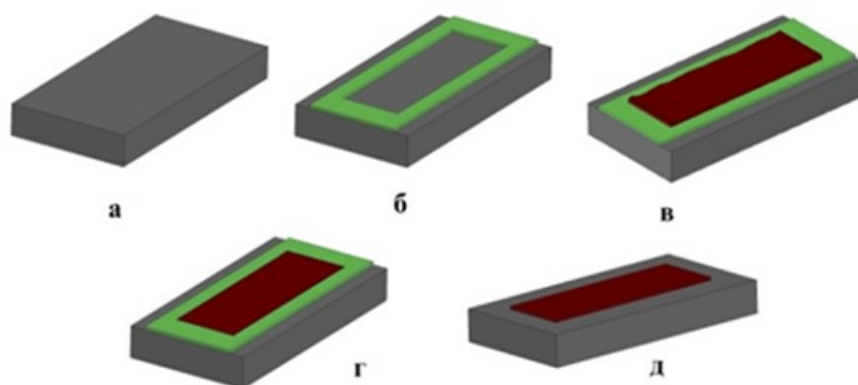


Рисунок 2.7 – Схема нанесения покрытия: а – образец, б – образец с маской, в – после нанесения покрытия, г – после выравнивания, д – после снятия маски

2.2 Оборудование и технологические режимы плазменного легирования борсодержащих смесей

Для проведения процесса плазменного оплавления использовалось оборудование, расположенное в лаборатории кафедры материаловедения, сварочных и аддитивных технологий Иркутского национального исследовательского технического университета (ИрНИТУ). Установка включает в себя следующие компоненты: блок питания Kemppi PSS 5000; генератор TU50; цифровой анализатор MY1; система охлаждения; горелка; штатив и баллон, заполненный аргоном. Расстояние между горелкой и поверхностью образца регулируется вручную после установки плазменной горелки на штатив с помощью зажимного устройства. Стол, на котором

располагается образец, приводится в действие электроприводом, работающим от напряжения 24 В. Стол перемещается с заданной скоростью. Скорость перемещения стола регулируется с помощью потенциометра, который позволяет изменять её в диапазоне от 1,5 до 15 мм/с. Для записи показаний напряжения и тока в течение всего исследования использовался осциллограф Tektronix TDS1012B. Его основная функция – количественная оценка продолжительности и силы электрического сигнала.

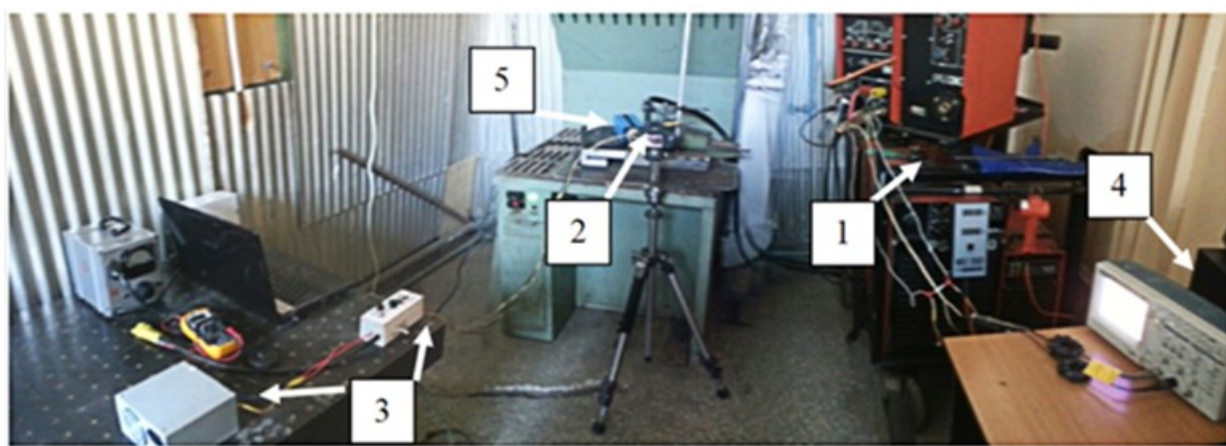


Рисунок 2.8 – Фото оборудованного рабочего места для выполнения наплавки: 1 – источник питания для сварки;

2 – фотокамера; 3 – блок управления; 4 – осциллограф; 5 – скоростная камера

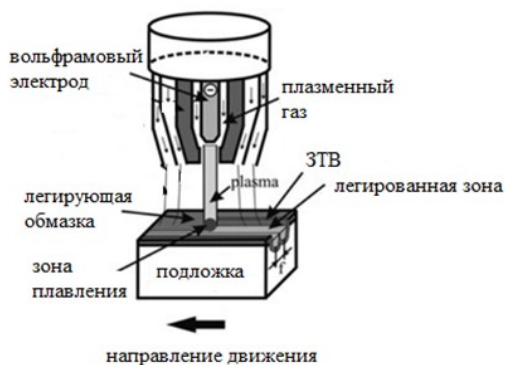


Рисунок 2.9 – Схема плазменного оплавления борсодержащей смеси

В процессе исследования влияния плазменного нагрева на обработку поверхности стали были проведены наблюдения и съёмка с использованием камеры SONY α 390 и высокоскоростной камеры RSO 1200hs, способной снимать изображения со скоростью 106 кадров в секунду с разрешением VGA. На рисунке 2.8 представлен комплекс оборудования и инструментов, подобранный для проведения исследований. На рисунке 2.9 схематично

изображён процесс плазменного оплавления. Установка работает стабильно при постоянном токе прямой полярности. Плазменный нагрев создаётся с использованием плазмотрона с открытой дугой. Основным элементом энергетической системы установки является плазменная горелка, генерирующая постоянный поток плазменной дуги с температурой до нескольких тысяч градусов. Напряжение плазменной дуги: 24 В, скорость перемещения образца: 4 мм/с, расстояние между соплом и образцом: 5 мм

Таблица 2.4 – Режимы процесса плазменного оплавления борсодержащей смеси

Состав оплавляемой смеси, % вес.	Параметры плазменного оплавления			
	Ток, А	Толщина обмазки, мм	Погонная энергия, кДж	Расход газа, л/мин.
40%B + 10%Fe + 50%БФ-2	120	0,5...1	525	18
	140		612	
	160		700	
25%B + 25%Fe + 50%БФ-2	120		525	
	140		612	
10%B + 40%Fe + 50%БФ-2	120		525	
40%B4C + 10%Fe + 50%БФ-2	120		525	
	140		612	
	160		700	
25%B4C + 25%Fe + 50%БФ-2	120		525	
	140		612	
10%B4C + 40%Fe + 50%БФ-2	120		525	

Выходная мощность плазмотрона может варьироваться в широком диапазоне в зависимости от используемой технологии электроплазменной обработки. Плазмотрон состоит из трёх основных компонентов: электрода (катода), сопла и изолятора. Электрод выполнен в виде вольфрамового стержня, который надёжно закреплён с помощью цангового зажима внутри электродного узла плазмотрона. Дополнительно использован медный держатель с запрессованным электродным стержнем. Сопло плазмотрона специально разработано для формирования геометрических и энергетических характеристик дуги. Параметры процесса плазменного оплавления были установлены на основании результатов моделирования, предварительных

испытаний, а также рекомендаций экспертов института авиамашиностроения и транспорта, ИрННТУ.

2.3 Методы исследования структуры поверхностно упрочненных материалов

Исследования по структурному анализу материалов с борсодержащими покрытиями, нанесенными путем технологии плазменного оплавления на стальные поверхности, позволяют понять механизмы образования покрытий и определить важнейшие свойства образцов с покрытием в различных условиях. В диссертационной работе использовались современные технологии, включая оптическую металлографию, сканирующую электронную микроскопию и рентгенофазовый анализ.

2.3.1 Оптическая металлография

Металлографические исследования проведены на оптическом микроскопе *MET – 2* (рис. 2.10а) при увеличениях в диапазоне от $\times 50$ до $\times 1000$ в режиме светлого поля в лаборатории ИрННТУ. Для металлографического исследования образцы были подготовлены по стандартной методике, состоящей из операций шлифования и полирования.

После плазменной обработки вырезали образец для исследования с помощью отрезного станка *Discotom-100/-10* (рис. 2.10б). Затем запрессовывали отрезанный образец в полимерную смолу прессом *Полилаб С50А* (рис. 2.11а). Для изучения структуры упрочненных слоев исследованы сечения образца, которые перпендикулярны поверхности слоя и направлению перемещения образца относительно плазменной дуги во время обработки. Шлифование осуществлено на абразивной бумаге (рис. 2.11 б) с различной зернистостью: P320, P400, P600, P800, P1000, P1500, P2000 и P2500. Полирование проведено с использованием алмазных суспензий с зернистостью (9 мкм, 6 мкм и 3 мкм).

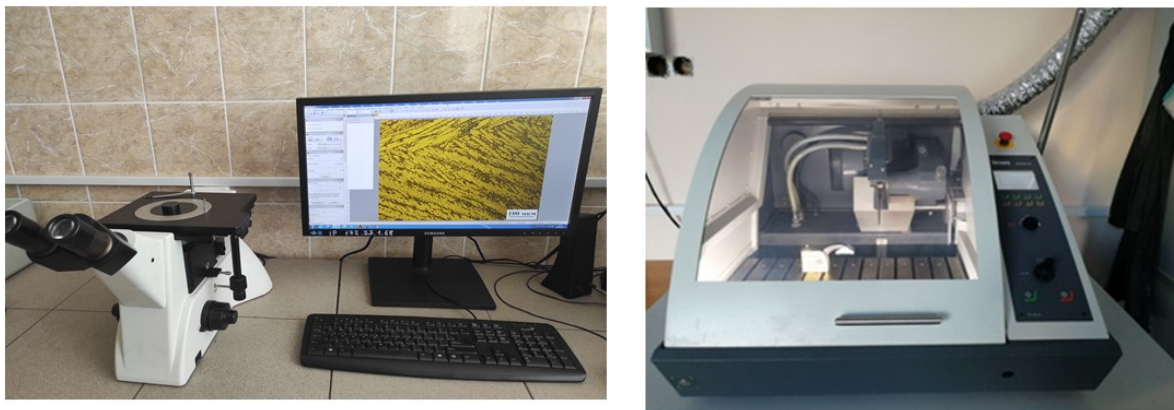
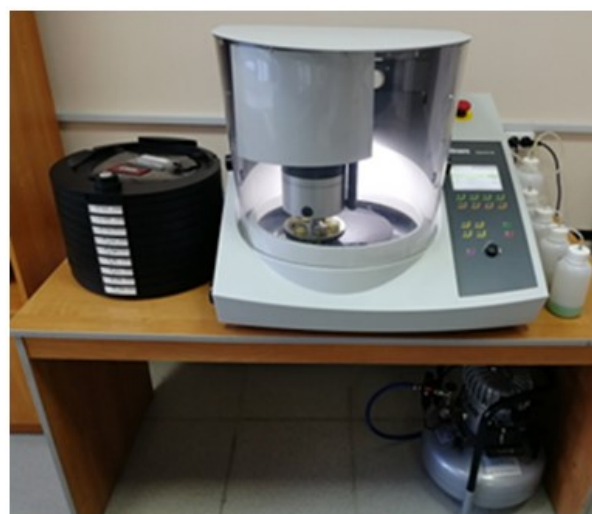


Рисунок 2.10 – Оборудования для исследования структуры: а – Оптический микроскоп MET – 2, б – Универсальный отрезной станок Discotom-10



а)



б)

Рисунок 2.11 – Автоматический пресс Полилаб С50А (а) и полуавтоматический шлифовально-полировальный станок (б)

Заключительная операция полирования выполнена на сукне, смоченном водным раствором с частицами оксида кремния размером 1 мкм. Поверхность исследуемого образца считается готовой после полирования, если она становится плоской, блестящей и не имеет царапин от шлифования. Для выявления микроструктуры подготовленного образца после полирования был использован 5 %-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Травление осуществлялось окунанием шлифов в емкости, содержащей азотную кислоту. Для снятия и обработки изображений микроструктуры исследуемого образца использовались камера и программное обеспечения Tour View.

2.3.2 Растровая электронная микроскопия

Для исследования морфологических характеристик, геометрических параметров и химического состава исходных порошковых материалов, а также для анализа структуры слоёв покрытий, полученных методом плазменного напыления, был использован двухлучевой сканирующий электронный микроскоп JIB-4500. Конструкция данного прибора включает электронную пушку LaB₆, которая может функционировать как в режиме сканирующего электронного микроскопа, так и в режиме сфокусированного ионного пучка. Для формирования изображений использовались режимы регистрации вторичных и отражённых электронов. Кроме того, на JIB-4500 установили энергодисперсионный спектрометр и систему EBSD, принцип работы которой основан на дифракции обратно-отраженных электронов.

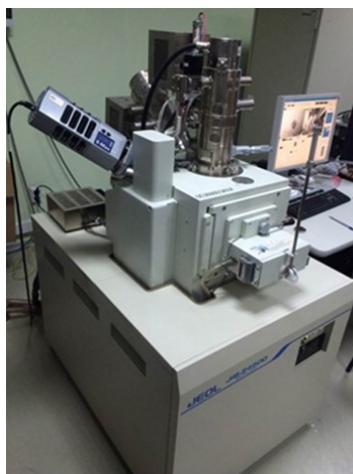


Рисунок 2.12 – Двухлучевой сканирующий микроскоп JIB-4500

Исследования выполненные с применением электронного микроскопа позволяют определить химический состав локальных объемов и провести фазовый и ориентационный анализы наплавленных слоев. Электронно-оптическая колонна (РЭМ) с широким диапазоном увеличения от $\times 5$ до $\times 300000$ обеспечивает качественное исследование микроструктуры боридных покрытий.

2.3.3 Рентгеноструктурный анализ

Исследование фазового состава покрытий после плазменной наплавки осуществлялось на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 с системой поликапиллярной оптики (рис. 2.13) в лаборатории ТЕХНОПАРК - ИрННТУ. С

помощью высокотемпературной приставки, установленной на XRD-7000, возможно проведение исследования материалов при температурах до 1200 °С. Shimadzu XRD-7000 работает по закону Вульфа-Брегга (2.1):

$$2d\sin\theta = n\lambda, \quad (2.1)$$

где λ – длина волны; d – межплоскостное расстояние; θ – угол дифракции лучей



Рисунок 2.13 – Дифрактометр рентгеновский Shimadzu XRD-7000 с системой поликапиллярной оптики

В качестве источника излучения использовался $\text{Cu K}\alpha_{1,2}$ с длиной волны λ , равной 0,154 нм. Исследование проводилось в угловом диапазоне от 30° до 80° (2θ). Образец располагался в центре дифрактометра таким образом, чтобы ось вращения гониометра была направлена на исследуемую поверхность образца. Дифракционные изображения регистрировались в режиме сканирования с шагом $0,05^\circ$ по 2θ . Время накопления на одну точку составляло 5 секунд. Образцы размером $30 \times 30 \times 10$ мм вырезали после обработки. Поверхность образцов подготавливали для рентгеноструктурного анализа путём шлифования и полирования с использованием абразивных шкурочек различной зернистости. Качественный и количественный рентгеноструктурный анализ проводили с использованием баз данных PDF-2 и PDF-4, а также с применением программного обеспечения Rietveld.

2.4 Методы исследования механических и триботехнических свойств материалов

В рамках диссертационного исследования были проведены механические и триботехнические испытания покрытий, полученных методом плазменного оплавления. В ходе работы были проанализированы и оценены микротвёрдость упрочнённых слоёв, износостойкость покрытий при трении скольжения и трении о закреплённые частицы абразива, адгезия основы к упрочнённым слоям, а также трещиностойкость покрытий.

2.4.1 ДюрOMETрические исследования

Микротвердость легированных слоев определялась с использованием методики, изложенной в ГОСТ 9450-76. Микротвердомер SHIMADZU HNV-2 (рис. 2.14), полуавтоматическое устройство, работает на основе метода восстановленного отпечатка. Для определения характеристик изменения микротвердости в покрытии были проведены измерения вдоль поперечного сечения образца, начиная с поверхности и продвигаясь к основному металлу. Перед измерением поверхности образцов были отполированы. Усилие, прилагаемое к индентору во время измерения, составляет 0,981 Н.

Расстояние между центрами соседних отпечатков составляло 100 микрон, что, по меньшей мере, в три раза превышало размер каждого отдельного отпечатка. После измерения данные о микротвердости были подвергнуты анализу, в ходе которого были вычислены средние значения и доверительные интервалы с использованием методов статистической обработки. В ходе анализа микроструктуры легированного слоя микротвердость каждого структурного компонента определялась путем приложения нагрузки в 0,245 Н к индентору.



Рисунок 2.14 – Микротвердомер «Shimadzu HMV-2T»

2.4.2 Испытания на трение о закрепленные частицы абразива

В рамках исследования устойчивости материалов к истиранию при контакте с неподвижными абразивными частицами была применена методика, представленная на схеме 2.15. Образцы размером $10 \times 5 \times 10$ мм надежно фиксировались на поверхности с абразивным покрытием, которое, в свою очередь, крепилось на вращающемся диске. В процессе эксперимента образцы подвергались воздействию абразивного материала, перемещаясь по круговой траектории от центра диска к его краю.

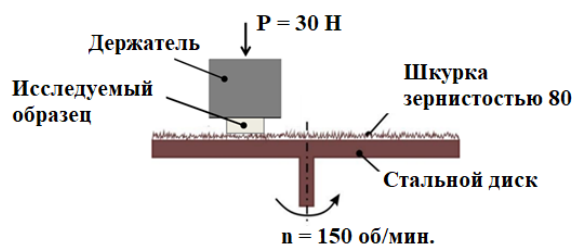


Рисунок 2.15 – Схема испытаний при трении в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц

В качестве эталона использовался образец из цементированной стали, износостойкость которой принималась за стандартную единицу измерения. Для испытаний применялся абразивный диск с размером зерен 80. Перед началом испытаний образцы прошли предварительную обработку для обеспечения полного прилегания к абразивной поверхности, а также достижения заданной шероховатости рабочей поверхности с параметром $R_a = 0,32$ мкм.

Оценка износостойкости исследуемых материалов проводилась путём измерения потерь массы образцов в зависимости от времени испытания. Для измерений использовались аналитические весы высокой точности. Каждое испытание проводилось минимум на трёх образцах для каждого материала, чтобы обеспечить достоверность и воспроизводимость результатов. Относительная износостойкость материалов была определена по следующей формуле:

$$\varepsilon = \Delta m_{\text{э}} / \Delta m_{\text{и}} (\rho_{\text{и}} / \rho_{\text{э}}),$$

где $\rho_{\text{и}}$, $\rho_{\text{э}}$ – плотность исследуемого и эталонного материалов;

$\Delta m_{\text{э}}$, $\Delta m_{\text{и}}$ – величина потери массы эталонного и испытуемого образцов.

2.4.3 Испытания материалов на трение скольжения по схеме «блок по кольцу»

Износостойкость покрытий оценивалась с использованием метода «блок за кольцом», который предполагает воздействие на них условий трения скольжения. На рисунке 2.16 показана схема испытаний.

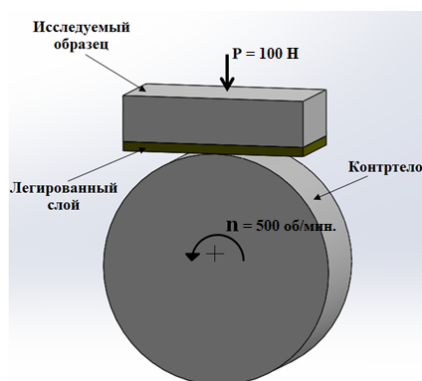


Рисунок 2.16 – Схема испытаний образцов в условиях трения скольжения

Когда диск вращается с частотой n , испытуемый образец изнашивается. Испытуемые образцы изготовлены в виде пластины размером 12x5x10 мм. Перед проведением испытаний образцы подверглись шлифованию и полированию, чтобы достичь уровня шероховатости $Ra = 0,32$. Было использовано контртело, изготовленное из закаленной стали 45, с наружным диаметром 40 мм и шириной 10 мм. На протяжении всего испытания на

образцы действовала постоянная сила = 100 Н, во время прижатия к индентору. Частота вращения диска $n = 500$ об/мин. Объем изношенного материала рассчитывали по результатам измерений длины лунки изнашивания с помощью лупы Бринелля.

2.4.4 Анализ топографии поверхности

Анализ рельефа поверхности образцов после испытаний на трение проводились на оптическом профилометре Contour GT-K1 (рис. 2.17). Профилометр работает под управлением специального программного обеспечения Vision64, установленного на внешний компьютер. Программное обеспечение позволяет настроить оборудование, анализировать данные и обеспечивать графическое представление результатов. Диапазон измерений линейных размеров по вертикали для всех объективов (ось Z) составляет от 19,9 нм до 1800 нм.



Рисунок 2.17 – Оптический профилометр Contour GT-K1

С применением указанного комплекса можно с высокой степенью точности определить параметры шероховатости и построить трехмерные картины поверхности изнашивания материалов после испытания на трение.

3 СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО ОПЛАВЛЕНИЯ БОРСОДЕРЖАЩЕЙ СМЕСИ

В ходе работы над диссертационным исследованием был проведен детальный анализ изменений, происходящих в структуре поверхностных слоев материалов после воздействия плазменной дуги. Для более глубокого изучения структуры упрочненных слоев были применены методы оптической металлографии, растровой и сканирующей электронной микроскопии. Фазовый состав материалов был определен с помощью метода рентгеновской дифракции.

3.1 Компьютерное моделирование процесса поверхностного плазменного нагрева стали с помощью программы Simufactwelding

3.1.1 Постановка задачи теплопроводности

Первым шагом в точном анализе физического состояния сварных швов является вычисление переходного температурного поля $T(x, y, z, t)$ для любой интересующей точки (x, y, z) и для любого момента времени t . Термические процессы, сопровождающие сварку, играют решающую роль в формировании качественных сварных соединений. В ходе сварки происходит плавление и последующая кристаллизация металла, что влияет на структуру и свойства материала. Важно учитывать физико-химические взаимодействия, происходящие в жидкой сварочной ванне, поскольку они определяют распределение элементов и образование фаз. Кроме того, значительное внимание уделяется структурным преобразованиям, которые возникают в металле при охлаждении. Эти изменения могут приводить к образованию внутренних напряжений и деформаций, что негативно сказывается на прочности сварного шва. Также стоит отметить влияние сварочных процессов на объёмные изменения металла, возникающие в результате температурных колебаний. Кинетика сварочных напряжений и деформаций, а также явления диффузии в сварочной ванне и её окрестностях, существенно влияют на

прочность, пластичность и стойкость соединений к внешним воздействиям. Изучение этих процессов позволяет оптимизировать режимы сварки, минимизировать дефекты и повысить эксплуатационные характеристики сварных изделий. Таким образом, эти процессы существенно влияют на качество сварного шва. Применение сварки в промышленности привлекло значительное внимание при изучении тепловых процессов. В 1930-х годах Н.Н. Рыкалин и Д. Розенталь заложили фундаментальные идеи теории тепловых процессов в сварке.

Для описания распространения тепла в свариваемом теле используют дифференциальное уравнение теплопроводности с учётом источника тепла, которое позволяет учесть неравномерное распределение температуры в материале:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q, \quad (3.1)$$

где $c\rho = c\rho(x, y, z, T)$ – объёмная теплоёмкость материала, зависящая от температуры T , измеряется в, Дж м⁻³К⁻¹; $\lambda_x(x, y, z, T)$, $\lambda_y(x, y, z, T)$, $\lambda_z(x, y, z, T)$ – коэффициенты теплопроводности материала по соответствующим координатным осям, которые также зависят от температуры материала; $q = q(x, y, z, t)$ – удельная мощность источника тепла, распределённая в пространстве и во времени.

Решение уравнения теплопроводности позволяет моделировать температурные поля, которые являются основой для прогнозирования важных процессов: температурных градиентов, зоны термического влияния, кристаллизации и структурных превращений.

3.1.2 Выбор модели источника тепла

Предыдущие исследования продемонстрировали широкий спектр моделей объёмных источников, включая сферические [95], конические [96], двойные эллипсоидальные [97] и их варианты [96,97]. Тем не менее, эти модели

не учитывают сложного распределения мощности и ограниченного рассеивания тепла [95]. Авторы [95] предполагают, что модели источников тепла с объемной эффективностью должны учитывать распределение мощности реальных источников тепла и конвекцию внутри сварочной ванны. Гауссово распределение может характеризовать распределение поверхностного теплового потока, возникающее в результате работы реального источника тепла.

Профиль поперечного сечения кратера при дуговой сварке почти эллиптический, что позволяет охарактеризовать объемный источник тепла с помощью эллиптических моделей [95]: эллиптически-экспоненциальной модели, модели эллипсоида и модели двойного эллипсоида. Применение двойного эллипсоидального источника нагрева позволяет точно моделировать процессы термической сварки, что способствует точному прогнозированию теплового воздействия на свариваемые изделия.

В диссертации использовалась модель объемного тепловыделения, разработанная Я. А. Гольдаком [98], для моделирования распределения объемной плотности тепловыделения в сварочной ванне во время дуговой сварки. Модель источника теплоты, предложенная Я. А. Гольдаком, описывает распределение тепла в объёме двойного эллипсоидального тела с использованием нормального Гауссового распределения удельной тепловой мощности по всем осям координат. Это распределение выражается через две формулы для передней и задней частей эллипсоида: (рис. 3.1).

$$q_{v,f} = f_f \cdot \frac{6\sqrt{3} \cdot q}{a_f \cdot b \cdot c \cdot \pi^{3/2}} \cdot \exp\left(-3 \cdot \left(\left[\frac{x + v \cdot (t - \tau)}{a_f}\right]^2 + \left[\frac{y}{b}\right]^2 + \left[\frac{z}{c}\right]^2\right)\right), \quad (3.2)$$

$$q_{v,r} = f_r \cdot \frac{6\sqrt{3} \cdot q}{a_r \cdot b \cdot c \cdot \pi^{3/2}} \cdot \exp\left(-3 \cdot \left(\left[\frac{x + v \cdot (t - \tau)}{a_r}\right]^2 + \left[\frac{y}{b}\right]^2 + \left[\frac{z}{c}\right]^2\right)\right) \quad (3.3)$$

где q – удельная тепловая мощность соответственно для передней и задней частей эллипсоида;

t – текущее время;

v – скорость перемещения источника тепла;

x, y, z – пространственные координаты;

f_f и f_r – коэффициенты распределения тепловой мощности для передней и задней частей;

a_f, a_r, b, c – параметры, определяющие размеры эллипсоида по соответствующим осям.

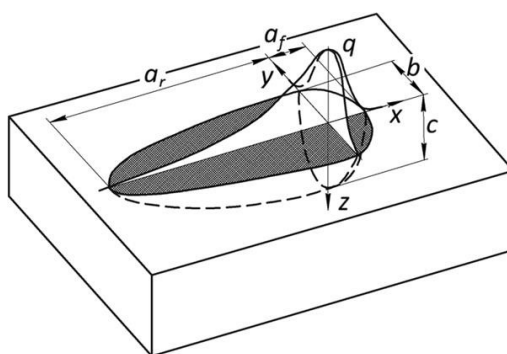


Рисунок 3.1 – Модель двойного эллипсоидного источника тепла по Голдаку [98]

3.1.3 Определение граничных условий модели

Удельная теплоемкость и коэффициент теплопроводности материала являются основными теплофизическими параметрами, которые влияют на скорость нагрева и охлаждения, а также на распространение тепла в твердом теле, температурные поля и скорость, с которой тепло преобразуется из одного состояния в другое. Удельная теплоемкость рассчитывается с учетом температуры и химического состава используемого материала. Коэффициент теплопроводности определяет степень, с которой тело способно передавать тепло из одного места в другое. Температура и химический состав металла являются факторами, влияющими на коэффициент теплопроводности. В диссертационной работе используются известные зависимости удельной теплоемкости и коэффициента теплопроводности от температуры для низкоуглеродистой стали [99]. Эти зависимости показаны на рисунке 3.2.

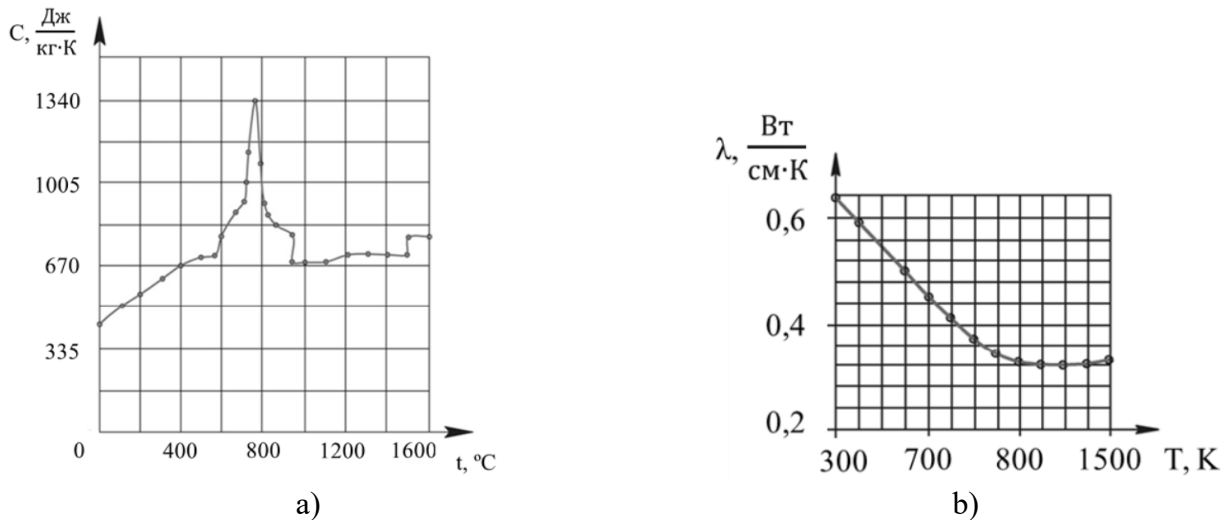


Рисунок 3.2 – Зависимость теплофизических свойств низкоуглеродистой стали от температуры [44, 158]: а) теплоемкость; б) коэффициент теплопроводности

Оба механизма теплообмена – конвекция и излучение – действуют одновременно, определяя суммарную теплоотдачу с поверхности изделия. Их соотношение зависит от конкретных условий сварки, включая температуру, свойства материала и окружающей среды, а также площадь и геометрию поверхности изделия. Понимание этих процессов позволяет более точно моделировать температурное поведение материала при сварке и оптимизировать режимы сварки для минимизации деформаций, напряжений и повышения качества сварных соединений.

Конвективный теплообмен. При конвекции тепловой поток определяется законом Ньютона:

$$\dot{Q}_{снт} = \alpha \cdot (T_0 - T) \quad (3.4)$$

Удельный тепловой поток посредством лучистого теплообмена подчиняется закону Стефана-Больцмана:

$$Q_E = -\varepsilon \cdot \sigma \cdot A \cdot (T^4 - T_0^4); (0 \leq \varepsilon \leq 1), \quad (3.5)$$

В работе для решения задачи распространения тепла при плазменно-дуговым нагреве на поверхности стали были приняты следующие допущения:

- твердое тело было однородным и изотропным по всей толщине;
- температура тела определяет теплофизические свойства материала;
- в начальный момент температура всего тела одинакова и равна $+20^{\circ}\text{C}$;
- теплоотводом в атмосферу от процесса плазменно-дугового нагрева пренебрегаем;
- температуру окружающей среды принимаем постоянной $T_c = \text{const} = +20^{\circ}\text{C}$;

3.1.4 Выбор метода решения задачи теплопроводности

Из-за отсутствия аналитического решения дифференциального уравнения теплопроводности (3.1), в исследованиях обычно используются две методологии для расчета тепловых процессов при дуговой сварке: численные методы, в частности метод конечных элементов (МКЭ), и аналитические методы, которые учитывают конкретные примеры уравнения (3.1) путем включения конкретных допущений и упрощений. В отличие от аналитических подходов, численные методы позволяют решать проблемы теплопроводности с помощью более сложной формулировки. Эта формулировка учитывает фактическую форму свариваемой конструкции, теплофизические характеристики, зависящие от температуры, сложные нелинейные граничные условия, распределение источников сварки и другие важные аспекты. Основным численным подходом, используемым в практике, является метод конечных элементов (МКЭ) [100].

В настоящее время с развитием компьютерного программного обеспечения возможно моделировать процессы сварки и термообработки. На сегодняшний день существуют различные современные программные продукты: SIMUFACT WELDING, ANSYS, NASTRAN, ABAQUS, SOLIDWORKS, SYSWELD и VISUAL-ENVIRONMENT и т.д. Применение

данных программ позволяет прогнозировать характеристики и свойства обрабатываемого материала до выполнения реальной обработки, экономить время и ресурсы, выбирать оптимальные режимы для различных видов обработки. Отмечено, что процессы сварки и термообработки представляет собой нагревание, оплавление металла и деформирование под действием высокой температуры и, соответственно, изменение микроструктуры, и фазового состава. Simufact Welding – это полнофункциональное программное обеспечение, предназначенное для моделирования и оптимизации различных процессов сварки и термообработки. Программа учитывает изменения структуры материала в зоне термического влияния, что позволяет оценивать свойства сварного шва, включая его прочностные характеристики. Принцип используемый при расчетах в программе Simufact Welding построен на основе метода конечных элементов, что делает его эффективным инструментом для моделирования термообработки и сварочных процессов, обеспечивая точный анализ деформаций, напряжений и поведения материала при различных температурах. Simufact предлагает три возможности определения фазовых преобразований: диаграммы ТТТ (время-температура-трансформация), диаграммы ССТ (непрерывное охлаждение-трансформация) и преобразование на основе феноменологических моделей. В библиотеке существует большой объем данных о различных материалах. Особенно отметим, что Simufact welding поддерживает 3D-Goldak источник тепла (Гауссова объемная модель) (рис. 3.1) для дуговой сварки неплавящимся электродом в среде инертного газа. Поэтому Simufact welding является хорошим выбором для моделирования поверхностного плазменного нагрева стали.

3.1.5 Создание конечно-элементной модели в программном комплексе Simufact welding

Процесс моделирования начинается построение модели размерами 75x15x10 мм с разделением модели на конечные элементы в программе MSC APEx. Модель была сохранена в формате *.bdf и перенесена в программу Simufact welding для моделирования процесса плазменной обработки. На

рисунке 3.3 представлена трехмерная конечноэлементная модель в виде пластины размером 75x15x10 мм из низкоуглеродистой стали 20 в программе Simufactwelding.

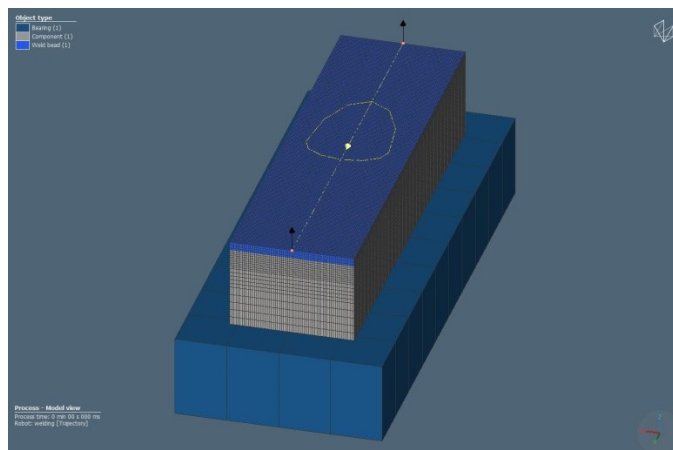


Рисунок 3.3 – Трехмерная конечная элементная модель в программе Simufactwelding

3.1.6 Результаты компьютерного моделирования процесса плазменного поверхностного упрочнения стали

Для исследования процесса поверхностного плазменного легирования были приняты следующие параметры: скорость обработки: $v = 4$ мм/с, напряжение: $U = 25$ В; сила тока, которую в ходе проведения моделирования изменяли от 120 А до 180 А с шагом 20 А. Как известно, плазменная термообработка поверхности представляет собой процесс быстрого локального нагрева до высоких температур с последующим охлаждением с высокой скоростью, что достигается за счет теплоотвода.

На рисунке 3.4 представлены графики изменения температуры образцов в зависимости от времени при силе тока 140 А. Можно увидеть, что поверхность стали достигла максимальной температуры, превышающей 3000 °С, и быстро охладилась до комнатной температуры за несколько секунд.

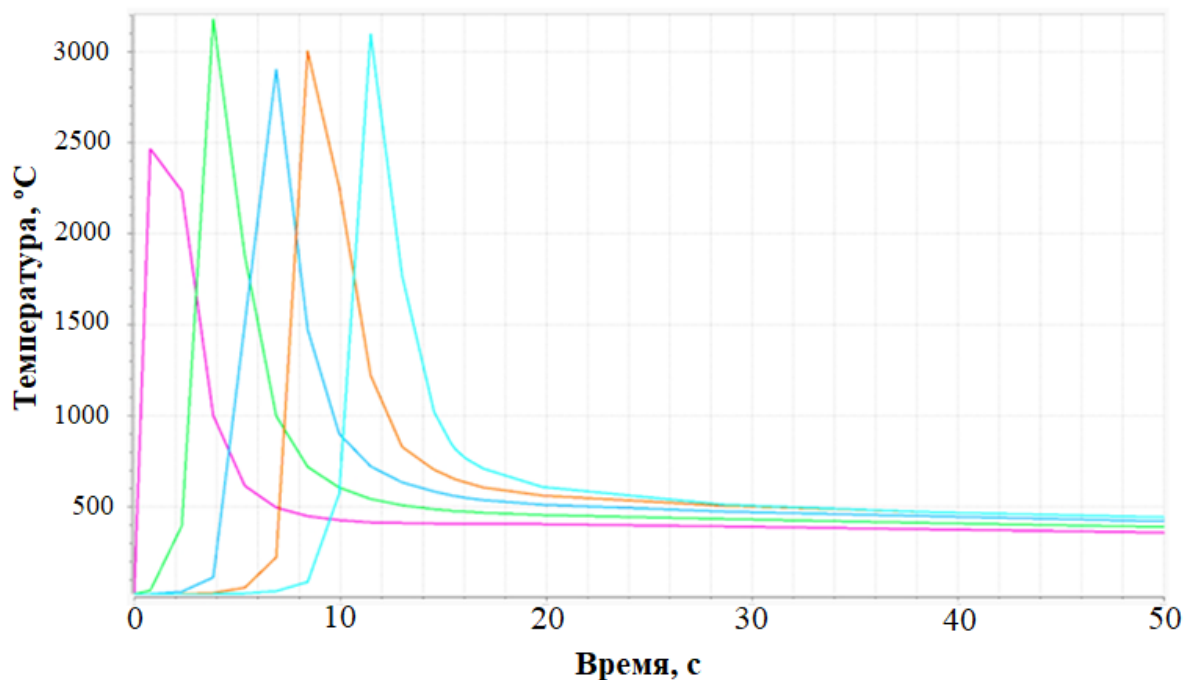


Рисунок 3.4 – График термического цикл обработки скоростей нагрева и охлаждения

На рисунке 3.5 представлено распределение изотерм на поверхности стали в процессе обработки при силе тока 140 А. Как известно, температура в зоне плазменного нагрева может варьироваться в широких пределах в зависимости от условий обработки. Размер зоны нагрева можно регулировать, изменяя параметры процесса, такие как ток и напряжение.

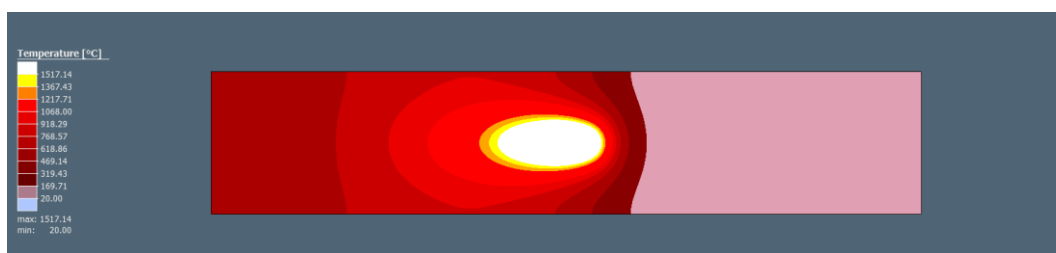


Рисунок 3.5 – Распределение изотерм на поверхности стали во время обработки (ток 140А)

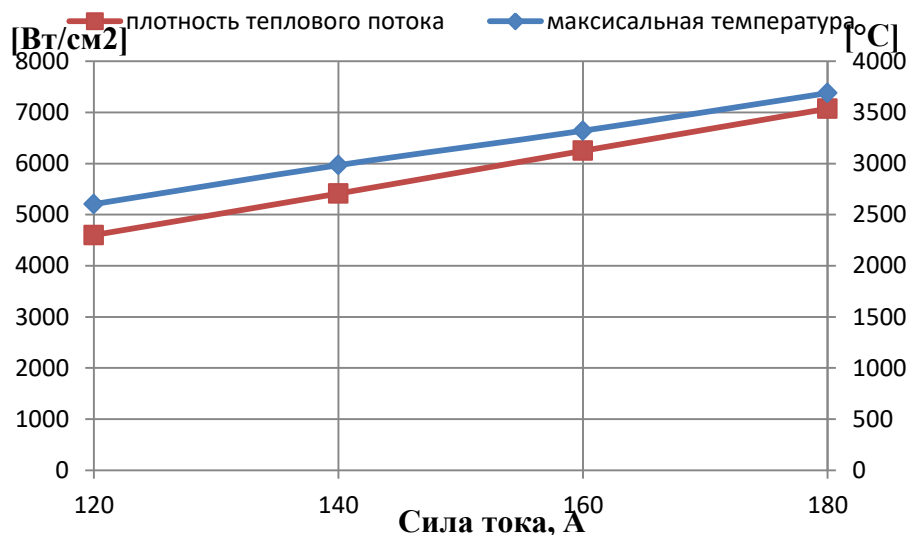


Рисунок 3.6 – Зависимость плотности энергии и максимальной температуры образцов от тока

На рисунке 3.6 представлена зависимость плотности энергии и температуры нагрева от силы тока. Плотность теплового потока, также известная как интенсивность теплового потока, представляет собой количество энергии, проходящей через единицу площади за единицу времени. Из рисунка видно, что при увеличении силы тока от 120 А до 180 А плотность теплового потока возрастает с 4600 Вт/см² до 7073 Вт/см², а максимальная температура соответственно повышается с 2602 °С до 3689 °С. Таким образом, регулируя силу тока, можно контролировать температуру на поверхности обрабатываемого образца.

Так, используя программу Simufact Welding, можно подобрать оптимальные режимы обработки как без оплавления, так и с оплавлением поверхности металла.

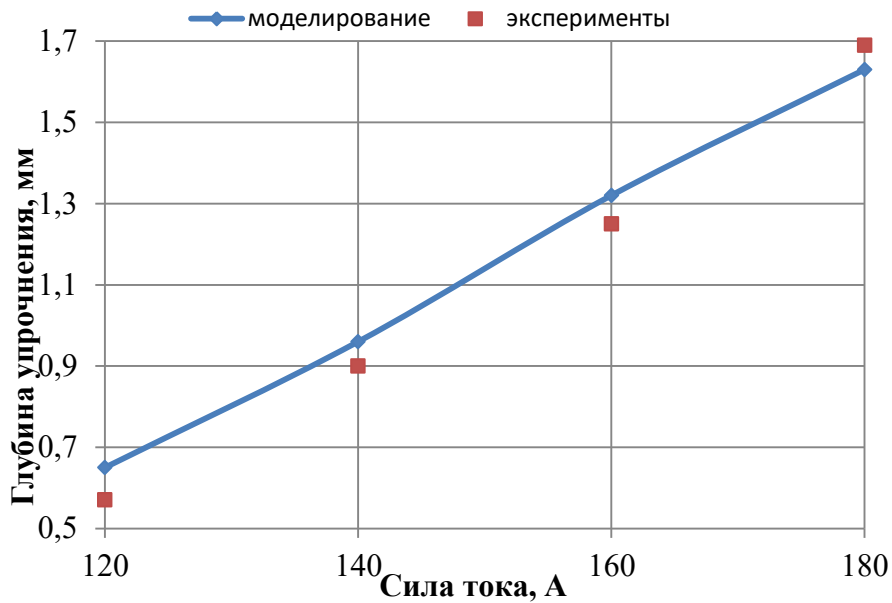
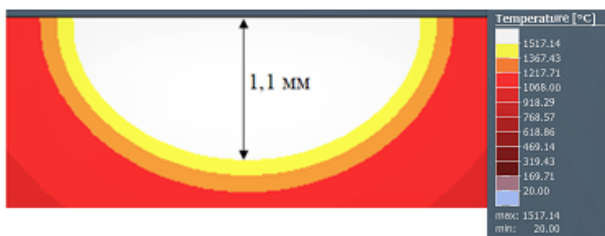
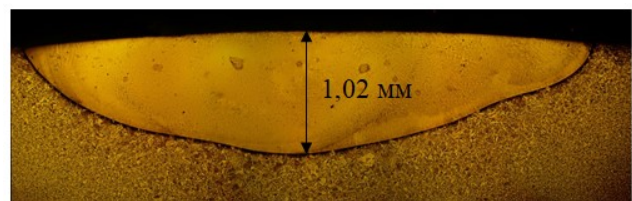


Рисунок 3.7 – Зависимости глубины зоны оплавления от тока

На рисунке 3.7 представлена зависимость глубины и ширины зоны оплавления от силы тока. При увеличении силы тока от 120 А до 180 А глубина зоны оплавления возрастает с 0,65 мм до 1,63 мм. Следует отметить, что регулируя параметры обработки, такие как сила тока и скорость сканирования дуги, можно изменять характеристики зоны оплавления. Это позволяет получать требуемые параметры зоны оплавления (зоны легирования) без проведения предварительных испытаний.



а)



б)

Рисунок 3.8 – Поперечное сечение зоны оплавления после плазменной обработки с током 140А: а) моделирование; б) эксперимент

На рисунке 3.8 представлено распределение температуры по глубине образца при силе тока 140 А. В поперечном сечении образца можно выделить несколько характерных зон. Первая зона представляет собой расплавленный металл, температура которого достигает $\geq 1517^{\circ}\text{C}$, что соответствует температуре плавления стали. Вторая зона – зона теплового воздействия, где температура колеблется от 723°C , что соответствует точке A_{c3} , до 1517°C . За ней следует зона основного металла, температура в которой остаётся практически неизменной.

Полученные результаты открывают новые перспективы в области контроля процесса упрочнения материалов. Они позволяют точно определять параметры режима обработки для достижения необходимой глубины упрочнения и минимизации риска образования трещин в обрабатываемых материалах после процедуры. Кроме того, полученные данные позволяют анализировать структурные изменения, происходящие в зоне оплавления в процессе кристаллизации.

3.2 Исследования структуры и свойств слоев В-Fe

Применение плазменной обработки с использованием плазменного нагрева вызывает развитие множества физико-химических процессов, которые происходят под влиянием плазменной дуги, давления газа, высоких температур и введения легирующих элементов. Такое комплексное воздействие на поверхность металла способствует изменению его структуры и свойств, что открывает возможности для улучшения эксплуатационных характеристик обработанных деталей. Для проведения плазменного поверхностного оплавления использовалась суженная высокоэнергетическая плазменная дуга между неплавящимся электродом и основным материалом в качестве источника тепла для оплавления и перемешивания легирующего материала вместе с основным металлом (подложкой) [4].

На рис. 3.9 представлены макрофотографии образцов после процесса плазменного оплавления смеси аморфного бора и железа. Основными

критериями при оценке внешнего качества полученных образцов являлись шероховатость и отсутствие дефектов, таких как трещины, поры на поверхности исследуемой стали. По результатам металлографических исследований можно сделать вывод, что технология плазменного поверхностного оплавления позволяет получить поверхностные слои на низкоуглеродистой, стали 20 без видимых отслоений, трещин и пор. Однако шероховатость поверхности образцов значительно ухудшается, что может, потребовать дополнительной механической обработки.

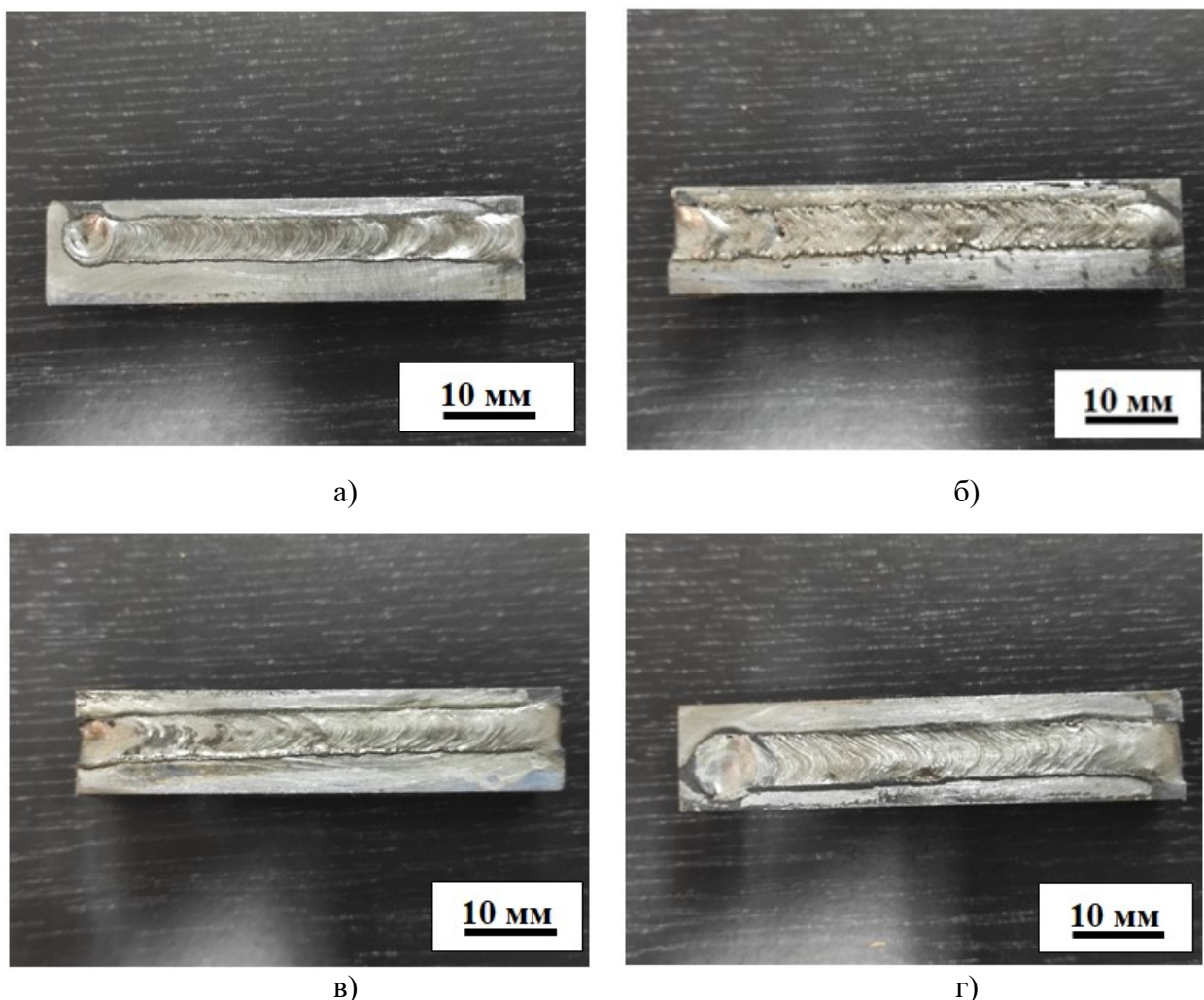


Рисунок 3.9 – Образцы после процесса плазменного легирования: а – 40В-10Fe-120А; б – 25В-25Fe-120А; в – 40В-10Fe-140А; д – 25В-25Fe-140А

На рис. 3.10 представлена микроструктура поперечного сечения слоя, полученного методом плазменного поверхностного оплавления смеси 40В-

10Fe-120A. Отмечено, что поверхностный слой характеризует явно выраженная гетерогенная структура. Это можно объяснить тем, что интенсивное перемешивание в расплавленной ванне происходило из-за конвекции, вихревых и гравитационных движений и приводило к вспышке на поверхности расплавленной ванны. Конвекционные и вихревые движения приводят к перемешиванию легирующей смеси и основного материала и, следовательно, влияют на химический и фазовый состав зоны повторного расплавления. Интенсивность перемешивания легирующих элементов в расплавленной ванне также зависит от температурного градиента и, следовательно, высокая скорость нагрева и охлаждения при плазменной обработке также объясняет получение такой микроструктуры в стали.

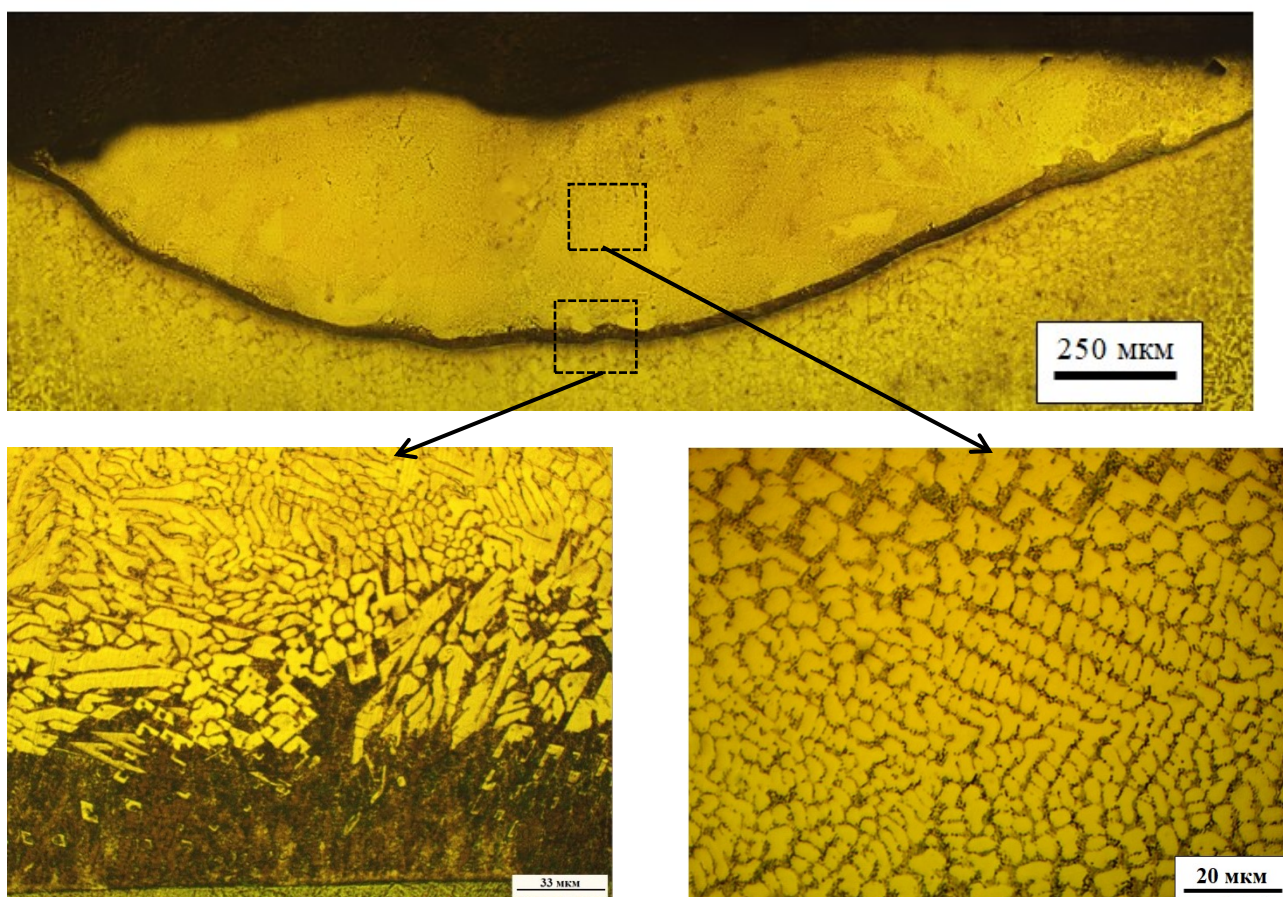


Рисунок 3.10 – Микроструктура поперечного сечения слоя, полученного методом плазменного легирования 40B-10Fe-120A

В ходе исследования микроструктуры легированного слоя было установлено, что он состоит из нескольких характерных зон. В верхней части зоны плавления, ширина которой составляет 750 мкм, находится зона заэвтектического типа. Для неё характерно разделение первичных боридных фаз различной формы, равномерно распределённых в эвтектической матрице. При переходе к основному металлу наблюдается переходная зона шириной 100 мкм, которая выглядит как колонии эвтектики из-за недостаточной концентрации бора. Вблизи области расплавленного слоя, где зёрна были увеличены в результате нагрева до высоких температур в процессе плазменной обработки, образуется зона теплового воздействия шириной 300 мкм. Далее следует зона основного металла, которая практически не изменяется после обработки, поскольку температура не оказывает на неё существенного влияния.

Было отмечено, что микроструктура оплавленного слоя существенно отличается от структуры диффузионно-борированного слоя (рис. 3.11). Кристаллы боридов железа, которые образуются в процессе диффузионного борирования, обычно ориентированы перпендикулярно внешней поверхности заготовки.

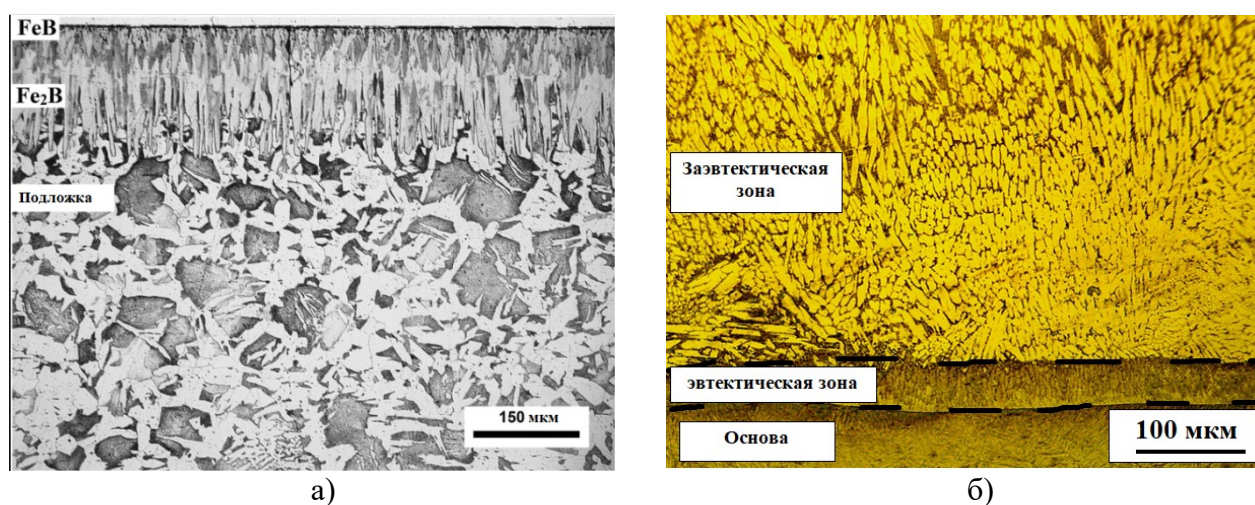


Рисунок 3.11 – Микроструктура стали 20:
а – после насыщения бором при температуре 1000 °С с выдержкой 8 ч [5]; б – после плазменного оплавления 40В-10Fe-120А

В ходе исследования микроструктуры поверхностного слоя, сформированного в результате плазменного оплавления током 120 А, была выявлена разнообразная морфология кристаллов боридов. На поверхности легированного слоя было обнаружено скопление плотных овальных кристаллов боридов железа. Следует отметить, что расстояние между этими кристаллами практически отсутствует, что указывает на высокую концентрацию бора на поверхности обработанного слоя (рис. 3.13а). В другой области легированного слоя была обнаружена зона боридов железа с различной морфологией (рис. 3.13в). Кристаллы боридов варьируются от овальных до пластинчатых. Согласно литературным данным, бориды железа Fe_2B обычно формируются в виде стержневидных кристаллов, которые в поперечном сечении имеют форму квадратов, ромбов или треугольников [5].

С учетом бинарных диаграмм состояния Fe–В [21] и Fe– Fe_3C [22] фазовые превращения в покрытии и переходной зоне можно записать в виде:

- В покрытии: эвтектическое превращение ($1174\text{ }^{\circ}\text{C}$)
 жидкость $\rightarrow Fe_2B$ (первичный) + FeВ + жидкость $\rightarrow Fe_2B$ (первичный) + FeВ + эвтектика ($Fe_2B + \gamma\text{-Fe}$)
 трансформация ниже температуры эвтектоидного превращения:
 Fe_2B (первичный) + FeВ + эвтектика ($Fe_2B + \gamma\text{-Fe}$) $\rightarrow Fe_2B$ (первичный) + FeВ + эвтектика ($Fe_2B + \alpha\text{-Fe}$)

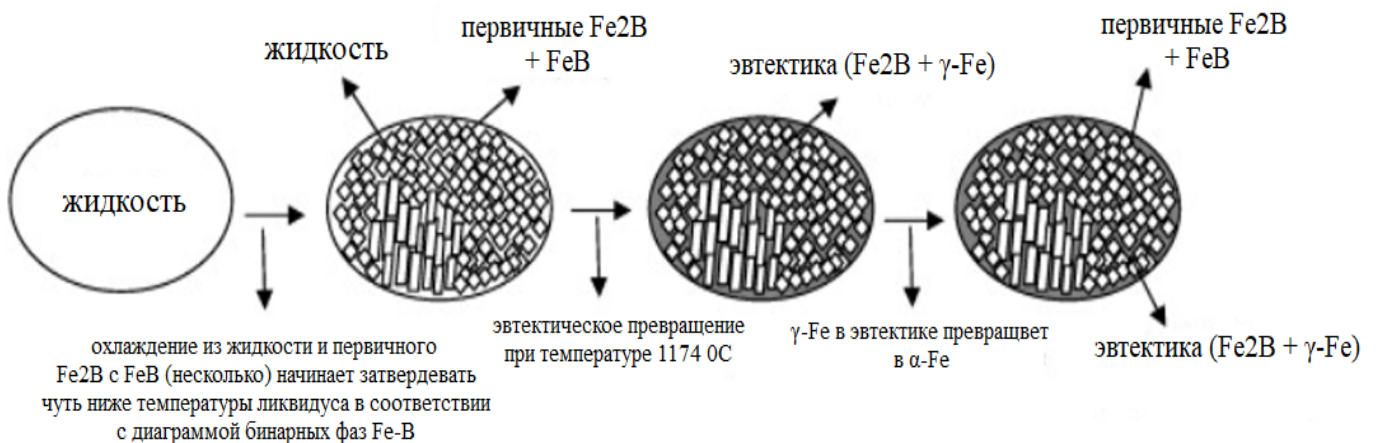


Рисунок 3.12 – Схема изображения фазовых превращений в покрытии

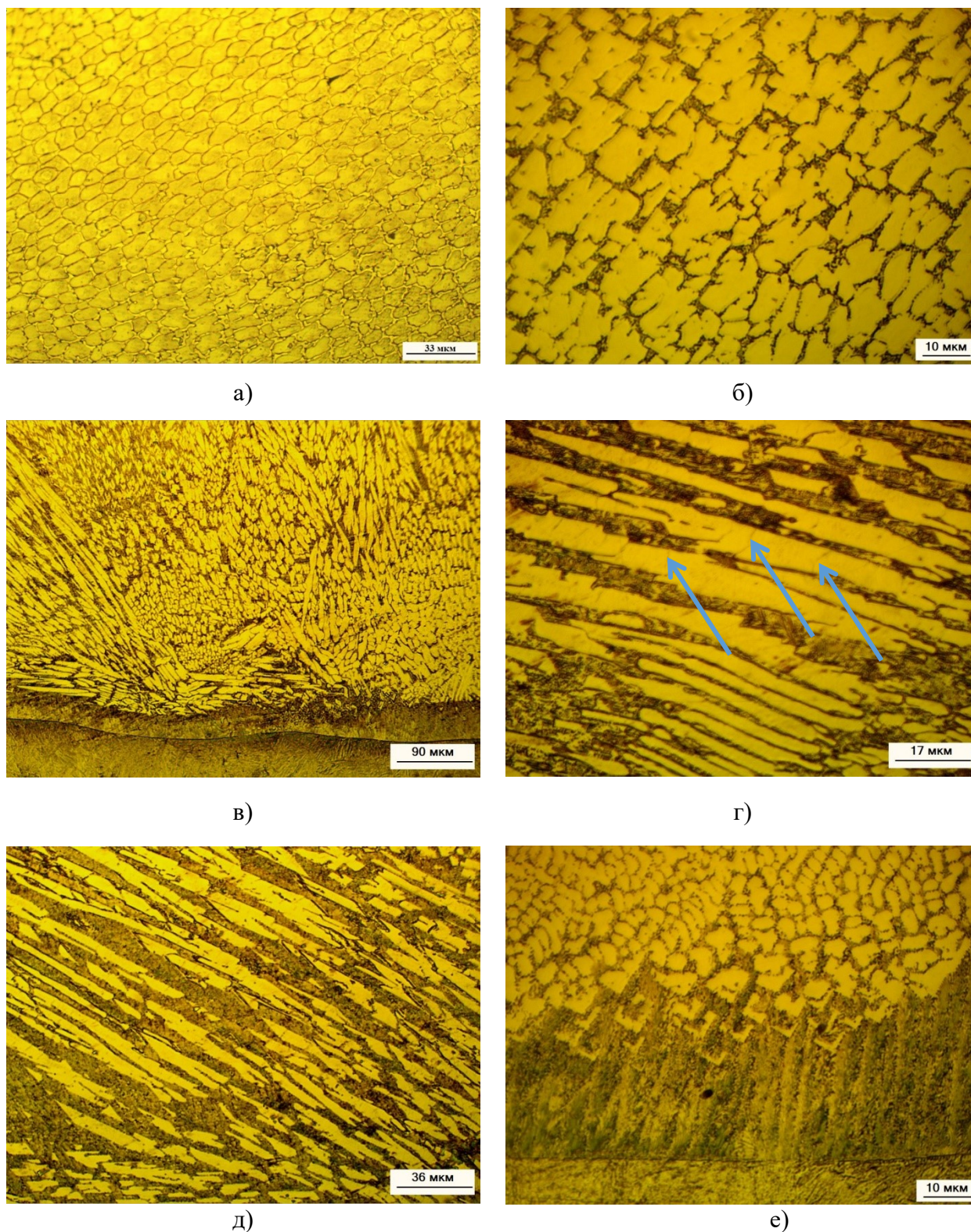


Рисунок 3.13 – Микроструктура легированного слоя бором с током 120 А: а, б – плотные бориды железа; в – области боридов с разными направлениями; г, д – бориды железа в виде пластины; е – переходная зона с основным металлом

В ходе исследования структуры боридов железа, образующихся в результате плазменного оплавления, были обнаружены дефекты в виде микротрещин, преимущественно направленных поперек кристаллов (рис. 3.13

г). Эти трещины могут распространяться на всю площадь поперечного сечения кристалла или только на его часть. Важно отметить, что выявленные трещины обладают высокой устойчивостью. Дополнительная нагрузка на кристалл в области микротрещины, например, вдавливание пирамидки при определении микротвердости по Виккерсу, обычно не приводит к дальнейшему распространению дефекта. Вблизи границы с основным металлом было обнаружено образование боридов железа с нарушениями кристаллической структуры (рис. 3.13 е). Это может быть связано с недостаточной концентрацией бора в данной области.

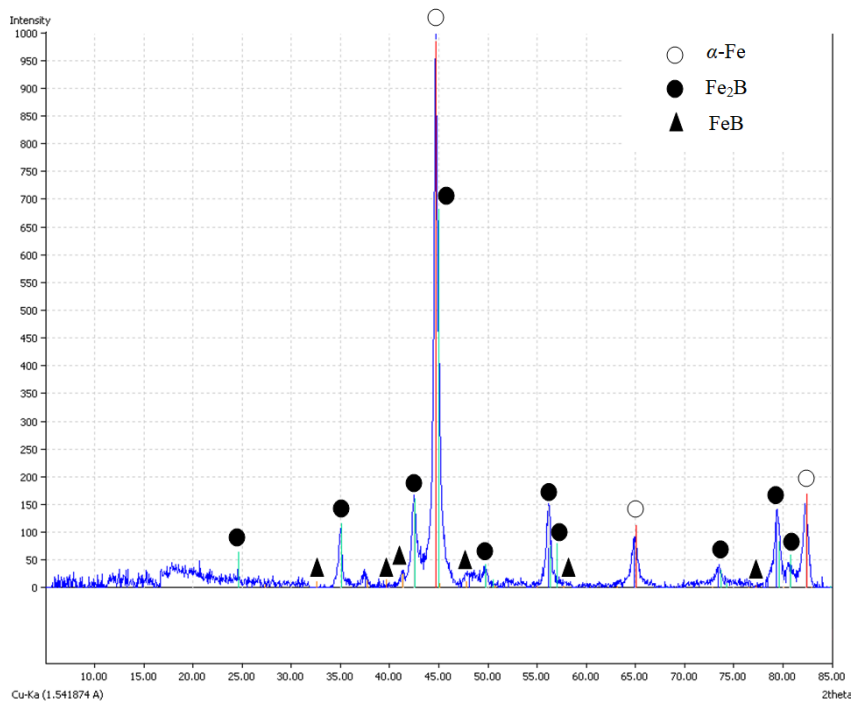
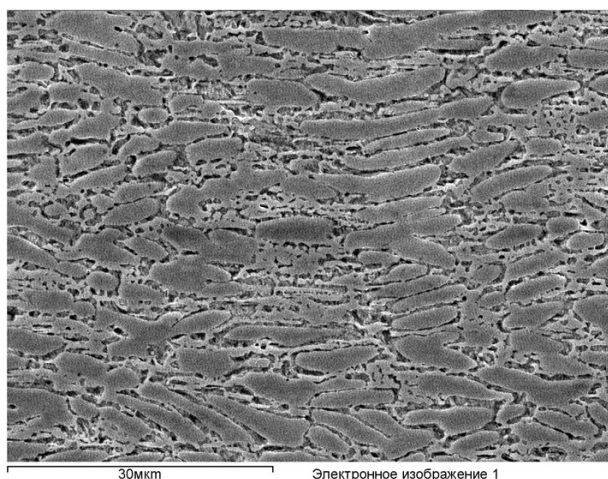


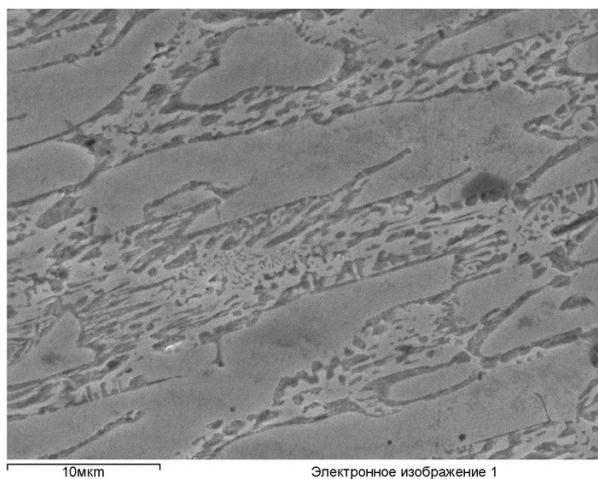
Рисунок 3.14 – Рентгенограммы материала после плазменного оплавления смеси 40В-10Fe-120А

В ходе рентгеноструктурного анализа было установлено, что в легированном слое, полученном при токе 120 А, присутствуют бориды железа, такие как FeB и Fe₂B (рис. 3.14). Массовое содержание Fe₂B составляет 52,01 %, FeB — 5,09 %, а остальная часть приходится на α-Fe. Это говорит о том, что после плазменного оплавления борсодержащей смеси преимущественно образуются суббориды железа (Fe₂B).

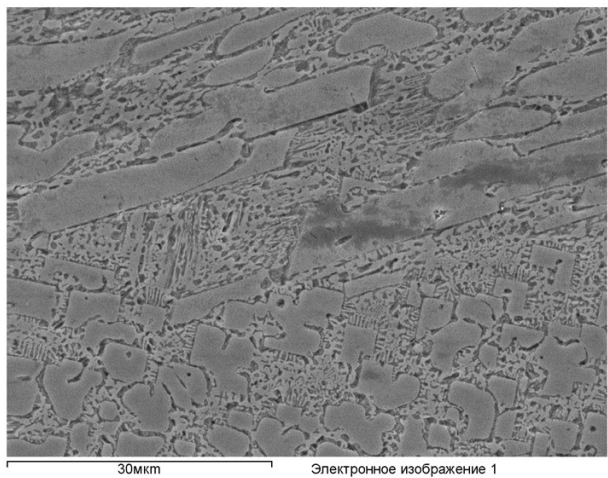
При исследовании методом растровой электронной микроскопии микроструктуры легированного слоя 40В-10Fe, полученного после плазменного оплавления с током 120А, также наблюдались бориды железа в овальном виде (рис. 3.15 а), или в виде пластины (рис. 3.15 б).



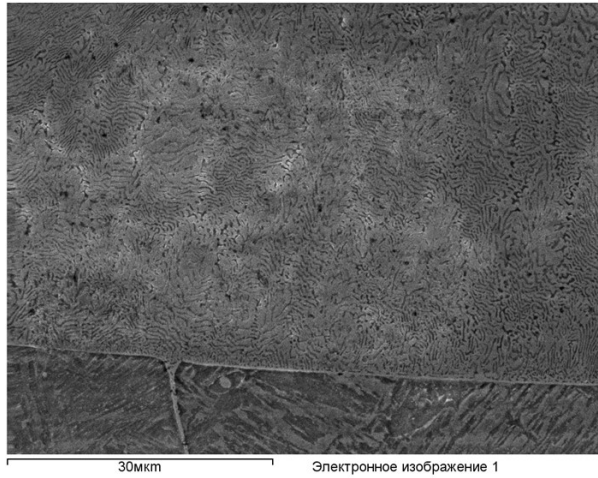
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.15 – Особенности строения поверхностного слоя, полученного после плазменного оплавления 40В-10Fe с током 120А (РЭМ): а – овальные бориды; б – бориды в виде пластины; в – область боридов с различной морфологией; д – переходная зона

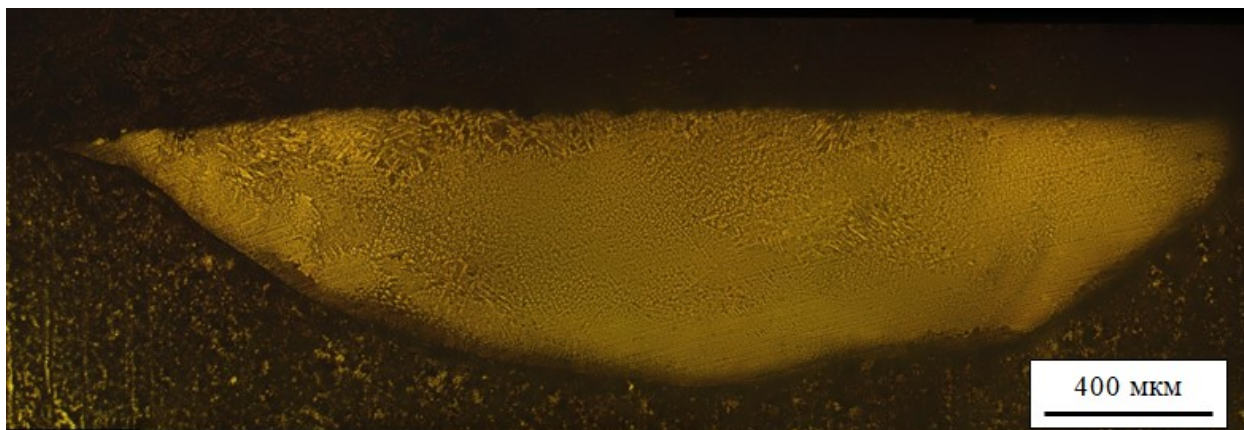


Рисунок 3.16 – Микроструктура легированного слоя, сформированного после легирования 40В-10Fe с током 140А

В процессе плазменного оплавления поверхности одним из основных параметров, которые можно регулировать, является сила тока плазменной дуги. При увеличении силы тока до 140 А можно наблюдать, как увеличивается глубина и неоднородность легированного слоя, а также количество кристаллических дефектов в бориды железа. На рисунке 3.16 представлена микроструктура поверхностного слоя после плазменного оплавления сплава 40В-10Fe с использованием тока силой 140 А.

Было отмечено, что легированный слой, полученный при токе 140А, также имеет несколько зон: заэвтектическую с бориды железа (ширина зоны составляет 1200 мкм), переходную (200 мкм) и зону термического влияния (500 мкм). Увеличение глубины упрочнения объясняется тем, что с повышением силы тока возрастает плотность энергии плазменной дуги. В результате металлографического исследования было выявлено, что количество боридов железа в легированном слое значительно уменьшается. Плотных скоплений боридов не обнаружено, а расстояние между ними существенно возрастает. С другой стороны, объем эвтектики также заметно увеличивается.

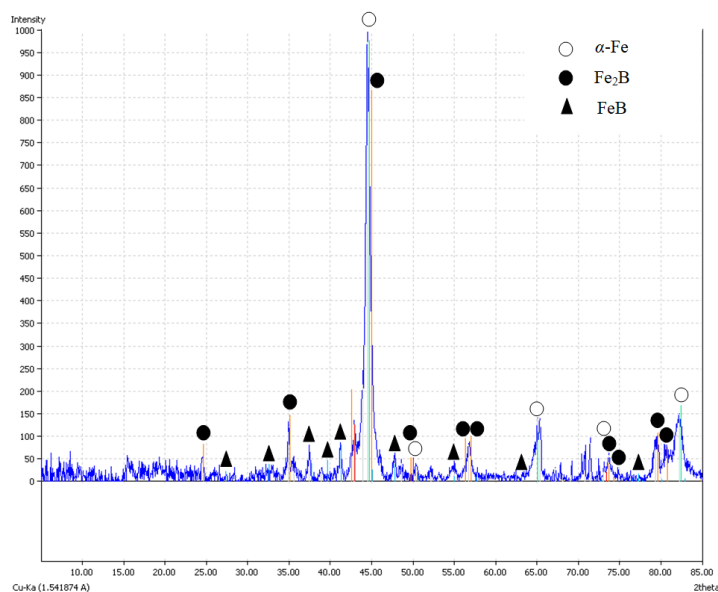


Рисунок 3.17 – Рентгенограмма образца после плазменного легирования бором с током 140А

Результаты рентгеновского анализа показали о наличии боридов железа в виде FeB и Fe_2B (рис. 3.17). Содержание по весу боридов FeB составляет 11,72 %, Fe_2B – 50,18 %, и остальное – $\alpha\text{-Fe}$. Следует отметить, что с увеличением тока обработки содержание боридов FeB повысилось 6,63 % и Fe_2B уменьшилось 1,83 %. Но в двух случаях 120А и 140А в основном суббориды железа Fe_2B образовались.

В ходе исследования микроструктуры легированного слоя, выполненного с током 140 А, было установлено, что структура слоя неоднородна. На разных участках на одной и той же глубине от поверхности были обнаружены области с повышенным и пониженным содержанием бора, что привело к различиям в значениях твёрдости. Образовавшиеся кристаллы боридов железа не находились в непосредственном контакте друг с другом, а были разделены участками эвтектики. Объёмная доля боридов железа несколько уменьшилась по сравнению с основным металлом. На рисунке 3.18 представлена микроструктура отдельных участков легированного слоя после плазменного оплавления борсодержащей смеси при токе 140 А. В ходе исследования было выявлено, что бориды железа имеют различную морфологию: круглую, пластинчатую и каркасную.

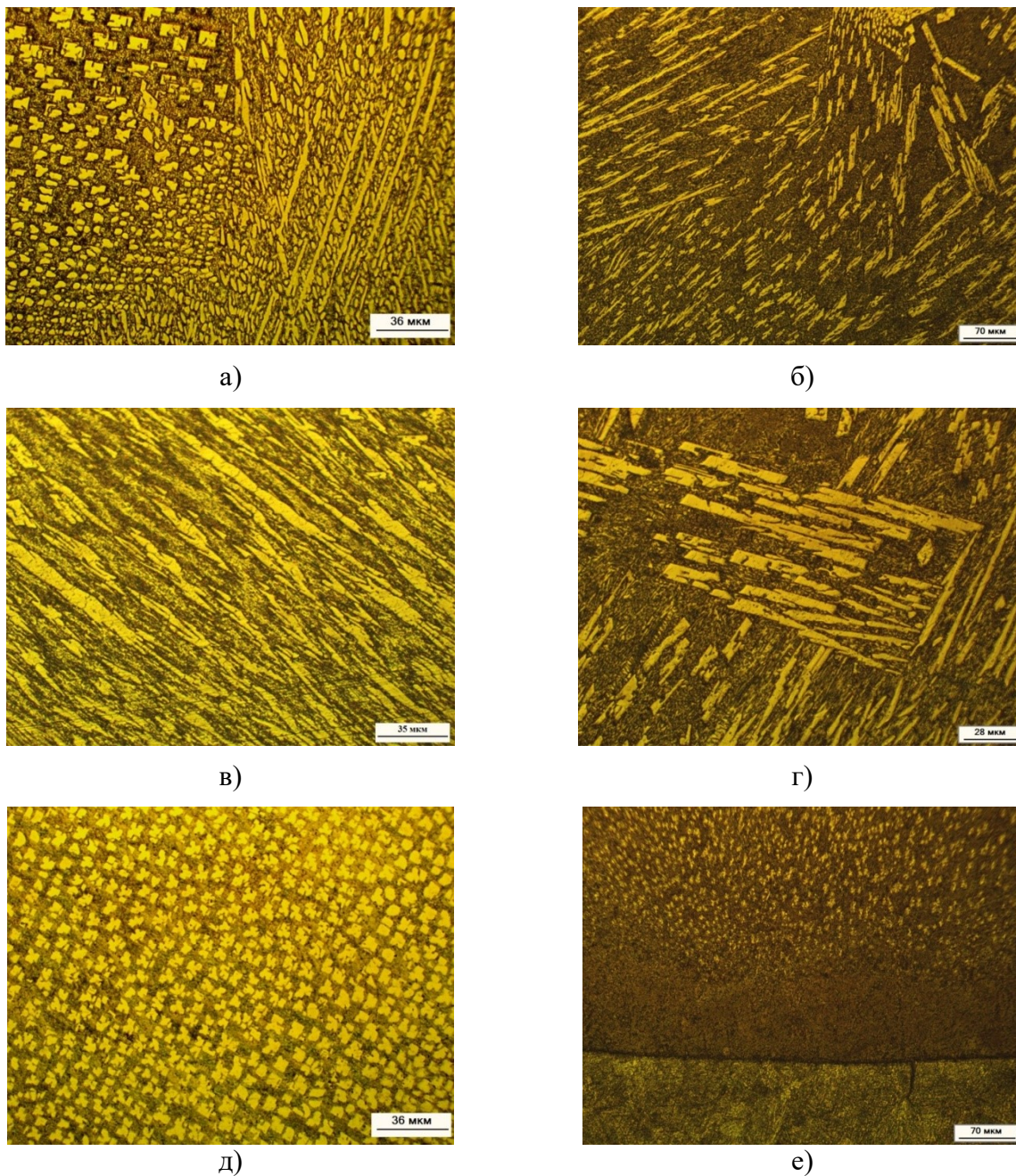


Рисунок 3.18 – Микроструктура поверхностного слоя после плазменного оплавления 40В-10Fe с током 140А: а, б – бориды с различной морфологией; в, г – бориды в виде пластины; д – бориды с неполным зарастанием граней; е – область эвтектики вблизи границы с основным металлом

В бездефектном состоянии кристаллы субборидов железа (Fe_2B) были вытянуты в одном направлении и имели квадратное сечение. На микрофотографиях бориды этого типа имели различную форму в зависимости от плоскости разреза (рис. 3.19 а – г).

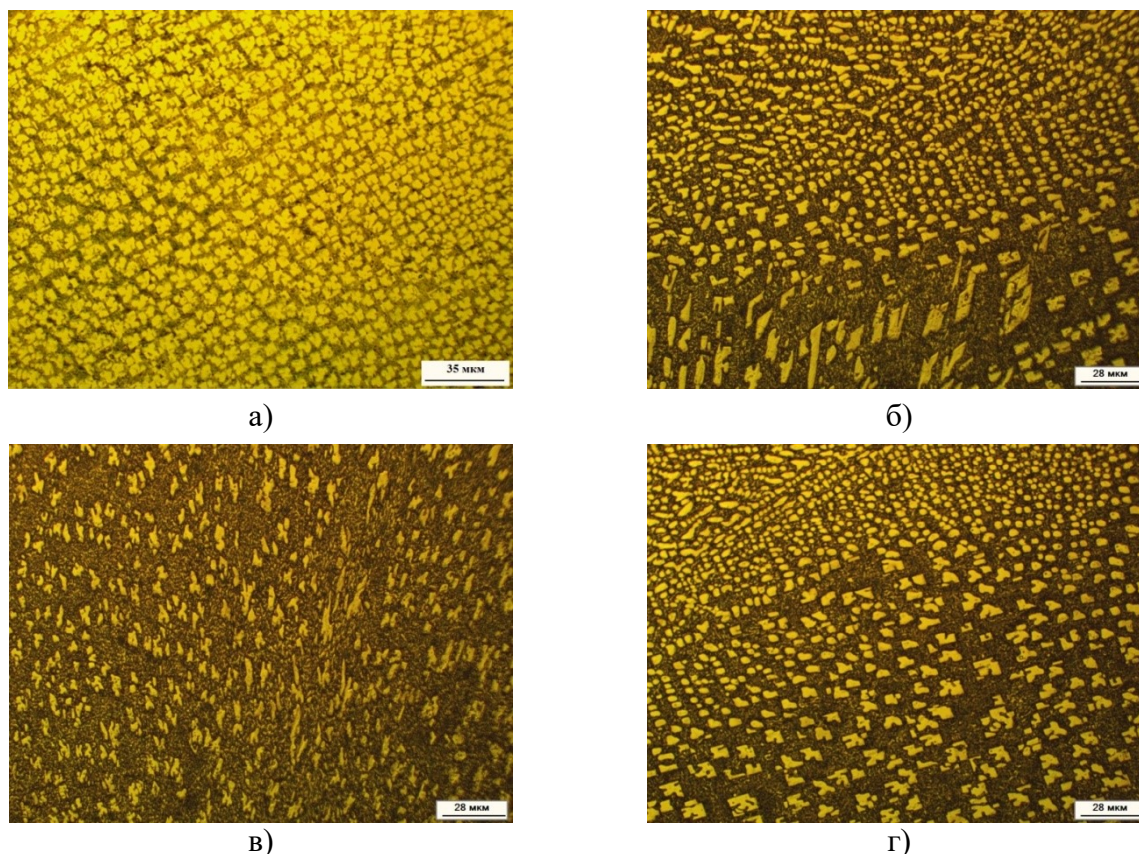


Рисунок 3.19 – Морфология боридов железа с дефектами после плазменного оплавления 40В-10Fe-140А

В большинстве случаев реальные кристаллы Fe_2B были неидеальными. Из-за высокой скорости кристаллизации и локальных различий в химическом составе расплава, часто наблюдались отклонения от геометрически правильной формы кристаллов. Эти отклонения можно было увидеть, как в продольном, так и в поперечном сечениях. Нехватка бора способствовала образованию кристаллов с поперечным сечением U-, C- или L-образной формы или более сложной конфигурации (рис. 3.19). В легированном слое заэвтектического состава также встречались округлые кристаллы первичных боридов железа. Как правило, эти бориды располагались в эвтектической матрице случайным образом (рис. 3.20). Вероятно, причина такого расположения связана с фронтом отвода тепла от расплава. Механизм образования округлых кристаллов боридов железа без элементов симметрии, вероятно, аналогичен формированию зерен неправильной формы при кристаллизации металлических материалов. Это происходит из-за того, что кристаллы, которые растут из разных центров,

пересекаются между собой и затрудняют свой рост. Это, в свою очередь, мешает образованию кристаллов правильной формы.

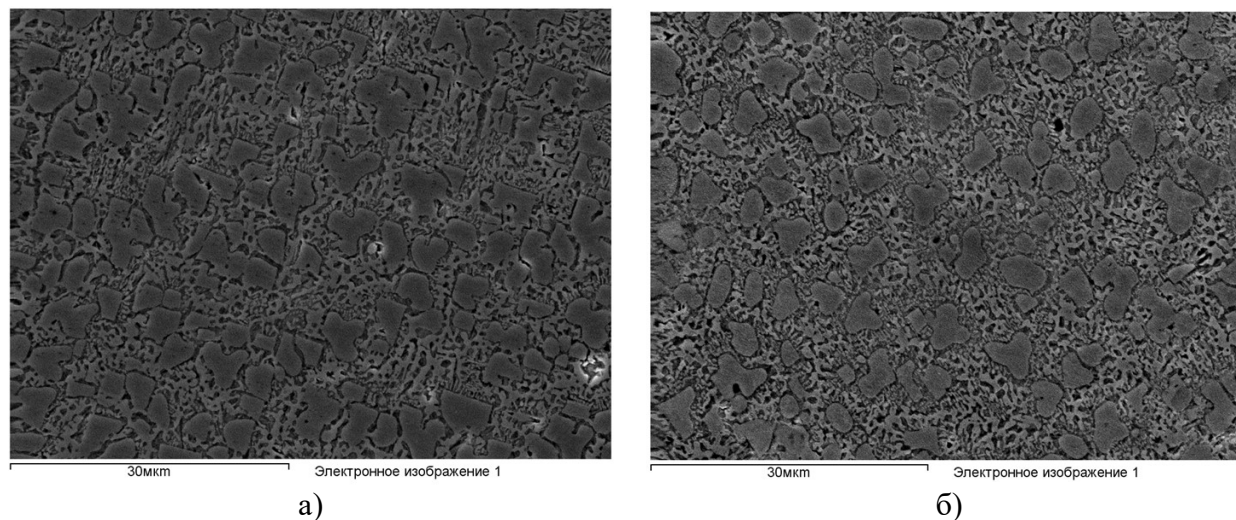


Рисунок 3.20 – Различные области овальных боридов железа (РЭМ)

Количество эвтектики в оплавленном слое возрастает с уменьшением концентрации бора, то есть по направлению от поверхности к основному металлу. Одним из компонентов эвтектической фазы является α -Fe, что значительно повышает пластичность механической смеси по сравнению с монолитной боридной зоной. В то же время эвтектика представляет собой прочный структурный элемент, эффективно противостоящий внешней нагрузке, приложенной к поверхностному слою [54].

Учитывая значительный вклад эвтектики в механические и трибологические свойства плазменно-легированного слоя, особое внимание было уделено изучению его структуры. Эта структурная составляющая исследовалась методами оптической металлографии и сканирующей электронной микроскопии. Особенностью строения заэвтектической зоны, содержащей первичные кристаллы FeB, Fe₂B и эвтектическую составляющую, было наличие эвтектических колоний α -Fe + Fe₂B с четко ориентированными боридами. Эти колонии находились преимущественно вблизи крупных первичных кристаллов боридов железа, которые образовались первыми в

процессе кристаллизации сплава. Схематичное представление структуры показано на рис. 3.21 а.

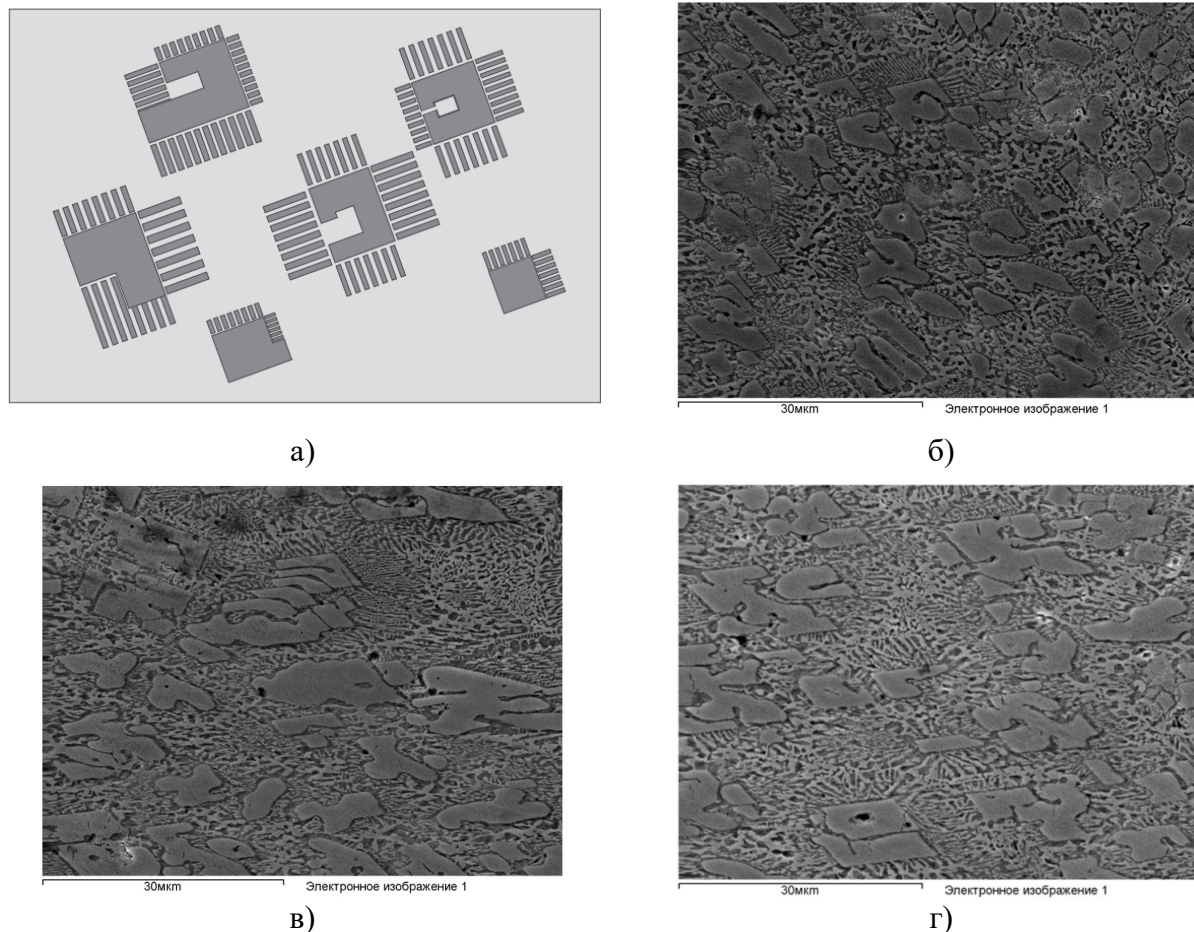


Рисунок 3.21 – Ориентированный рост эвтектики на первичных кристаллах боридов железа:
а – схема; б, в, г – реальные структуры эвтектики

На представленных фотографиях видно, что кристаллы эвтектических боридов расположены перпендикулярно плоским граням первичных боридов с квадратным или прямоугольным поперечным сечением. Важно отметить, что грани соседних первичных боридов параллельны друг другу. Таким образом, на поверхности присутствует достаточная концентрация бора для продолжения роста кристалла с уменьшенным сечением, как показано на рисунке 3.22, в зоне 2. Когда концентрации бора и железа в расплаве достигают эвтектического состава, рост первичных кристаллов бориды железа прекращается.

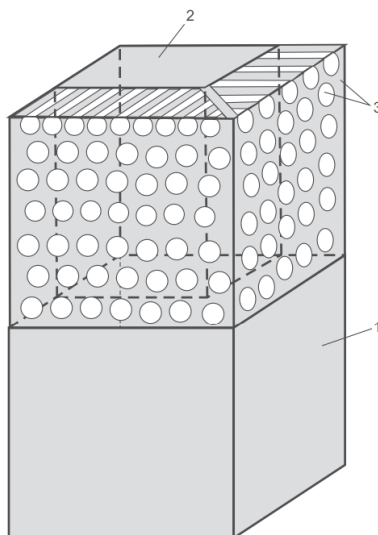


Рисунок 3.22 – Схема выращивания кристаллов боридов железа: 1 – Кристалл боридов железа, зародившийся на ранней стадии затвердевания, 2 – зона боридов железа с уменьшенным сечением (из-за пониженной концентрации бора в расплаве), 3 – эвтектика с кристаллами боридов железа, возникшая из первичного кристалла боридов железа

В то же время первичные бориды выступают в роли подложки, на которой зарождаются эвтектические бориды. Таким образом, первичные бориды и бориды соседних эвтектических колоний кристаллографически родственны. Свойства эвтектики во многом определяются ее морфологией. Структурные исследования позволяют сделать вывод, что при поверхностном плазменном оплавлении, характеризующемся быстрым нагревом и быстрым тепловыделением, образуются эвтектические колонии $\text{Fe}_2\text{B} - \alpha\text{-Fe}$, в которых упрочняющая фаза (FeB и Fe_2B) принимает вид сплошного каркаса, с регулярно ориентированными полостями заполненными $\alpha\text{-Fe}$.

Дифракция обратнорассеянных электронов является дополнительным методом определения параметров в сканирующем электронном микроскопе, который позволяет определить ориентировки индивидуальных зерен, локальную текстуру, а также идентифицировать фазы на поверхности объемных поликристаллов. На рис. 3.23 изображены карты ориентировок для исследуемых материалов. Исследование данных позволяет оценить степень равномерности распределения направлений в изучаемом материале. На рисунке 4.5 представлена расшифровка карт направлений в пространстве обратных

полюсных фигур для объёмно-центрированной кубической решётки. В вершинах треугольника указаны индексы Миллера: (110), (101), (010). Таким образом, если точка на поверхности материала имеет направление (110), она будет обозначена синим цветом. Если направление (001) – красным, а направление (010) – зелёным. В случае, когда точка имеет отличную от данных ориентировку, она окрашена в соответствующий легенде цвет.

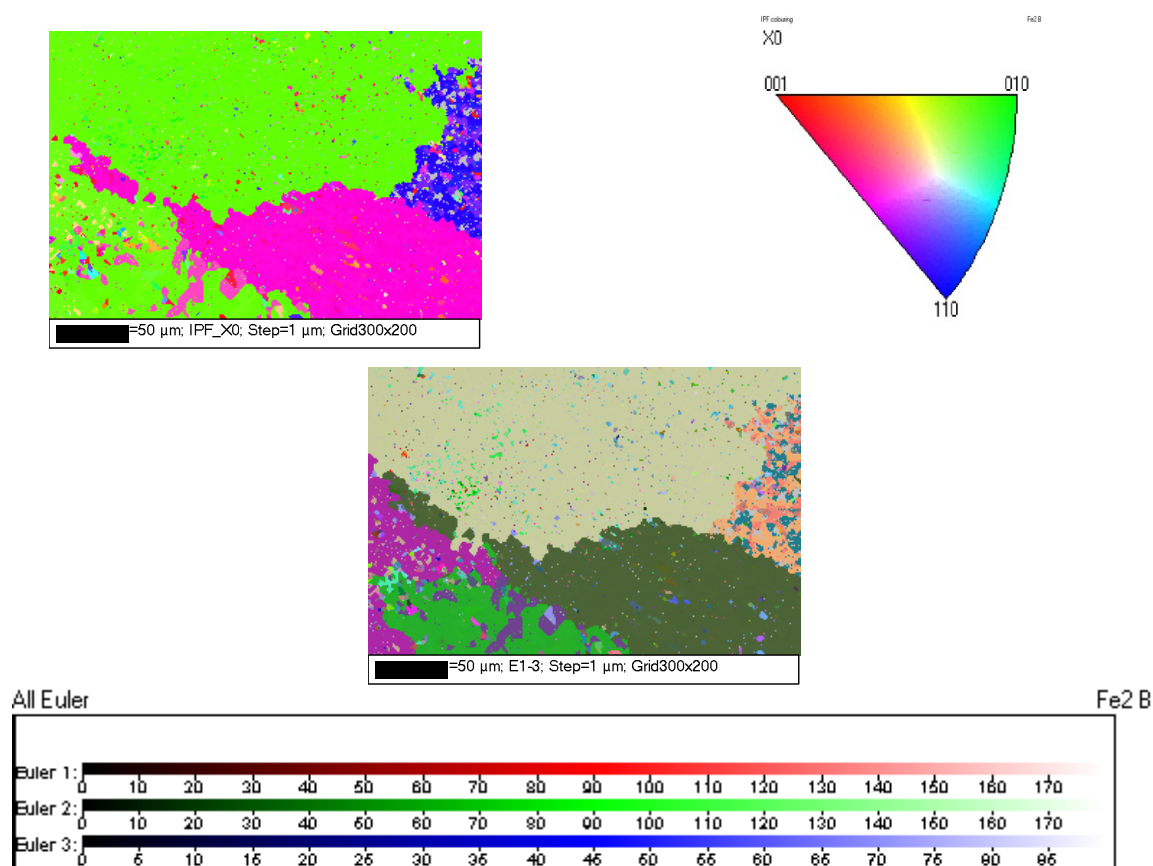


Рисунок 3.23 – Ориентация боридных кристаллов в легированном слое

Увеличение тока плазменной дуги до 160 А приводит к повышению глубины легированного слоя и более заметному разбавлению смеси обмазки с материалом подложки. Микроструктура легированных слоев, полученных методом плазменного оплавления 40В-10Fe с током 160А, представлена на рис. 3.24.

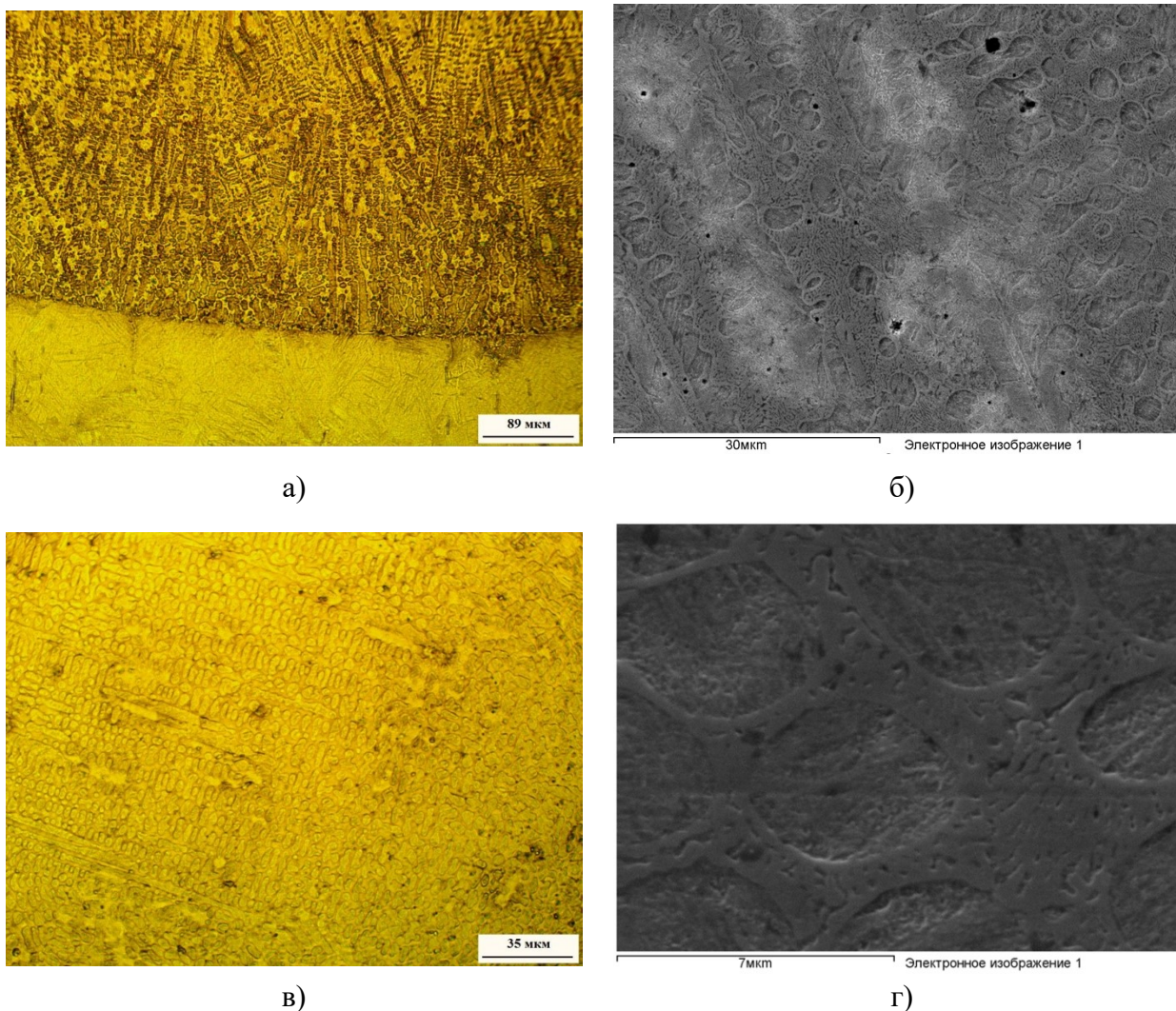


Рисунок 3.24 – Микроструктура поверхностного слоя после плазменного оплавления 40В-10Fe-160А: а, в – оптический микроскоп; б, г – сканирующий микроскоп

Поверхностное плазменное оплавление в таком режиме приводит к формированию доэвтектической структуры. После обработки в легированном слое обнаруживаются дендриты твердого раствора бора в α -Fe, окруженные матрицей боридной эвтектики. При исследовании микроструктуры легированного слоя после плазменного оплавления не были выявлены первичные бориды железа. Это связано с тем, что при увеличении силы тока до 160А слишком большой объем основного металла смешивался с легирующим элементом – аморфным бором. В результате концентрация бора в расплавленном слое оказалась значительно ниже, и он не смог образовать первичные бориды. Результаты рентгенограммы показали, что в слое после легирования присутствуют Fe_2B и α -Fe (рис. 3.25). Рефлекс фазы Fe_2B на

рентгенограмме связано с тем, что Fe_2B присутствует в составе матрицы боридной эвтектики.

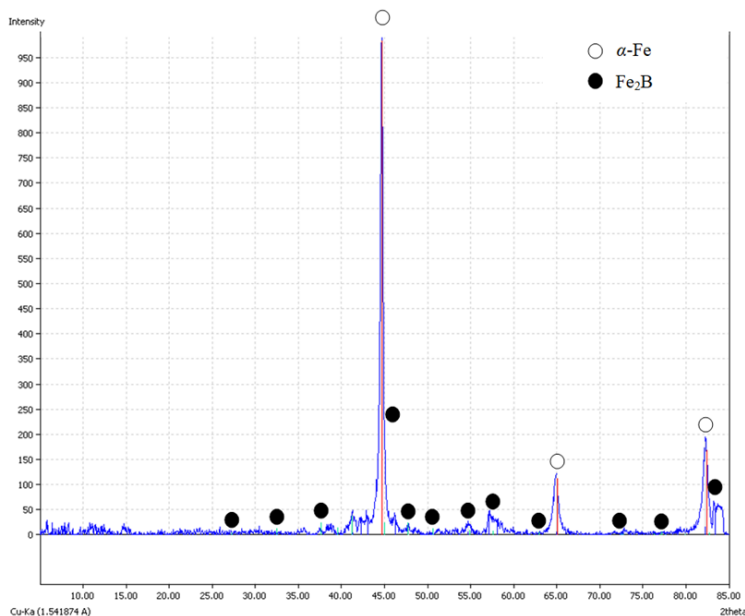


Рисунок 3.25 – Рентгенограмма образца после плазменного оплавления смеси 40В-10Fe-160А

В ходе исследования микроструктуры легированного слоя после плазменного оплавления было проведено определение содержания бора по глубине слоя по методу электронно-зондового микроанализатора. Метод электронно-зондового микроанализатора заключается в следующем: пучок высокоускоренных электронов падает на небольшую поверхность ($\sim 1 \text{ мкм}^2$) образца, затем выходящие рентгеновские лучи выбираются на основе их длины волны с использованием условия дифракции на принятом кристалле, а затем количественно определяется концентрация элементов путем сравнения интенсивностей характеристических рентгеновских лучей от каждого элемента, который присутствует в образце с интенсивностью того же излучения, испускаемого эталоном. Результаты определения содержания бора по глубине наплавленного слоя представлены на рис. 3.26. Из полученной диаграммы видно, что содержание бора в оплавленном слое покрытия уменьшается от поверхности покрытия до основного металла. При этом в оплавленном слое первого образца (ток 120А) содержание бора выше на 1,5-2 % по сравнению со

вторым образцом (ток 140А), и выше на 7-8 % по сравнению с третьим образцом (ток 160А) в зависимости от глубины оплавленного слоя.

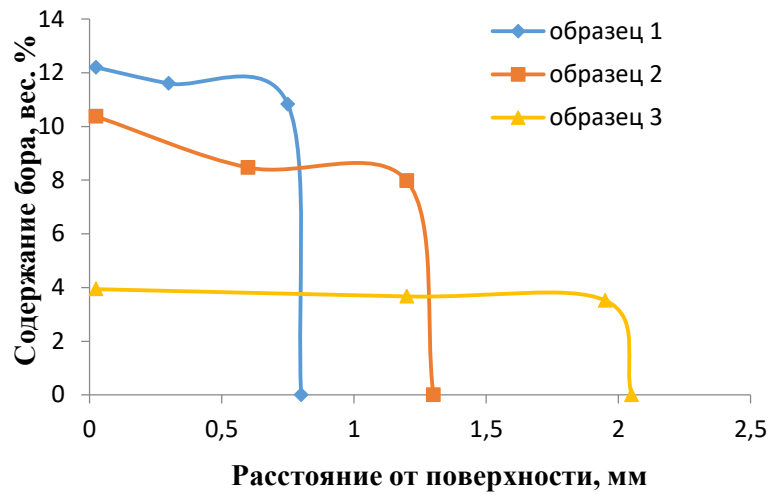


Рисунок 3.26 – Распределение бора по глубине легированного слоя 40В-10Fe

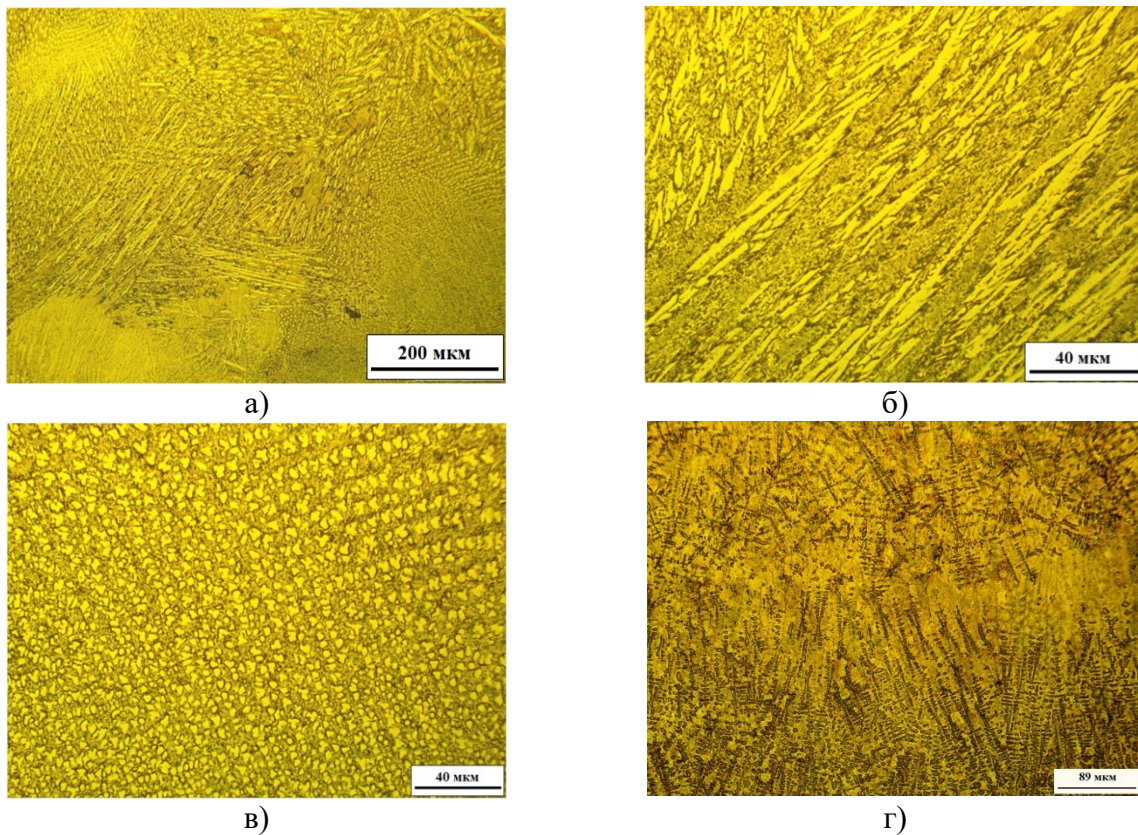


Рисунок 3.27 – Структура легированного слоя: а, б, в – 25В-25Fe-120А; г – 10В-40Fe

В рамках исследования было проведено изучение влияния содержания бора на микроструктуру после плазменного оплавления. Для этого были проведены исследования поверхностного слоя после плазменного оплавления смеси из 25% и 10% аморфного бора при различных токах. В ходе металлографического анализа было установлено, что при токе дуги 120 А структура слоя, легированного 25В-25Fe, соответствует заэвтектической структуре (рис. 3.27). В легированном слое образуются первичные бориды с различной морфологией, вокруг которых находятся смеси эвтектики. Бориды расположены в легированном слое случайным образом в разных направлениях. На участке, граничащем с основным металлом, образовалась доэвтектическая зона шириной до 200 мкм. В этой зоне наблюдается дендритная структура с размером дендритов 50–150 мкм. Снижение содержания бора до 25% при токе 120 А оказывает существенное влияние на структуру легированного слоя.

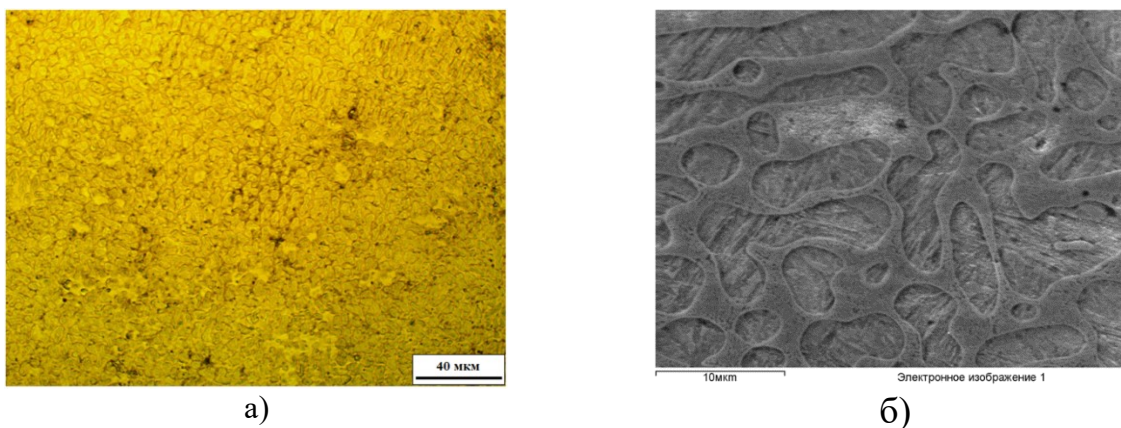


Рисунок 3.28 – Структура легированного слоя 25В-25Fe с током 140А: а – оптический микроскоп; б – сканирующий микроскоп

Увеличение силы тока до 140А при плазменном оплавлении 25В-25Fe приводит к увеличению глубины легированного слоя до 1,5 мм. В результате плазменного оплавления в данном режиме образуется поверхностный слой с доэвтектической структурой (рис. 3.28). Первичные дендриты α -твёрдого раствора бора в железе расположены в легированном слое, вокруг которого образуется ободок боридной эвтектики. Микроструктуры первичных боридов в

ходе исследования обнаружено не было. Это связано с тем, что при увеличении силы тока до 140А объём расплавленного основного металла также увеличивается, а содержание бора в оплавленном слое относительно мало.

Снижение содержания бора до 10% в оплавляемой смеси приводит к формированию доэвтектического строения при токе 120А (рис. 3.27Г). Проведённые исследования микроструктуры легированных слоев после плазменного оплавления борсодержащей смеси позволили оценить влияние содержания бора и силы тока на микроструктуру легированных слоёв.

3.3 Структурные исследования упрочненных слоев В4С-Fe

В результате металлографических исследований было установлено, что технология плазменного оплавления борсодержащей смеси В4С-Fe позволяет получить легированный слой на стали 20. На рисунке 3.29 представлена структура поверхностного слоя после легирования смесью 40В4С-10Fe при токе 120 А. По сравнению с аморфным легированием бором, поверхностный слой, полученный легированием карбидом бора, также состоит из различных характерных зон. В первой зоне, имеющей заэвтектическую структуру, расположены первичные бориды железа с различной морфологией (рис. 3.30). Морфология боридов имеет произвольные типы: овальные, дендритные, листовидные и т.д.

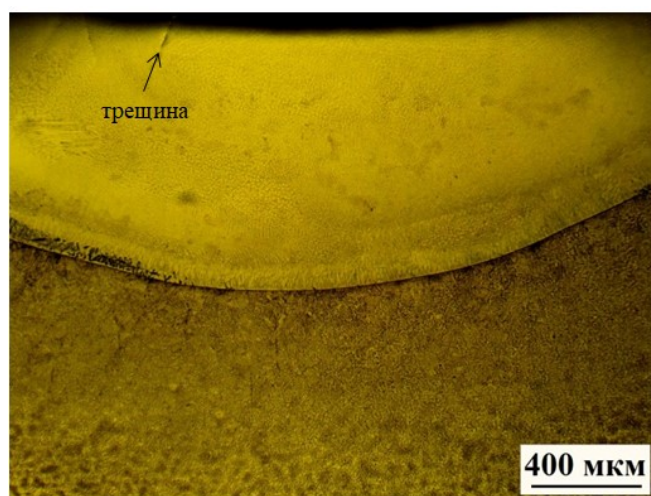


Рисунок 3.29 – Структура поверхностного слоя после плазменного оплавления 40В4С-10Fe-120А

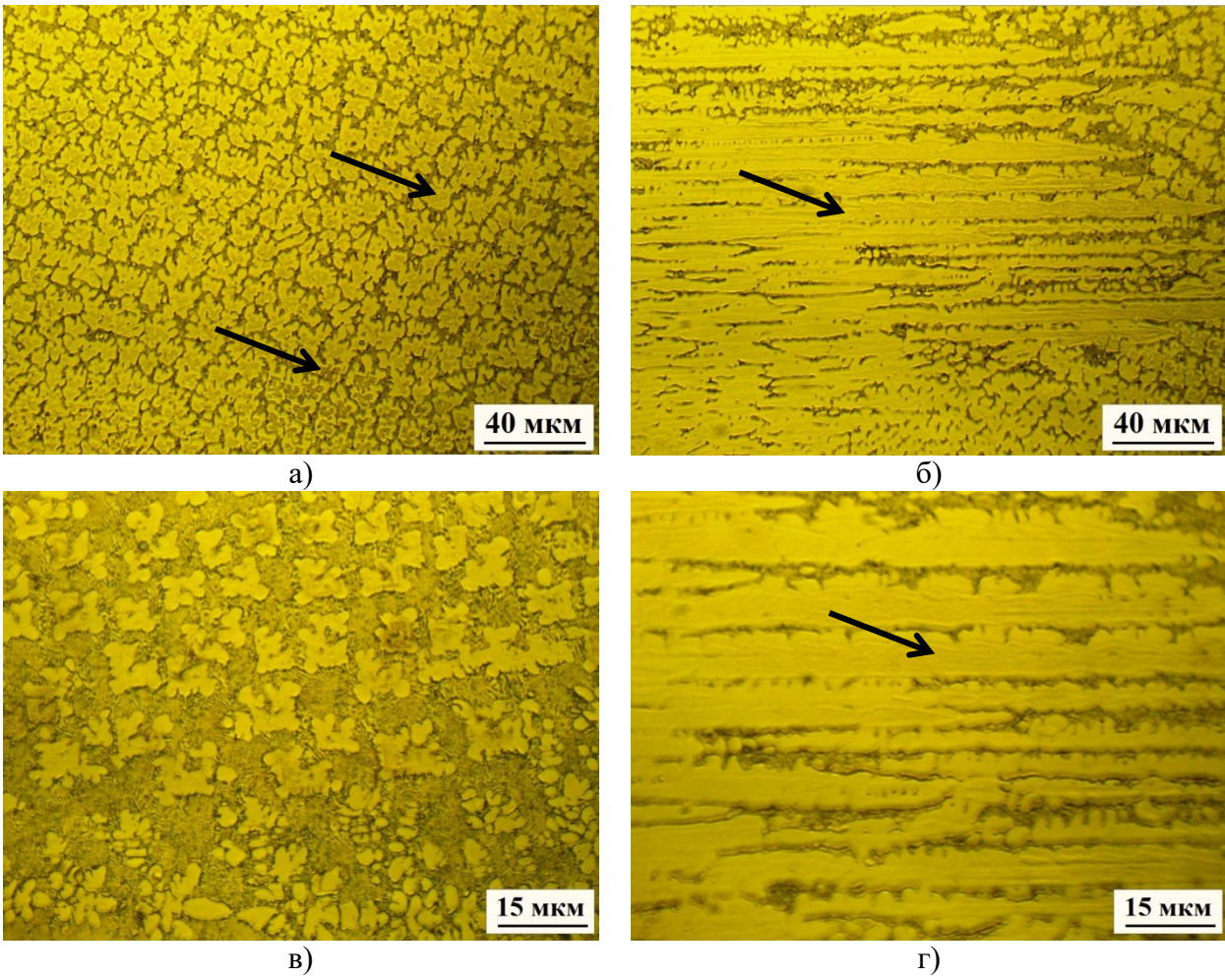
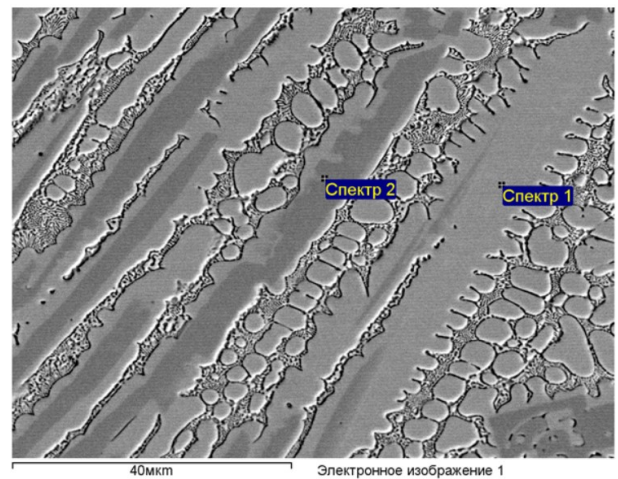
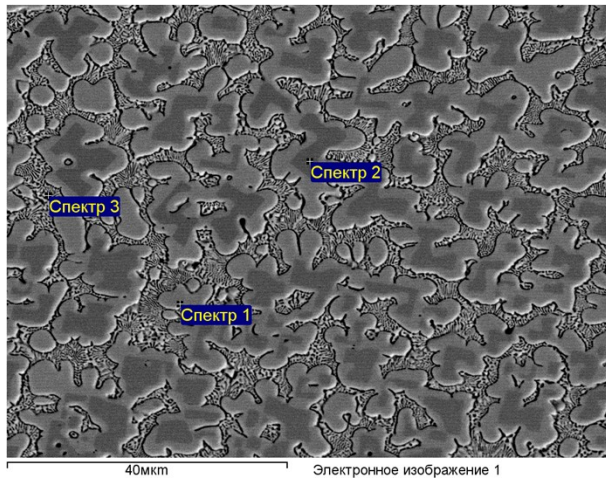


Рисунок 3.30 – Бориды железа с различной морфологией в слое после плазменного оплавления 40B4C-10Fe с током 120А



Химический состав, ат. %			
	Fe	B	C
Спектр 1	87,32	7,82	4,86
Спектр 2	84,65	15,35	-
Спектр 3	8,26	5,68	6,06

Химический состав, ат. %			
	Fe	B	C
Спектр 1	90,21	5,1	4,69
Спектр 2	88,66	11,34	-

Рисунок 3.31 – Особенность области боридов после плазменного оплавления с током 120А

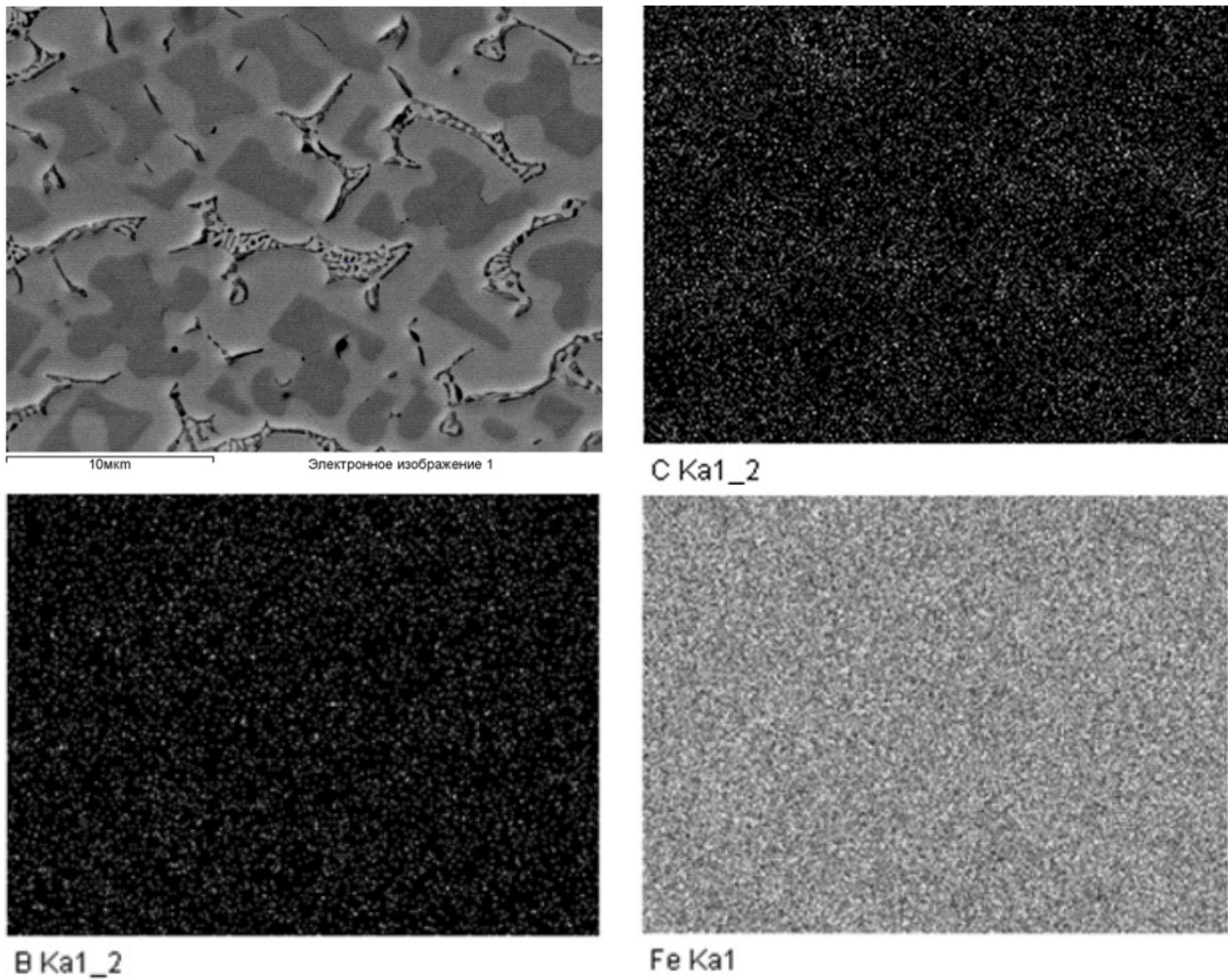


Рисунок 3.32 – Элементный состав локального места поверхностного слоя

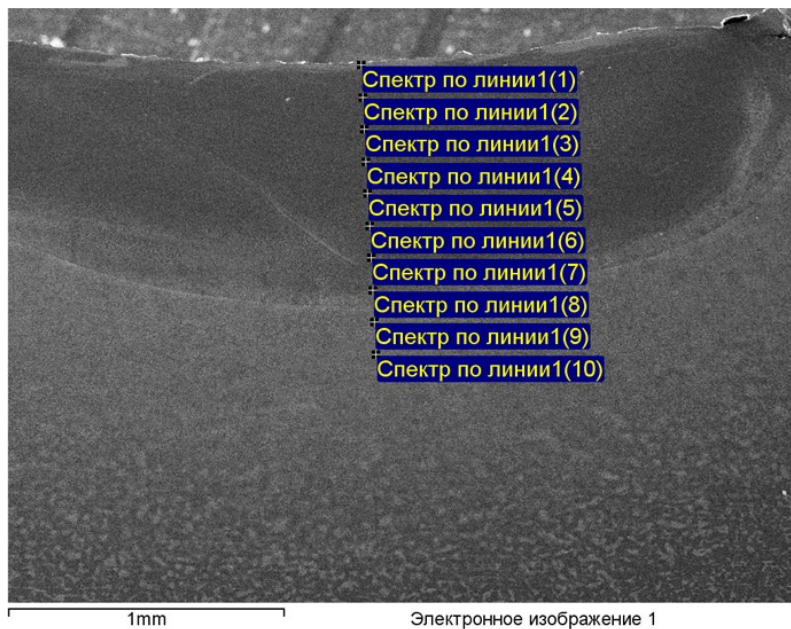


Рисунок 3.33 – Определения содержания элементов в поверхностном слое

В ходе исследования микроструктуры с использованием оптического микроскопа было обнаружено, что на поверхности боридов имеется область, которая отличается по степени травимости, что отмечено стрелкой на рисунке 3.30. Эта особенность боридов была чётко видна при использовании электронного микроскопа, как показано на рисунке 3.31. Для определения элементного состава в этих областях боридов был применён метод микрорентгеноспектрального анализа. Результаты измерений показали, что бороцементит $\text{Fe}_3(\text{B},\text{C})$ выделяется вокруг первичных боридов железа Fe_2B , расположенных перпендикулярно плоскости шлифа. Стехиометрическое соотношение бороцементита соответствует фазам $\text{Fe}_3\text{V}_{0,3}\text{C}_{0,2}$ и $\text{Fe}_3\text{V}_{0,2}\text{C}_{0,2}$.

Для определения химического состава в локальных областях боридов был использован метод электронно-зондового микроанализа. Результаты измерений показали, что в исследуемой области (рис. 3.32) среднее содержание элементов составляет: В – 8,49 %, С – 5,11 %, Fe – 86,4 %.

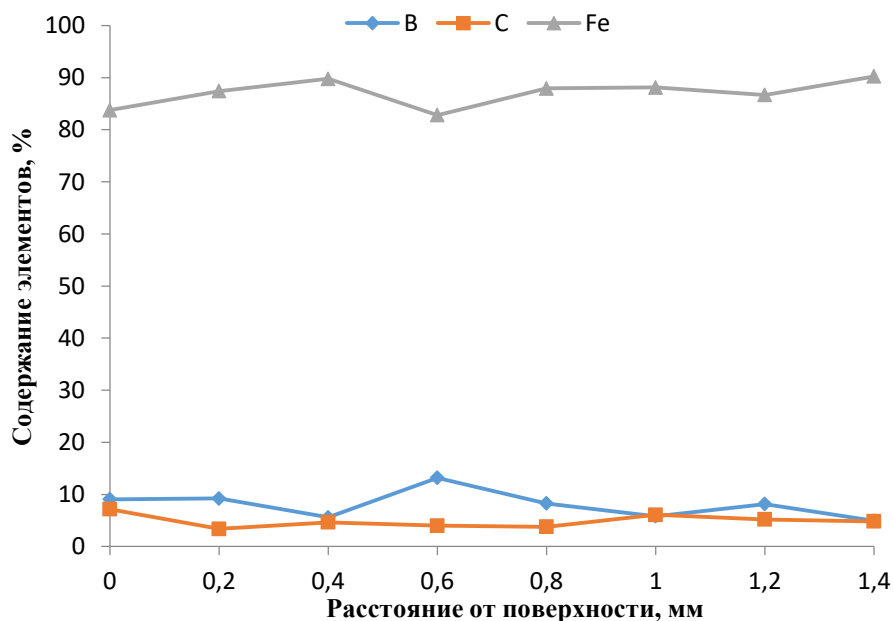


Рисунок 3.34 – Распределение элементов по глубине слоя после плазменного оплавления 40В4С-10Fe с током 120А

В ходе исследования слоя, полученного после плазменного оплавления смеси 40В4С-10Fe с силой тока 120А, было проведено измерение распределения железа, бора и углерода по глубине легированного слоя.

Результаты измерений представлены на графике распределения процентного содержания элементов по глубине легированного слоя (рис. 3.34). Среднее значение содержания бора в легированном слое составляет 8,03 %, а среднее значение содержания углерода – 4,9 %.

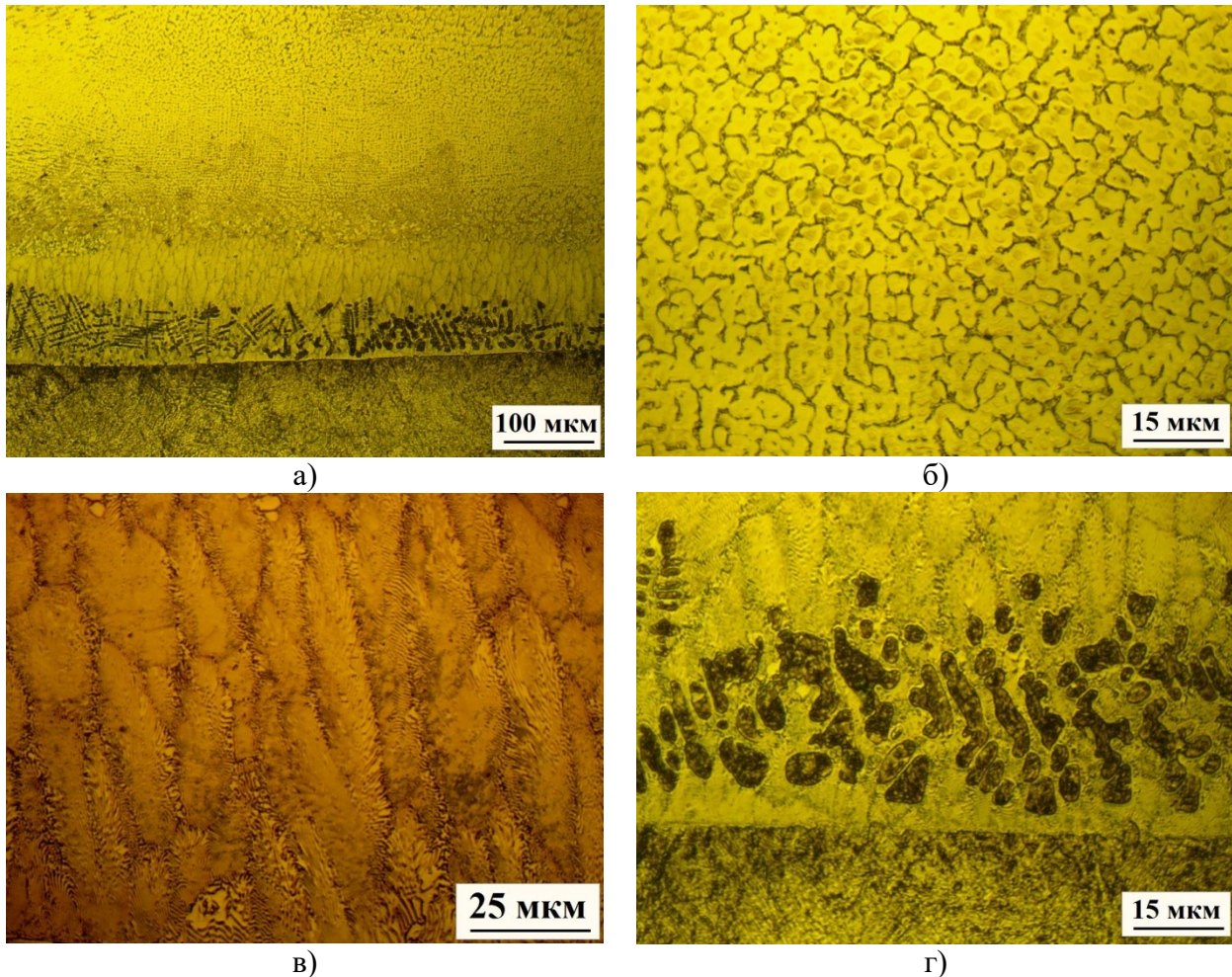


Рисунок 3.35 – Особенность строения поверхностного слоя: а – структура легированного слоя; б – эвтектическая зона; в – эвтектическая зона; г – доэвтектическая зона

При дальнейшем смещении к основному металлу микроструктура претерпела значительные изменения. В ходе исследования легированного слоя с помощью оптического микроскопа были обнаружены первичные бориды железа, а структура легированного слоя характеризуется наличием колоний эвтектики (рис. 3.35в). Отсутствие первичных боридов обусловлено недостаточной концентрацией бора в данной области. В области, расположенной вблизи границы с основным металлом, сформировалась структура доэвтектического типа (рис. 3.35г). Это связано с тем, что в данной

области содержится наименьшее количество бора вследствие интенсивного разбавления основным материалом.

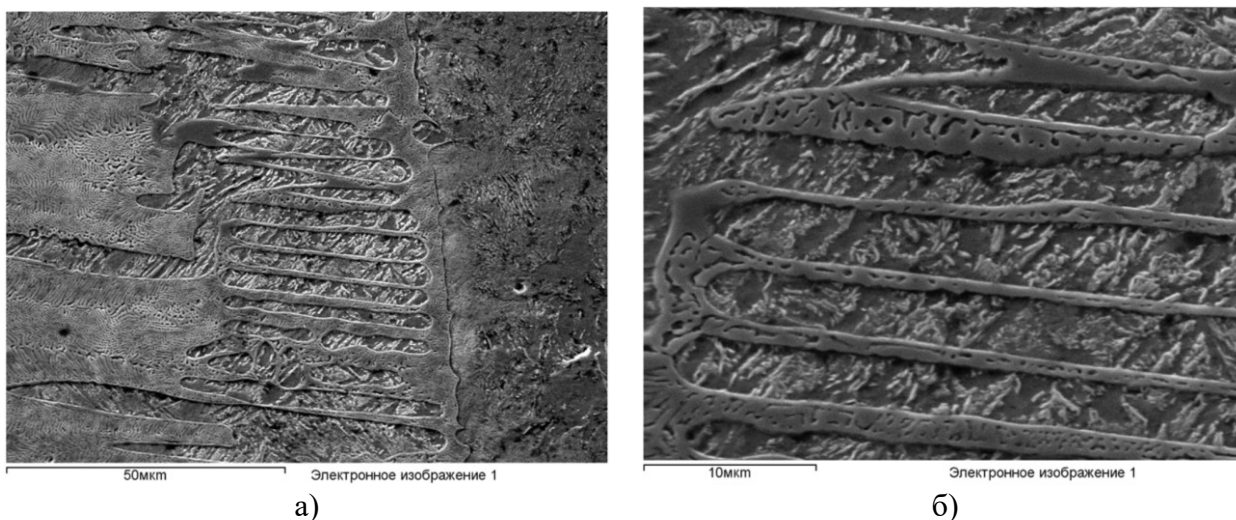
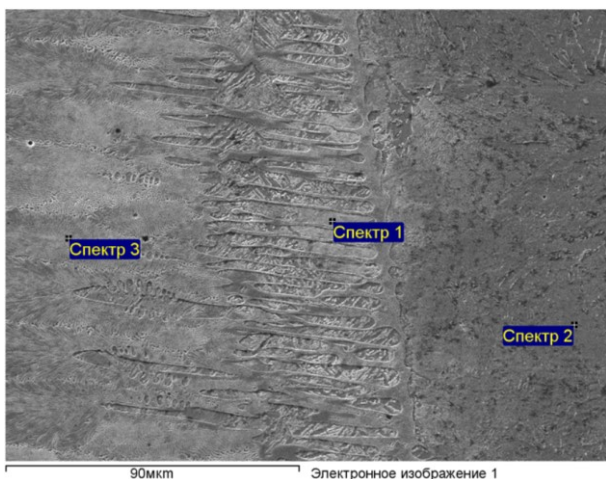


Рисунок 3.36 – Особенность зоны доэвтектического типа

При исследовании структуры области доэвтектического строения с применением электронного микроскопа, обладающего более высоким разрешением, становится очевидным, что перлитные колонии локализуются внутри дендритных ячеек (рис. 3.36). Результаты анализа элементного состава представлены на рисунке 3.37.



	В	С	Fe	Итого
Спектр 1	1.93	6.05	92.02	100
Спектр 2	0	4.58	95.42	100
Спектр 3	4.3	3.73	91.97	100

Рисунок 3.37 – Элементный состав в особенных областях легированного слоя

В ходе исследования было обнаружено, что содержание бора снижается по мере приближения к основному металлу. Размеры дендритов не превышают 150 микрометров. При этом на границе с основным металлом не было выявлено никаких дефектов.

Увеличение тока до 140 А не привело к существенным изменениям в микроструктуре (рис. 3.38). Поверхностный слой также состоит из различных зон: заэвтектической, эвтектической, доэвтектической, зоны термического влияния и основы. При этом микротрещины отсутствовали.

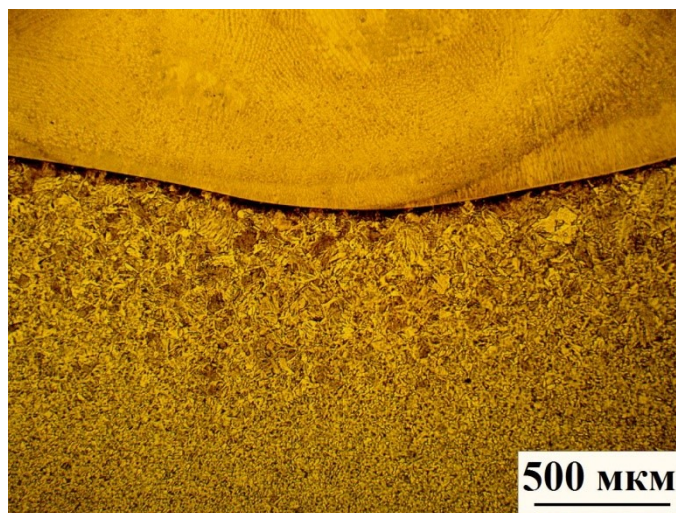
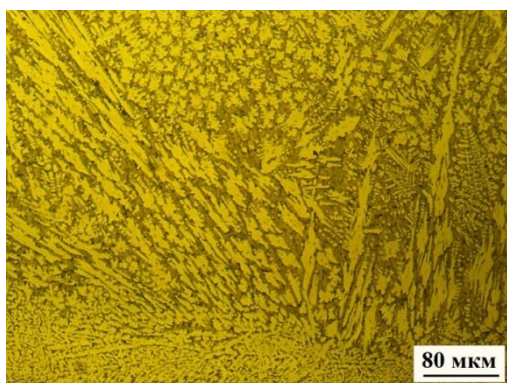
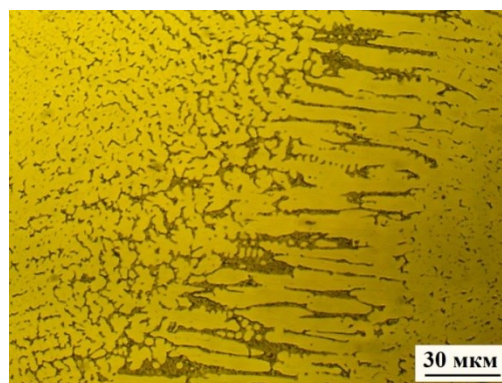


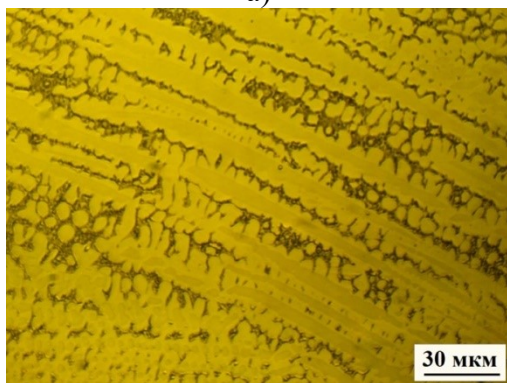
Рисунок 3.38 – Микроструктура легированного слоя 40B4C-10Fe с током 140А



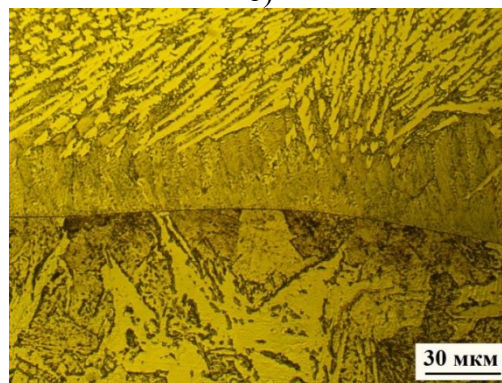
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.39 – Различная морфология боридов в поверхностном слое с током 140А: а, б, в – бориды с разной морфологией; г – граница с основным металлом

При большем увеличении наблюдались бориды с различной морфологией, варьирувавшейся от круглой до пластинчатой (рис. 3.39). Кроме того, также были зафиксированы бороцементит $Fe_3(B,C)$ выделявшийся вокруг первичных боридов железа Fe_2B , направленных перпендикулярно плоскости шлифа. В области на границе с основным металлом сформировалась зона эвтектического типа (рис. 3.40г). Ширина этой зона составляет 30 мкм. С повышением тока дуги до 160А структура легированного слоя после плазменного оплавления 40В4С-10Fe изменилась (рис. 3.40).

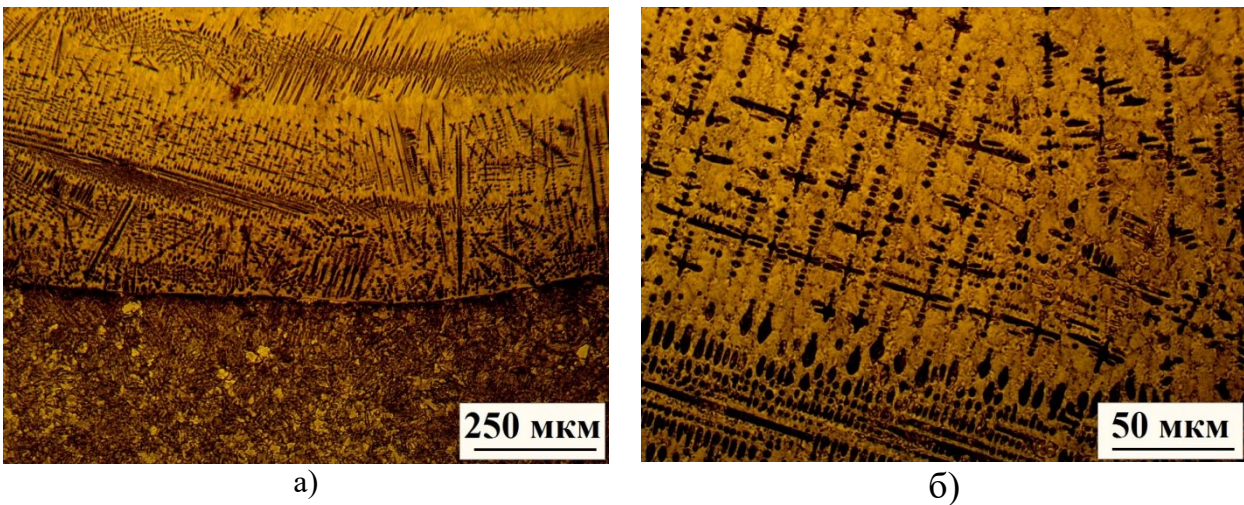


Рисунок 3.40 – Микроструктура легированного слоя 40В4С-10Fe с током 160А

Глубина слоя составляет 3 мм, так как повышение тока приводит к повышению плотности тока плазменной дуги, следовательно, приводит к повышению глубины проплавления основного металла. В легированном слое не были зафиксированы дефекты в виде пор, отслоения и трещин. На границе с основным металлом наблюдалось хорошее сцепление. При плазменном оплавлении 40В4С-10Fe с током 160А легированный слой характеризуется доэвтектическим строением. В борированном слое были выявлены первичные кристаллы α -твердого раствора бора в железе в виде дендритов, вокруг которых располагались матрицы из боридной эвтектики. Отмечено, что место и направление формирования таких дендритов может быть произвольным. Это объясняется неравномерной скоростью охлаждения при кристаллизации и перемешиванием жидкости конвективными потоками, возникающими в процессе ускоренного нагрева. Кроме того, в слое не зафиксированы первичные

бориды железа, так как с повышением тока до 160А расплавление основного металла увеличивается при неизменном содержании бора, следовательно, при кристаллизации содержание бора не достаточно для формирования первичных боридов железа. Длина отдельных дендритных кристаллов не превышает 250 мкм.

Для изучения влияния карбида бора на структуру покрытия после плазменного оплавления содержание бора в оплавляемой смеси снизили до 25% и 10%. На рис. 3.41а показана микроструктура легированного слоя 25B4C-25Fe с током 120А.

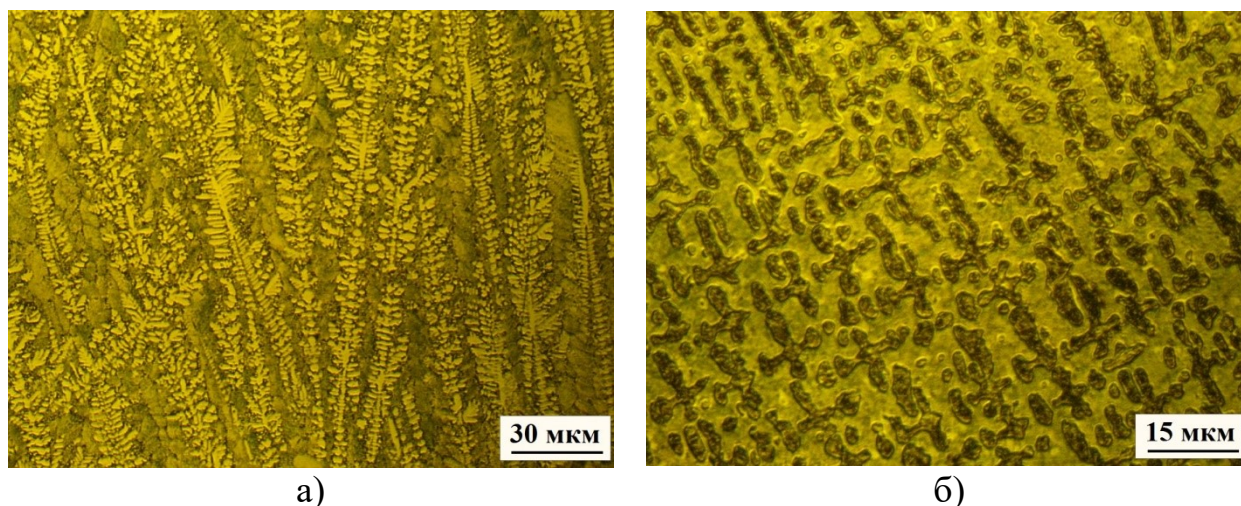


Рисунок 3.41 – Структура поверхностного слоя 25B4C-25Fe: а – 120А, б – 140А

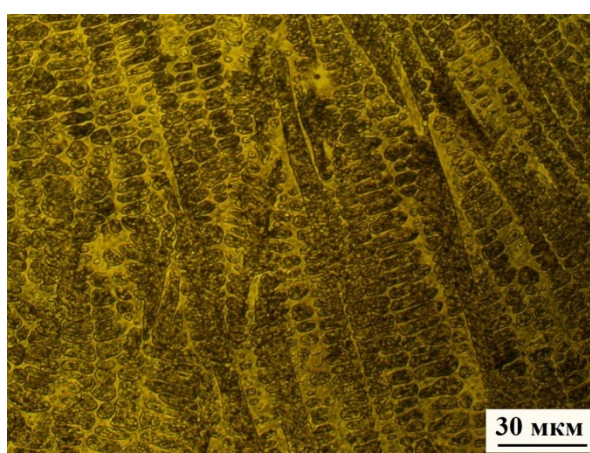


Рисунок 3.42 – Структура легированного слоя 10B4C-40Fe с током 120А

Отмечено, что снижение содержания карбида бора сильно влияло на микроструктуру поверхностного слоя. Также отмечено, что в слое после плазменного оплавления объем первичных боридов значительно снижается, в то время как объем эвтектики сильно увеличивается. Бориды железа

образовались в основном в виде дендритов. На границе с основным металлом наблюдалась зона доэвтектического строения, в которой зафиксированы дендритные кристаллы α -твердого раствора бора в железе. Дефекты в виде пор и трещин не наблюдались. При содержании В₄С 25% В₄С произвели повышение тока плазменной дуги до 140А для исследования структуры поверхностного слоя после обработки. Отмечено, что снижение содержания карбида бора до 25% и повышение тока до 140А повлияло на структуру, что также наблюдается при содержании бора 10% и токе 120А (рис. 3.41б и 3.42). Микроструктура характеризуется доэвтектическим типом. В поверхностном слое находятся дендриты α -твердого раствора бора в железе, вокруг которых располагались матрицы из эвтектики.

Выводы

1. Применение технологии плазменного оплавления борсодержащей смеси позволяет формировать упрочненные слои на поверхности низкоуглеродистой стали марки 20 без видимых дефектов, таких как трещины, поры и отслоения. Полученные слои характеризуются повышенной твердостью и износостойкостью благодаря образованию боридных фаз.

2. Увеличение силы тока с 120 А до 160 А приводит к увеличению глубины упрочнения и изменению микроструктуры легированных слоёв. При токе 120 А формируется заэвтектическая структура из первичных боридов железа (FeB, Fe₂B), расположенных в эвтектической матрице. При увеличении силы тока до 160 А структура легированных слоёв становится доэвтектической с дендритами α -твёрдого раствора бора в железе, окружёнными боридной эвтектикой.

3. Снижение содержания бора в сплаве с 40% до 10% приводит к уменьшению количества первичных боридов железа в легированном слое. Использование карбида бора в качестве легирующего элемента способствует

образованию бороуглеродных фаз, таких как бороцементит $Fe_3(B,C)$, что расширяет возможности контроля свойств поверхностных слоев.

4. Было обнаружено, что форма боридов железа может быть самой разнообразной: от овальной и пластинчатой до дендритной и каркасной. Это зависит от условий кристаллизации и содержания бора в расплаве. В заэвтектических зонах первичные бориды железа служат основой для ориентированного роста эвтектических колоний. Это приводит к образованию непрерывного каркаса из упрочняющих фаз.

5. Результаты компьютерного моделирования процесса плазменного оплавления, выполненного с использованием программного комплекса Simufact Welding, хорошо согласуются с экспериментальными данными. Моделирование позволило спрогнозировать распределение температурных полей, определить глубину и ширину зоны оплавления, а также подобрать оптимальные режимы обработки для достижения требуемых характеристик легированных слоёв.

4 СВОЙСТВА ИССЛЕДУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ

Поверхностно упрочнённые слои, сформированные в результате плазменного плавления борсодержащей смеси, по своему функциональному назначению являются упрочняющими. Анализ и проведение комплекса испытаний, направленных на изучение свойств полученных материалов, таких как твёрдость и износостойкость, позволяют сделать обоснованные выводы о соответствии легированных слоёв требованиям, предъявляемым к каждому материалу в зависимости от условий эксплуатации. В данном разделе диссертации представлены результаты исследований различных свойств материалов, полученных в результате плазменного оплавления борсодержащей смеси.

4.1 Дюрометрические исследования

Основным методом оценки прочностных характеристик материалов без их разрушения является измерение твёрдости или дюрометрические исследования. В рамках данной работы применялся метод Роквелла, регламентированный ГОСТ 9013, для определения макротвёрдости легированных слоёв. Результаты исследования показали, что средняя макротвёрдость боридных покрытий, полученных путём плазменного легирования бором, варьируется в диапазоне от 40 до 63 HRC.

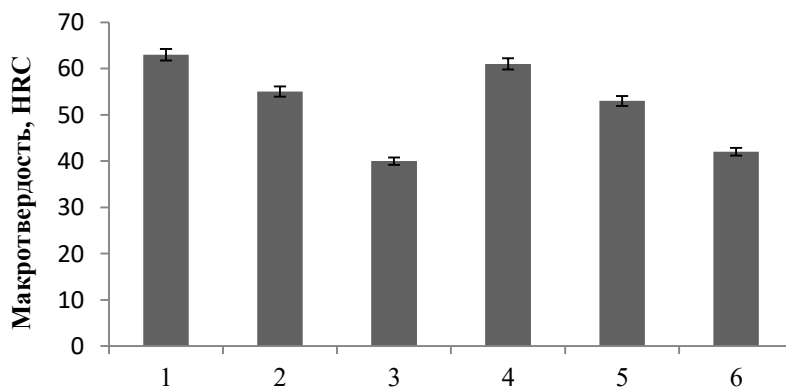


Рисунок 4.1 – Твёрдость покрытий после плазменного оплавления борсодержащей смеси: 1 – 40В-10Fe -120А; 2 – 25В-25Fe-140А; 3 – 10В-40Fe-160А; 4 – 40В4С-10Fe-120А; 5 – 25В4С-25Fe-140А; 6 – 10В4С-40Fe-160А

Для определения микротвердости легированных покрытий использовался метод Виккерса и микротвердомер SHIMAZU HNV – 2T с системой автоматического считывания размеров отпечатков. Нагрузка на индентор составляла 490,3 мН (HV0,05), а время выдержки – 5 с. Важно отметить, что результаты измерений твердости не только демонстрируют уровень прочностных характеристик материалов, но и позволяют определить глубину легирования и степень износостойкости.

Известно, что материалы с высокой твердостью отличаются повышенной износостойкостью. Степень деформации материала при контактом воздействии напрямую зависит от его твердости. В ходе исследования микротвердости материалов после плазменного оплавления было изучено распределение микротвердости по поперечным сечениям образцов. Измерения проводились от поверхности материала до основного металла. По результатам этих измерений были построены графики, отражающие изменение микротвердости по глубине наплавленного слоя.

Результаты измерений показали, что после плазменного оплавления слоя 40В-10Fe при токе 120 А микротвердость достигает максимального уровня – 1200...1400 HV (см. рисунок 4.2а). Следует отметить, что в зависимости от содержания бора доля высокопрочной фазы в упрочнённом слое (бориды железа) определяет степень легирования. Измерения микротвердости слоя 40В-10Fe, выполненные при токе 120 А, показали, что глубина упрочнённого поверхностного слоя стали составляет 1,1 мм, что согласуется с результатами исследования микроструктуры. В поверхностном слое также была обнаружена переходная зона с микротвердостью 600...800 HV. Интересно отметить, что переходная зона способствует постепенному снижению твёрдости основного металла и считается благоприятной для обеспечения хорошей адгезии боридного слоя к поверхности основного материала. Одной из основных причин плохой адгезии в покрытиях, полученных методом диффузионного борирования, является резкий скачок твёрдости между боридными слоями и подложкой. Это может привести к отслаиванию и расщеплению покрытий.

Исследование микроструктуры показало, что скачок микротвердости соответствует эвтектической области $\alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_2\text{B}$, которая образуется в упрочнённом слое над границей с основным металлом после обработки. При этом микротвёрдость основного металла не превышает 200 HV.

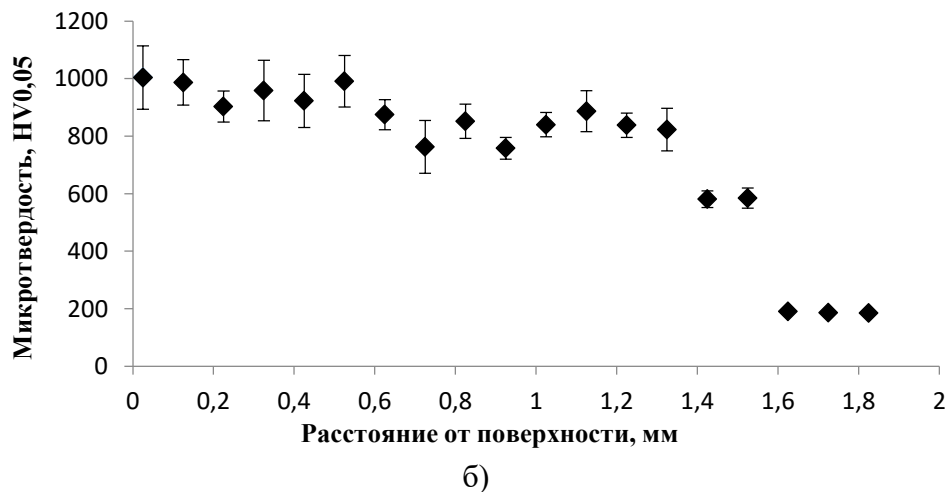
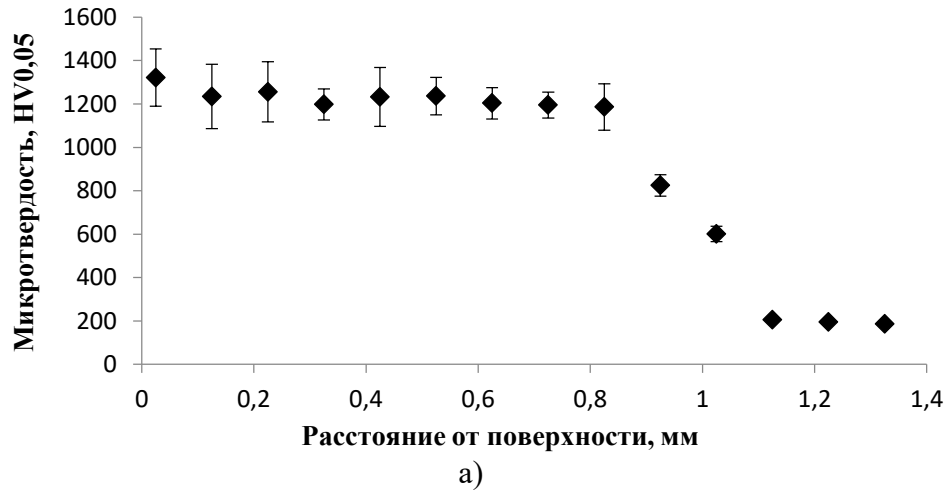


Рисунок 4.2 – Распределение микротвердости по глубине легированных слоев, полученных после плазменного оплавления 40В-10Fe: а – ток 120А; б – ток 140А

Результаты измерения микротвердости показали, что увеличение силы тока до 160 А приводит к заметному изменению микротвердости легированного слоя. Микротвердость боридного слоя составила 400-600 HV, как показано на рисунке 4.2в. Это значительное снижение микротвердости обусловлено микроструктурой легированного слоя после плазменного оплавления. Согласно металлографическому исследованию, боридный слой, полученный при плазменном оплавлении борсодержащей смеси с током 160А, относится к доэвтектическому типу. Не было обнаружено боридов железа, которые

определяют уровень микротвердости легированного слоя. Однако глубина легирования значительно возросла до 1,7 мм. Снижение содержания бора до 25% также приводит к уменьшению микротвердости легированного слоя, которая составила 800-1050 HV, как показано на рисунке 4.3 а. Было установлено, что объемная доля боридов железа в легированном слое уменьшается с уменьшением содержания бора. Однако, когда содержание бора снижается до 25% и сила тока увеличивается до 140 А, микротвердость снова значительно снижается и составляет 400-550 HV..

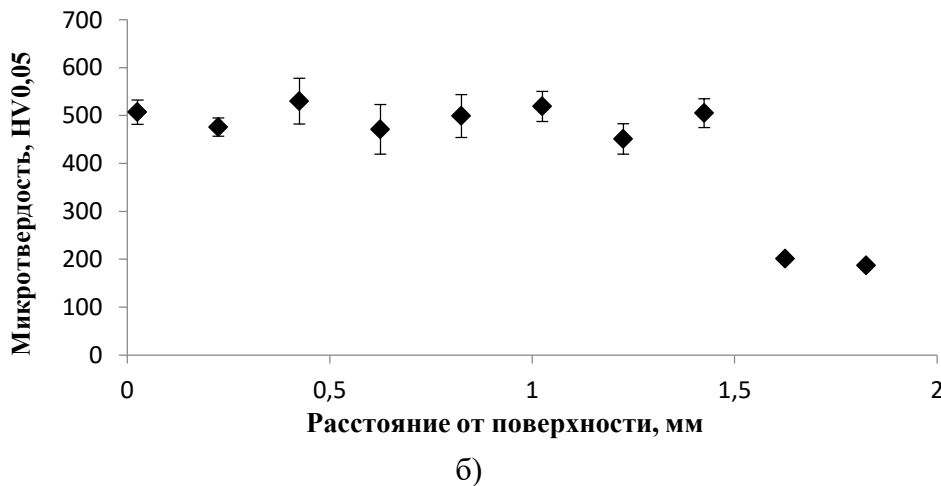
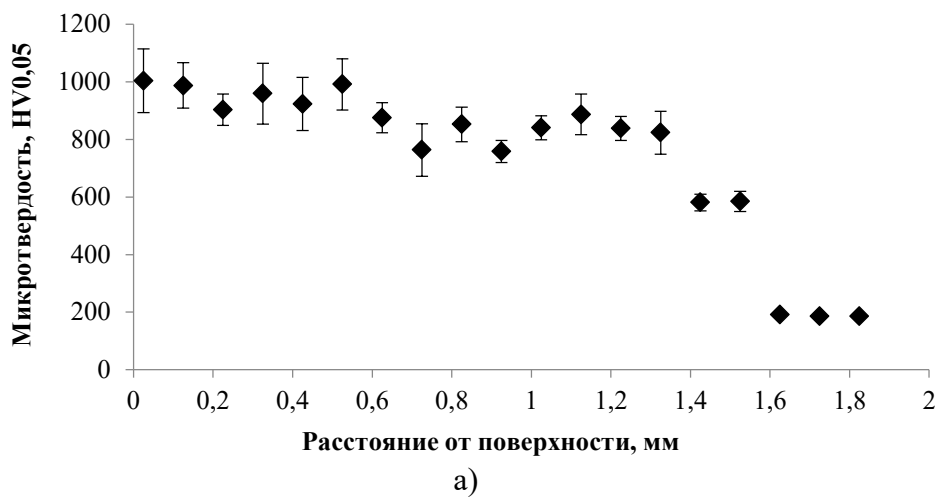


Рисунок 4.3 – Распределение микротвердости по глубине легированных слоев, полученных после плазменного оплавления 25В-25Fe: а – ток 120А; б – ток 140А

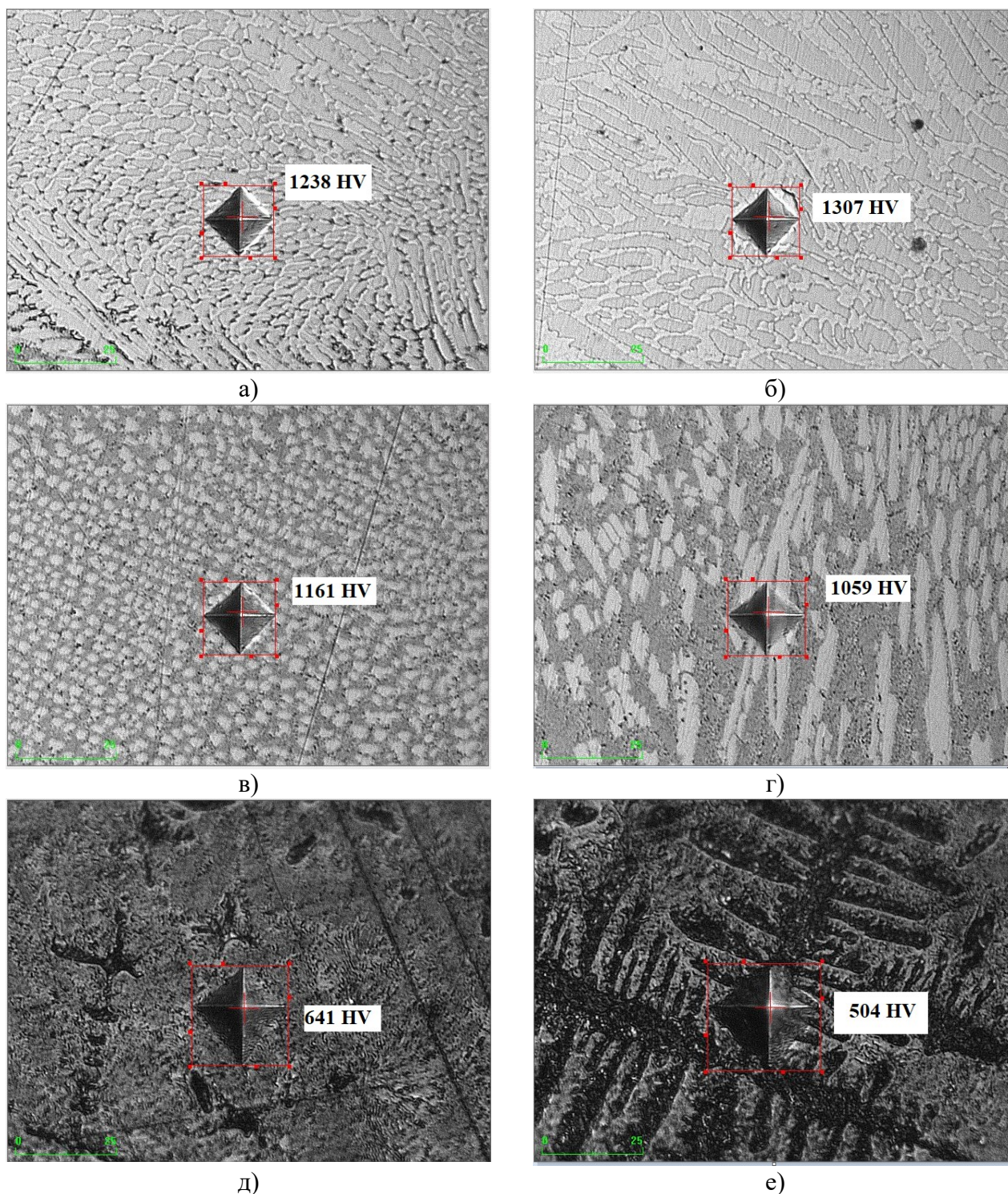


Рисунок 4.4 – Микротвердость отдельных структурных составляющих в легированных слоях из аморфного бора: а, б, в, г – бориды железа; д – область эвтектики; е – дендриты

На рисунке 4.4 представлены результаты измерений микротвердости различных структурных элементов на протравленной поверхности образцов, полученных после плазменного оплавления борсодержащей смеси. Было выявлено, что в области скопления боридов железа наблюдается высокий уровень микротвердости (рис. 4.4, а и б). В то же время, эвтектическая область

с дендритной микроструктурой характеризуется более низкой микротвердостью по сравнению с боридами (рис. 4.4, д и е).

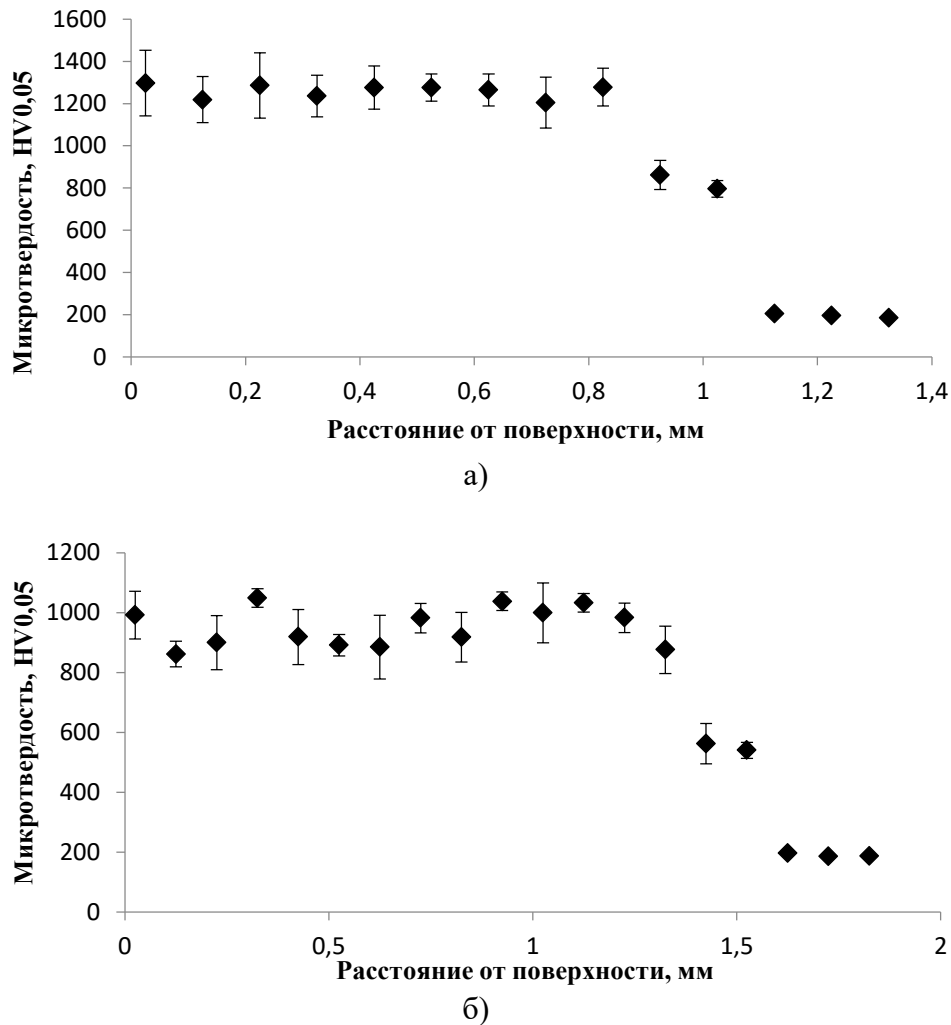


Рисунок 4.5 – Распределения микротвердости по глубине легированных слоев, полученных после плазменного оплавления 40B4C-10Fe: а – ток 120А; б – ток 140А

Также были проведены исследования при использовании в качестве легирующего элемента карбида бора В4С (рис. 4.5). Плазменное оплавление 40B4C-10Fe на поверхности стали с током 120А сформировало поверхностный слой с микротвердостью 1100...1200 HV. Глубина легирования составляет примерно 1 мм. Повышение тока до 140А микротвердость упрочненного слоя снижается до 800...1000 HV. Глубина упрочнения повышается до 1,4 мм. На рис. 4.6 представлена микротвердость отдельных структурных составляющих в поверхностных слоях из карбида бора. Отмечено, что микротвердость боридов железа составляет 1400...1500 HV, эвтектики между ними – 800...900 HV, а области дендритов – 600... 700 HV.

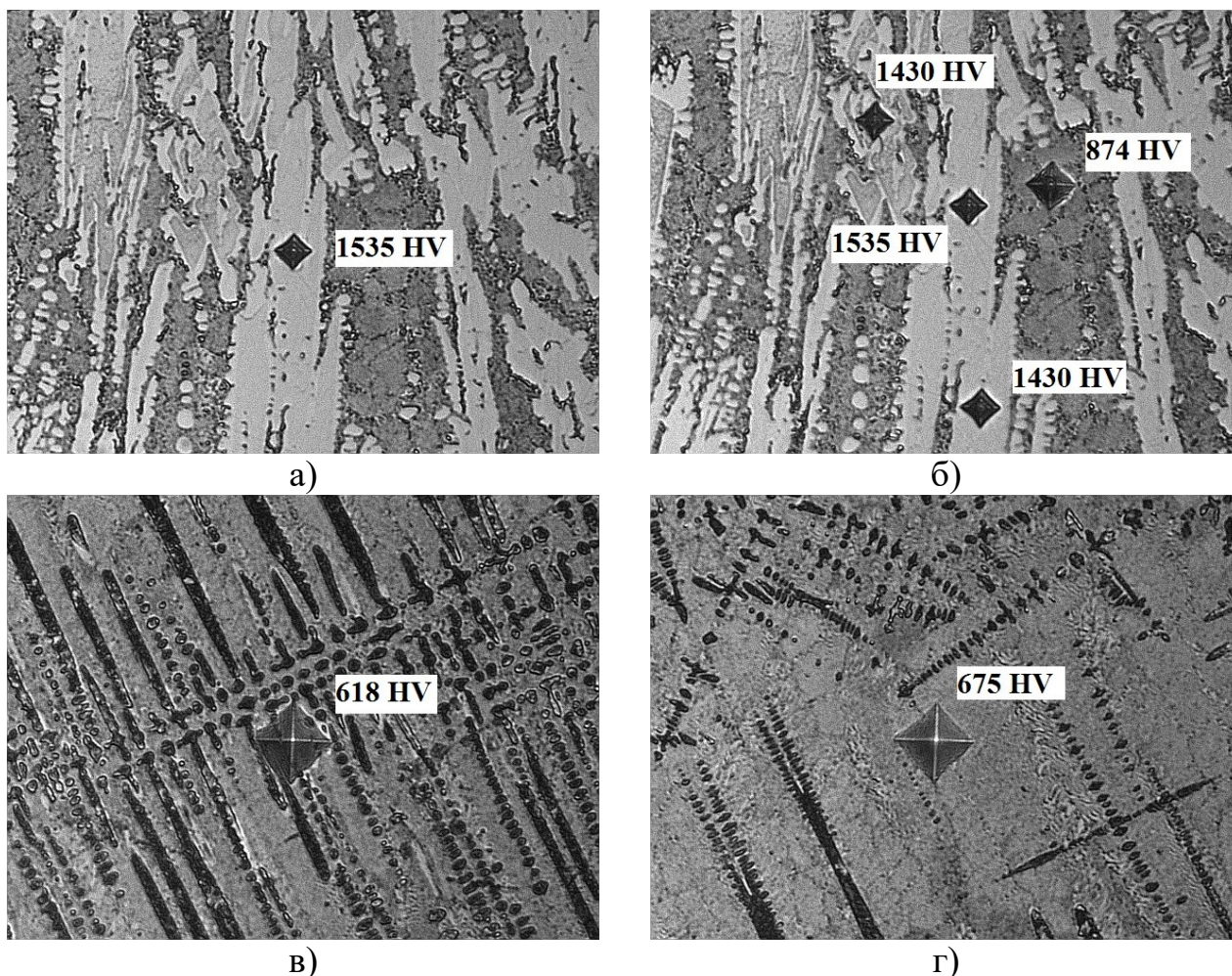


Рисунок 4.6 – Микротвердость отдельных структурных составляющих в легированных слоях из карбида бора

4.2 Оценка износостойкости легированных слоев исследуемых материалов в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц

В процессе эксплуатации многие детали машин, применяемых в горнодобывающей, перерабатывающей, сельскохозяйственной и других отраслях промышленности, испытывают сильный износ. Элементы станков не только изнашиваются и ломаются из-за неправильной эксплуатации, но и выходят из строя гораздо раньше, чем ожидалось. Износ приводит к ухудшению качества поверхности детали, что в свою очередь вызывает простои и увеличивает производственные затраты.

Абразивный износ возникает, когда твердая шероховатая поверхность или твердые частицы сталкиваются с мягкой поверхностью, как показано на рис. 4.7. Во многих случаях абразивный износ приводит к большему износу,

чем адгезионный износ; поэтому необходимо уделять внимание подавлению абразивного износа при правильном выборе трущихся поверхностей и предотвращении загрязнения посторонними твердыми материалами.

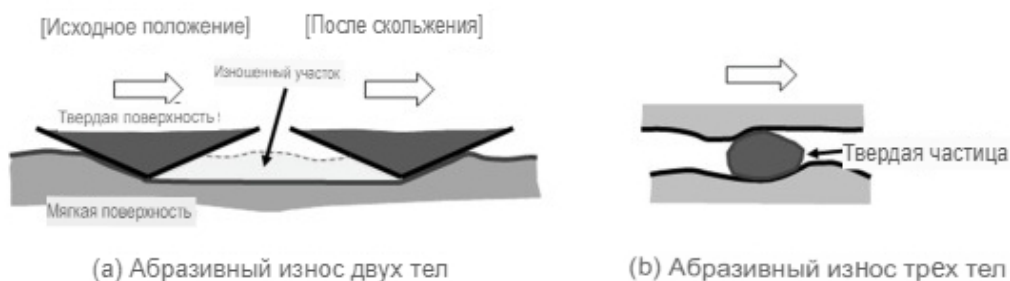


Рисунок 4.7 – Модели для абразивного износа [65]

На графике 4.8 представлены данные об износе в условиях воздействия абразивных частиц, закреплённых на поверхности. В качестве образца для сравнения были выбраны образцы из цементированной стали марки 20, износостойкость которой принята за эталон и равна 1.

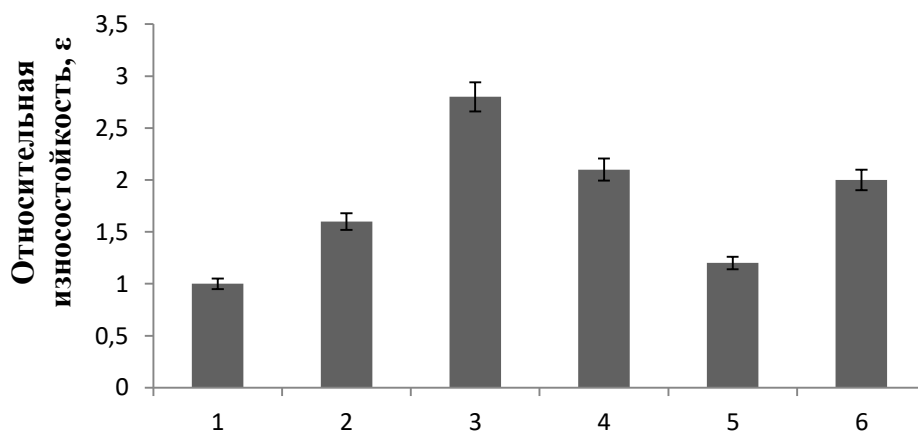


Рисунок 4.8 – Оценка износостойкости борированных слоев после плазменного оплавления: 1 – сталь 20 (цементация); 2 – сталь 20 (диффузионное борирование); 3 – 40B4C-10Fe_120A; 4 – 40B4C-10Fe_140A; 5 – 40B4C-10Fe_160A; 6 – 25B4C-25Fe_120A

Результаты измерений показали, что наилучшую износостойкость продемонстрировали образцы, полученные с помощью плазменного оплавления порошковой смеси 40B4C-10Fe-120A. По сравнению с эталонным образцом из цементированной стали 20, их стойкость увеличилась в три раза. Известно, что высокопрочные бориды железа, образующиеся на поверхности,

стали после плазменного оплавления, способны эффективно противостоять износу материалов под воздействием абразивов на шлифовальной шкурке.

С применением метода плазменного оплавления смеси 40В4С-10Fe-140А на поверхности стали были сформированы упрочненные слои. Их стойкость к абразивному износу в два раза превышает эталонную. Незначительное снижение износостойкости связано с уменьшением объемной доли боридов железа в легированном слое, что было четко выявлено при исследовании микроструктуры. Увеличение тока плазменной дуги до 160 А, напротив, приводит к повышенному износу. Это объясняется тем, что первичные бориды не образовались в поверхностном слое после плазменного оплавления с током 160А, что определяет уровень микротвердости и, соответственно, износостойкость. Доэвтектическая структура с низкой микротвердостью не способна предотвратить изнашивание материалов в процессе трения скольжения. Поверхностное упрочнение методом плазменного оплавления 25В-25Fe, а также 25В4С-25Fe сформировало на поверхности стали боридные слои с износостойкостью, которая превышает износостойкости эталона 1,5 раза. Отмечено, что снижение концентрации бора в борсодержащей смеси после плазменного оплавления приводит к повышению скорости изнашивания материалов при трении.

4.3 Оценка износостойкости легированных слоев исследуемых материалов в условиях сухого трения

В рамках исследования была проведена оценка износостойкости покрытий при трении скольжения по схеме «блок по кольцу». Перед началом испытаний образцы были подвергнуты шлифовке и полировке до достижения шероховатости $Ra \approx 0,32$. В качестве контртела использовался диск из закалённой стали 45 с наружным диаметром 40 мм и шириной 10 мм. Во время испытаний образцы прижимались к диску с постоянной нагрузкой 300 Н, а скорость вращения диска составляла 500 об/мин. Путь трения для каждого образца составил 12500 м. Объём изношенного материала был рассчитан на

основании результатов измерений длины изнашиваемого отверстия с помощью лупы Бринелля.

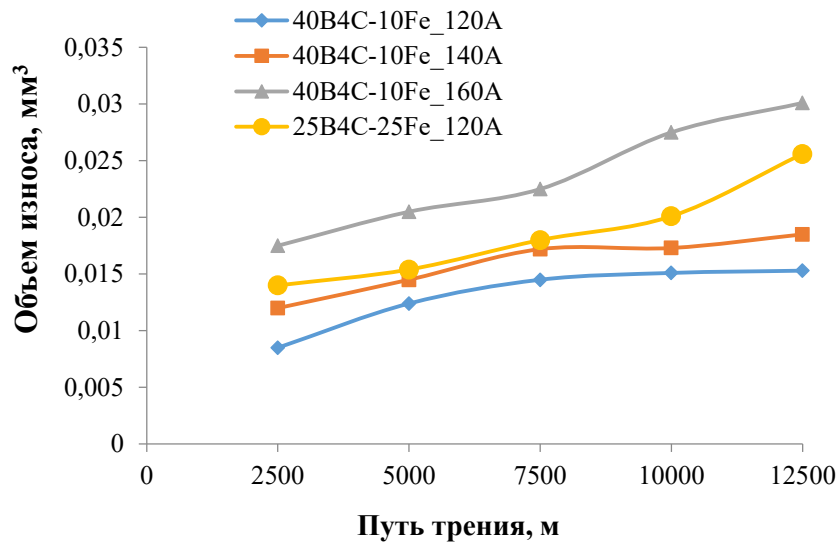


Рисунок 4.9 – Объемный износ материалов в условии трения скольжения

По результатам измерений (см. рис. 4.9) было установлено, что поверхностное плазменное оплавление смеси 40B4C-10Fe на поверхности стали при токе 120А обладает наибольшей износостойкостью в условиях трения скольжения. В конце испытания величина износа составила 0,0153 мм³. В поверхностном слое материалов, которые были подвергнуты плазменному плавлению, присутствуют высокопрочные фазы, такие как бориды железа, а также эвтектические колонии. Эти компоненты эффективно поглощают энергию, возникающую в результате пластической деформации, что предотвращает появление трещин и разрушение материала. В ходе испытаний формируется рельеф с шероховатостью $R_a=0,113$. Величина износа материалов 40B4C-10Fe при токе 140 А выше и составляет 0,0185 мм³. Это может быть связано с тем, что легированный слой содержит повышенное содержание боридов в виде FeB, которые являются очень хрупкими, и под воздействием нагрузки во время испытания образуются трещины и выкрашивание. Всё это увеличивает скорость износа материалов в процессе трения. Шероховатость имеет значение $R_a=0,188$. Материал 40B4C-10Fe полученный при токе 160 А характеризуется высокой скоростью износа. После окончания испытания объем износа составил 0,0301 мм³.

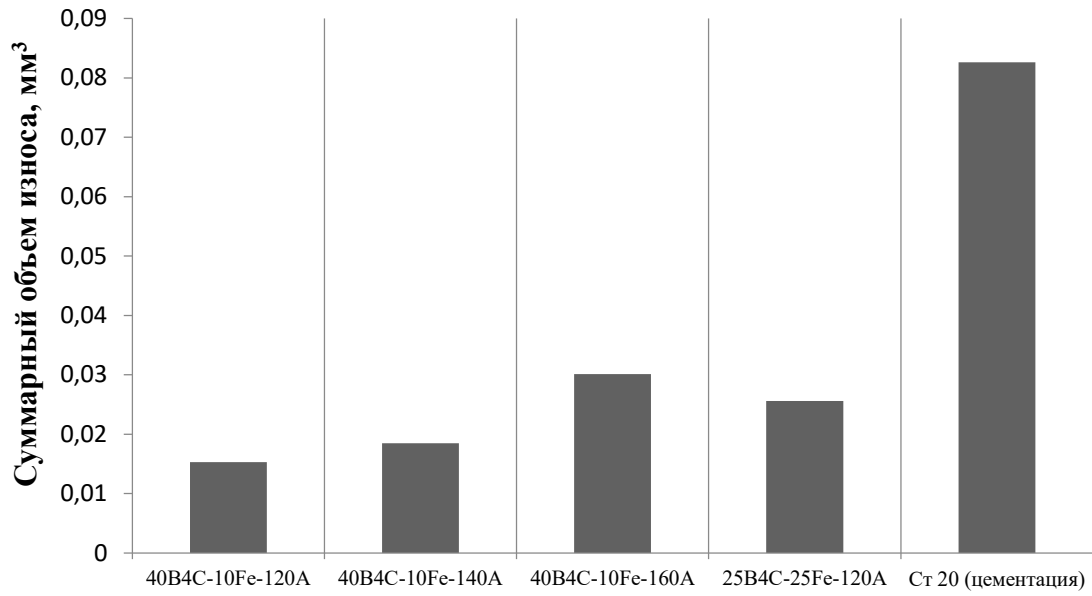
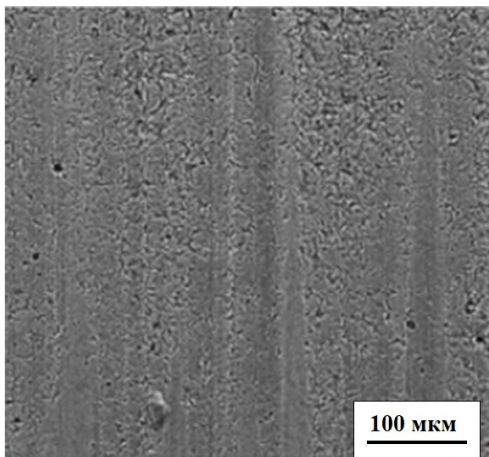
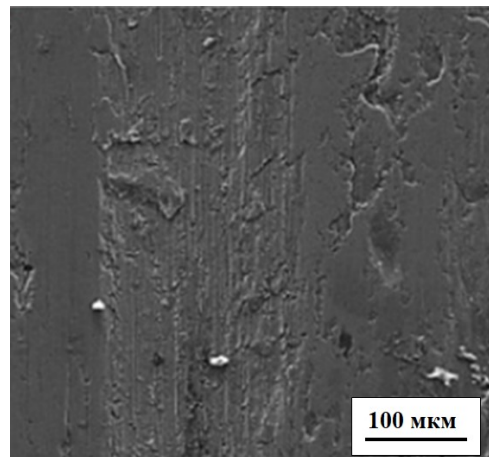


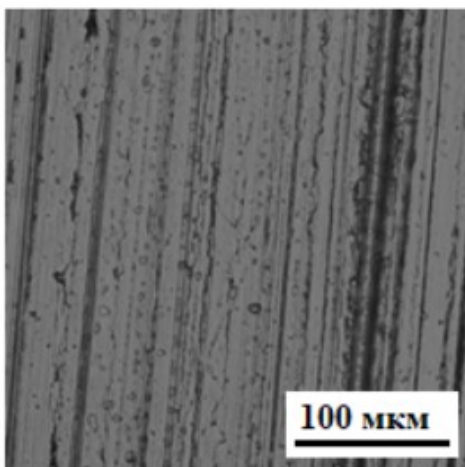
Рисунок 4.10 – Суммарный объем износа после испытания на трения скольжения



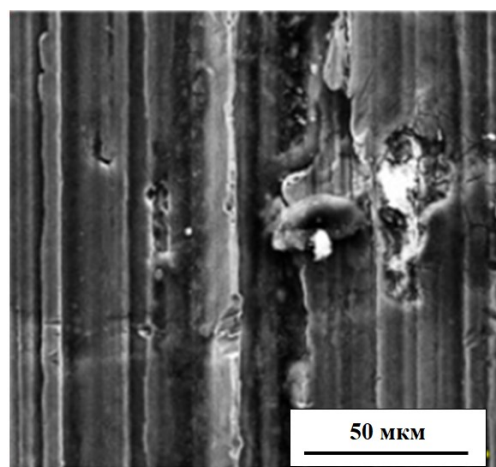
а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.11 – Следы изнашивания поверхности исследуемых образцов: а – 40B4C-10Fe-120A; б – 40B4C-10Fe-140A; в – 25B4C-25Fe-120A; г – сталь 20 (цементация)

Интенсивность износа легированного слоя может быть связана с его структурой, представляющей собой доэвтектическую композицию с низкой твердостью. Образец из цементированной стали, имеющий объемный износ в размере $0,083 \text{ мм}^3$, подвержен более значительному износу при испытании на трение.

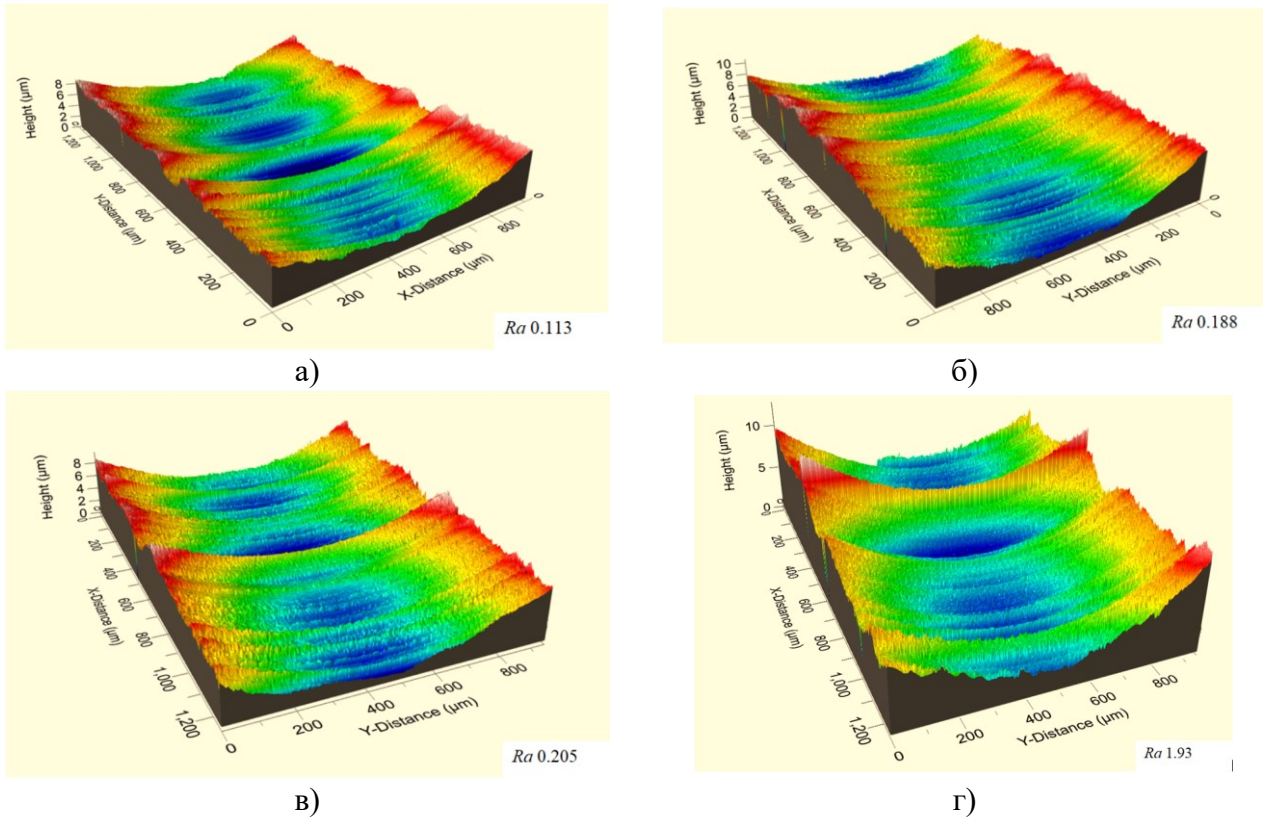


Рисунок 4.12 – Топография поверхностей изнашивания: а – 40В4С-10Fe-120А; б – 40В4С-10Fe-140А; в – 25В4С-25Fe-120А; г – сталь 20 (цементация)

В ходе исследования следов износа после проведения испытаний было выявлено, что на поверхности трения после плазменного нанесения борсодержащей смеси не наблюдалось значительного количества глубоких борозд. В то же время на поверхности трения образца цементированной стали было обнаружено большое количество широких борозд (рис. 4.11). Анализ рельефа поверхности показал значительное разрушение слоя под воздействием процесса трения (рис. 4.12г). После испытания на трение скольжения цементированный образец имел наибольшее значение шероховатости $Ra = 1,93$. В процессе испытаний в условиях трения скольжения коэффициент трения изменялся в зависимости от силы тока плазменной дуги при легировании и

содержания бора в порошковой смеси. Было установлено, что коэффициент трения образцов, полученных после плазменного нанесения, в процессе трения существенно не изменялся и составлял 0,1-0,12.

4.4 Испытание на адгезию по Роквеллу-С

Испытание на адгезию по методу Роквелла-С может привести к повреждению слоя, прилегающего к границе отпечатка. Как и при любом испытании на вдавливание, необходимо соблюдать правило 1/10, то есть общая толщина образца должна как минимум в 10 раз превышать глубину вдавливания. Тип и размер зоны разрушения покрытия позволяют оценить адгезию покрытия и его хрупкость.

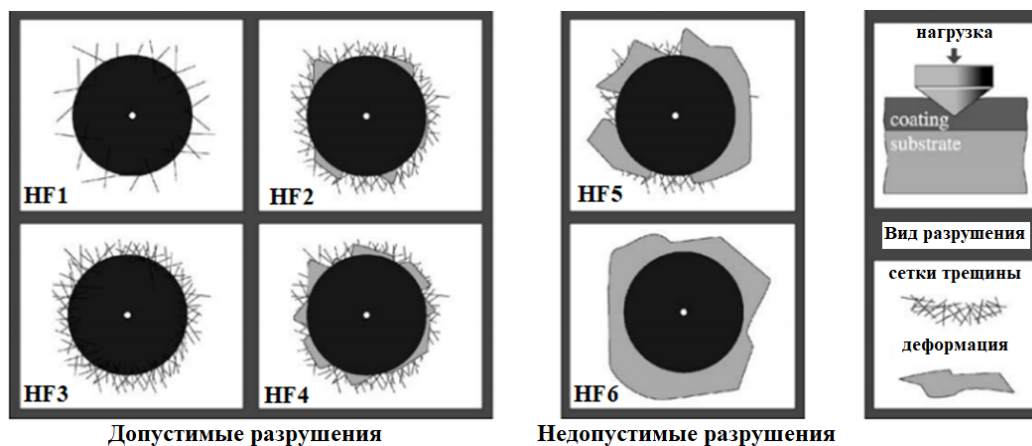


Рисунок 4.13 – Контроль качества адгезии боридного слоя [66]

Индентор вызывает экстремальные напряжения сдвига на границе раздела фаз. Покрытия с хорошей адгезией способны выдерживать эти напряжения сдвига и предотвращать длительное отслаивание по окружности от вмятины. Кроме того, сильное отслаивание вблизи вмятины указывает на плохую адгезию к поверхности раздела. После нанесения углублений для оценки результатов испытания использовали оптический микроскоп при увеличении в 50 раз. Повреждение покрытия сравнивали с определённым качеством адгезионной прочности (рис. 4.13). Типы HF1–HF4 определяют достаточную адгезию, в то время как HF5 и HF6 характеризуются недостаточной адгезией. По результатам испытания на адгезию по методу Роквелла-С было отмечено, что легированные слои покрытий, полученных

методом плазменного оплавления борсодержащей смеси, обладают хорошей адгезией к основному металлу.

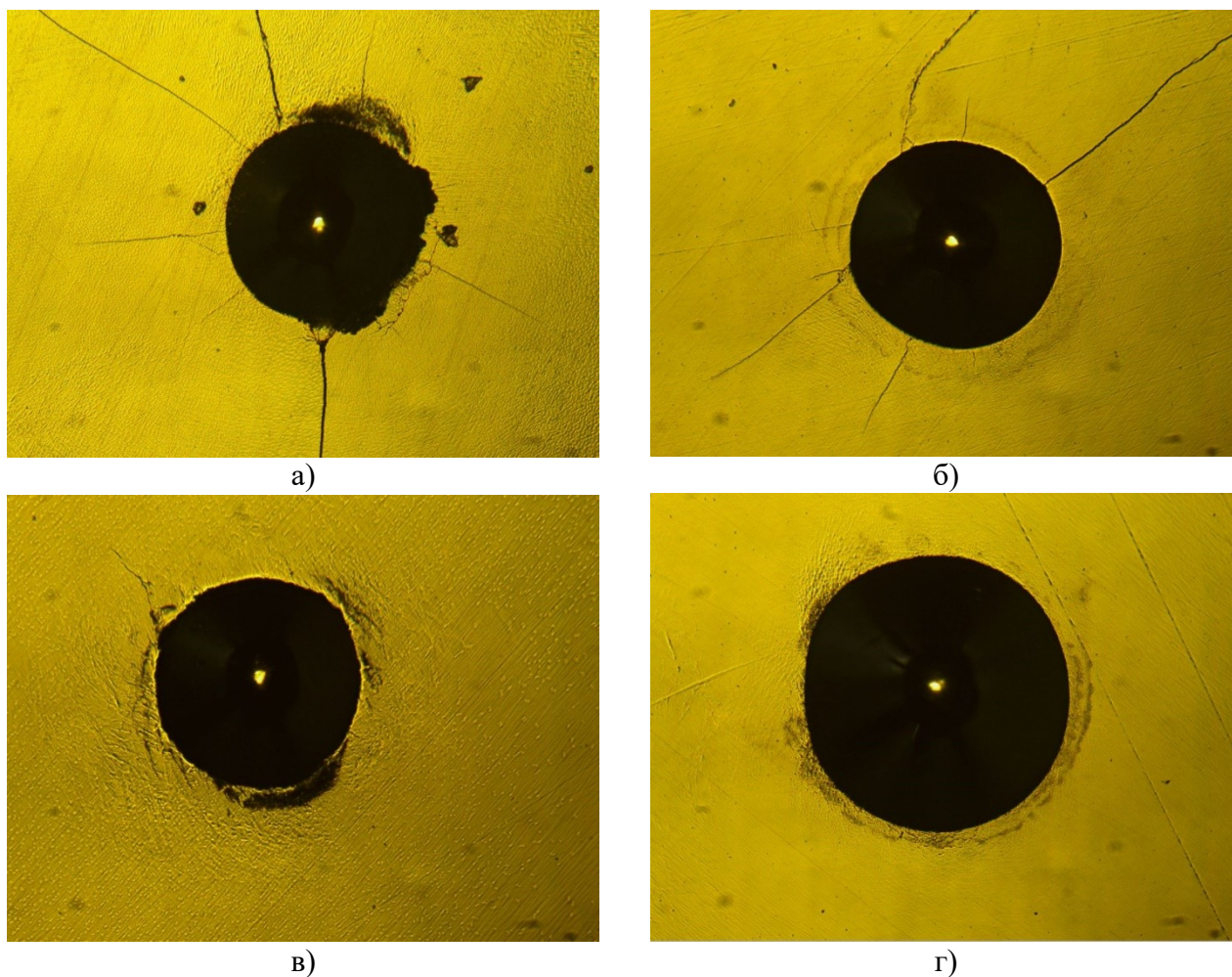


Рисунок 4.14 – Результаты испытания на адгезию по Роквеллу-С покрытий после плазменного оплавления

Выводы

1. Максимальная микротвёрдость (до 1535 HV) достигается при плазменном оплавлении смеси $40B_4C-10Fe$ при токе плазменной дуги 120 А. Увеличение тока плазменной дуги до 160 А и снижение содержания бора до 25% в смеси приводит к снижению микротвердости легированных слоёв до 600–800 HV. Изменение микротвердости связано с изменением микроструктуры легированных слоёв: при высоком токе и низком содержании бора уменьшается объёмная доля боридов железа, ответственных за высокую твёрдость.

2. Образцы, полученные путём плазменного оплавления смеси 40В4С-10Fe при силе тока 120 А, продемонстрировали наилучшую износостойкость, которая в три раза превысила износостойкость эталонной цементированной стали 20. Увеличение силы тока до 160 А приводит к увеличению износа, что связано с уменьшением объёмной доли боридов железа и образованием доэвтектической структуры с пониженной твёрдостью. Снижение содержания бора в оплаиваемой смеси до 25% также приводит к увеличению скорости износа материалов при трении.

3. В ходе испытаний на трение скольжения по схеме «блок по кольцу» было установлено, что образцы демонстрируют наибольшую износостойкость после плазменного оплавления смеси 40В4С-10Fe при силе тока 120А. Увеличение силы тока до 160 А приводит к повышению величины износа, что обусловлено изменением микроструктуры и уменьшением содержания боридных фаз. Интенсивность изнашивания легированных слоёв коррелирует с их структурой и микротвёрдостью: слои с заэвтектической структурой и высокой микротвёрдостью подвергаются наименьшему износу.

4. Испытания на адгезию по методу Роквелла-С подтвердили, что боридные слои, сформированные методом плазменного оплавления, демонстрируют хорошую адгезию к основному металлу. Отсутствие недопустимых разрушений в зоне отпечатка свидетельствует о достаточном уровне прочности сцепления и низкой хрупкости покрытия.

5 АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Известно, что технология борирования сталей становится все более востребованной в промышленности, так как боридные слои обладают исключительной стойкостью к износу в условиях трения и работы с абразивными материалами. Срок службы изделий, работающих в различных условиях внешней нагрузки, может быть увеличен за счет использования боридного покрытия. После борирования инструментам придаются высокие механические свойства, что позволяет значительно увеличить срок службы режущих и формовочных деталей. Примеры таких изделий: сверла, фрезы, ножи, штампы, пресс-формы. Шестерни, валы и подшипники, обработанные методом борирования, дольше сохраняют эксплуатационные характеристики, что особенно важно в механизмах, работающих в сложных эксплуатационных условиях. В энергетике борирование используется для обработки деталей турбин, которые работают в условиях высоких температур и сильного трения, что увеличивает их срок службы и повышает КПД установок.

Диссертационная работа посвящена материалам, которые были упрочнены с использованием технологии поверхностного плазменного оплавления борсодержащей смеси. Выводы, сделанные по результатам исследования, позволяют рекомендовать на практике методы обработки с использованием высококонцентрированных источников энергии железоуглеродистых сплавов благодаря их многочисленным преимуществам.

Результаты исследований в диссертационной работе были представлены на всероссийских и международных конференциях, а также были опубликованы в российских журналах, в том числе рекомендованных ВАК, а также зарубежных журналах [103-115].

5.1 Рекомендации по применению поверхностного плазменного оплавления для повышения износостойкости изделий

По результатам исследования при выполнении диссертации отмечено, что плазменное оплавление борсодержащей порошковой смеси позволяет сформировать боридные слои с высокой твердостью и износостойкостью. В поверхности стали после плазменного оплавления сформировались слои с композиционной структурой, которая включает бориды железа и эвтектическую составляющую. Наличие в слое менее твердых дополнительных фаз повышает общую пластичность такого слоя, а присутствие в слое боридов делает его износостойким, т. е. слой построен по «принципу Шарпи», во время изнашивания которого поверхность приобретает микрорельеф за счет структурной неоднородности.

По сравнению с традиционной технологией борирования плазменное оплавление имеет существенные преимущества: позволяет сократить время обработки, позволяет точнее регулировать толщину борированного слоя и его микроструктуру, сформировать поверхностные слои с композиционной структурой с более высокой пластичностью, снизить производственные затраты и повысить эффективность процесса, позволяет обрабатывать сложные формы или небольшие участки детали.

Толщина покрытий, полученных после плазменного оплавления, достигает 2 мм, что значительно превышает толщину слоев (20 – 100 мкм), полученных традиционным методом борирования. При формировании боридных слоев по технологии плазменного оплавления борсодержащей смеси происходит потеря качества (шероховатости) поверхности, что требует обязательной последующей механической обработки.

Регулирование технологических параметров плазменного оплавления позволяет получать необходимые структуру и свойства материалов. Ток плазменной дуги, скорость перемещения заготовки, толщина оплавляемой обмазки и ее состав оказывают влияние на глубину легирования, состав

упрочняющих фаз и их объемную долю, твердость и износостойкость легированных слоев.

Таблица 5.1 – Характеристики покрытий после плазменного оплавления борсодержащей смеси

Покрытие	Режим обработки	Глубина упрочнения	Структура	Фазовый состав	Твердость, HV
40В-10Fe	120 А	1,0 – 1,2 мм	заэвтектическая	FeB, Fe ₂ B, α-Fe	1200 – 1450
25В-25Fe					800 – 1050
40В4С-10Fe				Fe ₂ B, Fe ₃ (BC), α-Fe	1180 – 1300
25В4С-25Fe					850 – 1000
40В-10Fe	140	1,5 – 1,8 мм	заэвтектическая	FeB, Fe ₂ B, α-Fe	820 – 1000
25В-25Fe					доэвтектическая
40В4С-10Fe			доэвтектическая	Fe ₂ B, Fe ₃ (BC), α-Fe	870 – 1050
25В4С-25Fe					430 – 570
40В-10Fe	160 А	2,2 – 2,6 мм	доэвтектическая	Fe ₂ B, α-Fe	470 – 600
40В4С-10Fe					Fe ₂ B, Fe ₃ (BC), α-Fe

Эксперименты показали, что плазменное оплавление смеси 40В₄С-10Fe при токе 120А позволяет сформировать легированные слои с заэвтектической структурой (бориды железа + эвтектики), обладающие высокой твердостью, которая составляет 1200-1450 HV. Повышение тока до 160 А приводит к существенному снижению твердости, которая составляет 410 – 550 HV после обработки. Одним важным фактором, который значительно влияет на структуру и свойства легированных слоев, является содержание бора в оплаиваемой смеси. Установлено, что снижение содержания бора до 25%

приводит к формированию боридных слоев с доэвтектическим строением и снижению уровня твердости до 850-1000 HV (таб. 5.1).

На основании экспериментальных результатов были разработаны технологии плазменного оплавления борсодержащей смеси для повышения износостойкости лемеха и стрелчатой лапы культиватора.

5.2 Применение поверхностного плазменного легирования для повышения износостойкости лемехов плугов

В процессе эксплуатации рабочие органы почвообрабатывающей техники (рис. 5.1) подвергаются интенсивному абразивному износу, поскольку находятся в непосредственном контакте с твёрдыми частицами, содержащимися в почве (HV 8–11 ГПа). Режущие элементы сельскохозяйственной техники, такие как зубья культиваторов, лемехи плугов, режущие ножи, стойки, диски борон и полевые доски, особенно подвержены быстрому износу и затуплению при выполнении таких операций, как вспашка, культивация и другие виды обработки почвы. Это приводит к снижению качества обработки почвы, уменьшению производительности труда и увеличению расхода топлива.

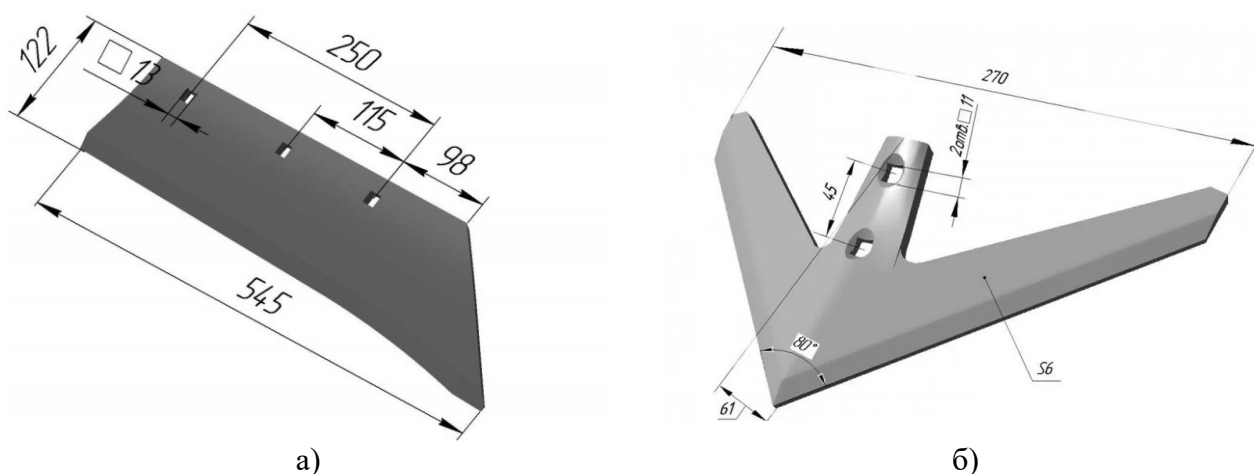


Рисунок 5.1 – Рабочие органы почвообрабатывающих машин: а – лемех, б – стрелчатая лапа

Износ компонентов почвообрабатывающей техники характеризуется минимальной пластической деформацией поверхностных слоёв металла, а

также химическим взаимодействием с элементами окружающей среды, такими как влага, гумус, кислород и углекислый газ. Кроме того, происходит образование и разрушение оксидных плёнок толщиной 0,01–0,05 мкм, которые являются вторичными структурами.

В связи с этим, к конструкции, режимам термообработки и технологии упрочнения лемеха предъявляются особые требования, как при его изготовлении, так и при восстановлении. Материал для изготовления лемеха, должен обладать высокой износостойкостью и ударной вязкостью, поскольку в процессе эксплуатации лемех подвергается значительным динамическим нагрузкам, вызванным воздействием абразивной среды.

5.2.1 Технологический процесс упрочнения лемеха

1. Очистка: Деталь погружают в раствор моющего средства «Лабомид-203» (20 г/л) при температуре 90–95°C, затем в раствор «Лабомид-10» (20 г/л) при 80°C. После этого деталь продувают сжатым воздухом. Все операции выполняются при температуре окружающей среды не ниже +5°C, согласно ГОСТ 9.304-87.

2. Дефектовка: Деталь проверяют на соответствие геометрическим параметрам с помощью поверочной плиты, штангенциркуля и шаблона сварщика. Допускаются отклонения: коробление лезвия до 4 мм, спинки до 2 мм, ширина лемеха не менее 92 мм, толщина режущей кромки — не более 1 мм, угол заточки — 25–30°.

3. Приготовление оплавляемой смеси: Сначала карбид бора и порошок железа тщательно перемешиваются до получения однородной смеси. Для этого можно использовать планетарный миксер, который обеспечивает равномерное распределение частиц, и предотвращают их слипание. После перемешивания порошков добавляется клей БФ-2. Клей вводится медленно и в малых количествах, чтобы достичь нужной консистенции. Смесь должна стать пастообразной и легко наноситься на поверхность детали.

4. Нанесение оплавляемой смеси на поверхность детали: Пастообразную смесь равномерно распределяют по рабочей поверхности детали. Наносить нужно аккуратно, начиная с критически важных зон, подверженных максимальному износу (носок, лезвийная часть). Рекомендуется наносить слой толщиной 0,5–2 мм в зависимости от требований к упрочнению. Слишком тонкий слой может не дать достаточной защиты, а слишком толстый может вызвать дефекты при плазменном оплавлении. Следует следить, чтобы слой был равномерным по всей поверхности без пропусков и излишков смеси. При необходимости лишний материал удаляют с помощью шпателя. После нанесения смеси необходимо дать ей время для частичной сушки. Это позволит смеси с клеем ВF-2 закрепиться на поверхности детали до начала плазменного оплавления.

5. Плазменное оплавление покрытия: Оплавление покрытия проводится многоцелевой установкой для плазменной обработки с перекрытием дорожек на 40-50 % для достижения сплошного покрытия. Расстояние до поверхности — 5 мм, шаг между дорожками — 4 мм.

6. Контроль качества: Соединение покрытия с основным материалом проверяется с помощью ультразвукового дефектоскопа УД2-70, уделяя особое внимание периферии и торцам. Выполняется ультразвуковая проверка 100% поверхности детали согласно ГОСТ 14782-86.

5.2.2 Эксплуатационные испытания упрочненных лемехов

Место и условия проведения испытаний. Испытания проводились на полях опытного хозяйства Иркутской аграрной академии. Поля были тяжелосуглинистыми, что характерно для данного региона. Влажность почвы варьировалась в пределах 15–30 % в зависимости от климатических условий в период испытаний. Среднесуточная температура воздуха во время испытаний составляла около 16°C, что также соответствует условиям работы в полевом сезоне. Глубина обработки почвы, установленная для всех плугов, составляла 25 см.

Используемое оборудование. В испытаниях использовался четырехкорпусный навесной плуг ПЛН-4-35, который агрегатировался с трактором ВТ-150 (мощность 150 л.с.). Каждая единица плуга была оснащена комплектом из либо опытных, либо серийных лемехов. Это обеспечивало возможность сравнения результатов между опытными и серийными рабочими органами при одинаковой нагрузке. Скорость движения агрегата составляла в среднем 7–9 км/ч.

Параметры и критерии оценки износа. Испытания проводились до достижения каждым лемехом предельного состояния, определяемого по трём основным критериям:

- линейный износ носка — предельное значение составляло 52 мм;
- линейный износ лезвийной части — предельное значение составляло 30 мм;
- массовый износ — предельное значение составляло 850 грамм.

Контроль параметров в процессе испытаний. После каждой рабочей смены лемехи снимались с плуга, очищались от остатков почвы с помощью металлической щётки и взвешивались на весах CASED-H-15 с погрешностью 0,5 грамма. Износ носка и лезвийной части измерялся с помощью штангенциркуля ШЦ-I-125-0,1 с точностью до 0,1 миллиметра. Все полученные данные фиксировались и анализировались для последующего построения графиков износа и определения срока службы каждого типа лемехов.

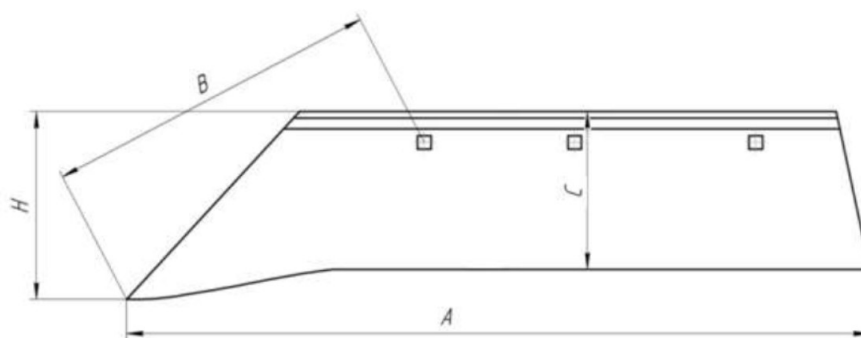


Рисунок 5.2 – Контролируемые параметры лемехов

Анализ результатов испытаний. Потеря массы лемехов после каждой наработки представлена на рис. 5.3. Опытные лемеха (оплавление) показали наименьшие потери массы при всех стадиях наработки по сравнению с серийными лемехами, подвергнутыми закалке и наплавке. При наработке 9,2 Га: Потери массы опытных лемехов составили 688 г, что на 16,4 % меньше, чем у серийных лемехов, подвергнутых наплавке Сормайтом (823 г).

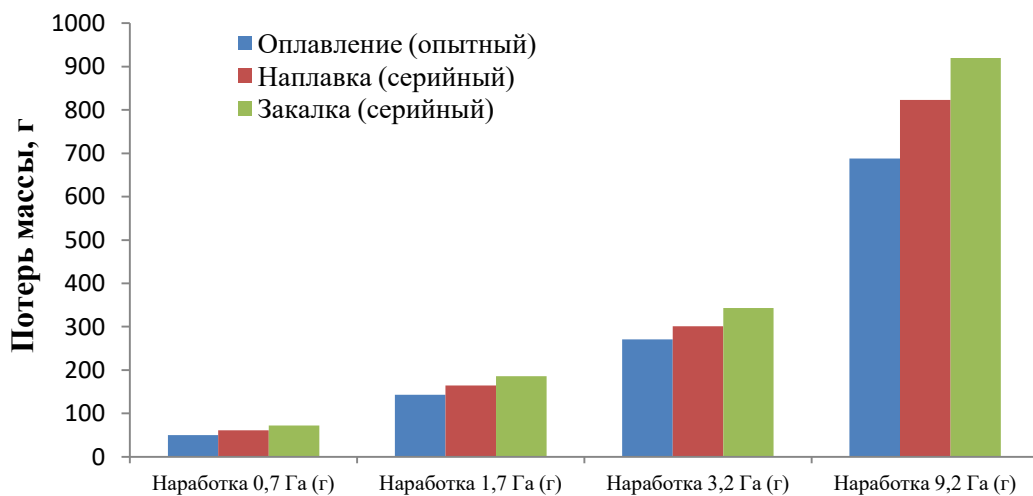


Рисунок 5.3 – Потеря массы лемехов после каждой наработки

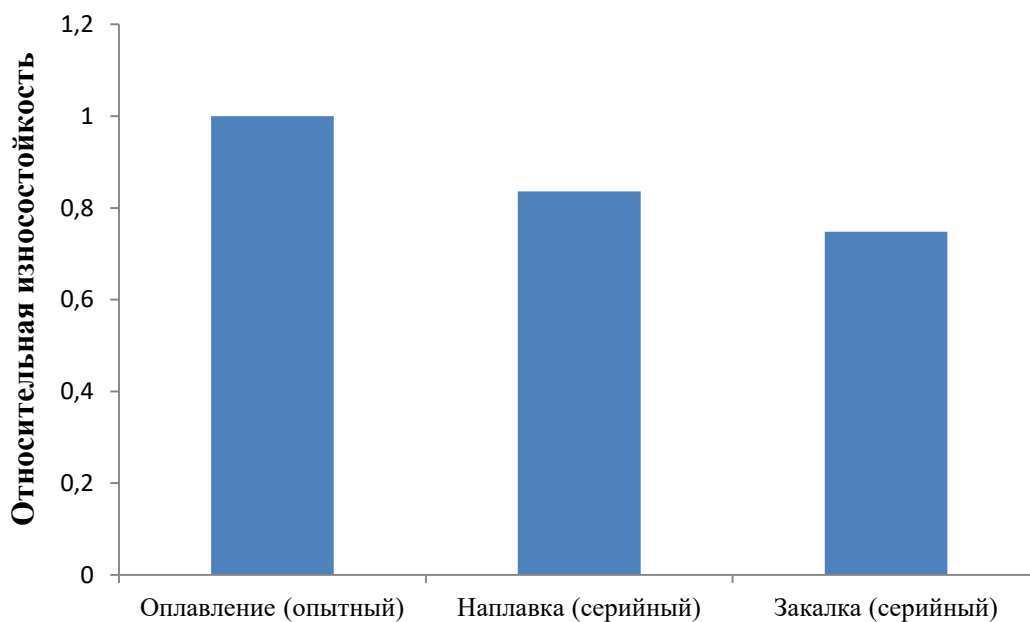


Рисунок 5.4 – Относительная износостойкость лемехов

Потери массы опытных лемехов на 25,2 % меньше, чем у серийных лемехов, подвергнутых закалке (919,5 г). Серийные лемеха, подвергнутые

наплавке Сормайтом, продемонстрировали промежуточные результаты. При наработке 9,2 Га их потери массы составили 823 г, что на 10,5 % меньше, чем у серийных лемехов, подвергнутых закалке (919,5 г), но на 16,4 % больше, чем у опытных лемехов (688 г).

Серийные лемеха, подвергнутые закалке, показали наибольшие потери массы. При наработке 9,2 Га их потери составили 919,5 г, что на 25,2 % больше, чем у опытных лемехов (688 г), и на 10,5 % больше, чем у серийных лемехов, подвергнутых наплавке Сормайтом (823 г). По результатам испытаний и анализа относительной износостойкости различных технологий упрочнения лемехов можно сделать вывод о том, что лемехи, упрочненные по технологии плазменного оплавления (опытные), показали наибольшую износостойкость. Относительная износостойкость этих лемехов превышает серийные аналоги на 25% по сравнению с закалкой и на 15% по сравнению с наплавкой Сормайтом. Это свидетельствует о высокой эффективности данной технологии для повышения ресурса лемехов. Лемех, подвергнутый закалке, показал наименьшую относительную износостойкость.

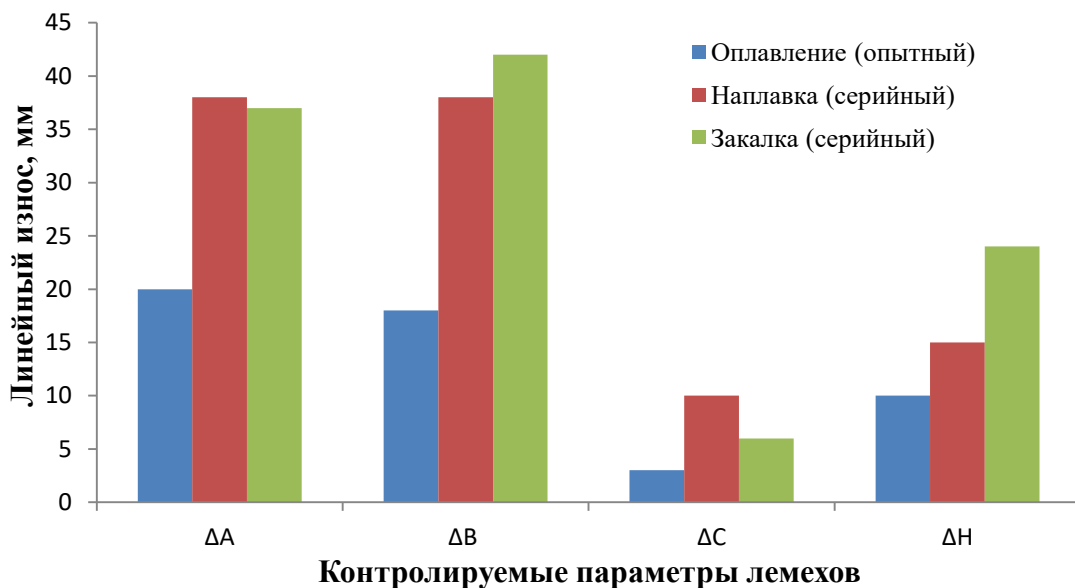


Рисунок 5.5 – Изменение контролируемых параметров лемехов

Угол заточки лезвия является важным параметром, который влияет на износостойкость и производительность лемехов. В результате проведенных испытаний было установлено, что угол заточки лезвия для серийных лемехов, подвергнутых объемной закалке, составляет $30\text{--}33^\circ$ после проведения испытаний. Для лемехов с наплавкой Сормайтом угол заточки был аналогичным. Для опытных лемехов, упрочненных плазменным оплавлением, угол заточки после испытаний составил $23\text{--}25^\circ$, что близко к начальному углу заточки $22\text{--}25^\circ$. Меньший угол заточки лезвия у оплавленных лемехов обеспечивает им лучшую режущую способность, что может способствовать более эффективной работе при меньшем износе. Таким образом, упрочненный лемех по технологии плазменного оплавления может сохранять свою остроту дольше и поддерживать оптимальные эксплуатационные характеристики.

5.3 Применение результатов диссертационной работы в учебном процессе

Диссертационная работа, посвященная повышению износостойкости стальных заготовок путем плазменного оплавления борсодержащей смеси, может быть применена в учебном процессе в ряде дисциплин, связанных с материаловедением, технологией обработки материалов и машиностроением.

Лекции по термической обработке: Результаты исследования могут быть использованы для иллюстрации передовых методов химикотермической обработки стали. Студенты смогут ознакомиться с процессом плазменного оплавления как эффективным методом повышения эксплуатационных характеристик металлов, что дополняет традиционные методы, такие как цементация, азотирование и борирование.

Исследования по износостойкости плазменно обработанных стальных заготовок могут стать основой для проведения лабораторных работ, где студенты будут исследовать влияние различных методов термообработки на твердость, износостойкость и структуру поверхностных слоев материалов.

Например, можно сравнивать свойства стальных образцов, подвергшихся плазменному оплавлению и традиционной термообработке.

Студенты, обучающиеся по специальностям машиностроения, могут изучить и внедрить технологии плазменного оплавления борсодержащих смесей для повышения долговечности и надежности машиностроительных компонентов. Эти знания могут применяться при проектировании оборудования, работающего в условиях повышенного износа.

Применение плазменного оплавления может быть включено в курсы по инновационным методам обработки материалов. Результаты диссертации могут служить примером для понимания того, как новые технологии способны улучшить свойства материалов и открыть новые возможности для промышленного применения. Диссертация предоставляет возможность включения студентов в научную работу через выполнение опытов по изучению плазменного оплавления различных композиций борсодержащих смесей. Это даст студентам возможность погружения в научные исследования и развития навыков работы с современными технологическими процессами.

Использование результатов работы может быть полезным для создания моделей процессов диффузии бора и плазменного оплавления в рамках курсов по численным методам и моделированию. Это даст студентам возможность освоить как теоретические основы, так и практические навыки работы с современными программными пакетами для моделирования технологических процессов.

На основе результатов диссертации могут быть разработаны учебные пособия и методические указания по современным методам повышения износостойкости стальных изделий. Это будет способствовать распространению научных знаний среди студентов и преподавателей.

Результаты диссертационной работы по теме повышения износостойкости стальных заготовок методом плазменного оплавления борсодержащей смеси могут быть широко применены в учебном процессе в

образовательных программах, связанных с материаловедением, машиностроением и технологиями обработки материалов. Интеграция этих знаний в учебные программы позволит студентам изучить современные достижения в области обработки материалов и внедрить их в будущую профессиональную деятельность. В приложении 1 представлен акт использования результатов исследований в учебном процессе.

Выводы

1. Боридные слои, полученные методом плазменного оплавления, показывают высокую износостойкость и прочность, что делает их эффективными для увеличения срока службы деталей, работающих в условиях трения и высокой нагрузки. Примеры успешного применения боридных слоев включают детали турбин, режущие инструменты, шестерни и валы.

2. По сравнению с традиционными методами борирования, плазменное оплавление позволяет быстрее обрабатывать детали, более точно контролировать толщину и микроструктуру слоя, а также повышает экономическую эффективность процесса. Оно особенно полезно для обработки сложных форм и мелких участков деталей.

3. Лемехи плугов, подвергнутые плазменному оплавлению, показали лучшую износостойкость и меньшую потерю массы по сравнению с серийными аналогами, закаленными или подвергнутыми наплавке Сормайтом. Опытные лемехи с плазменным оплавлением потеряли на 25% меньше массы, чем закаленные, и на 15% меньше, чем наплавленные.

4. Результаты диссертационной работы могут быть использованы для преподавания современных методов термообработки стали и повышения износостойкости материалов, а также для проведения лабораторных и исследовательских работ в учебных заведениях.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенных исследований сформулированы следующие выводы по работе:

1. Установлено, что технология плазменного оплавления борсодержащей смеси позволяет формировать качественные (без трещин, отслоений пор и других дефектов) борированные слои на поверхностном слое низкоуглеродистой стали марки 20. Полученные борированные поверхностные слои характеризуются глубиной (более 1,7 мм), твердостью и износостойкостью.

2. Увеличение погонной энергии плазменной дуги с 525 кДж до 700кДж приводит к увеличению глубины упрочнения и изменению микроструктуры легированных слоёв. При погонной энергии 525 кДж на поверхностном слое стали 20 формируется заэвтектическая структура из первичных боридов железа (Fe_2B), расположенных в эвтектической матрице. При увеличении погонной энергии до 700 кДж структура поверхностно-легированных слоёв стали 20 становится доэвтектической. В ней присутствуют дендриты α -твёрдого раствора бора в железе, окружённые боридной эвтектикой, а также формируются неравновесные фазы.

3. Установлено, что содержания бора в борсодержащей смеси в диапазоне 25-40% смеси, менее 25% приводит к уменьшению количества первичных боридов железа в легированном слое, более 40% приводит к формированию неравновесных фаз типа FeB , $Fe_3(B,C)$ обладающих высокой твердостью и хрупкостью. Форма боридов железа может быть самой разнообразной: от овальной и пластинчатой до дендритной и каркасной. Это зависит от условий кристаллизации и содержания бора в расплаве.

4. Результаты компьютерного моделирования процесса плазменного оплавления, выполненного с использованием программного комплекса Simufact Welding, продемонстрировали высокую степень соответствия с экспериментальными данными. Отклонение расчетных значений глубины

упрочненного слоя с экспериментальных данных составило не более 11%. Проведенное моделирование позволило спрогнозировать распределение температурных полей в поверхностном слое металла, определить глубину и ширину зоны оплавления, а также подобрать режимы обработки для достижения требуемых характеристик легированных слоёв.

5. Комплексной технологической характеристикой технологии плазменного оплавления борсодержащей смеси является погонная энергия, регулирующая глубину борированного слоя, концентрацию и объёмную долю боридов железа. Показано, что максимальная микротвёрдость (до 1535 HV) достигается при плазменном оплавлении смеси $40\text{B}_4\text{C}-10\text{Fe}$ с погонной энергией 525 кДж, глубина слоя составляет 1,5 мм. Увеличение погонной энергии плазменной дуги до 700 кДж и снижение содержания бора до 25% в смеси приводит к увеличению глубины легированного слоя 2,5мм, снижению микротвердости легированных слоёв до 600–900 HV. Изменение микротвердости связано с изменением микроструктуры легированных слоёв при высоких значениях погонной энергии и низком содержании бора уменьшается объёмная доля боридов железа, ответственных за высокую твёрдость, увеличивается объёмная доля основного металла в результате перемешивания.

6. Образцы, полученные путём плазменного оплавления смеси $40\text{B}_4\text{C}-10\text{Fe}$ при погонной энергии 525 кДж, продемонстрировали высокую износостойкость в условиях абразивного изнашивания, которая в 3 раза превысила износостойкость эталонной цементированной стали 20. Образцы, прошедшие упрочнение при погонной энергии 700кДж имеет меньшую износостойкость, что связано с уменьшением объёмной доли боридов железа и образованием доэвтектической структуры с пониженной твёрдостью. Определено, что снижение содержания бора в оплавляемой смеси до 25% также приводит к увеличению скорости износа материалов при трении.

7. В ходе испытаний на трение скольжения по схеме «блок по кольцу» было установлено, что образцы после плазменного оплавления смеси 40В4С-10Fe и имеющие заэвтектическая структура из первичных боридов железа (Fe_2B), расположенных в эвтектической матрице демонстрируют наилучшую износостойкостью. Интенсивность изнашивания борированных слоёв коррелирует с их структурой и микротвёрдостью. Слои с заэвтектической структурой и высокой микротвёрдостью изнашиваются меньше.

8. Испытания на адгезию по методу Роквелла-С подтвердили, что боридные слои, сформированные методом плазменного оплавления борсодержащей смеси, демонстрируют хорошую адгезию к основному металлу. Отсутствие недопустимых разрушений в зоне отпечатка от индентора по методу Роквелла-С, доказывая высокий уровень прочности сцепления поверхностного боридного слоя с основным металлом и его низкой хрупкости.

9. Результаты испытаний опытных лемехов, изготовленных из стали 20 с упрочненной режущей кромкой, в условиях эксплуатации по тяжелосуглинистой почве показали, что разработанные составы борсодержащих смесей, нанесенных на поверхность лезвий лемеха с последующим плазменным оплавлением, имеют стойкость в 1,5–1,7 раз выше, чем стойкость лезвий, наплавленных сплавом «Сормайт».

10. Полученные результаты исследований применяются в учебном процессе на кафедре материаловедения, сварочных и аддитивных технологий Иркутского национального исследовательского технического университета при подготовке студентов по направлениям «Материаловедение». Материалы исследований используются в лекционных курсах, а также при выполнении лабораторных и расчетно-графических работ по дисциплинам «Высокоэнергетические методы обработки», «Прогрессивные материалы и технологии», «Триботехнические материалы»

Список литературы

1. Машков, Ю. К. Трибология конструкционных материалов [Текст] :учеб. пособие / Ю. К Машков. – Омск : Изд-во ОмГТУ, 1996. – 304 с.
2. Мышкин, Н.К. Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии / Н.К. Мышкин, М.И. Петроковец. – Москва : ФизматЛит, 2007. – 368 с.
3. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка стали [Текст] / Ю. М. Лахтин – Москва : Профиздат, 1959. – 110 с.
4. Ворошнин, Л. Г. Борирование стали [Текст] / Л. Г. Ворошнин, Л. С. Ляхович – Москва : Металлургия, 1978. – 240 с.
5. Крукович, М. Г. Пластичность борированных слоев [Текст] / М. Г. Крукович, Б. А. Прусаков, И. Г. Сизов. – Москва : ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 384 с.
6. Глухов, В. П. Боридные покрытия на железе и сталях [Текст] / В. П. Глухов. – Киев : Наукова думка, 1970. – 208 с.
7. Кривобоков, В.П. Плазменные покрытия (свойства и применение): учебное пособие / В.П. Кривобоков, Н.С. Сочугов, А.А. Соловьев / Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. – 136 с.
8. Карбиды и сплавы на их основе [Текст] / Г. В. Самсонов, Т. Я. Косолапова, Г. Г. Гнесин, В. Б. Федорус. – Киев : Наукова думка, 1976. – 266 с.
9. Engineering the Surface with Boron Based Materials / P. A. Dearnley, T. Bell // Surface Engineering. – 1985. – Vol. 1. – P. 203–217.
10. Самсонов, Г. В. Бориды [Текст] / Г. В. Самсонов, Т. И. Серебрякова, В. А. Неронов – Москва : Атомиздат, 1975. – 376 с.
11. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока / И. В. Ноздрин, Г. В. Галевский, Л. С. Ширяева, М. А. Терентьева // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 12-17.
12. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений Справочник / Под ред. Т.Я. Косолаповой. - М.: Металлургия, 1986. - 928 с.
13. Ti–6Al–2Zr–1Mo–1V alloy / Ouyang D., Hu S., Tao C., Cui X., Zhu Z., Lu S. // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2021. – Vol. 31. – P. 3752–3761.
14. Manufacturing and categorization of AL/TiB₂ metal matrix compound by means of stir casting method / Singh P. K., Singh P. K., Sharma K. // Materials Today Proceedings. – 2021. – Vol. 45. – P. 3568–3573.

15. Hybrid Aluminium Metal Matrix Composite Reinforced with SiC and TiB₂ / James S. J., Venkatesan K., Kuppan P., Ramanujam R. // *Procedia Engineering*. – 2014. – Vol. 97. – P. 1018–1026.
16. Effect of V doping on the microstructure and mechanical properties of Mo₂FeB₂-based cermets and investigation on the enhancement mechanism / Cao Z., Jian Y., Zhao Z., Xiao P., Xu L., Huang Z. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 931. – P. 167545.
17. Penetration resistance of B₄C-CAB₆ based light-weight armor materials / Galanov B., Kartuzov V., Grigoriev O., Melakh L., Ivanov S., Kartuzov E., Swoboda P. // *Procedia Engineering*. – 2013. – Vol. 58. – P. 328–337.
18. Структура и свойства хромсодержащих покрытий, полученных методом электронно-лучевой наплавки в атмосфере [Текст] / И. М. Полетика, М. Г. Голковский, Т. А. Крылова, М. В. Перовская // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2009. – № 3. – С. 15–22.
19. Diffusion boronizing of H11 hot work tool steel / Jurči P., Hudáková M. // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2011. – Vol. 20. – P. 1180–1187.
20. Effects of pack boriding and induction boriding on the dry sliding wear behavior of high speed steel / S. Vinodh Kumar, G. Surya Raj, M. Prince // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. Vol. 59. – P. 1105–1110.
21. Гуляшинов П.А., Мишигдоржийн У.Л., Улаханов Н.С. Влияние борирования и алитирования на структуру и микротвердость низкоуглеродистых сталей // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 2. – С. 91–101.
22. Баязитов М.И., Волков В.А., Алиев А.А. Боронирование из пасты с печным нагревом // *Металловедение и термическая обработка*. – 1976. – Т. 18. – № 5. – С. 457-458.
23. Chromizing and boronizing of steel with induction heating / Minkevich A. N., Ulybin G. N. // *Metal Science and Heat Treatment of Metals*. – 1959. – Vol. 1. – № 4. – P. 57-61.
24. Юкин Г.И. Механизм гальванопокрытий бором // *Металловедение и термическая обработка*. – 1971. – Т. 13. – № 8. – С. 662-664.
25. Mechanism of the cathode process in the electrolytic boriding in molten salts / Mačyta M., Matiašovský K., Fellner P. // *Electrochimica acta*. – 1984. – Vol. 29. – № 12. – P. 1653-1657.
26. Анфиногенов А. И., Чебыкин В. В., Чернов Я. Б. Анализ развития химикотермической обработки металлов и сплавов // *Расплавы*. – 2005. – № 3. – С. 40–52.
27. Ворошнин Л. Г., Менделеева О. Л., Сметкин В. А. Теория и технология химикотермической обработки. – М. : Новое издание. – 2010. – 304 с.

28. Пугачева, Н. Б. Исследование методов борирования, анализ структуры и свойств получаемых покрытий / Н. Б. Пугачева, Т. М. Быкова // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2020. – № 2. – С. 38-60.
29. Пугачева Н. Б., Быкова Т. М. Характер повреждений цементованных и борированных поверхностей на деталях режущей пары гидромеханического щелевого перфоратора // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2015. – № 1 (66). – С. 51–59.
30. Бутуханов В. А., Мархасаева Ю. А., Мархасаев А. В. Диффузионное защитное покрытие после насыщения бором и ванадием на сталях для штампового инструмента // *Электротехника. Энергетика. Машиностроение : сборник научных трудов I Международной научной конференции молодых ученых*. – Новосибирск, 2014. – С. 195–198.
31. Диффузионные боридные покрытия на железе, сталях и сплавах : монография / В. Н. Гадалов, А. С. Борсяков, В. Г. Сальников, Б. Н. Квашнин, Д. Н. Романенко, А. В. Ляхов. – Москва : Курс, 2012.
32. Influence of laser alloying with boron and niobium on microstructure and properties of Nimonic 80A-alloy / N. Makuch, A. Piasecki, P. Dziarski, M. Kulka // *Optics & Laser Technology*. – 2015. Vol. 75. – P. 229-239.
33. Патент № 2447979 С2 Российская Федерация, МПК В23К 26/34, В23К 26/073, С23С 4/12. Устройство лазерной наплавки и легирования : № 2009140448/02 : заявл. 05.11.2009 : опубл. 20.04.2012 / Ю. А. Чивель. – EDN RLZTGR.
34. Surface engineering of metals: principles, equipment, technologies / Burakowski T, Wierzchoń T. // CRC Press. – 1998. – ISBN 9780849382253
35. Tribological performance of α -Fe(Cr)-Fe₂B-FeB and α -Fe(Cr)-h-BN coatings obtained by laser melting / L. Avril, B. Courant, J.-J. Hantzpergue // *Wear*. – 2006. Vol. 260. – iss. 4–5. – P. 351-360.
36. Formation and properties of a surface layer during comprehensive laser boriding of carbon steels / Podchernyaeva, I.A. // *Powder Metall Met Ceram*. – 1997. Vol.36. – P. 67–70.
37. Microstructure and properties of laser-borided 41Cr4 steel / M. Kulka, N. Makuch, A. Pertek // *Optics & Laser Technology*. – 2013. Vol. 45. – P. 308-318. – ISSN 0030-3992..
38. Microstructure of laser boronized nodular iron / Marta Paczkowska, Wiktoria Ratuszek, Włodzimierz Waligóra // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. Vol. 205. – iss. 7. – P. 2542-2545.
39. Microstructure and properties of laser-borided Inconel 600-alloy / M. Kulka, P. Dziarski, N. Makuch, A. Piasecki, A. Miklaszewski // *Applied Surface Science*. – 2013. Vol. 284. – P. 757-771.

40. Determination of the conditions of boronizing steel with heating by laser radiation / Lyakhovich L.S., Isakov S.A., Kartoshkin V.M. // *Met Sci Heat Treat.* – 1985. Vol. 27. – P. 808–812.
41. Laser Glazing of Boronized Iron and Tool Steels / PA Molian & HS Rajasekhara // *Surface Engineering.* – 1986. Vol. 2. – P. 269-276.
42. Localized boriding of low-carbon steel using a Nd:YAG laser / Tayal M., Mukherjee K. // *Journal of materials science.* – 1994. Vol. 29. – P. 5699–5702.
43. Formation and properties of a surface layer during comprehensive laser boriding of carbon steels / Podchernyaeva I.A. // *Powder Metall Met Ceram.* – 1997. Vol. 36. – P. 67–70.
44. Some properties of boronized layers on steels with direct diode laser / Junji Morimoto, Taisuke Ozaki, Toshifumi Kubohori, Shintaro Morimoto, Nobuyuki Abe, Masahiro Tsukamoto // *Vacuum.* – 2008. Vol. 83. – P. 185–189.
45. Structure and properties of steels after boronizing with the use of laser heating / Lysenko A.B., Kozina N.N., Gulyaeva T.V. // *Met Sci Heat Treat.* – 1991. Vol. 33. – P. 169–172.
46. Special features of structure formation in steels subjected to surface alloying / Lysenko A.B., Kozina N.N., Miroshnichenko I.S. // *Met Sci Heat Treat.* – 1995. Vol. 37. – P. 489–491.
47. Яндимиркин, Е. М. Фазовый состав и структура поверхностных слоев конструкционных и инструментальных сталей при лазерном легировании карбидом бора / Е. М. Яндимиркин // *Физика и химия обработки материалов.* – 2006. – № 3. – С. 38-42.
48. Девойно, О. Г. Поверхностное легирование бором и хромом при лазерном нагреве / О. Г. Девойно, М. В. Ситкевич, Н. В. Спиридонов // *Известия Академии наук Белорусской ССР. Серия физико-технических наук.* – 1987. – № 1. – С. 51-56.
49. Структура и механические свойства поверхностных слоев конструкционных и инструментальных сталей, сформированных лазерным легированием карбидообразующими элементами и бором / Г. Н. Гаврилов, П. Л. Жилин, А. В. Братухин [и др.] // *Вестник машиностроения.* – 2021. – № 4. – С. 41-46.
50. Surface saturation of steel with boron by laser radiation / Lakhtin Y.M., Kogan Y.D., Buryakin A.V. // *Met Sci Heat Treat.* – 1985. Vol. 27. – P. 805–808.
51. Special features of boronizing iron and steel using a continuous-wave CO₂ laser / Safonov A.N. // *Met Sci Heat Treat.* – 1998. Vol. 40. – P. 6–10.
52. Microstructure of laser boronized nodular iron / Marta Paczkowska, Wiktoria Ratuszek, Włodzimierz Waligóra // *Surface and Coatings Technology.* – 2010. Vol. 205. – P. 2542–2545.

53. Wear resistance improvement of austenitic 316L steel by laser alloying with boron / M. Kulka, D. Mikolajczak, N. Makuch, P. Dziarski, A. Miklaszewski // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. Vol. 291. – P. 292–313.
54. Special features of boronizing iron and steel using a continuous-wave CO₂ laser / Safonov A. N. // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1998. Vol. 50. – P. 6–10.
55. Tribological performance of α -Fe(Cr)-Fe₂B-FeB and α -Fe(Cr)-h-BN coatings obtained by laser melting / Avril L., Courant B., Hantzpergue J. // *Wear*. – 2006. Vol. 260. – P. 351–360.
56. Surface modification and alloying of metallic materials with low-energy high-current electron beams / V. P. Rotshtein, D. I. Proskurovsky, G. E. Ozur, Yu. F. Ivanov, A. B. Markov // *Surface and Coatings Technology*. – 2004. – Vol. 180 – 181. – P. 377 – 381.
57. Analysis of the growth morphology of TiB and the microstructure refinement of the coatings fabricated on Ti–6Al–4V by laser boronizing / Tian Y. S., Zhang Q. Y., Wang D. Y., Chen C. Z. // *Crystal Growth & Design*. – 2008. Vol. 8. – P. 700–703.
58. Laser surface alloying of commercially pure titanium with boron and carbon / Makuch N., Kulka M., Dziarski P., Przystacki D. // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2014. Vol. 57. – P. 64–81.
59. Influence of laser alloying with boron and niobium on microstructure and properties of Nimonic 80A-alloy / Makuch N., Piasecki A., Dziarski P., Kulka M. // *Optics & Laser Technology*. – 2015. Vol. 75. – P. 229–239.
60. (2017). Self-lubricating surface layers produced using laser alloying of bearing steel / Piasecki A., Kotkowiak M., Kulka, M. // *Wear*. – 2017. Vol. 376–377. – P. 993–1008.
61. Synthesis of transition metal borides layers under pulsed electron-beams treatment in a vacuum for surface hardening of instrumental steels / Milonov A. S., Danzheev B. A., Smirnyagina N. N., Dashev D. E., Kim T. B., Semenov A. P. // *Journal of Physics Conference Series*. – 2015. Vol. 652. – P. 012010.
62. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding / I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovski, D.S. Krivizhenko, A.A. Losinskaya, O.G. Lenivtseva // *Applied Surface Science*. – 2013. Vol. 284. – P. 472–481.
63. Electron-beam boriding of low-carbon steel / A.A. Novakova, I.G. Sizov, D.S. Golubok, T.Yu. Kiseleva, P.O. Revokatov // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2004. Vol. 383. – P. 108–112.
64. Гальченко, Н. К. Структура и триботехнические свойства боридных покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой [Текст] / Н. К. Гальченко, С. И. Белюк, К. А.

Колесникова, В. Е. Панин, О. К. Лепанова // Физическая мезомеханика. – 2006. – № 8 (Спец. вып.) – С. 133–136.

65. Special features of electron-beam boronizing of steels / Sizov I.G., Smirnyagina N.N., Semenov A.P. // *Met Sci Heat Treat.* – 1999. Vol. 41. – P. 516–519.

66. Microstructural modification and hardness improvement in boride/Ti–6Al–4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron beam irradiation / Euh K., Lee J., Lee S., Koo Y., Kim, N. J. // *Scripta Materialia.* – 2001. Vol. 45. – P. 1–6.

67. Wear Improvement of Pure Titanium Surface by TiB Precipitation after Plasma Alloying Process / Miklaszewski A., Jurczyk M. // *Materials Science Forum.* – 2011. Vol. 674. – P. 147–152.

68. Surface modification of pure titanium by TiB precipitation / Miklaszewski A., Jurczyk M., Jurczyk, M. // *Diffusion and Defect Data, Solid State Data. Part B, Solid State Phenomena/Solid State Phenomena.* – 2011. Vol. 183. – P. 131–136.

69. Microstructural development of Ti–B alloyed layer for hard tissue applications / Miklaszewski A., Jurczyk M. U., Jurczyk M. // *Journal of Material Science and Technology.* – 2013. Vol. 29. – P. 565–572.

70. Plasma transferred arc boriding of a low carbon steel: microstructure and wear properties / Bourithis L., Papaefthymiou S., Papadimitriou G. // *Applied Surface Science.* – 2002. Vol. 200. – P. 203–218.

71. Boriding a plain carbon steel with the plasma transferred arc process using boron and chromium diboride powders: microstructure and wear properties / Bourithis L., Papadimitriou G. // *Materials Letters.* – 2003. Vol. 57. – P. 1835–1839.

72. Tribological evaluation of Fe–B–TiB₂ metal matrix composites / Darabara M., Papadimitriou G., Bourithis L. // *Surface and Coatings Technology.* – 2007. Vol. 202. – P. 246–253.

73. Wear Improvement of Pure Titanium Surface by TiB Precipitation after Plasma Alloying Process / Miklaszewski A., Jurczyk M. // *Materials Science Forum.* – 2011. Vol. 674. – P. 147–152.

74. Surface modification of pure titanium by TiB precipitation / Miklaszewski A., Jurczyk M., Jurczyk M. // *Diffusion and Defect Data, Solid State Data. Part B, Solid State Phenomena/Solid State Phenomena.* – 2011. Vol. 183. – P. 131–136.

75. Microstructural development of Ti–B alloyed layer for hard tissue applications / Miklaszewski A., Jurczyk M. U., Jurczyk, M. // *Journal of Material Science and Technology.* – 2013. Vol. 29. – P. 565–572.

76. In vitro biocompatibility of titanium after plasma surface alloying with boron / Kaczmarek M., Jurczyk M. U., Miklaszewski A., Paszel-Jaworska A., Romaniuk A., Lipińska N., Żurawski J., Urbaniak P., Jurczyk, K. // *Materials Science and Engineering C*. – 2016. Vol. 69. – P. 1240–1247.
77. Synthesis of boride coatings on steel using plasma transferred arc (PTA) process and its wear performance / Iakovou R., Bourithis L., Papadimitriou G. // *Wear*. – 2002. Vol. 252. – P. 1007–1015.
78. The effect of microstructure and wear conditions on the wear resistance of steel metal matrix composites fabricated with PTA alloying technique / Bourithis L., Papadimitriou G. // *Wear*. – 2009. Vol. 266. – P. 1155–1164.
79. FeB and FeB/h-BN based anti-corrosive composite coatings for aluminium alloys / Dikici, B., & Ozdemir, I. // *Anti-Corrosion Methods and Materials*. – 2012. Vol. 59. – P. 246–254.
80. Heat treatment effects on mechanical properties of atmospheric plasma sprayed FEXB coatings on AL substrate / Culha O., Sahin S., Ozdemir I., Toparli M. // *Experimental Techniques*. – 2011. Vol. 38. – P. 67–75.
81. Wear behaviour of iron boride coatings produced by VPS technique on carbon steels / Galvanetto E., Borgioli F., Bacci T., Pradelli G. // *Wear*. – 2006. Vol. 260. – P. 825–831.
82. Parameter optimisation of a vacuum plasma spraying process using boron carbide / Lin C. // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2012. Vol. 21. – P. 873–881.
83. Microstructure and corrosion resistance of plasma sprayed FE-Based alloy coating as an alternative to hard chromium / Lu W., Wu Y., Zhang J., Hong S., Zhang J., Li G. // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2010. Vol. 20. – P. 1063–1070.
84. Structure, Phase Composition, and Wear Mechanisms of Plasma-Sprayed NiCrSiB–20 wt.% TiB₂ Coating / Umanskii A. P., Storozhenko M. S., Hussainova I. V., Terentiev A. E., Kovalchenko A. M., Antonov M. M. // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2015. Vol. 53. – P. 663–671.
85. A comparative study of plasma sprayed TiB₂–NiCr and Cr₃C₂–NiCr composite coatings / Wang H., Li H., Zhu H., Cheng F., Wang D., Li Z. // *Materials Letters*. – 2015. Vol. 153. – P. 110–113.
86. Effect of the structure of TiB₂–(Fe–Mo) plasma coatings on mechanical and tribotechnical properties / Storozhenko M. S., Umanskii A. P., Terentiev A. E., Zakiev I. M. // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2017. Vol. 56. – P. 60–69.
87. Friction properties of high temperature boride coating under dry air and water vapor ambiances / Huang C., Zhang B., Lan H., Du L., Zhang W. // *Ceramics International*. – 2014. Vol. 40. – P. 12403–12411.

88. FeB and FeB/h-BN based anti-corrosive composite coatings for aluminium alloys / Dikici B., Ozdemir I. // *Anti-Corrosion Methods and Materials*. – 2012. Vol. 59. – P. 246–254.
89. Heat treatment effects on mechanical properties of atmospheric plasma sprayed FEXB coatings on AL substrate / Culha O., Sahin S., Ozdemir I., Toparli M. // *Experimental Techniques*. – 2011. Vol. 38. – P. 67–75.
90. Microstructure and corrosion resistance of plasma sprayed FE-Based alloy coating as an alternative to hard chromium / Lu W., Wu Y., Zhang J., Hong S., Zhang J., Li G. // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2010. Vol. 20. – P. 1063–1070.
91. Structure, Phase Composition, and Wear Mechanisms of Plasma-Sprayed NiCrSiB–20 wt.% TiB₂ Coating / Umanskii A. P., Storozhenko M. S., Hussainova I. V., Terentiev A. E., Kovalchenko A. M., Antonov M. M. // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2015. Vol. 53. – P. 663–671.
92. A comparative study of plasma sprayed TiB₂–NiCr and Cr₃C₂–NiCr composite coatings / Wang H., Li H., Zhu H., Cheng F., Wang D., Li Z. // *Materials Letters*. – 2015. Vol. 153. – P. 110–113.
93. Effect of the structure of TiB₂–(Fe–Mo) plasma coatings on mechanical and tribotechnical properties / Storozhenko M. S., Umanskii A. P., Terentiev A. E., Zakiev I. M. // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2017. Vol. 56. – P. 60–69.
94. Thermal spray fundamentals / Fauchai, P. L., Heberlein J. V., Boulos M. I. // In *Springer eBooks*. – 2014.
95. Рыкалин И. И. Расчеты тепловых процессов при сварке. М.: Машгиз, 1951. 296 с.
96. Computer modelling of heat flow in welds / J. Goldak, M. Bibby, J. Moore, R. House, V. Patel // *Metallurgical Transactions*. – 1986. Vol. 17B. – P. 587–600.
97. A new finite element model for welding heat source / Goldak J., Chakravarti A., Bibby M. // *Metallurgical Trans. B*. – 1984. Vol. 15B. – P. 299–305.
98. Computation welding mechanics / Goldak J., Akhlaghi M. // *Springer Science + Business Media Inc., Boston*. – 2005.
99. Рыкалин И. И. Расчеты тепловых процессов при сварке. М.: Машгиз, 1951. 296 с.
100. Негода, Е.Н. Тепловые процессы при сварке / Е.Н. Негода. – Владивосток: Изд-во ДВГТУ, 2008. – 125 с
101. Подлекарев, Н.Н. Оптимальные технологические режимы плазменной наплавки деталей сельскохозяйственных машин / Н.Н. Подлекарев, Л.Н. Белозерский, И.Д.

Олексеевко // Механизация и электрификации сельского хозяйства нечерноземной зоны СССР. 1980. Вып. 23. С. 162–168.

102. Денисенко, М.И. Износ и повышение долговечности рабочих органов сельскохозяйственных машин / Денисенко М.И., Опальчук А.С. // Вестник ТНТУ. 2011. Спецвыпуск. Ч. 2. С. 201–210.

103. Нгуен, В. В. Структура и свойства боридных слоев на низкоуглеродистой стали после плазменного легирования карбидом бора / В. В. Нгуен, Р. Ю. Гусев, И. К. Мухторова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2024. – Т. 20, № 1(229). – С. 36-40.

104. Нгуен, В. В. Структура и свойства боридного слоя, полученного на стали методом плазменного легирования / В. В. Нгуен, А. Е. Балановский, Э. О. Воронич // Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации) : Материалы XIII Всероссийской научно-технической конференции с международным участием, Иркутск, 16 мая 2023 года. – Иркутск: Иркутский национальный исследовательский технический университет, 2023. – С. 161-166.

105. Структура и свойства низкоуглеродистой стали после плазменной наплавки борсодержащей обмазки / А. Е. Балановский, В. В. Нгуен, Н. А. Астафьева, Р. Ю. Гусев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 2. – С. 93-103.

106. Нгуен, В. В. Структура и износостойкость боридных слоев, полученных методом поверхностного плазменного легирования / В. В. Нгуен, Е. А. Балановский, Н. А. Астафьева // Глобальная энергия. – 2023. – Т. 29, № 4. – С. 120-131.

107. Нгуен, В. В. Микроструктура и свойства стали после плазменного легирования бором / В. В. Нгуен, Е. А. Балановский, Н. А. Астафьева // Глобальная энергия. – 2023. – Т. 29, № 4. – С. 97-106.

108. Изучение свойств поверхностного слоя стали после лазерной обработки с учетом изменения скорости сканирования / В. В. Нгуен, А. Т. Ахматов, В. В. Бугакин, В. А. Верхотуров // Жизненный цикл конструкционных материалов, Иркутск, 06 июня 2022 года. – Иркутск: Иркутский национальный исследовательский технический университет, 2022. – С. 26-33.

109. Нгуен, В. В. Исследование структуры выращенной стенки металла методом аддитивной дуговой сварки (WAAM) / В. В. Нгуен, А. Д. Клементьева, Е. А. Ямщикова // Жизненный цикл конструкционных материалов, Иркутск, 06 июня 2022 года. – Иркутск: Иркутский национальный исследовательский технический университет, 2022. – С. 48-54.

110. Нгуен, В. В. Оценка возможности программы SIMUFACT welding для изучения влияния скорости плазменной обработки на свойства поверхностного слоя стали /

В. В. Нгуен, К. Ю. Кубасов, В. Е. Лоптев // Жизненный цикл конструкционных материалов, Иркутск, 06 июня 2022 года. – Иркутск: Иркутский национальный исследовательский технический университет, 2022. – С. 73-81.

111. Нгуен, В. Ч. Особенности формирования поверхностных слоев при плазменном нагреве обмазки оловянной бронзы / В. Ч. Нгуен, А. Е. Балановский, В. В. Нгуен // Глобальная энергия. – 2022. – Т. 28, № 4. – С. 110-122.

112. Нгуен, В. Ч. Оценка абразивной износостойкости поверхностных слоев из плазменного оплавления оловянной бронзы и карбида хрома / В. Ч. Нгуен, А. Е. Балановский, В. В. Нгуен // Глобальная энергия. – 2022. – Т. 28, № 4. – С. 123-135.

113. Characteristics and abrasive wear resistance of plasma alloyed layers based on tin bronze and chromium carbide / Balanovskiy A. E., Van Trieu N., Van Vinh N., Anatolievna, A. N. // Tribology in Industry. – 2022. Vol. 44. – P. 518–527.

114. Structure and properties of boride coatings obtained by the Plasma-Arc method / Van Vinh N., Van Trieu N., Balanovskiy A. E., Anatolievna A. N. // Tribology in Industry. – 2023. Vol. 45. – P. 387–395.

115. (2024). Boriding of Low-Carbon Steel by plasma Method: microstructure and coating properties / Van Vinh N., Thuy N. T., Evgenievich B. A. // Tribology in Industry. – 2024. Vol. 46. – P. 476–485.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ИНСТРУКЦИЯ ПО ПЛАЗМЕННОМУ УПРОЧНЕНИЮ ЛЕЗВИЯ ЛЕМЕХА

1. ТЕХНИЧЕСКИЕ ТРЕБОВАНИЯ

- Обрабатываемая поверхность: Режущая кромка лезвия и прилегающие зоны шириной 10–15 мм.
- Твёрдость покрытия: Покрытие должно обладать твёрдостью не менее 60 HRC для обеспечения стойкости к износу.
- Толщина покрытия: От 1 до 2 мм после завершения плазменного оплавления.
- Материал лезвия: Сталь 20 или аналогичная по свойствам конструкционная углеродистая сталь. (ГОСТ 1050-2013)

2. ТЕХНОЛОГИЯ ПЛАЗМЕННОГО ОПЛАВЛЕНИЯ

2.1 Подготовка детали

- Очистка: Погружение детали в раствор моющего средства «Лабомид-203» (20 г/л) при температуре 90–95°C, затем в раствор «Лабомид-10» (20 г/л) при 80°C. После этого деталь продувается сжатым воздухом.
- Температурные условия: Операции проводятся при температуре не ниже +5°C. (ГОСТ 9.304-87)
- Дефектовка: Проверка геометрических параметров с помощью поверочной плиты, штангенциркуля и шаблона сварщика.
- Допустимые отклонения:
 - Коробление лезвия — до 4 мм.
 - Коробление спинки — до 2 мм.
 - Ширина лемеха — не менее 92 мм.
 - Толщина режущей кромки — не более 1 мм.

- Угол заточки — 25–30°.

–

2.2 Приготовление оплаваемой смеси

Состав: Карбид бора — 40%, железный порошок — 10%, клей ВF-2 — 50%. Тщательное смешивание карбида бора и железного порошка с использованием планетарного миксера для равномерного распределения. После достижения однородности медленно добавляется клей ВF-2 для получения пастообразной консистенции.

2.3 Нанесение смеси

- Метод нанесения: Нанести пастообразную смесь равномерным слоем на рабочую поверхность, начиная с участков, подверженных максимальному износу. Толщина слоя — 0,5–2 мм.

- Сушка: Дать смеси частично высохнуть, чтобы закрепить её на поверхности перед началом оплавления.

2.4 Плазменное оплавление покрытия

- Оборудование: Плазменная горелка с многоцелевой установкой.

- Параметры оплавления:

- Расстояние от сопла до поверхности — 5 мм

- Сила тока: 120–150 А

- Напряжение: 20–24 В

- Скорость обработки: 4–5 мм/с

- Шаг между дорожками — 4 мм

- Перекрытие дорожек — 40–50%

- Процесс плазменного оплавления:

- Оплавление покрытия выполняется последовательным перемещением горелки по дорожкам с соблюдением указанных параметров для

равномерного распределения температуры и оптимального плавления покрытия.

– Перекрытие дорожек на 40–50% обеспечивает создание однородного слоя без просветов и улучшает адгезию покрытия к поверхности.

– Постоянное соблюдение режима обработки позволяет избежать перегрева, деформации и других дефектов покрытия, поддерживая необходимую твёрдость и прочность.

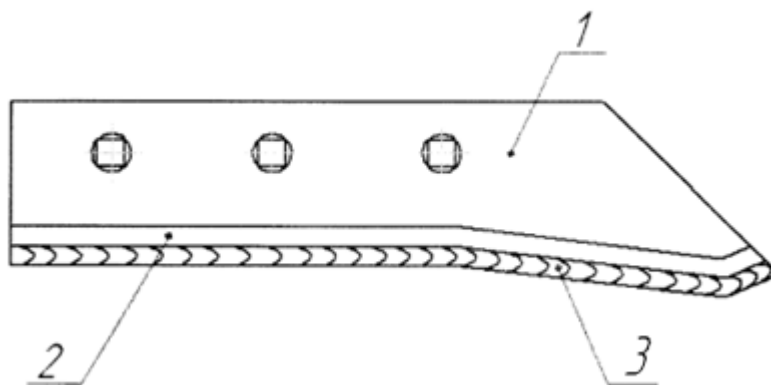


Рисунок 6.1 – Схема нанесения покрытия на режущие части лемеха:

1 - цельнометаллический лемех; 2 - режущезелезвийная часть; 3 - абразивостойкое покрытие

3. ТРЕБОВАНИЯ К КОНТРОЛЮ КАЧЕСТВА

- Визуальный осмотр: Проверка покрытия на наличие трещин, пор и отслоений. (ГОСТ 9.302-88)
- Испытание твёрдости: Измерение по методу Виккерса, значение не менее 60 HRC. (ГОСТ 9012-59)
- Адгезионные испытания: Ультразвуковая проверка 100% поверхности с использованием дефектоскопа УД2-70. (ГОСТ 14782-86)

4. СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЯ И КОНТРОЛЯ

- Штангенциркуль: Для измерения толщины покрытия. ГОСТ 166-89: Технические условия.

- Твердомер (Виккерса или Роквелла): Для проверки твёрдости покрытия. ГОСТ 9012-59.
- Микроскоп: Для обнаружения микротрещин или дефектов.
- Ультразвуковой дефектоскоп УД2-70: Для контроля качества соединения покрытия.

5. МЕРЫ БЕЗОПАСНОСТИ

- СИЗ: Использование респиратора, защитных очков и перчаток для защиты от теплового излучения и газа. ГОСТ 12.4.028-76: Средства индивидуальной защиты органов дыхания. ГОСТ 12.4.011-89: Спецодежда и спецобувь.
- Вентиляция: Обеспечение вытяжной вентиляцией для удаления газов. ГОСТ 12.4.021-75: Общие требования.
- Проверка оборудования: Контроль соединений и заземление перед работой. ГОСТ 12.3.019-80: Требования безопасности.
- Пожарная безопасность: Огнетушители в рабочей зоне. ГОСТ 12.4.009-83: Огнетушители.

Приложение Б



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной
работе ИРНИТУ

А. М. Кононов

18» 11 2024г.


АКТ

внедрения результатов диссертационной работы аспиранта кафедры материаловедения, сварочных и аддитивных технологий Нгуен Ван Винь

В рамках диссертационной работы Нгуен Ван Винь был проведён комплекс теоретических и экспериментальных исследований, направленных на изучение процесса формирования легированных слоёв системы Fe-B-C на поверхности низкоуглеродистой стали методом плазменного плавления борсодержащей смеси. Результаты исследований были опубликованы в научных изданиях, рекомендованных ВАК, а также в журналах, индексируемых в международных наукометрических базах данных Scopus.

Результаты диссертационной работы Нгуен Ван Винь используются в учебном процессе при изучении курса «Упрочняющие и восстановительные технологии». Разработан лекционный материал и проведены лабораторные работы, посвящённые изучению технологии восстановления изношенных деталей машин. В рамках работ продемонстрирована новая технология формирования легированного слоя системы Fe-B-C, которая позволяет повысить долговечность изношенных деталей машин.

Директор института
авиамашиностроения и транспорта

 /А. Е. Пашков

Заведующий кафедрой
материаловедения, сварочных и
аддитивных технологий

 /А. Е. Балановский