


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

На правах рукописи



Баклушина Ирина Викторовна

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННОГО
ПОКРЫТИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ
ОТПУСКА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ**

Специальность 1.3.8 – Физика конденсированного состояния
Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
д.ф.-м.н., профессор,
Громов Виктор Евгеньевич

Новокузнецк – 2026

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
ГЛАВА 1. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩЕЙ МОЛИБДЕН	14
1.1 Структура быстрорежущих сталей, содержащих молибден	15
1.2 Свойства быстрорежущей стали с содержанием молибдена.....	25
1.3 Области применения быстрорежущих сталей	30
1.4 Потребности промышленности в новых марках быстрорежущих сталей	31
1.5 Сравнение молибденовых быстрорежущих сталей с вольфрам-молибденовыми и вольфрамовыми быстрорежущими сталями	32
1.6 Основы легирования быстрорежущих сталей.....	33
1.7 Карбиды в молибденовых сталях	36
1.8 Наплавка и ее модифицирование электронно-пучковой обработкой.....	38
1.9 Выводы из литературного обзора и постановка задачи исследования	46
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	48
ГЛАВА 3. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО МОЛИБДЕНОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛЬЮ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ НА ПОДЛОЖКЕ	56
3.1 Структура и свойства покрытия из молибденовой быстрорежущей стали, наплавленного плазменным методом на сталь 30ХГСА: исходное состояние	56
3.2 Изменение структуры и свойств плазменного покрытия из молибденовой быстрорежущей стали на стали 30ХГСА после комплексной обработки (высокотемпературный отпуск + электронно-пучковая обработка).....	61
ГЛАВА 4. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ СИСТЕМЫ «ПОКРЫТИЕ (БЫСТРОРЕЖУЩАЯ МОЛИБДЕНОВАЯ	

СТАЛЬ)/(СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ) ПОДЛОЖКА», СФОРМИРОВАННОЙ ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ	75
4.1 Структура и свойства плазменного покрытия молибденовой быстрорежущей стали в исходном состоянии.	75
4.2 Структура и свойства плазменного покрытия молибденовой быстрорежущей стали после двухкратного высокотемпературного отпуска.	87
4.3 Структура и свойства плазменного покрытия молибденовой быстрорежущей стали после двухкратного высокотемпературного отпуска и последующего облучения низкоэнергетическим импульсным электронным пучком.....	102
ГЛАВА 5. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИНТЕРФЕЙСА СИСТЕМЫ «ПОКРЫТИЕ-ПОДЛОЖКА», СФОРМИРОВАННОЙ ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ.....	113
5.1 Структура и свойства интерфейса системы «покрытие/подложка», сформированной плазменным методом в исходном состоянии	113
5.2 Структура и свойства интерфейса системы «покрытие/подложка», сформированной плазменным методом и подвергнутой облучению импульсным электронным пучком.....	124
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	135
Основные выводы	139
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	142
ПРИЛОЖЕНИЕ А	157

ВВЕДЕНИЕ

С момента создания первой быстрорежущей стали P18 активно ведутся исследования по разработке новых сталей с различными широкими пределами содержания углерода и легирующих элементов. Оптимальный состав создаваемых сталей изменяется в связи с изменениями свойств обрабатываемых материалов, технологий и конструкций производства изделий, стоимости легирующих элементов и многих других факторов. Последующий отпуск быстрорежущих сталей призван повысить функциональные свойства и придать высокую теплостойкость за счет выделения карбидов Me_2C и MeC . Обычно в таких сталях (типа P6M5) содержание вольфрама и молибдена должно быть одинаковым при концентрации ванадия $\approx 2\%$. Вольфрам, молибден и ванадий распределяются примерно поровну в растворимых и нерастворимых карбидах. Первые из них обеспечивают высокую твердость и теплостойкость, а вторые (нерастворимые) – прочностные свойства и ударную вязкость [1].

Преждевременный выход из строя многих деталей обусловлен, главным образом, процессами, происходящими на поверхности в зоне трения, вследствие чего разработки и исследования в области повышения износостойкости поверхностных слоев являются актуальными для передовых отраслей промышленности. Один из способов повышения износостойкости поверхности деталей машин и механизмов заключается в нанесении плазменных покрытий с применением современных наплавочных материалов, для различных условий эксплуатации [1-6].

Использование азота в качестве легирующего элемента при формировании наплавочных покрытий, приводящее к росту микротвердости структурных составляющих, значительно повышает эксплуатационные свойства [7-10]. В последние годы активно проводятся научные исследования и практические разработки в области энерго- и ресурсосберегающей технологии плазменной наплавки быстрорежущими сталями, имеющей значительные преимущества перед другими способами нанесения покрытий [11-14]. Покрытия быстрорежущими

сталями наиболее полно отвечают современным требованиям промышленности с точки зрения, как уровня достигаемых свойств, так и экономической эффективности.

Последние годы отмечены широким применением быстрорежущих сталей с содержанием молибдена 8-10%. Замена вольфрама на молибден обусловлена целым рядом причин. Ранее вольфрам, являющийся дорогим и дефицитным стратегическим элементом, широко использовался в оборонной промышленности при производстве бронебойных снарядов. Молибден и вольфрам, расположенные в одной группе и соседних периодах Периодической таблицы элементов, оказывают подобное влияние на формирование структурно-фазового состояния и свойств быстрорежущих сталей [15, 16]. Однако, несмотря на это, характер протекающих в быстрорежущих молибденовых сталях превращений и их свойства могут значительно отличаться от вольфрамовых и вольфрамомолибденовых [17].

Молибденовые стали обладают более высокими функциональными свойствами, чем вольфрамовые или вольфрамомолибденовые быстрорежущие стали при меньшем содержании легирующих элементов, что обусловлено рядом причин. Так растворимость молибдена в аустените этих сталей больше по сравнению с вольфрам и вольфрамомолибденовыми сталями, что обеспечивает более высокие значения твердости. При отжиге и горячем пластическом деформировании образуются более мелкие карбиды, что обеспечивает формирование мелкозернистой структуры и повышенной прочности [15-18]. Дополнительное улучшение свойств поверхностных слоев, сформированных плазменной наплавкой быстрорежущими сталями, достигается за счет использования внешних энергетических воздействий плазмой, лазерным облучением, электронными и ионными пучками, модифицирующих поверхность [19-26].

Последние современные представления формирования структурно-фазовых состояний, дефектной структуры и свойств покрытий из быстрорежущих сталей после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки (ЭПО)

изложены в работах: по Р18 [27-36] и по Р2М9 [37-42]. Методами современного физического материаловедения и в первую очередь просвечивающей электронной микроскопии установлены количественные параметры структуры, фазового состава и тонкой субструктуры и выявлена физическая природа упрочнения быстрорежущей стали после отпуска и ЭПО. Результаты этих исследований явились значительным шагом вперед в понимании механизмов и физики формирования высоких функциональных свойств поверхности наплавленной быстрорежущих сталей Р18 и Р2М9. В последние годы наметилась тенденция замены наплавов из традиционных быстрорежущих сталей (типа Р18, Р6М5) на стали с меньшим содержанием вольфрама. Это обусловлено его дороговизной по сравнению со стоимостью молибдена. В этой связи работа преследует цель исследования структурно-фазовых состояний и свойств наплавки из молибденовой стали и их эволюцию при отпуске и последующей упрочняющей электронно-пучковой обработке.

В отечественных и зарубежных публикациях практически отсутствуют работы, в которых с использованием современных высокоинформативных методов физического материаловедения (прежде всего электронной микроскопии) изучаются механизмы и физическая сущность структурно-фазовых превращений в покрытиях молибденовых быстрорежущих сталей при плазменной наплавке и последующей термической и электронно-пучковой обработке, что существенно ограничивает перспективы их практического применения.

Актуальность темы исследования. Анализ повреждаемости конструкций и деталей машин показывает, что их преждевременный выход из строя обусловлен главным образом процессами, происходящими на поверхности в зоне трения. В связи с этим, задача повышения эксплуатационных свойств поверхностных слоев деталей до более высокого уровня, прежде всего способности сопротивляться различным видам изнашивания является фундаментальной. Быстрорежущие стали все чаще используются в качестве покрытий, обеспечивая высокие эксплуатационные свойства. Созданные в последнее время молибденовые быстрорежущие стали привлекательны с

экономической точки зрения (вольфрам более дорогой и дефицитный материал) и с более высокими функциональными свойствами при меньшем содержании легирующих элементов по сравнению с вольфрамовыми и вольфраммолибденовыми быстрорежущими сталями. Покрытия, сформированные плазменным методом в защитно-легирующей среде азота, имеют преимущество перед другими способами нанесения покрытий, так как наиболее полно отвечают предъявляемым промышленностью требованиям по уровню достигаемых свойств и экономической эффективности.

Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структурно-фазовых состояний, физико-механических и эксплуатационных свойств покрытий является электронно-пучковая обработка (ЭПО), так как точный контроль подводимой энергии при ЭПО и большая площадь воздействия концентрированного потока энергии при ее высокой концентрации, создают большие возможности для высокоскоростного нагрева конкретных фрагментов поверхностей деталей, требующих модификации.

Испытанные на предприятиях машиностроительной и металлургической областей промышленности сменные пластины для резцов и фрез и стальных валков с использованием наплавки быстрорежущей стали показали увеличение износостойкости.

Степень разработанности темы исследования.

В последние годы получили развитие научные исследования и практические разработки в области нанесения поверхностных слоев из быстрорежущих сталей, сформированных плазменной дугой в среде азота, а использование обработки поверхности низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками, обеспечивающими значительное повышение механических свойств, износостойкости. В области исследования способов повышения прочности поверхностных слоев металлических материалов с применением электронных пучков сложилось в настоящее время в самостоятельную область исследований, в которой активно работают российские и зарубежные ученые (Иванов Ю.Ф., Панин А.В., Иванов К.В., Коваль Н.Н., Клопотов А.А., Y. Fu, J. Kim, R. Wang, P.

Луц, Т. Peng и др.). Выявлена роль электронно-пучковой обработки в повышении усталостной долговечности рельсовой и ряда нержавеющей сталей, силумина, технически чистого титана, модифицировании высокоэнтропийных сплавов.

Все изложенное позволяет определить тему исследования, постановку цели и задач.

Цель и задачи исследования. Целью настоящей работы является выявление физической природы и закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и свойств покрытия молибденовой быстрорежущей стали М9, сформированной плазменной дугой в среде азота и модифицированной высокотемпературным отпуском и электронно-пучковой обработкой.

Реализация этих целей потребовала решения следующих задач:

1. Исследование структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры механических и трибологических свойств плазменного покрытия в среде азота молибденовой быстрорежущей стали М9 на среднеуглеродистую сталь 30ХГСА в исходном состоянии.

2. Определение природы и закономерностей формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и трибологических и механических свойств поверхности покрытия после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки.

3. Электронно-микроскопический анализ формирования структурно-фазовых состояний интерфейса (переходной зоны) «покрытие-подложка» и свойств в исходном состоянии и после облучения электронными пучками.

4. Сопоставление результатов измерения микротвердости с данными структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры поверхностного слоя в исходном состоянии, после одно- и двухкратного отпуска и облучения электронными пучками и выявление физических причин образования упрочнённого слоя.

Научная новизна. Впервые проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, трибологических и механических свойств плазменного покрытия и зоны контакта «покрытие-подложка» молибденовой

быстрорежущей стали М9, подвергнутых двухкратному отпуску и обработке импульсными сильноточными высокоинтенсивными электронными пучками. Установлены закономерности изменения трибологических свойств, твердости и модуля Юнга по сечению покрытия, после отпуска и электронно-пучковой обработки. Показано, что облучение электронными пучками наплавки, подвергнутой предварительному высокотемпературному отпуску, приводит к кардинальному преобразованию структуры поверхностного слоя толщиной ~ 100 мкм и зоны контакта. Твердость наплавленного слоя, облученного импульсными электронными пучками, в 3,9 раза превышает твердость подложки, параметр износа покрытия в 8 раз меньше параметра износа подложки, коэффициент трения в 1,36 раза выше коэффициента трения стали 30ХГСА. Высказаны и обоснованы физические причины наблюдаемых закономерностей. Электронно-пучковая обработка переходной зоны «покрытие-подложка» приводит к высокоскоростной закалке материала с образованием пластинчатой структуры, содержащей частицы цементита и карбида типа Me_6C

Научная и практическая значимость работы. Сформирован банк данных о закономерностях образования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, трибологических и механических свойств плазменного покрытия молибденовой быстрорежущей стали и зоны контакта с подложкой в защитно-легирующей среде азота на среднеуглеродистую сталь и модифицированных последующим двухкратным отпуском и электронно-пучковой обработкой. Эти результаты имеют фундаментальную ценность для развития физики конденсированного состояния, металловедения и термической обработки и будут способствовать развитию теории структурно-фазовых превращений в быстрорежущих сталях при электронно-пучковой обработке. Понимание физической природы упрочнения поверхности деталей машин и механизмов покрытием молибденовой быстрорежущей стали с последующим отпуском и облучением электронными пучками важно для специалистов в областях физики конденсированного состояния и физического материаловедения и полезно обучающимся и аспирантам соответствующих специальностей и направлений

подготовки. Выявленное монотонное снижение твердости и модуля Юнга системы «покрытие-подложка» в исходном состоянии после электронно-пучковой обработки говорит о формировании демпфирующего слоя вдоль поверхности интерфейса сравнительно твердого покрытия и мягкой подложки, что свидетельствует о высоком уровне работоспособности системы «покрытие-подложка». Основные положения работы представляют интерес как учебный материал в курсе лекций. Результаты работы прошли апробацию на машиностроительных и металлургических предприятиях Кузбасса, о чём свидетельствуют справки и акты использования (приложение А).

Личный вклад автора заключается в постановке цели и задач исследования, получении наплавки быстрорежущей стали, определением механических и трибологических свойств, обработке и анализе результатов исследований методами оптической и электронной микроскопии, сопоставлении данных с результатами других авторов, написании статей и тезисов докладов, формулировании выводов.

Результаты, представленные в работе получены лично автором, либо при его непосредственном участии в рамках проектов сотрудничества с коллективами научных подразделений Сибирского государственного индустриального университета, Института физики прочности и материаловедения СО РАН, Томского государственного университета.

Методология и методы исследования. Результаты исследований отечественных и зарубежных ученых, а также положения физики конденсированного состояния и физических методов исследования явились методологической основой работы. Объектами исследований являлась плазменная наплавка быстрорежущей молибденовой сталью М9. При выполнении экспериментов использовалось аналитическое и испытательное оборудование кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, центра коллективного пользования «Материаловедение» при Сибирском государственном индустриальном университете, Томского материаловедческого центра коллективного пользования при Национальном исследовательском

Томском государственном университете, лаборатории плазменной эмиссионной электроники Института сильноточной электроники СО РАН (оптический микроскоп Olympus GX-51, растровый электронный микроскоп Phillips SEM 515 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа EDAX ECON IV, сканирующий электронный микроскоп KYKY EM6900, просвечивающий электронный дифракционный микроскоп JEOL JEM-2100F, прибор HVS-1000A, трибометр Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция)).

Научные положения, выносимые на защиту

1. В покрытии, полученном плазменной наплавкой в среде азота порошковой проволокой на подложку из стали 30ХГСА, формируется многофазная поликристаллическая структура, характерная для быстрорежущих сталей. В исходном состоянии твердость наплавленного слоя существенно (в 3,9 раза) превышает твердость подложки. Параметр износа наплавленного слоя в 4,9 раза меньше параметра износа материала подложки. Это обеспечивает возможность упрочнения новых и восстановления изношенных деталей.

2. Экспериментально обнаружено, что воздействие двухкратного высокотемпературного (580°C) отпуска и дополнительной электронно-пучковой обработки (энергия ускоренных электронов 18 кэВ) инициирует эволюцию структуры покрытия. В нем наблюдается образование микрократеров и микротрещин, формирование мелкоячеистой структуры, снижение содержания карбидной фазы. В результате такого воздействия формируется упрочненный поверхностный слой толщиной ~ 100 мкм, твердость которого значительно превышает показатели его исходного состояния.

3. Формирование плазменного покрытия сопровождается образованием протяженного переходного слоя с собственной структурой. Отсутствие в нем микропор и микротрещин в исходном состоянии, а также монотонное снижение твердости и модуля Юнга указывают на высокий уровень работоспособности и надёжности покрытия деталей.

4. Выявлены зависимость структурно-фазового состояния покрытия от вида обработки, а также физическая природа механизма образования упрочнённого слоя в результате комплексного воздействия.

Достоверность результатов и сделанных выводов обеспечиваются использованием современных взаимодополняющих методов современного физического материаловедения при исследовании структуры и свойств на сертифицированном исследовательском оборудовании, статистической обработкой результатов, а также сопоставлением полученных результатов, их соответствием с опубликованными работами других авторов и обсуждением на международных и всероссийских конференциях.

Соответствие диссертации паспорту специальности. Диссертационная работа по своему содержанию, поставленным целям и задачам, методам исследования соответствует

п.1 «Экспериментальное изучение физической природы и свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и, в том числе, материалов световодов как в твердом (кристаллы, поликристаллы), так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления», и п.3 «Экспериментальное исследование воздействия различных видов излучений, высокотемпературной плазмы на природу изменений физических свойств конденсированных веществ», паспортные специальности 1.3.8 Физика конденсированного состояния (технические науки).

Апробация результатов работы. Результаты диссертации прошли апробацию на следующих научных конференциях, совещаниях и семинарах: IV Международная конференция «Физика конденсированных состояний» ФКС-2025 2 – 6 июня 2025, г. Черноголовка, Россия; VI-я научно-практическая конференция «Современные проблемы и направления развития материаловедения и термической обработки металлов и сплавов» 16 мая 2025 года г. Курск, Россия; XII Международная школа-конференция «Физическое материаловедение» (ШФМ-2025) 15 – 19 сентября 2025 года, г. Тольятти, Россия; Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии», посвященный 50-летию со

дня создания института технической акустики национальной академии наук Беларуси, г. Витебск, Республика Беларусь; Международный семинар МНТ-ХVIII «Структурные основы модифицирования материалов» 10 – 12 июня 2025 года, г. Обнинск, Россия; VII Международная школа-конференция «Перспективные многокомпонентные («высокоэнтропийные») материалы», посвященная 100-летию со дня рождения профессора Юрия Александровича Скакова 6 – 10 октября 2025 г. Москва, Россия; Международная научно-техническая конференция «Новые технологии и материалы, автоматизация производства» (НТиМАП-2025) 30 октября – 1 ноября 2025 года, г. Брест, Республика Беларусь; XXIX Всероссийская конференция с международным участием «Высокоэнергетические процессы в механике сплошной среды» и XIX Всероссийский семинар «Динамика Многофазных Сред», 4 – 8 ноября 2025 года, Новосибирск, Россия; IX-я Всероссийская научно-практическая конференция с международным участием «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении – ИТММ-2025» 29 сентября – 03 октября 2025 года, г. Пермь, Россия; XXVIII Международной научно-технической Уральской школы металловедов-термистов, посвященной 100-летию со дня рождения Леонида Иннокентьевича Тушинского - основателя школы материаловедения в НЭТИ 02–06 февраля 2026 года, г. Новосибирск, Россия.

Публикации. Основное содержание работы опубликовано в 21 печатных работах в том числе: 3 монографии, 14 статей в рецензируемых журналах из перечня ВАК РФ; 4 статьи в научных реферируемых изданиях, индексированных базами данных Scopus и Web of Science; 11 докладов и тезисов на конференциях различного уровня и других научных мероприятиях.

ГЛАВА 1. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩЕЙ МОЛИБДЕН

Известно, что все быстрорежущие инструментальные стали можно разделить на молибденовые и вольфрамовые. Молибденовые быстрорежущие стали классифицируются как стали группы М согласно системе AISI. Стандарты AISI — группа стандартов, разработанных институтом AISI (American Iron and Steel Institute — Американский институт стали и сплавов) для обозначения легированных и нержавеющей сталей. Данная система является наиболее часто применяемой в США и Европе. Более 95 % всех быстрорежущих сталей относятся именно к этой группе. Вольфрам встречается во всех марках от М1 до М10, за исключением марки М6, тогда как кобальт отсутствует во всех этих сталях [1]. Молибденовые быстрорежущие стали обладают свойствами, схожими с вольфрамовыми, однако их себестоимость является более низкой. Инструменты, произведенные из быстрорежущих сталей, могут быть дополнительно упрочнены покрытиями, содержащими карбид титана и нитрид титана, с помощью физического осаждения из паровой фазы, что способствует улучшению качества работы и увеличению срока службы инструмента. Существуют различные разновидности молибденовых быстрорежущих сталей. Марки молибденовых сталей от М1 до М10 (за исключением М6) содержат небольшое количество вольфрама, но не включают кобальт [42].

Классическая быстрорежущая сталь Р18, созданная более ста лет назад, была преобразована в современную сталь W–Мо. В данной стали значительное количество вольфрама, который является дорогим и дефицитным компонентом, заменено молибденом. Этот элемент формирует карбиды, подобные карбидам стали Р18 по своим характеристикам. Применение этих материалов способствовало созданию быстрорежущих сталей с оптимизированным составом и высокими рабочими свойствами при повышенных температурах, что делает их незаменимыми для нужд металлообработки и машиностроения. Это стало возможным благодаря увеличению доли легирующих элементов, таких как

ванадий и кобальт (например, стали P6M5Ф3, P18K10 и P6M5K5) [43-45]. Содержание углерода и легирующих элементов в этих сталях варьируется в зависимости от конкретной марки по определенному стандарту. В последнее время новые марки быстрорежущих сталей, такие как P2M8, P2M8K и P2M9K9, с содержанием до 10 % Мо, нашли широкое применение [46-49].

Главными достоинствами быстрорежущих сталей являются высокая теплостойкость и износостойкость, однако содержание в них таких дорогостоящих легирующих элементов, вольфрам и кобальт, делают применение их для механической обработки материалов с низкой температурой резания не рациональным. Однако, изготовление инструмента литьем из относительно недорогих сплавов, или применение износостойких покрытий не только экономично само по себе, но и позволяет получать инструмент сложных конфигураций [50].

Потребность в замене вольфрама и кобальта в быстрорежущих сталях весьма актуальна на данный момент, а в дальнейшем станет еще более актуальной, поэтому имеется острая потребность в проведении исследований по замене дорогих и дефицитных быстрорежущих сталей на относительно дешевые сплавы и разработки технологии изготовления из них инструмента.

1.1 Структура быстрорежущих сталей, содержащих молибден

За 100 лет с момента появления быстрорежущих сталей, содержащих 18 % W [51], исследователи работали над новыми марками, часто заменяя вольфрам молибденом. Вольфрамовые стали P18, P12 оптимального состава и стали на их основе (P18K5, P12Ф3 и др.) были заменены на P6M5, P6M5K5, P6M5Ф3, P7M4K5 (M41 в американском каталоге марок) и другие вольфрам-молибденовые быстрорежущие стали также оптимального состава. Под оптимальными составами понимаются те, которые обеспечивают наивысший уровень эксплуатационных и технологических свойств при наименьшем содержании основных легирующих элементов [52]. Естественно, что оптимальный состав

меняется при изменении свойств обрабатываемых материалов, конструкции и технологии изготовления инструмента, стоимости и дефицитности легирующих элементов и других факторов. Быстрорежущие стали с 8 – 9,5 % молибдена, в которых концентрация вольфрама не превышает 1,5 % (M1, M10, M42), становятся все более востребованными. Это связано с тем, что до конца 1980-х годов вольфрам, который широко использовался в производстве броневойной устройств и относился к стратегическим материалам, был более дефицитным легирующим элементом, чем молибден. Объективная возможность такой замены основана на том, что молибден и вольфрам относятся к одной группе и соседним периодам периодической системы и оказывают достаточно близкое влияние на структуру и свойства быстрорежущих сталей.

Быстрорежущие стали представляют собой сложные сплавы на основе железа, характеризующиеся комбинациями углерода, хрома, ванадия, молибдена и (или) вольфрама, что позволяет повысить прочностные свойства и износостойкость режущего инструмента. Вольфрам и молибден в стали в какой то мере являются взаимозаменяемыми, поскольку оба могут образовывать эвтектические карбиды. Однако показано, что молибден придает большие прочностные свойства, хотя и несколько снижает твердость по сравнению с вольфрамом [52-55].

Одной из самых известных быстрорежущих сталей является сталь M2, которая содержит около 5% молибдена и широко используется для производства режущих инструментов самого различного назначения: резцы, фрезы, пилы, сверла, буровые долота и многие другие [56-58].

Поскольку более высокое содержание молибдена приводит к более высоким прочностным свойствам, широко производятся различные марки быстрорежущей стали с высоким содержанием молибдена (такие как M7, M42 и M62). Например, M62 содержит молибден в количестве до 11 мас. % при содержании всех других легирующих элементов, идентичных содержанию M2, за исключением углерода, содержание которого немного выше в M62, т. е. до 1,35% по сравнению с 1,0 % для быстрорежущей стали M2. В этом отношении M62 обеспечивает лучшую

долговечность инструмента в условиях, связанных с вибрациями, ударами и сильным износом [52, 59, 60].

Для получения наилучшего сочетания свойств быстрорежущие стали подвергаются высокотемпературной закалке и многократным процессам отпуска перед использованием. Однако при такой термической обработке возникают сложности точного контроля параметров процесса, поскольку растворение карбидов при аустенитизации приводит к наличию большого количества остаточного аустенита после закалки, а неоднократный отпуск приводит к выделению карбидов, дисперсионному твердению, снижению легированности аустенита и мартенситному превращению. В результате такой комплексной обработки твердость возрастает до 60-66 HRC. Чтобы исключить необходимость закалки и отпуска, некоторые исследователи применили оплавление лазером поверхности быстрорежущей стали M2 [61, 62]. Ариас [61] и Квок и др. [62] заявили, что лазерным оплавлением поверхности можно создавать поверхность с твердостью, очень близкой к твердости объемной быстрорежущей стали M2, подвергнутой обычной закалке. Они связали улучшение свойств поверхности после лазерного оплавления структурным измельчением и диссоциацией более крупных карбидов.

С точки зрения экономической эффективности в качестве хорошей технической альтернативы объемной быстрорежущей стали, многие виды инструментов можно изготовить с основой из углеродистых или низколегированных сталей на которую наплавить быстрорежущую сталь.

Существуют исследования толстых наплавов стали M2, нанесенных различными способами, такими как электродуговая и электронно-лучевая наплавка, лазерная и плазменная наплавка и т. д. В [63] сообщили о лучших поверхностных свойствах наплавки M2, нанесенной электродуговой наплавкой, по сравнению с инструментальными сталями, обработанными по традиционной технологии. В [64] произвели наплавку M2 с помощью электронно-лучевой наплавки и сообщили об улучшенной износостойкости из-за образования вторичных карбидов в микроструктуре благодаря теплу, возникающему при

наплавке последующих слоев. Группа ученых под руководством Хашеми и др. [65] сравнили литые быстрорежущие стали с наплавленными лазером поверхностями, модифицированными различными легирующими элементами (W, Mo и V), и сообщили о лучших характеристиках модифицированных наплавленных лазером поверхностей из-за изменения типов и морфологии эвтектических карбидов.

В свете технологических предпочтений молибдена в быстрорежущей стали и полезных эффектов процессов поверхностного оплавления авторы исследования [66] использовали двойной подход: легирование молибденом и поверхностное оплавление (в качестве последующей обработки) наплавки M2. Для наплавки быстрорежущей стали M2 применили плазменно-порошковую наплавку, а для поверхностного оплавления использовалась лазерная установка. Авторы работ [66-69] использовали легирование 10 % молибдена и лазерную поверхностную плавку для создания стали на основе кобальта. Этот подход являлся новым и ранее не описывался в литературе для плазменно-порошковой наплавки M2. Идея состояла в том, чтобы ввести 10 % молибдена в известные порошки быстрорежущей стали M2 для получения наплавки с содержанием молибдена выше, чем у известного сплава с максимальным содержанием молибдена, т. е. M62. В работах [66, 69] исследовали наплавки M2, легированную молибденом сталь M2 и сталь M2, дополнительно легированную молибденом и обработанную лазером. микроструктуру, твердость и износостойкость при сухом скольжении по контрповерхности из оксида алюминия, которая имеет высокую твердость, обеспечивающую лучшую жесткость с незначительными потерями на износ и химическую и термическую стабильность, что гарантирует отсутствие вклада в возможные реакции, которые могут иметь место на поверхностях в условиях сухого скольжения.

Дополнительное легирование 10 % молибдена стали M2 привело к небольшому снижению твердости и к увеличению износостойкости. Последующее оплавление поверхности лазером вызвало измельчение структуры и уменьшение объемной доли карбидов за счет их растворения. Это привело к

повышению твердости, но износостойкость при скольжении по поверхности из оксида алюминия понизилась.

Микроструктура этих образцов показана на Рисунке 1.1. Микроструктурные составляющие на общем виде поверхности стали М2 после лазерной наплавки значительно измельчены (Рисунок 1.1, а-в). Микроструктура наплавки состояла из матрицы и междендритных карбидов (MeC и Me_2C), аналогичных плазменно-порошковой наплавке М2, но в гораздо более мелком масштабе. С другой стороны, добавление 10 мас. % Мо заметно изменило внешний вид микроструктуры за счет увеличения объемной доли карбидов при преобразовании.

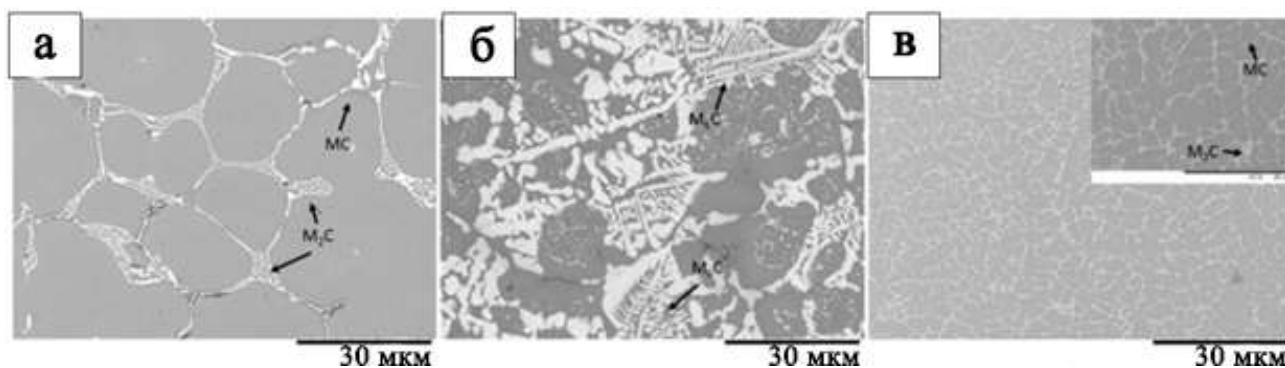


Рисунок 1.1 – Микрофотография поверхности, исследованная с помощью СЭМ:
а – плазменно-порошковая наплавка М2; б – плазменно-порошковая наплавка М2 + Мо; в – лазерная поверхностная наплавка М2 [66]

В последние годы передовая порошковая металлургия широко применяется для производства быстрорежущих сталей [70-72]. Существуют различные требования к механическим свойствам стали в различных областях применения. Чтобы удовлетворить этим конкретным требованиям, для оптимизации микроструктуры и улучшения механических свойств быстрорежущих сталей применялись различные виды термической обработки, такие как закалка, отпуск [57, 73, 74]. Сообщается, что размер и распределение карбидов изменяются с температурой аустенитизации. Высокотвердые карбиды могут препятствовать укрупнению зерен при аустенитизации, что приводит к улучшению механических

свойств [75]. Температура отпуска также может изменять твердость и прочностные свойства за счет превращения остаточного аустенита в мартенсит и выделения мелких вторичных карбидов [76, 77]. Также изучено влияние температуры и времени обработки при отрицательных температурах на прочностные свойства при изгибе и вязкость разрушения инструментальной стали РМ [77-79]. Очевидно, что термическая обработка может использоваться для модификации микроструктуры и изменения свойств быстрорежущей стали РМ для специального применения. Микромеханизм разрушения был детально изучен [80, 81], что может предоставить некоторую дополнительную информацию для корректирования термической обработки для быстрорежущей стали. Предыдущие исследования показали, что карбиды играют различную роль в разрушении стали [82, 83]. В инструментальной стали более грубые карбиды Me_7C_3 были склонны к растрескиванию, в то время как карбиды MeC повышали вязкость матрицы [84, 85]. В работе [86] показано, что декогезия карбидов $Me_7C_3/Me_{23}C_6$ и матрицы способствует образованию микротрещин при растяжении, те же результаты были получены при исследовании ударной вязкости быстрорежущей стали в [87] и легированной стали с высоким содержанием ванадия [88]. Поскольку карбиды имеют тенденцию вызывать трещины, измельчение более крупных карбидов может улучшить механические свойства [87].

Мартенсит также играет важную роль в прочностных свойствах сталей [84, 88] определяя характер разрушения [83, 84]. В работах [85, 86] считают, что улучшение ударной вязкости происходит при снижении содержания углерода в мартенсите, в то время как в [79] утверждается, что вязкость разрушения косвенно пропорциональна количеству остаточного аустенита в мартенсите.

В работе [89] были приготовлены модифицированные СХН02 и КХН на основе Н13 с большим содержанием молибдена, вольфрама и меньшим содержанием хрома. Предел текучести КХН составляет 1714 МПа при 25 °С, что составляет 106 % от КХН и ~ 111% от Н13. С повышением температуры испытания предел текучести всех материалов снизился. При повышении температуры испытания до 650 °С предел текучести СХН02 и КХН стал близким к примерно

700 МПа, что примерно на 64 % выше, чем у H13. Закаленный КХН имеет более мелкий средний размер зерна, более высокую плотность дислокаций и большую объемную долю выделений, чем закаленный CXN02. Дополнительные вольфрам и молибден в КХН позволили большему количеству карбидов Me_6C присутствовать в отожженном сплаве, закрепляя границы зерен аустенита способствуя получению мелкого зерна после закалки. Предел текучести при комнатной температуре был соотнесен с микроструктурой с помощью математической модели. Высокая прочность КХН объясняется более высокой плотностью дислокаций и более мелким размером зерна. Также кратко обсуждается эволюция механизма деформации при повышении температуры от 25 до 650 °С.

Авторы статьи [67] приводят карты распределения элементов плазменно-порошковой наплавке M2, плазменно-порошковой наплавке M2 + Mo и лазерной поверхностной наплавке стали M2 соответственно.

На Рисунке 1.2, а авторами было выявлено, что молибден и вольфрам в основном кристаллизуются в виде карбидов типа Me_2C , тогда как ванадий в основном присутствует в карбиде типа MeC , что согласуется с литературными данными [88, 90]. На Рисунке 1.2, б представлено распределение карбидообразующих элементов молибдена и ванадия. Данное распределение в карбидах равномерное, в отличие от наплавки M2, где ванадий преимущественно присутствует в карбидах типа MeC . В сравнении наплавки M2 с лазерной наплавкой легирующие элементы: молибден, вольфрам и ванадий, более равномерно распределены в карбидах. Зоны, богатые вольфрамом, которые принадлежат карбидам типа MeC , не очень четкие на Рисунке 1.2, в, это объясняется меньшим количеством VC после лазерной наплавки.

Однако порошок стали подвергается расплавлению, что приводит к двойному подводу энергии для затвердевания быстрорежущей стали M2. В основном наблюдаются относительно крупные равноосные зерна со средним размером зерна 4,06 мкм. Микроструктура после плазменно-порошковой наплавки M2 + Mo и лазерной наплавки M2 (представлена на Рисунке 1.3 (а) и (б), соответственно.

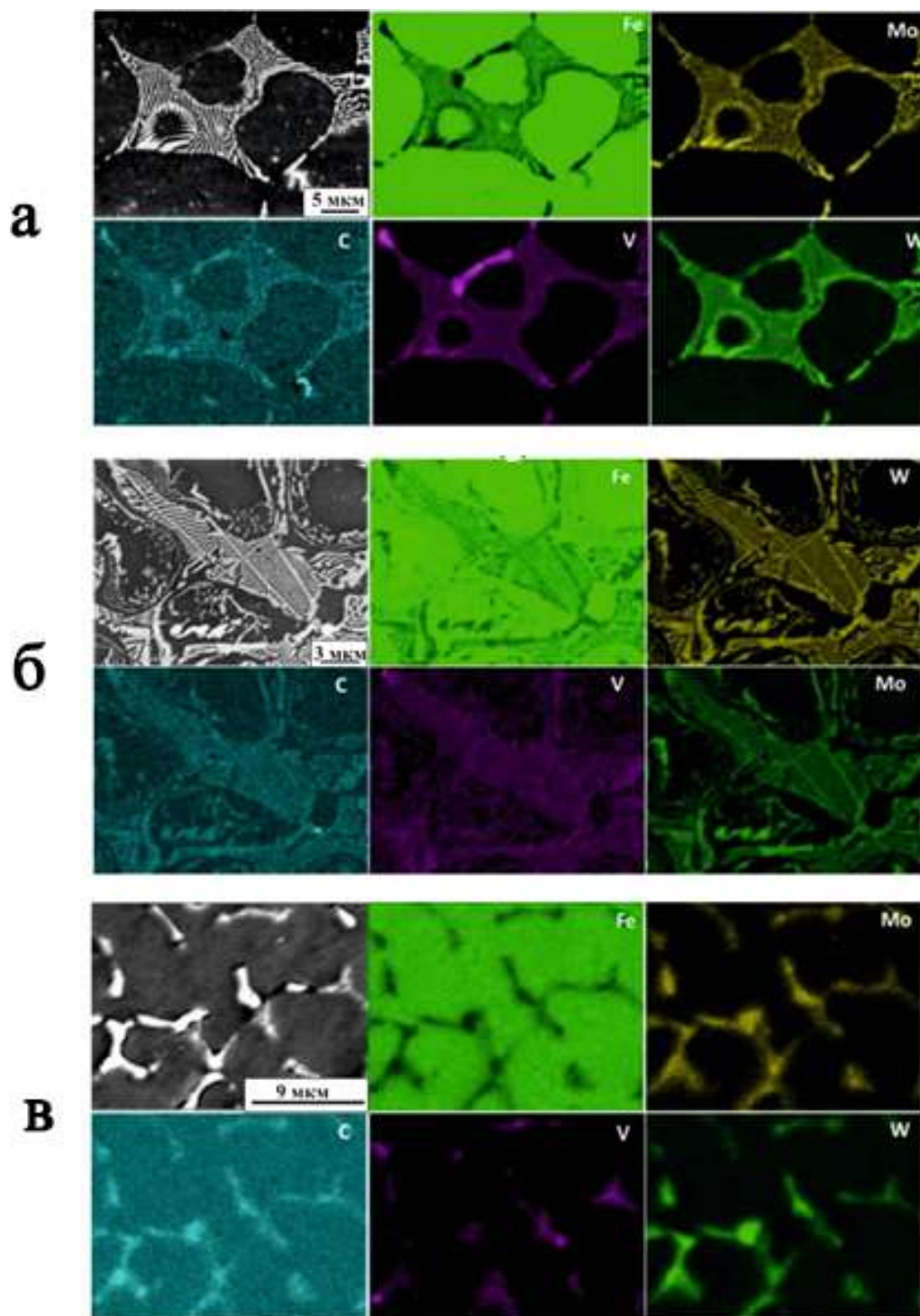


Рисунок 1.2 – Энергодисперсная спектроскопия быстрорежущего сплава М2 (а), плазменно-порошковая наплавка М2 + Мо (б) и лазерная наплавка М2 (в) [67]

В плазменно-порошковой наплавке М2 + Мо можно выделить две области: область быстрого затвердевания и область термического влияния. Карбиды в зоне быстрого затвердевания в основном распределены по границам зерен и выглядят как прерывистые точечные и короткие стержневидные формы.

Энергодисперсионный анализ показывает, что точечные карбиды содержат ванадий, в то время как короткие стержневидные карбиды содержат молибден. В зоне термического влияния наблюдаются карбиды в форме блоков, причем молибден концентрируется в основном в них, а ванадий концентрируется в основном в точечных карбидах. Что касается лазерной наплавки M2, карбиды также концентрируются по границам зерен тем не менее, карбиды в форме блоков не наблюдаются (Рисунок 1.3, б).

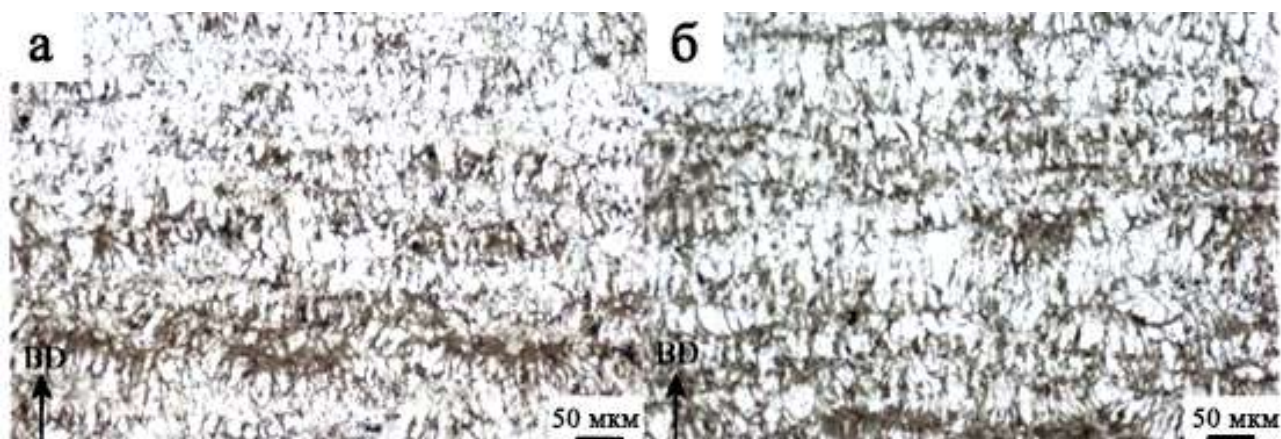


Рисунок 1.3 – Металлографическое изображение плазменно-порошковой наплавки M2 + Mo (а), лазерной наплавки M2 (б) [89]

С помощью энергодисперсионной спектроскопии было выявлено, что распределение молибдена в карбидах в основном состоит из точечных и коротких стержнеобразных структур, тогда как элемент ванадий имеет тенденцию накапливаться в точечных карбидах (Рисунок 1.4).

Микроструктура демонстрирует сходство с зоной быстрого затвердевания, которая характеризуется более крупным размером зерна и карбидов. Распределение карбидных структур в лазерной наплавке M2 изучали с помощью просвечивающей электронной микроскопии (Рисунок 1.4, б). Как показано на Рисунке 1.4, а, карбиды на границах зерен имеют прерывистую морфологию, разделенную на точечные и короткие стержнеобразные формы, а внутри кристаллической решетки имеются мелкие дисперсные карбиды.

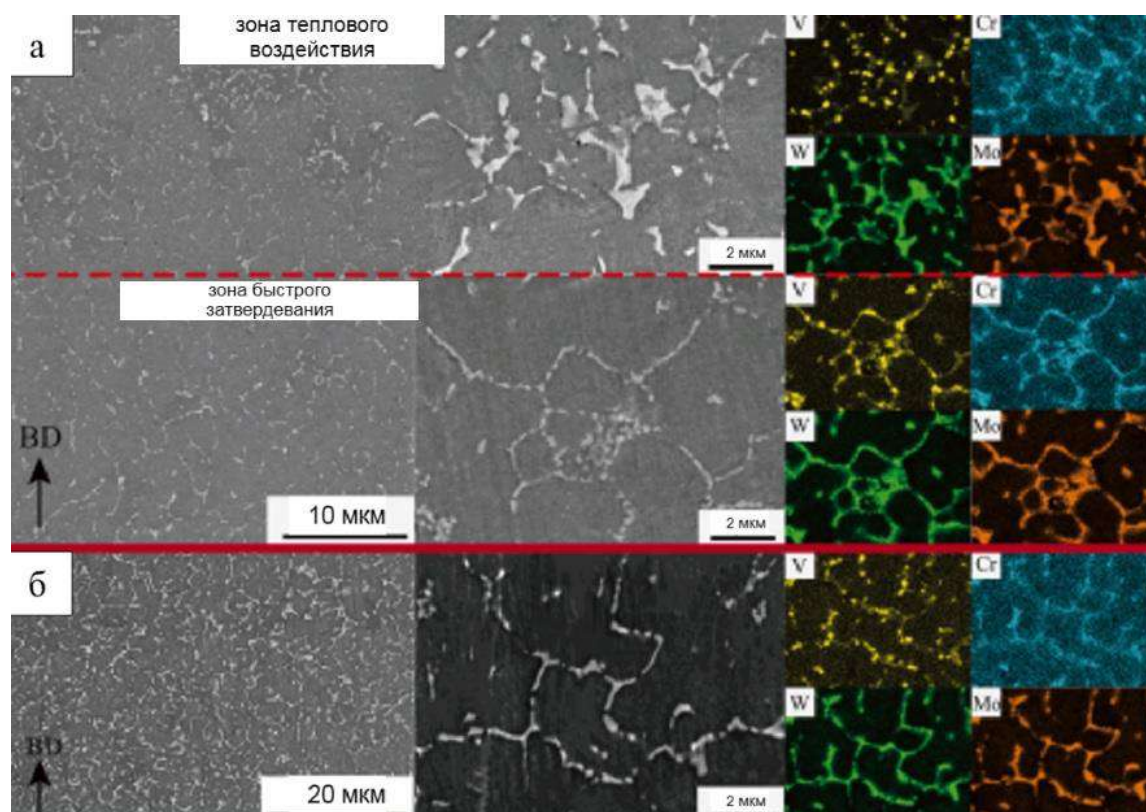


Рисунок 1.4 – Распределение карбидов в плазменно-порошковой наплавке M2 + Mo (а) и лазерные наплавки M2 (б) [67]

Картины дифракции электронов выбранной области, полученные из области, выделенной овалом на рисунке 1.5, а, подтверждают, что стержнеобразный карбид на границе зерен представляет собой Fe_3W_3C , который относится по классификации карбидов к типу Me_6C . Кроме того, присутствует точечный карбид известный как VC , который классифицируется как карбид типа MeC , как показано на Рисунке 1.5, б, в. Кроме того, анализ высокого разрешения выявил мелкодисперсные карбиды в кристаллитах смешанного типа, состоящих из Me_2C и Me_6C , как показано на рисунке 1.5 г.

Анализ микроструктуры исходного состояния показывает, что в микроструктуре присутствуют как карбиды MeC , так и карбиды Me_6C . На Рисунке 1.6 в матрице присутствуют как темные, так и светлые карбиды. С помощью XRD установлено, что это карбиды типа MeC и Me_6C . На Рисунке 1.6, а показано SEM изображение исходного состояния в контрасте внутри пучка SE, а на Рисунке 1.6, б – в контрасте BSE. На Рисунке 1.6 показано, как были заданы отражения на дифрактограмме. С помощью анализа EDX фазы были выявлены

определенные типы карбидов. Диапазон размеров карбидов MeC составляет от 0,4 до 1 мкм, а размер карбидов Me_6C около 100 нм.

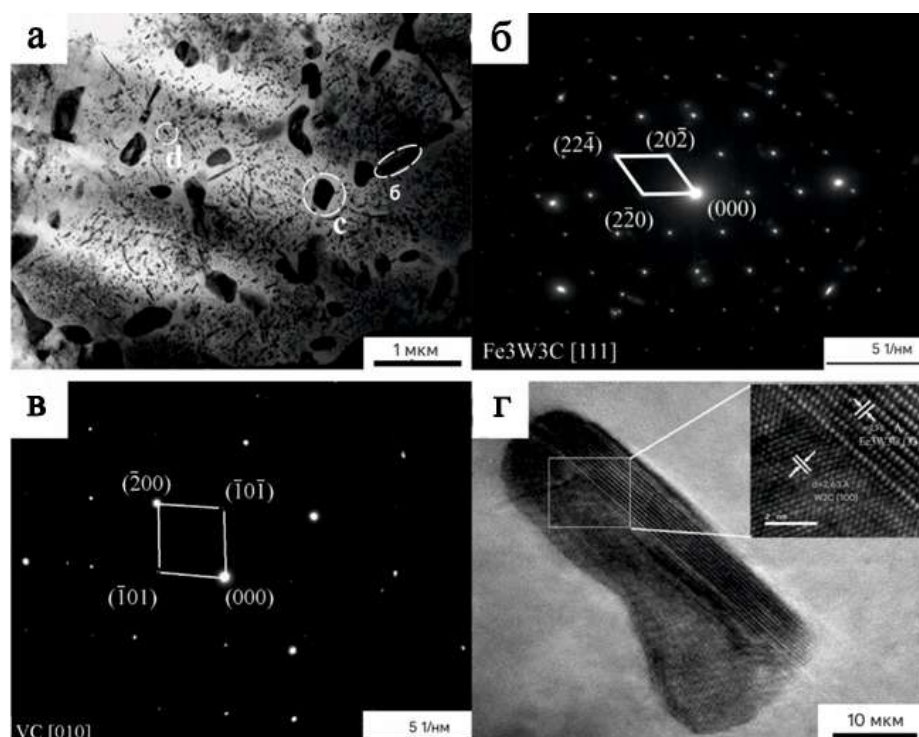


Рисунок 1.5 – ПЭМ изображение вкарбидов (а, г): микроэлектронграмма карбидов Fe_3W_3C (б), карбидов VC (в) [89]

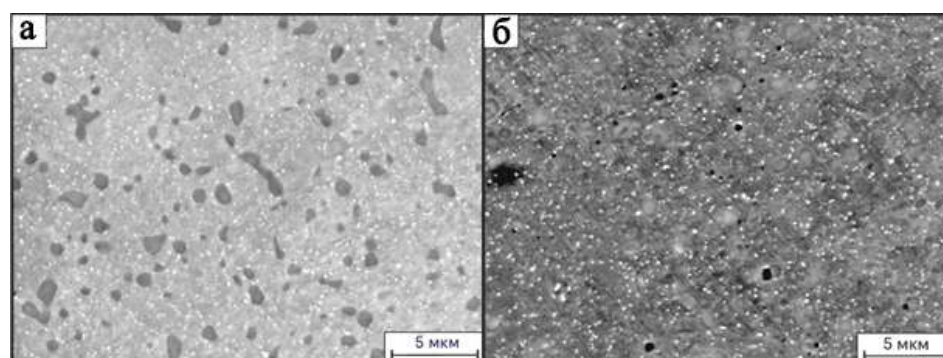


Рисунок 1.6 – (а) Исходное состояние быстрорежущей стали PM HS 3-3-4 в детекторе In-Beam-SE для достаточного контраста карбидов MeC , и (б) исходное состояние PM HS 3-3-4 с детектором BSE для достаточного контраста карбидов Me_6C [91]

1.2 Свойства быстрорежущей стали с содержанием молибдена

Обширное количество данных о механических свойствах молибденовых быстрорежущих сталей собрано в литературе. В данном разделе представлена

краткая подборка наиболее значимых результатов и ключевых тенденций, выявленных за последние годы.

Работы [92-94] посвящены анализу характеристик быстрорежущих сталей, в состав которых входит молибден. Эти исследования направлены на понимание влияния молибдена на механические свойства сталей. В работе [92] было проведено исследование механических свойств быстрорежущей стали Р6М5, в частности, уделено внимание твердости и ударной вязкости материала. Авторы работы также предложили методы для улучшения этих характеристик, что может быть полезно для повышения эффективности использования стали в различных промышленных процессах. Исследование направлено на более глубокое понимание свойств быстрорежущей стали и возможностей ее оптимизации для достижения лучших эксплуатационных свойств.

В исследовании, представленном в работе [95], изучались механические свойства стали Н13. Выявлено, что добавление молибдена в состав данной стали значительно улучшает ее предел текучести при комнатной температуре, равной 25 °С. Эти результаты свидетельствуют о том, что модификация сплава Н13 с помощью молибдена может существенно повысить его прочностные характеристики, что потенциально расширяет область его применения в различных отраслях, требующих высоких механических свойств материалов. Увеличение предела текучести делает сталь более устойчивой к деформации под нагрузкой, что особенно важно в условиях эксплуатации, сочетающих высокие температуры и механические нагрузки. Таким образом, модифицирование стали Н13 молибденом открывает новые горизонты ее использования, повышая надежность и долговечность изделий из данного материала.

В исследовании Люцзе Сюй и др. [96] было установлено, что износ в условиях трения качения-скольжения под высоким напряжением не только трансформирует микроструктуру, но и изменяет механические свойства в зоне износа.

На Рисунке 1.7 представлена микротвердость матрицы на поперечном сечении быстрорежущей стали Мо10 при коэффициенте скольжения 5,5 % после

испытаний на износостойкость. Микротвердость постепенно уменьшается от изношенной поверхности к внутренней части образца. В условиях испытания глубина, затронутая износом, составляет приблизительно 300 мкм. Когда глубина превышает 300 мкм, твердость становится постоянной по мере увеличения расстояния от изношенной поверхности, и твердость приблизительно становится равной исходной микротвердости матрицы.

Износ при качении с проскальзыванием вызвал не только микроструктурную трансформацию, но и изменил механические свойства на изношенной поверхности. В исследовании [96] твердость изношенной поверхности значительно увеличилась.

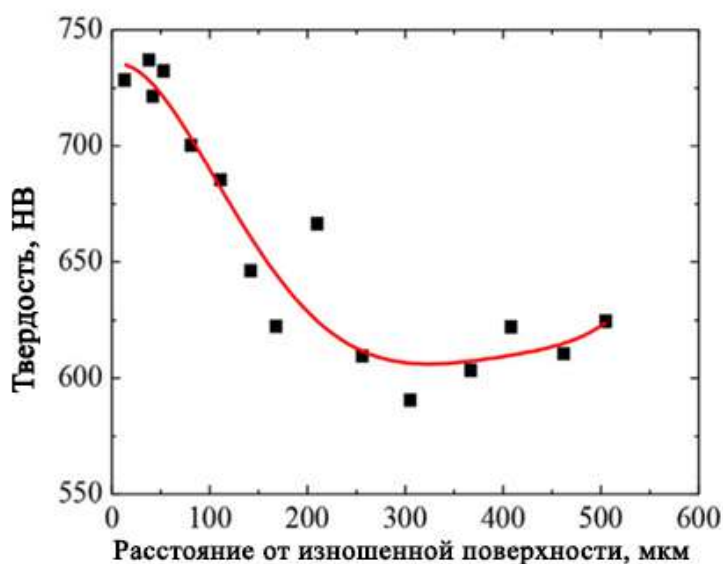


Рисунок 1.7 – Распределение микротвердости по сечению износа образцов при коэффициенте скольжения 5,5 % [96]

Увеличение твердости на изношенной поверхности связано с двумя факторами. Главный фактор – это превращение аустенита в мартенсит, который имеет более высокую твердость по сравнению с аустенитом. На Рисунке 1.8 показана зависимость микротвердости изношенной поверхности от количества остаточного аустенита [97]. Видно, что уменьшение содержания остаточного аустенита (количество мартенсита увеличивается) приводит к повышению микротвердости.

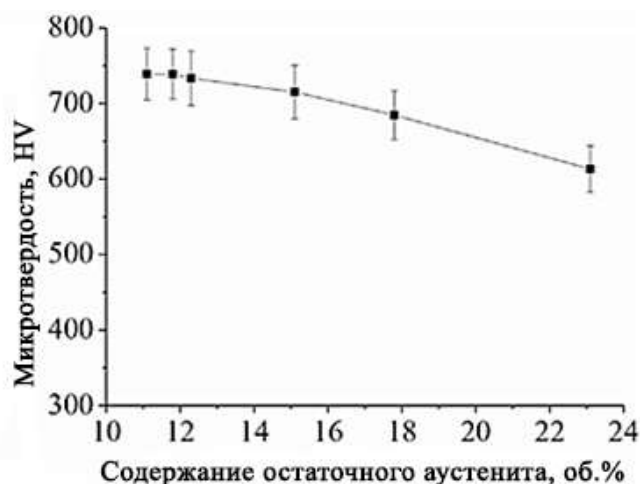


Рисунок 1.8 – Влияние содержания остаточного аустенита на микротвердость [97]

Количество и распределение карбидов всегда значительно влияют на механические свойства быстрорежущей стали. В работе [98] исследовались микроструктура и механические свойства стали М35 под воздействием электроимпульсной обработки. Отличные механические свойства были обусловлены уменьшением остаточного аустенита, равномерным распределением карбидов и измельчением зерен прежнего аустенита. Результаты исследования показывают, что образцы, подвергнутые электроимпульсной аустенитизации, затем закалке, и последующему электроимпульсному отпуску, показали увеличение твердости по Роквеллу на 2,3 %, увеличение прочности на изгиб на 9,7 %, а ударная вязкость увеличилась на 10,3 %.

Микроструктура и износостойкость быстрорежущей стали (HSS) с высоким содержанием молибдена при износе качения-с проскальзыванием исследована в работе [99]. Предыдущие исследования показали, что валки из стали HSS демонстрируют лучшую износостойкость по сравнению с валками из высокохромистого чугуна из-за их высокой красностойкости [100-102]. Среди них литые HSS с высоким содержанием вольфрама являются основными материалами для валков с высокой износостойкостью из-за высокой твердости карбида Me_6C .

Однако элемент молибден может образовывать карбиды более высокой твердости.

В работе [103] изучались микроструктура и износ стали HSS с высоким содержанием молибдена при различных условиях качения с проскальзыванием и установлена связь между трансформацией микроструктуры и поведением износа. Основное внимание уделено микроструктурам и поведению фрикционного износа быстрорежущей стали (HSS) с высоким содержанием молибдена в различных условиях.

Результаты показали, что молибден в HSS в основном образовывал карбид типа Me_2C ($(Fe_{27,42}Mo_{48,26}Cr_{24,32})_2C$). Me_2C когерентен с α -Fe. Авторы ввели для характеристики процесса параметр скольжения, учитывающий диаметры и скорости вращения испытуемого и эталонного образцов. Величина параметра скольжения существенно влияет на характер протекания фрикционного износа. По мере его увеличения примерно от 1% до 10% коэффициент трения увеличивается, а затем уменьшается, и потеря веса при износе, очевидно, увеличивается, поскольку режим износа меняется от усталостного до износа скольжения. Контакт при качении-скольжении с высоким напряжением может вызвать не только разрушение и шелушение Me_2C , но и мартенситное превращение в подповерхностном слое. Твердость и износостойкость в значительной степени зависят от мартенситного превращения. Химический состав образцов, подвергавшихся исследованию, приведен в Таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Химический состав образцов (мас. %).

Сплавы	C	Mo	Cr	Mn	Si
Mo10	1,43	10,01	4,20	0,5–1,0	0,4–0,8

Было показано, что в процессе износа при качении-скольжении под высоким напряжением карбид Me_2C высокой твердости, выделяющийся из изношенных поверхностей, эффективно противостоит царапинам, защищая матрицу быстрорежущей стали HSS. Таким образом, карбид Me_2C играет роль

износостойкого скелета, который замедляет износ стали HSS. Более того, по мере увеличения параметра скольжения карбид Me_2C может играть более важную роль, учитывая, что сталь HSS в основном разрушается от износа при скольжении.

Молибден в сталях HSS в основном образует эвтектический карбид типа Me_2C с пластинчатой формой. Формула карбида Me_2C может быть выражена как $(Fe_{27,42}Mo_{48,26}Cr_{24,32})_2C$. Параметр скольжения оказывает значительное влияние на износостойкость. Увеличение параметра скольжения приводит сначала к увеличению коэффициента трения, а затем к его уменьшению.

1.3 Области применения быстрорежущих сталей

При оценке целесообразности использования износостойких материалов необходимо учитывать, что их состав напрямую влияет на эксплуатационные характеристики. Инструменты, изготовленные из таких материалов, способны выдерживать продолжительный период эксплуатации. Сфера применения данных материалов достаточно широка. В качестве примера можно рассмотреть область использования быстрорежущих сталей в зависимости от их марок [103-106].

Области применения быстрорежущих сталей достаточно обширны и приведены в Таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Область применения марок быстрорежущей стали

Марка стали	Область применения
P18	Для всех видов режущего инструмента при обработке углеродистых и легированных конструкционных сталей.
P12	Та же, что и для стали P 18, также для обработки некоторых видов коррозионностойкой стали.
P9	Для инструментов простой формы, для обработки конструкционных материалов.
P6M5	Для изготовления резьбонарезного инструмента; для инструмента, работающего с ударными нагрузками.
P6M5K5	Для черновых и получерновых инструментов при обработке легированных и коррозионностойких сталей.
P6M5K5-МП	Для черновых и получерновых инструментов для обработки жаростойких и высокопрочных сплавов типа ХН77ТЮР.

1.4 Потребности промышленности в новых марках быстрорежущих сталей

Промышленность постоянно нуждается в улучшении характеристик режущего инструмента, в том числе и в разработке новых марок быстрорежущих сталей (P6M5, P18 и т.д.). Такая необходимость связана с задачами увеличения производительности, повышения стойкости инструмента, особенно при обработке труднообрабатываемых материалов, а также уменьшения себестоимости выпускаемой продукции.

Основные требования к новым маркам быстрорежущих сталей приведены ниже.

– повышенная износостойкость. Для обработки высокопрочных и абразивных материалов, таких как закаленные стали, жаропрочные сплавы, титановые сплавы. Для работы на высоких скоростях резания и больших подачах. Для увеличения интервалов между переточками инструмента;

– высокая красностойкость (сохранение твердости при высоких температурах). Для высокоскоростной обработки материалов, где возникает интенсивное тепловыделение в зоне резания. Для увеличения скорости резания без потери режущих свойств инструмента.

– повышенные прочностные свойства и удовлетворительная ударная вязкость для предотвращения сколов и выкрашивания режущей кромки при прерывистом резании и ударных нагрузках и для обработки материалов с переменной твердостью и неоднородной структурой [104].

– хорошая обрабатываемость для облегчения процессов изготовления инструмента (механическая и термическая обработка) для снижения затрат на производство инструмента.

– возможность нанесения твердых износостойких покрытий современными методами (PVD, CVD, плазменные, лазерные и другие методы). Создание сталей для аддитивных технологий (3D-печать).

– стали с пониженным содержанием дефицитных и дорогостоящих элементов (вольфрам, кобальт). Использование альтернативных легирующих элементов.

В настоящее время разработка новых марок стали происходит по различным направлениям:

– повышение содержания ванадия и молибдена для увеличения износостойкости и красностойкости. Вольфрам-молибдено-ванадиево-кобальтовые стали обладают высокой теплостойкостью (60 HRC и выше) и вторичной твердостью (до 70 HRC);

– увеличение концентрации кобальта для повышения красностойкости и твердости;

– микролегирование редкими элементами для модификации структуры с целью улучшения механических свойств [105].

Разрабатываются новые быстрорежущие стали, изготавливаемые методами порошковой металлургии, что позволяет получать более однородную структуру и в ряде случаев повышать износостойкость.

1.5 Сравнение молибденовых быстрорежущих сталей с вольфрам-молибденовыми и вольфрамовыми быстрорежущими сталями

Молибденовые быстрорежущие стали получили широкое признание благодаря ряду уникальных свойств:

– повышенная теплостойкость. Молибден обеспечивает высокую теплостойкость стали, что особенно важно при обработке твердых материалов с высокими скоростями резания;

– красностойкость у молибденовых сталей значительно выше;

– высокая износостойкость. Добавление молибдена повышает сопротивление стали износу, что продлевает срок службы инструментов между заточками. Режущая кромка остается острой дольше, снижая затраты на обслуживание и замену инструментов;

– молибденовые стали проще в механической обработке по сравнению с вольфрамовыми аналогами. Это связано с меньшей начальной твердостью, что облегчает производство заготовок и конечную обработку;

– экономическая эффективность, так как молибден является более доступным и менее дорогим элементом по сравнению с вольфрамом. Применение молибденовых сталей позволяет снизить стоимость производства инструментов без существенного ухудшения их рабочих характеристик.

Вольфрамовые стали известны своей исключительной твердостью и износостойкостью, но обладают повышенной хрупкостью и сложны в обработке. Высокое содержание вольфрама делает эти стали дорогостоящими и ограничивает их применение случаями, когда необходима максимальная твердость и стойкость к истиранию.

Вольфраммолибденовые стали представляют собой компромисс между вольфрамовыми и молибденовыми сталями. Они сочетают в себе высокую твердость вольфрама и теплостойкость молибдена. Несмотря на это, они остаются более дорогими и сложными в производстве по сравнению с молибденовыми сталями.

Молибденовые быстрорежущие стали предоставляют оптимальное соотношение теплостойкости, износостойкости и экономической эффективности. Они имеют хорошие прочностные свойства и износостойкость, долговечны при правильной эксплуатации и имеют относительно низкую стоимость, что делает их предпочтительным вариантом для многих областей металлообработки.

1.6 Основы легирования быстрорежущих сталей

Быстрорежущие стали, наряду с твердыми сплавами, являются основным материалом для изготовления режущих инструментов. Основное отличие быстрорежущих сталей от инструментальных углеродистых и легированных – теплостойкость, они сохраняют высокую твердость при нагреве до температур выше 600 °С. Причины разупрочнения при нагреве углеродистых и легированных инструментальных сталей – распад мартенсита и коагуляция карбидов цементитного типа при нагреве выше 200 °С.

Сохранение твердости при нагреве (повышение теплостойкости) возможно в том случае, если процессы распада мартенсита и коагуляции карбидов будут происходить при более высоких температурах. Это реализуется легированием быстрорежущих сталей сильными карбидообразующими элементами. Основные легирующие элементы сталей – вольфрам и (или) молибден, являющиеся химическими аналогами. Такое легирование позволяет получить в результате закалки высоколегированный твердый раствор, в котором затруднена диффузия углерода. Поэтому распад мартенсита происходит при температурах около 600 °С, т.е. значительно выше, чем у углеродистых и инструментальных сталей. Карбидообразующие элементы образуют собственные карбиды, обладающие высокой устойчивостью против коагуляции при нагреве.

В отличие от инструментальных, быстрорежущие стали имеют сложный механизм упрочнения, сочетающий мартенситное превращение с последующим дисперсионным твердением. Дисперсионное твердение происходит за счет выделения из пересыщенного твердого раствора дисперсных карбидов или интерметаллидов.

Фазовый состав быстрорежущих сталей в отожженном состоянии – это феррит, в котором растворена часть хрома, имеющегося в стали, и карбиды легирующих элементов. Основным является карбид Me_6C на основе вольфрама и молибдена его твердость составляет 1200 HV. В структуре сталей P18 и P6M5 этот карбид присутствует в количестве около 18 % объема. В структуре присутствуют также около 9% карбидов хрома – $Me_{23}C_6$ твердостью 1000 HV и 1,5 – 2,1% карбидов ванадия – MeC твердость которых составляет 2500 HV.

Эти карбиды имеют сложный состав. Помимо атомов основного карбидообразующего элемента в них присутствуют в определенных количествах атомы железа и других легирующих элемента.

Положение точек «S» и «E» диаграммы «Fe-Fe₃C» при наличии легирующих элементов смещается в сторону меньших значений углерода (Рисунок 1.9). Поэтому даже при содержании углерода, равном 0,8 % (минимальное содержание для быстрорежущих сталей), вследствие высокого содержания легирующих

элементов структура литой быстрорежущей стали содержит эвтектику – ледебурит. Так, при содержании вольфрама около 10 % точка «E» соответствует 0,8 % C, а точка «S» ~ 0,3 % C.

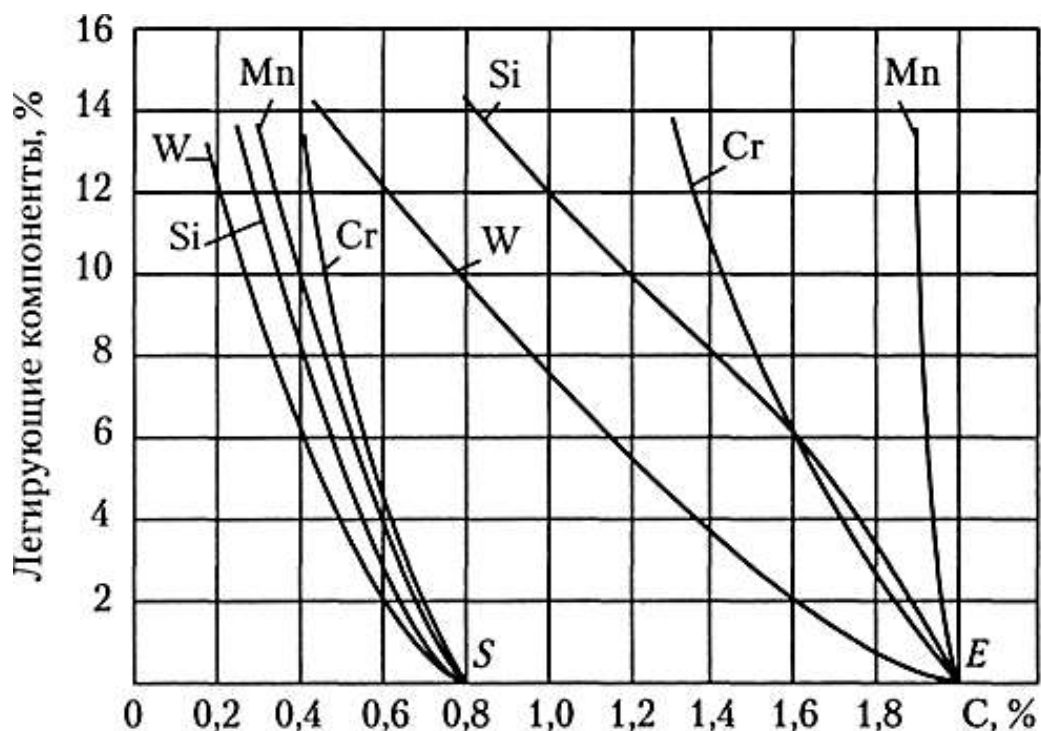


Рисунок 1.9 – Влияние легирующих элементов на положение точек «S» и «E» диаграммы «железо-цементит» [106]

Таким образом, быстрорежущие стали – это стали ледебуритного класса. Вторичные карбиды выделяются из твердой фазы – аустенита вследствие уменьшения растворимости в нем углерода при понижении температуры (аналогично выделению цементита из аустенита по линии «SE» на диаграмме «Fe – Fe₃C»), а также в результате перлитного превращения (см. Рисунок 1.9). Наличие в структуре эвтектики снижает механические свойства стали, поэтому слитки быстрорежущей стали подвергают горячей пластической деформации (ковка, прокат) для раздробления эвтектики.

Упрочняющая обработка инструмента включает закалку и отпуск, она должна обеспечить высокие значения твердости и теплостойкости. Эти свойства могут быть получены только в том случае, если при закалке будет достигнута

высокая легированность твердого раствора, а в процессе отпуска – интенсивное дисперсионное твердение.

Закалка стали вызывает растворение большого количества карбидов в аустените, твердый раствор становится высоколегированным. Основным карбид на основе вольфрама и (или) молибдена – Me_6C интенсивно растворяется при нагреве свыше $1200\text{ }^{\circ}C$. Карбид на основе хрома ($Me_{23}C_6$) растворяется в аустените при более низких температурах – $1100 - 1150\text{ }^{\circ}C$. Наиболее труднорастворимым является карбид на основе ванадия – MeC .

Так как температура конца мартенситного превращения быстрорежущих сталей лежит в области отрицательных температур, поэтому в структуре закаленных быстрорежущих сталей сохраняется достаточно большое (до 30 %) количество остаточного аустенита. Таким образом, структура после закалки – мартенсит закалки (МЗ), карбиды (К) и остаточный аустенит (Аост).

Отпуск закаленной стали при температуре $150 - 200\text{ }^{\circ}C$ вызывает выделение из мартенсита карбидов цементитного типа (так же, как и у не теплостойких сталей), при этом концентрация легирующих элементов в твердом растворе мало изменяется. Твердость сталей при этом практически не снижается. Твердость снижается при повышении температуры отпуска до $300\text{ }^{\circ}C$ за счет коагуляции выделившихся карбидов. При более высоких температурах отпуска происходит растворение карбидов цементитного типа в аустените и выделение из твердого раствора большого количества дисперсных карбидов на основе легирующих компонентов, т.е. дисперсионное твердение. В результате этого твердость возрастает и достигает максимума в результате отпуска при $550 - 570\text{ }^{\circ}C$. При этой температуре происходит выделение карбидов на основе W и Mo. Для отпуска инструмента из быстрорежущих сталей назначается именно эта температура, обеспечивающая получение максимальной твердости.

1.7 Карбиды в молибденовых сталях

В последнее время наблюдается прогресс в области разработки высококачественных быстрорежущих сталей, полученных посредством

порошковой металлургии. К этой категории относятся стали марок Р6М5Ф3-МП, Р7М2Ф6-МП, Р12МФ5-МП, Р6М5К5-МП, Р9М4К8-МП и Р12М3К5Ф2-МП (ГОСТ 28393 – 89), химический состав которых близок к традиционным быстрорежущим сталям. Отличительной особенностью этих сталей является повышенное содержание углерода, элементов, образующих карбиды, и кобальта. Они обладают рядом преимуществ по основным эксплуатационным характеристикам (твердость, прочностные свойства, красностойкость) и технологическим свойствам (формообразование при прессовании и шлифуемость) [107].

Высокие эксплуатационные характеристики быстрорежущих сталей достигаются благодаря рациональному легированию в сочетании со специфической термической обработкой. Легирование осуществляется таким образом, чтобы структура материала состояла из насыщенного легирующими элементами твердого раствора и специальных карбидов (вольфрама, молибдена – Me_6C , хрома – $Me_{23}C_6$, вольфрама – MeC) в количестве 20 – 30 % после отжига. Высокая легированность твердых растворов и наличие дисперсных карбидов являются ключевыми факторами, обеспечивающими жаростойкость стали. Упрочняющая термическая обработка быстрорежущих сталей предусматривает реализацию двух механизмов: мартенситного упрочнения при закалке и дисперсионного твердения при отпуске [108]. Инструмент из порошковых быстрорежущих сталей изготавливают путем смешивания и прессования порошков необходимого состава и последующего спекания готового инструмента. По этой технологии можно изготовить инструмент сложной геометрической формы.

На Рисунке 1.10, а карбиды Me_6C в контрасте BSE выглядят яркими в матрице. На Рисунке 1.10, б показаны стрелками сегментированные карбиды. Аналогично, на Рисунке 1.10, в показано примерное изображение с детектора SE в луче. Карбиды MeC присутствуют в матрице в виде темных областей. Рисунок 1.10 г показывает соответствующую сегментацию, в которой карбиды показаны стрелками.

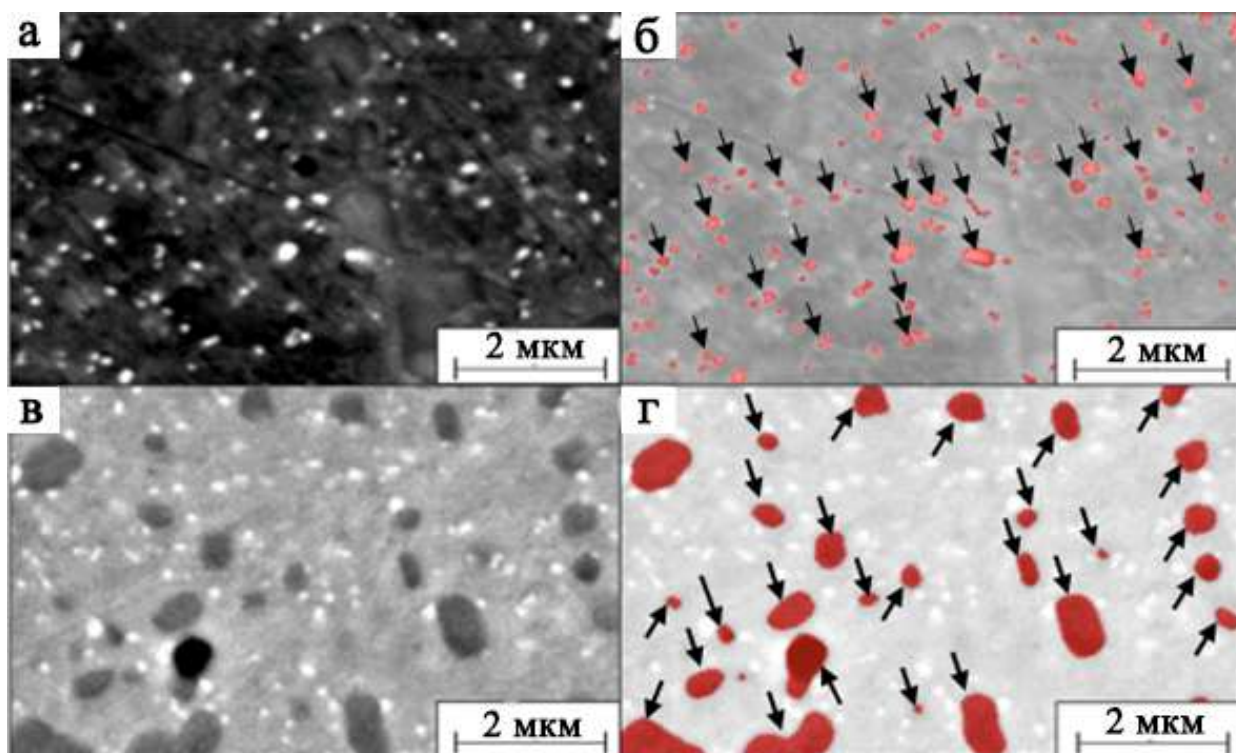


Рисунок 1.10 – Изображение исходного состояния в контрасте BSE (а), сегментированные карбиды Me_6C (б), изображение исходного состояния в контрасте in-beam (в) и сегментированные карбиды MeC (г). Стрелки указывают выявленные карбиды [91]

Содержание карбидов, определенное с помощью анализа изображений, приведено в Таблице 1.3.

Таблица 1.3 – Фазовые доли карбидов MeC и Me_6C , определенные методом анализа изображений в исходном состоянии

Образец	MeC (Объемный процент)	MeC (Мольный процент)	Me_6C (Объемный процент)	Me_6C (Мольный процент)
Начальное состояние	$8,3 \pm 0,59$	$9,5 \pm 0,67$	$3,9 \pm 0,06$	$3,7 \pm 0,07$

1.8 Наплавка и ее модифицирование электронно-пучковой обработкой

Из всех существующих способов восстановления и повышения износостойкости деталей самого разнообразного назначения наибольшее распространение получила наплавка. Широкое применение наплавки для

повышения износостойкости при ремонте деталей машин и механизмов объясняется гибкостью и простотой этого метода, возможностью наносить на поверхность изделия материалы практически любого химического состава и физико-механических свойств. На поверхности изделия можно формировать слой наплавленного металла, обладающий комплексом желаемых свойств, износостойкий при комнатных и повышенных температурах, с высокой твердостью и жаропрочностью, кислотоупорный и т.п. Наплавка экономит дорогие легированные стали, позволяет наиболее полно использовать их ценные свойства путем создания биметаллических изделий, когда на сердцевину, изготовленную из дешевой углеродистой стали, наплавляется высоколегированный рабочий слой. При этом обеспечивается повышенная долговечность деталей. Экономия металла при многократном использовании изношенных деталей возможна в основном только за счет применения наплавки. Увеличение стойкости детали особенно важно, если от нее зависит работа высокопроизводительного агрегата, а ее замена связана с простоем. Как показывают экономические расчеты, применение метода наплавки деталей металлургического оборудования обеспечивает ежегодную экономию, исчисляемую миллионами рублей.

В настоящее время широкое применение получили способы наплавки, основанные на применении высококонцентрированных источников нагрева. К таким способам упрочнения относятся: лазерное термоупрочнение и наплавка [109-111], электронно-лучевая наплавка [112]; плазменная наплавка и напыление [8, 113-119]; обработка поверхности ультразвуком [120, 121], пластическим деформированием [122], импульсными плазменными пучками [123, 124], ионно-вакуумное осаждение. Эти и другие способы упрочнения поверхностного слоя являются перспективными технологиями в процессе производства наплавленных деталей и дают возможность целенаправленного формирования микроструктуры поверхности изделий и получения нового повышенного комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств [101, 125-129]:

– высокую твердость и износостойкость при нормальных и повышенных температурах, сочетающуюся с вязкостью, статической и усталостной прочностью;

– высокую термостойкость: наплавленный металл должен хорошо сопротивляться образованию трещин разгара при циклическом изменении температур, в ряде случаев сопротивляемость формоизменению также играет существенную роль;

– достаточную прочность и пластичность при повышенных температурах;

– минимальную склонность к старению и тепловой хрупкости;

– высокое расположение критических точек: это связано с опасностью многократных $\alpha \rightarrow \gamma$ и особенно $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений при нагреве и охлаждении;

– удовлетворительную теплопроводность, обеспечивающую быстрый отвод тепла от контактной зоны во внутренние слои детали;

– достаточно высокую коррозионную стойкость при воздействии высокотемпературной газовой среды;

– минимальное содержание дорогостоящих и дефицитных легирующих элементов. Применительно к наплавке только активного рабочего слоя последнее требование не имеет решающего значения.

Наиболее полно этим требованиям отвечают ставшие традиционными наплавочными материалами теплостойкие быстрорежущие стали.

Дополнительное упрочнение поверхностных слоев может быть достигнуто электронно-пучковой обработкой (ЭПО) – одним из перспективных методов поверхностной модификации металлических материалов, приводящих к значительному повышению механических свойств всего материала в результате оптимизации структуры его поверхностного слоя. Характеристики металлов и сплавов, подвергнутых облучению электронным пучком, могут вырасти до 20 раз, что значительно превышает эффективность традиционных видов обработки [2, 21, 32, 130-133]. В процессе облучения пучки электронов высокой плотности за чрезвычайно короткий промежуток времени вызывают различные явления в поверхностном слое, такие как высокоскоростная рекристаллизация, сглаживание

поверхности и отжиг. Помимо этого, электронно-пучковая обработка может вызвать пластическую деформацию приповерхностного слоя, что приводит к повышению плотности дислокаций и значительному увеличению прочностных свойств.

Облучение импульсным электронным пучком наплавленного сплава, подвергнутого предварительному высокотемпературному отпуску, приводит к кардинальному преобразованию структуры поверхностного слоя образцов (Рисунок 1.11).

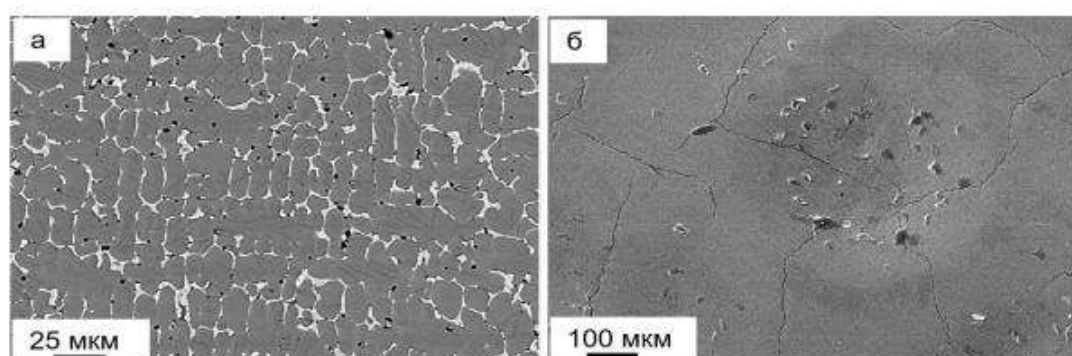


Рисунок 1.11 – Структура наплавленного слоя Р18Ю после отжига при температуре 560 °С (а) и последующего облучения импульсным электронным пучком (б) [2]

Во-первых, высокоскоростная термическая обработка наплавленного металла, инициированная импульсным электронным пучком, сопровождается фрагментацией поверхностного слоя сеткой микротрещин, что может свидетельствовать о релаксации термических напряжений, формирующихся в материале в результате высокоскоростного охлаждения (Рисунок 1.12).

Во-вторых, использованный в работе [38] режим облучения, вследствие сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения материала, не приводит к полной гомогенизации поверхностного слоя наплавки. На поверхности облучения выявляются расположенные хаотично включения второй фазы, размеры которых изменяются в пределах единиц микрометров.

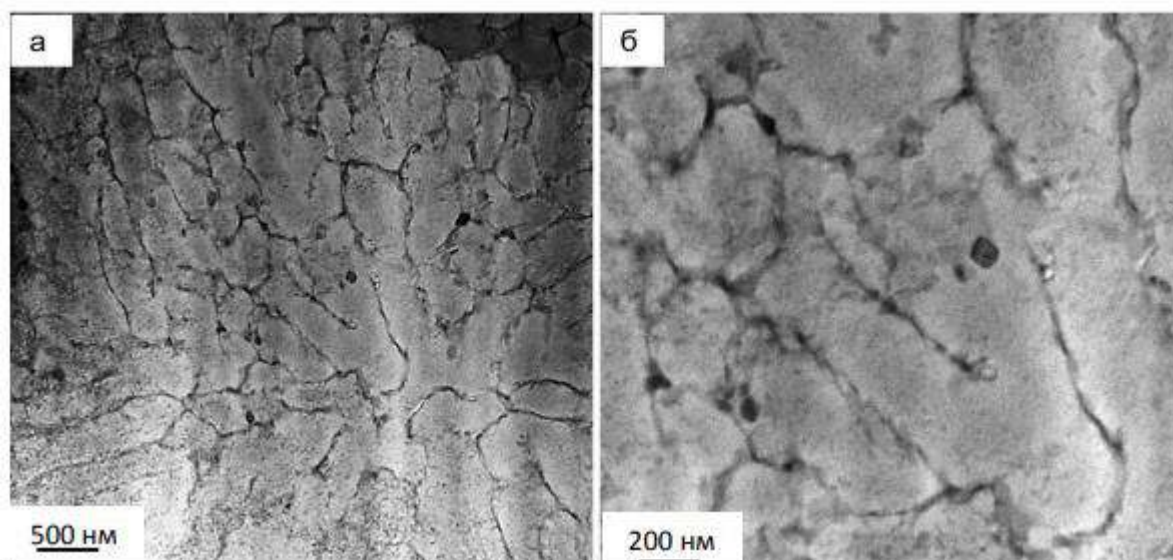


Рисунок 1.12 – Структура слоя наплавленного металла, облученного импульсным электронным пучком.

Изображения получены методами STEM анализа фольги [38]

Анализ структуры поперечного шлифа показывает, что толщина слоя наплавленного металла, модифицированного импульсным электронным пучком, изменяется в пределах 30 – 50 мкм. Важно отметить отсутствие трещин на границе исходного и модифицированного поверхностного слоя металла, что указывает на хорошую адгезию между слоями.

Дефектную субструктуру, элементный и фазовый состав поверхностного слоя наплавленного материала, модифицированного импульсным электронным пучком, анализировали методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг, изготовленных из поперечного сечения образца [38, 117, 134].

Установлено, что структура модифицированного слоя имеет ячеистое строение (Рисунок 1.12). Поперечные размеры ячеек изменяются в пределах от 100 нм до 250 нм. По границам ячеек располагаются частицы второй фазы, поперечные размеры которой составляют 10 – 15 нм. В отдельных случаях на границах и в объеме выявляются частицы ограненной или глобулярной формы, размеры которых достигают 45 нм. Частицы второй фазы с размерами частиц 5 – 10 нм наблюдаются также и в объеме ячеек.

Методами микродифракционного анализа показано, что ячеистая структура характеризуется малоугловой 1,3 – 1,8 град. разориентацией. Это позволяет

предположить, что в результате высокоскоростной кристаллизации в поверхностном слое наплавки сформировано структурное состояние с ферритными зёрнами и, в объёме зёрен, ячеистой структурой, по границам и внутри которой выделились наноразмерные частицы второй фазы.

Проведены исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств слоя прокатного вала, наплавленного теплостойким сплавом Р18Ю в защитно-легирующей среде азота, подвергнутого высокотемпературному отпуску и дополнительному облучению импульсным электронным пучком в режиме высокоскоростного плавления тонкого поверхностного слоя.

Основные результаты, полученные при исследовании поверхностного слоя вала совпадают с результатами исследования наплавленных образцов [2, 32, 38, 117, 134]:

– также, как и в исследованных образцах облучение наплавленного слоя сплава Р18Ю импульсным электронным пучком приводит к формированию тонкого 30–50 мкм поверхностного поликристаллического слоя, в объёме зёрен которого присутствует ячеистая структура высокоскоростной кристаллизации субмикронного 100 – 250 нм размера;

– объём зёрен сформирован твердым раствором на основе α -железа (ОЦК кристаллическая решетка); по границам ячеек кристаллизации располагаются частицы второй фазы, поперечные размеры которых составляют 10-15 нм. В отдельных случаях на границах и в объёме ячеек выявляются частицы ограненной или глобулярной формы, размеры которых достигают 45 нм. Частицы второй фазы наблюдаются также и в объёме ячеек, размеры таких частиц 5-10 нм;

– наноразмерные частицы второй фазы, как показал анализ микроэлектронограмм, расположенные в объёме ячеек кристаллизации и по их границам, являются карбидами сложного состава типа Me_6C и $Me_{23}C_6$ (значком Me обозначены химические элементы (Cr, Fe, W), присутствие которых можно ожидать в данных карбидах). В отдельных случаях обнаружены рефлексы карбидов Me_3C и Cr_7C_3 ;

– облучение импульсным электронным пучком наплавленного на образцы из стали 30ХГСА слоя Р18Ю, подвергнутые дополнительному многократному высокотемпературному отпуску, сопровождается кратным (в 3 и более раз) повышением износостойкости материала; микротвердость модифицированного слоя не изменяется и составляет 5,3 ГПа.

На образцах стали 30ХГСА в среде азота плазменным методом нетоковедущей порошковой проволокой системы MoCrCoC был наплавлен слой толщиной до 5 мм. Показано, что наплавленный слой имеет структуру каркасного типа, представленную зернами твердого раствора на основе железа, разделенными протяженными прослойками карбидной фазы, формирующими карбидный каркас. Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что карбидный каркас обогащен атомами карбидообразующих элементов (молибден, хром и вольфрам). Установлено, что атомы алюминия в исследуемом сплаве локализованы в виде частиц глобулярной формы (предположительно, оксиды алюминия), расположенных преимущественно на границах первичных зерен. Показано, что микротвердость наплавленного слоя изменяется в пределах от 5,2 ГПа до 6,6 ГПа при среднем значении 5,5 ГПа; параметр износа (величина, обратная износостойкости) $k = 1,5 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, коэффициент трения $\mu = 0,57$. Установлено, что модуль Юнга, выявленный при наноиндентировании, зависит от расстояния от поверхности наплавки и, на глубине 100 мкм составляет 240 ГПа до 345 ГПа (среднее значение модуля Юнга 266 ГПа), а на глубине 5000 мкм среднее значение модуля Юнга 275 ГПа (242-332 ГПа) [27, 135-138].

Осуществлена обработка импульсным электронным пучком образцов стали 30ХГСА с наплавленным слоем быстрорежущей стали Р18Ю, сформированным в среде азота и подвергнутому многократному высокотемпературному отпуску [40, 117]. Показано, с помощью высокоскоростного инфракрасного пирометра «Kleiber KGA 740 – LO», что максимальная температура на поверхности облучения составляла 2209 °С; в расплавленном состоянии поверхность облучения находится 56 мкс. Установлено, что электронно-пучковая высокоскоростная обработка наплавки сопровождается формированием в

поверхностном слое структуры сотового типа. В объеме сотов на границах зерен присутствует частично растворенный карбидный каркас, в объеме зерен наблюдается рельеф, характерный для мартенситного превращения стали. Методами микрорентгеноспектрального анализа выявлено кратное увеличение в поверхностном слое наплавки концентрации атомов алюминия и кислорода, формирующих, по всей видимости, частицы оксидной фазы. Облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком приводит к существенному (в 1,6 раза относительно наплавки в исходном состоянии) увеличению микротвердости поверхностного слоя. Толщина упрочненного слоя достигает 80 мкм. Высказано предположение, что упрочнение наплавленного слоя может быть обусловлено процессами, протекающими при высокоскоростной закалке поверхностного слоя (формирование мартенситной структуры с высокой плотностью дислокаций, формирование твердого раствора на основе кристаллической решетки железа, формирование субмикроразмерной зеренно-субзеренной структуры, выделение наноразмерных частиц карбидной фазы). Показано, что износостойкость наплавленного слоя, облученного импульсным электронным пучком, кратно (в 4,1 раза) превышает износостойкость наплавленного слоя в исходном состоянии. Высказано предположение, что увеличение износостойкости связано с формированием сотовой структуры, упрочненной включениями оксидов алюминия. Показано, что модуль Юнга, определяемый методами наноиндентирования наплавленного слоя, зависит от расстояния от поверхности наплавки, а также, при одинаковом расстоянии от поверхности наплавки, от места индентирования. А именно, на глубине 15 мкм среднее значение модуля Юнга составляет 212 ГПа (194 - 235 ГПа), а на глубине 100 мкм среднее значение модуля Юнга составляет 266 ГПа (256-287 ГПа).

Приведенные в этом параграфе результаты и их анализ свидетельствуют об эффективности повышения функциональных свойств наплавки быстрорежущими сталями P18 и P2M9 путем облучения высокоинтенсивными низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками.

1.9 Выводы из литературного обзора и постановка задачи исследования

1. История разработки и создания быстрорежущих сталей и изделий из них насчитывает вот уже более 100 лет. За это время к классическим быстрорежущим сталям P18 добавлены новые стали типа P6M5 и другие, в которых вольфрам заменён менее дефицитным и менее дорогостоящим молибденом.

2. Восстановление и повышение износостойкости деталей различного назначения в машиностроительной, горнодобывающей, металлургической и строительной отраслях промышленности может быть достигнуто путем наплавки быстрорежущими сталями.

3. Использование плазменной наплавки с применением азота в качестве легирующего элемента обеспечивает преимущество по эксплуатационным свойствам перед другими способами нанесения покрытий.

4. Изменение содержания углерода и легирующих элементов может обеспечить комплекс высоких параметров. Созданные в последнее время вольфраммолибденовые и молибденовые быстрорежущие стали типа P2M8 удовлетворяют конкретным потребностям различных отраслей промышленности.

Модифицирование поверхности и улучшение свойств поверхности покрытий связывают в последнее время с применением внешних энергетических воздействий, в частности, с использованием электронно-пучковой обработки.

Для выяснения физической природы модифицирования поверхностных слоев покрытий внешними энергетическими воздействиями необходимо исследование структурно-фазовых состояний и свойств методами современного физического материаловедения, в частности, просвечивающей электронной микроскопии.

Приведённый литературный обзор и выполненный анализ работ позволяет сформулировать цель и задачи исследования.

Цель и задачи исследования. Целью настоящей работы является выявление физической природы и закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и свойств покрытия молибденовой быстрорежущей стали M9,

сформированной плазменной дугой в среде азота и модифицированной высокотемпературным отпуском и электронно-пучковой обработкой.

Реализация этих целей потребовала решения следующих задач:

1. Исследование структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры механических и трибологических свойств плазменного покрытия в среде азота молибденовой быстрорежущей стали М9 на среднеуглеродистую сталь 30ХГСА в исходном состоянии.

2. Определение природы и закономерностей формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и трибологических и механических свойств поверхности покрытия после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки.

3. Электронно-микроскопический анализ формирования структурно-фазовых состояний интерфейса (переходной зоны) «покрытие-подложка» и свойств в исходном состоянии и после облучения электронными пучками.

4. Сопоставление результатов измерения микротвердости с данными структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры поверхностного слоя в исходном состоянии, после одно- и двухкратного отпуска и облучения электронными пучками и выявление физических причин образования упрочнённого слоя.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты исследования структурно-фазовых состояний и свойств быстрорежущей наплавки методами оптической и сканирующей микроскопии представлены в Главе 3, а просвечивающей – в Главе 4.

Образцы для исследований получали плазменной наплавкой в среде азота нетоковедущей порошковой проволокой системы MoCrCoC на сталь 30ХГСА. Химический состав стали 30ХГСА, % (по массе): С – 0,3; Cr – 0,9; Mn – 0,8; Si – 0,9; Fe – остальное. Химический состав наплавки М9, % (по массе): Мо – 8,85; Cr – 3,57; Со – 2,12; С – 1; V – 0,05; Si – 1,12; Mn – 0,56; Al – 1,05; Fe – остальное. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон высшего сорта (ГОСТ 10157-79) с расходом 6 – 8 л/мин, а защитного – технический азот (ГОСТ 9293-74) с расходом 20 – 22 л/мин. Коэффициент наплавки – 18–20 Г/А·ч; коэффициент разбрызгивания не более 3,5 %. Производительность наплавки 4 кг/ч. Режим плазменной наплавки на установке УД-417 приведен в Таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Режим наплавки сплава М9 на сталь 30ХГСА

Сварочный ток, А	Напряжение на дуге, В	Скорость наплавки, м/ч	Скорость подачи проволоки, м/ч	Смещение с зенита, мм	Длина дуги, мм
145-150	50-55	18	60	10-12	20

Исследования образцов наплавленного металла проводили в трех состояниях: 1 – после наплавки; 2 – после наплавки и высокотемпературного отпуска при температуре нагрева 580°С, время выдержки 1 ч, количество отпусков 2; 3 – после наплавки, высокотемпературного отпуска и последующего облучения импульсным электронным пучком. Облучение проводили на установке «СОЛО» при следующих параметрах: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см², длительность импульса пучка электронов 50 мкс, количество импульсов облучения 10 имп., частота следования

импульсов $0,3 \text{ с}^{-1}$, давление остаточной атмосферы (аргон) в рабочей камере установки $0,02 \text{ Па}$.

При плазменной наплавке источником низкотемпературной плазмы является электрический разряд в газе. Плазма, т.е. вещество, находящееся в ионизированном состоянии, образуется практически в любом дуговом разряде. Интенсифицировать процесс плазмообразования можно путем обдува дуги соосным потоком газа. Если же часть столба дуги при этом поместить в ограничивающий канал, то будет достигнута дальнейшая интенсификация процесса плазмообразования, так как сжатие столба дуги приводит к росту температуры газа и степени его ионизации. На этом принципе и основана конструкция большинства типов сварочных плазмотронов: устройств для получения низкотемпературной плазмы. Практически в сжатых дугах, используемых в сварочных процессах, степень ионизации газа составляет в зависимости от давления и температуры $1 - 10 \%$, а температура колеблется в пределах $5000-30000 \text{ }^\circ\text{C}$ [2, 31, 32].

В основе технологии плазменной наплавки лежит плазменно-дуговой нагрев наплавляемого материала и изделия. По отношению к наплавляемому изделию применяют два вида сжатой дуги: косвенного (рисунок 2.1, а) и прямого действия (Рисунок 2.1, б).

В первом случае нагрев вещества осуществляется струей, выделенной из дугового разряда вне действия электрического поля, во втором случае вещество находится одновременно и в плазменной струе, и в электрическом поле, являясь участком цепи тока. При нагреве сжатой дугой косвенного действия передача тепла веществу обусловлена теплопроводностью, конвекцией и излучением плазмы. При нагреве сжатой дугой прямого действия к указанным выше механизмам теплопередачи добавляется передача энергии веществу заряженными частицами,двигающимися в электрическом поле. Для наплавки используют, как правило, сжатую дугу постоянного тока прямой либо обратной полярности. Основными характеристиками сжатой дуги как источника тепла являются ее

эффективная тепловая мощность, определяющая количество тепла, вводимого в изделие за единицу времени, и распределение теплового потока по пятну нагрева.

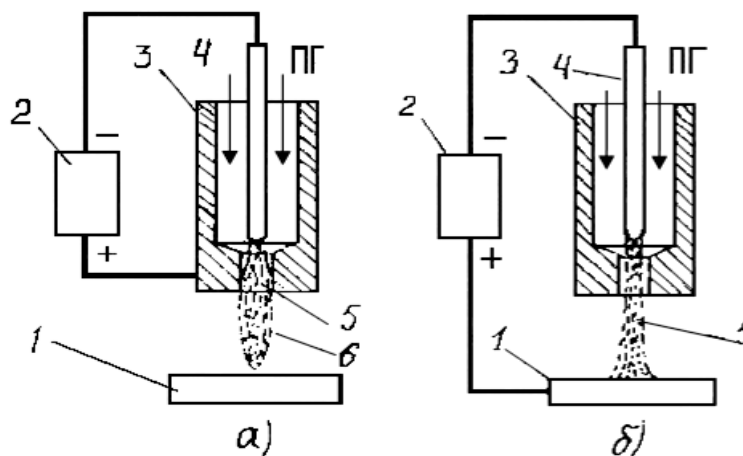


Рисунок 2.1 – Принципиальные схемы получения сжатых дуг: 1 – изделие; 2 – источник тока; 3 – плазмообразующее сопло; 4 – неплавящийся электрод; 5 – столб сжатой дуги; 6 – плазменная струя; ПГ – плазмообразующий газ

Распределение теплового потока в пятне нагрева сжатой дуги во многом определяет ее технологические особенности и область применения. Если вдали от источника тепла температурное поле в изделии не зависит от характера распределения теплового потока, то на расстояниях, соизмеримых с размерами пятна нагрева, распределение теплового потока существенно влияет на температурное поле, определяя геометрию наплавляемого валика, глубину проплавления основного металла, величину зоны структурных превращений. При наплавке в этой области развиваются процессы, изменяющие свойства основного и наплавленного металла у зоны оплавления и влияющие на кристаллизацию наплавленного металла, диффузионные процессы, образование прослоек, рост зерна аустенита.

Особенностью сжатой дуги как источника тепла является то, что ее тепловые и газодинамические характеристики могут легко регулироваться в широких пределах. Это обеспечивает решение многих технологических задач по восстановлению и упрочнению деталей машин и инструмента, приданию им особых эксплуатационных свойств. На основе использования в качестве

источника тепла сжатой дуги и наплавочных материалов в виде проволок и порошков разработано много способов плазменной наплавки, которые обладают большими возможностями регулирования теплового воздействия на изделие и наплавляемый металл и достаточно высокой производительностью [2, 31, 32].

Повышение интереса в нашей стране и за рубежом к плазменной наплавке как способу нанесения износостойких покрытий с целью упрочнения новых и восстановления изношенных деталей объясняется рядом преимуществ перед другими способами наплавки. Основными преимуществами являются высокая производительность, широкая возможность легирования наплавленного металла, возможность применения различных наплавочных металлов, большой диапазон регулирования ввода теплоты в основной и наплавляемый металлы, пригодность плазменной наплавки к автоматизации с применением электронной системы регулирования плазменного процесса. Перечисленные положительные стороны способов плазменной наплавки не только существенно расширяют технологические возможности их применения, но и позволяют получать значительный экономический эффект за счет наплавки слоев с минимальной глубиной проплавления и сохранения первоначальных физико-механических свойств при меньшем количестве наплавленного металла.

В разработанных в СибГИУ технологических процессах изготовления деталей машин и механизмов в качестве способа нанесения активного рабочего слоя предлагается использовать плазменную наплавку. Плазменная наплавка или наплавка сжатой дугой позволяет реализовать на практике первую стадию термического цикла, положенного в основу разработанных способов наплавки [2, 31, 32].

Большое влияние на технологические возможности процесса наплавки оказывает полярность сжатой дуги. Прямая полярность обуславливает низкую тепловую нагрузку на электрод плазмотрона, высокую пространственную устойчивость столба дуги, но при этом для получения хорошего смачивания поверхности изделия наплавляемым металлом и отсутствия в нем дефектов необходима тщательная подготовка поверхности изделия под наплавку.

Использование сжатой дуги обратной полярности позволяет устранить трудоемкие, усложняющие технологический процесс наплавки операции по предварительной очистке поверхности изделия. Очистка наплавляемой поверхности от загрязнений происходит в этом случае непосредственно в процессе наплавки за счет эффекта катодного распыления, и тем самым обеспечиваются необходимые условия смачиваемости поверхности изделия наплавляемым металлом и бездефектное формирование наплавленного слоя. При наплавке на обратной полярности достигается также меньшее разбавление наплавляемого металла основным.

Принцип действия плазмотрона для наплавки основан на сжатии электрической дуги, горящей между электродом плазмотрона и изделием внутри формирующего канала плазмообразующего сопла в проходящем через него плазмообразующим газе. Надежность их работы во многом определяет технологические возможности процесса наплавки и качество наплавляемого металла (Рисунок 2.2).



Рисунок 2.2 – Общий вид установки плазменной наплавки порошковыми проволоками УД-417

Выбор и расчет параметров режима для плазменной наплавки с нетоковедущей присадочной проволокой приведен в [2].

В этом процессе наплавки аргон используют только как плазмообразующий газ, а в качестве защитного газа применяют азот. Наплавочным материалом служит порошковая проволока, обеспечивающая получение наплавленного металла, близкого по составу к теплостойким быстрорежущим сталям. Полярность сжатой дуги – обратная [2].

Для исследований образцы после электроискровой резки механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте, а после этого электролитическим способом стравливали деформированный слой.

При проведении металлографического исследования применяли оптический микроскоп OLYMPUS GX-51. Образцы подвергали травлению 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты с выдержкой в нем в течение 10 с. Накопление карт, спектров профилей ЭДС осуществлялось на сканирующем электронном микроскопе КУКУ-ЕМ6900 с термоэмиссионным вольфрамовым катодом при заданных параметрах: ускоряющее напряжение 20 кВ; ток эмиссии 150 мкА; ток накала точки насыщения 2,4 А; рабочее расстояние между образцом и объективной линзой 15 мм.

Исследования структурно-фазовых состояний и дислокационной структуры проводились методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах с использованием электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ при рабочих увеличениях к колонне микроскопа от 15000 до 500000 крат. Фольги для просмотра в электронном микроскопе до толщины ~200 нм готовились с помощью установки JEOL Ion Slicer EM 09100IS (Япония).

Исследования микротвердости проводились методом Виккерса на приборе HVS-1000. Индентором служила четырехгранная алмазная пирамида, нагрузка на которую составляла 1Н.

Исследование твердости (нанотвердости) проводили на приборе ТТХ-ННТ при следующих параметрах: Частота регистрации данных 10,0 Гц, линейная нагрузка, максимальная нагрузка 50,00 мН, скорость нагружения 100,00 мН/мин,

скорость разгрузки 100,00 мН/мин, пауза 5,0 секунд., алмазная пирамида Берковича, нагрузка на индентор 0,1 Н.

Трибологические испытания осуществляли на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic) в условиях сухого трения при комнатной температуре при следующих параметрах испытаний: шарик из оксидной керамики состава Al_2O_3 диаметром 6 мм, радиус дорожки трения 2 мм, путь, пройденный контртелом, 100 м, нагрузка на индентор 10 Н.

Вакуумная электронно-пучковая установка «СОЛО» (Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск) показана на Рисунке 2.3, в основе которой лежит электронный источник с плазменным катодом на основе импульсного дугового разряда низкого давления с сеточной стабилизацией границы катодной плазмы.



Рисунок 2.3 – Вакуумная импульсная электронно-пучковая установка «СОЛО»

Вакуумная электронно-пучковая установка «СОЛО» представляет собой полностью автоматизированный исследовательский комплекс. В основе установки лежит оригинальный электронный источник с плазменным катодом,

функционирующий на базе импульсного дугового разряда низкого давления с сеточной стабилизацией. Главным конкурентным преимуществом источника является возможность плавного и независимого изменения параметров генерации пучка. Управление всеми системами (источник, вакуум, манипулятор) осуществляется компьютером. Использование низких энергий электронов (до 25 кэВ) исключает необходимость в дополнительной радиационной защите. Генерируемое рентгеновское излучение полностью поглощается стенками камеры из нержавеющей стали. Благодаря уникальным характеристикам источника с плазменным катодом, возможно прецизионное управление параметрами облучения для модификации поверхностных слоев (оплавление, структурирование); улучшения физико-механических свойств (твердость, износостойкость) за счет быстрых термических циклов; проведения экспериментов по воздействию концентрированных потоков энергии, что выводит установку по совокупности параметров на уровень, превосходящий зарубежные аналоги (Рисунок 2.3).

ГЛАВА 3. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО МОЛИБДЕНОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛЬЮ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ НА ПОДЛОЖКЕ

В этой главе основное внимание уделено изучению структуры и свойств поверхностного слоя, сформированного методом плазменной наплавки из молибденовой быстрорежущей стали в исходном состоянии, и их изменению после комплексной обработки (высокотемпературный отпуск + электронно-пучковая обработка). Основная цель заключается в исследовании структуры, фазового состава, а также механических характеристик модифицированных поверхностных слоев. Полученные результаты позволят оценить эффективность предложенного подхода и определить ключевые факторы, влияющие на формирование свойств материалов, что имеет важное значение для разработки новых технологий обработки и повышения надежности изделий.

3.1 Структура и свойства покрытия из молибденовой быстрорежущей стали, наплавленного плазменным методом на сталь 30ХГСА: исходное состояние

Кристаллизация слоя, полученного плазменной наплавкой на сталь 30ХГСА в среде азота быстрорежущей молибденовой стали, приводит к формированию поликристаллической структуры дендритного типа (Рисунок 3.1, а). Характерным элементом такой структуры являются протяженные прослойки второй фазы, располагающиеся вдоль границ зерен (так называемая карбидная сетка). Последующий двукратный высокотемпературный отпуск не приводит к разрушению зернограницных прослоек второй фазы (Рисунок 3.1, б) и сопровождается формированием в объеме зерен субструктуры, выявляемой при травлении.

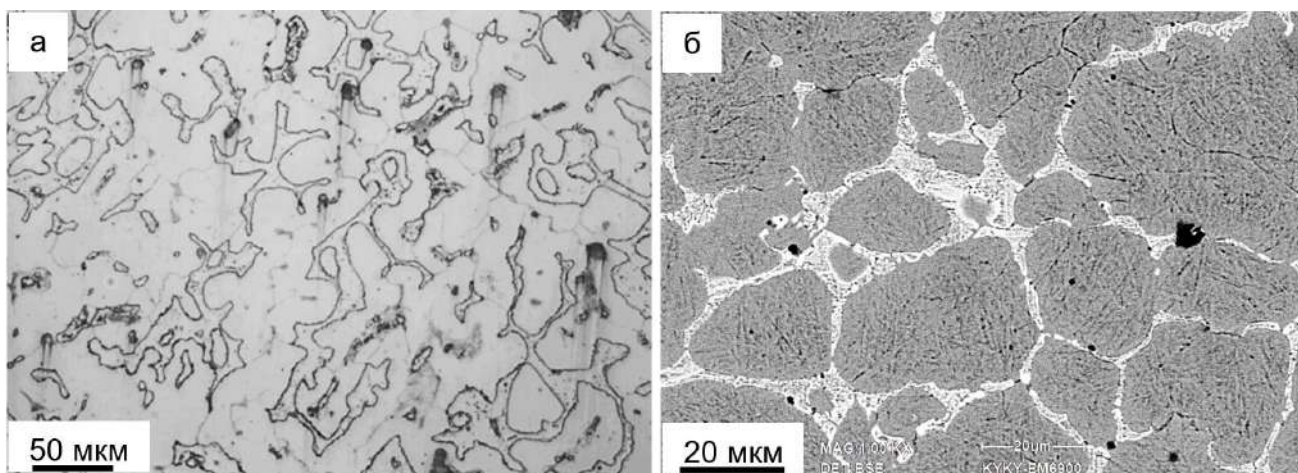


Рисунок 3.1 – Изображения структуры поверхности наплавленного слоя в исходном состоянии (а) и после двукратного высокотемпературного отпуска (б). Изображения получены методами сканирующей электронной микроскопии

Методами микрорентгеноспектрального анализа (метод картирования) было установлено, что протяженные прослойки второй фазы, расположенные вдоль границ зерен, обогащены преимущественно атомами молибдена (Рисунок 3.2, г). В структуре наплавленного слоя наблюдаются немногочисленные включения округлой формы, обогащенные атомами кремния (Рисунок 3.2, е), алюминия (Рисунок 3.2, ж) и кислорода (Рисунок 3.2, з).

Исследования элементного состава методами микрорентгеноспектрального анализа «по точкам» позволили уточнить распределение химических элементов поверхностного слоя наплавленного материала. Результаты исследований, представленные в Таблице 3.1 и на Рисунке 3.3, подтверждают неоднородное распределение химических элементов в наплавленном слое, выявленное методами картирования (Рисунок 3.2). К примеру, область 1 (Рисунок 3.3) обогащена исключительно атомами алюминия и кислорода, что позволяет говорить о присутствии в наплавленном слое частиц окиси алюминия.

Включения, указанные под №2 на Рисунке 3.3, обогащены преимущественно атомами кремния, алюминия, кислорода и углерода, что может указывать на присутствие в наплавленном слое включений алюмосиликатов.

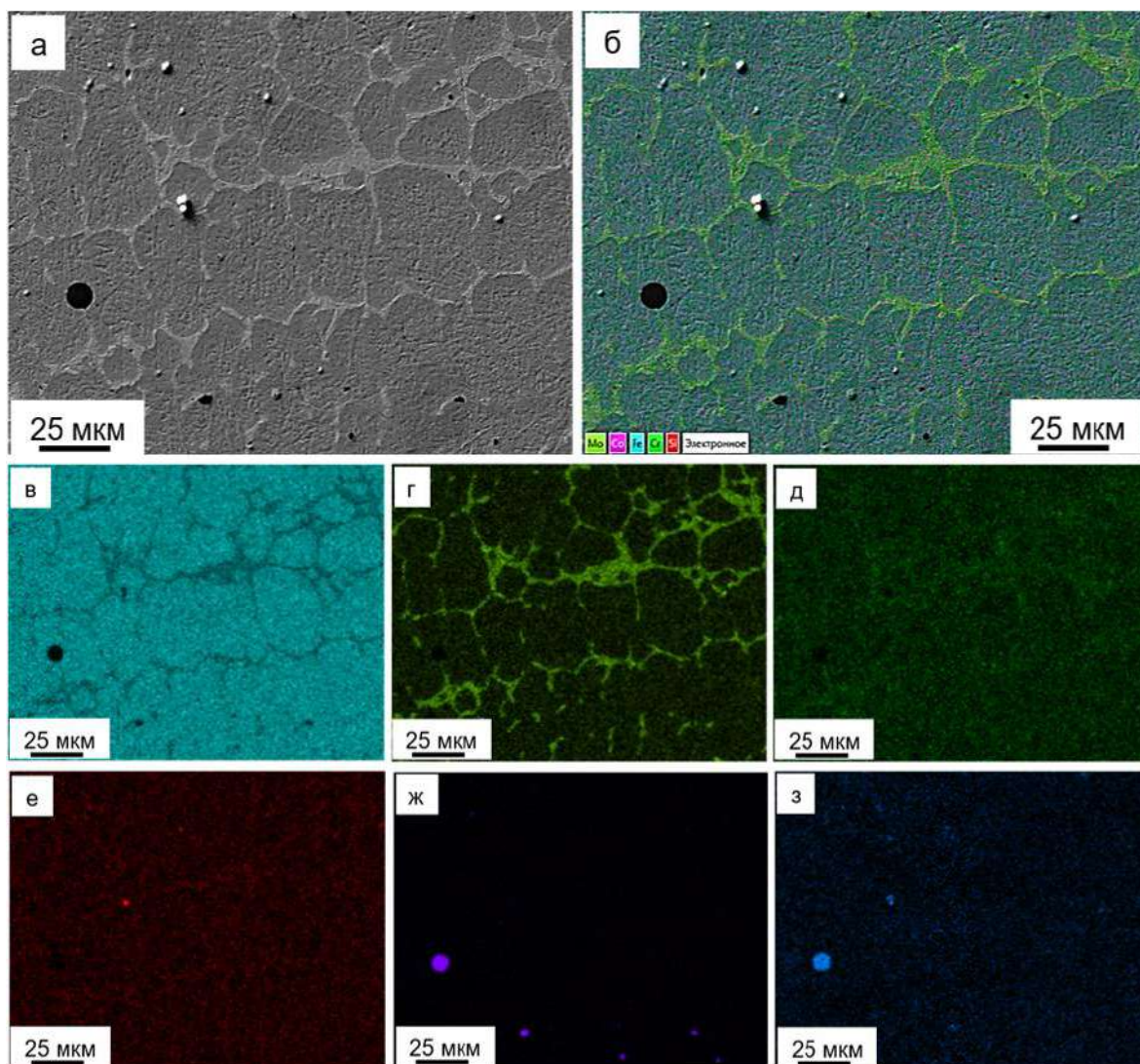


Рисунок 3.2 – Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя (а); б – з результаты анализа элементного состава наплавленного слоя (метод картирования): б – суммарная картина распределения элементов; в – з – изображение наплавленного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (в), Mo (г), Cr (д), Si (е), Al (ж), O (з)

Протяженные прослойки второй фазы, расположенные вдоль границ зерен (область 3 на Рисунке 3.3), обогащены преимущественно атомами углерода, хрома и молибдена, что свидетельствует о формировании вдоль границ зерен прослоек карбидной фазы. Подобный элементный состав (преимущественно атомы углерода, хрома, молибдена и железа) выявляется и в объеме зерен (Рисунок 3.3, участок 4).

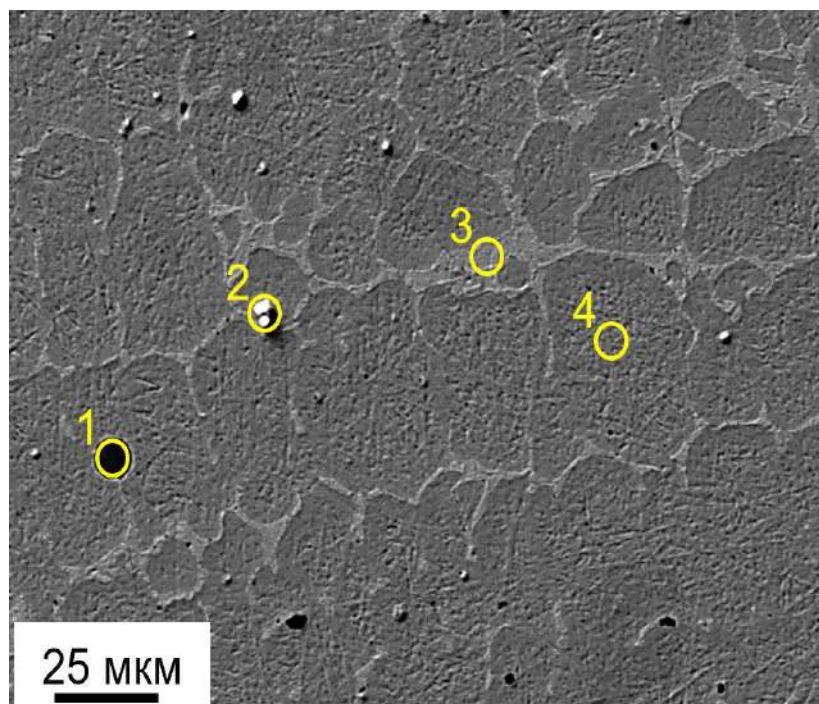


Рисунок 3.3 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности наплавленного материала; цифрами и значками обозначены области микрорентгеноспектрального анализа, результаты которого приведены в Таблице 3.1

Таблица 3.1 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава участков наплавленного слоя, обозначенных цифрами и значками на рисунке 3.3

Элемент	Состав, вес. %				
	Участок 1	Участок 2	Участок 3	Участок 4	В среднем по площади
C		8,06	7,08	7,64	5,06
O	41,35	36,07	2,01	1,91	2,16
Mg		0,78			0,17
Al	52,50	4,35		0,33	0,52
Si		20,87	1,38	1,09	1,15
S			1,21		0,27
V			0,31		0,07
K		0,64			0,14
Ca		3,94			0,88
Cr	0,33	1,29	5,18	3,14	3,64
Mn					0,58
Fe	5,82	20,01	57,97	80,51	74,03
Co					2,23
Mo		3,99	24,85	5,39	9,1

Таким образом, выполненные исследования, результаты которых представлены на Рисунке 3.2 и Рисунке 3.3, а также в Таблице 3.1, свидетельствуют о локализации в наплавленном слое ряда химических элементов, а именно, кислорода, молибдена, хрома, алюминия и кремния.

Исследование структуры поперечного сечения наплавленного слоя выявило существенное обогащение поверхностного слоя наплавленного материала атомами углерода и кислорода (Рисунок 3.4), что позволило предположить возможное формирование упрочненного оксикаридами поверхностного слоя.

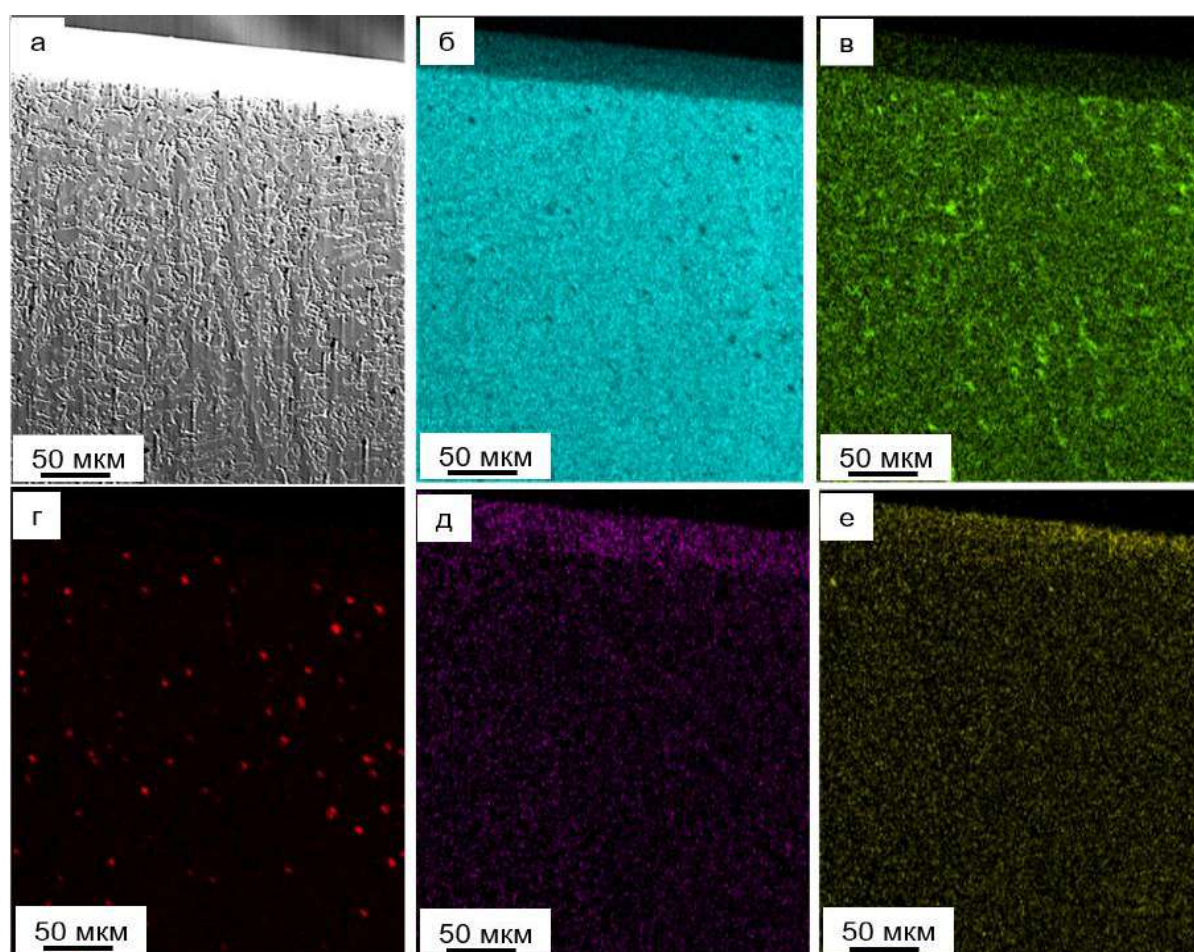


Рисунок 3.4 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного шлифа наплавленного слоя (а); б – е – изображения наплавленного слоя, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (б), Mo (в), Al (г), C (д), O (е)

3.2 Изменение структуры и свойств плазменного покрытия из молибденовой быстрорежущей стали на стали 30ХГСА после комплексной обработки (высокотемпературный отпуск + электронно-пучковая обработка)

Комплексная обработка наплавленного металла (высокотемпературный отпуск + электронно-пучковая обработка) сопровождается множественным преобразованием структуры поверхностного слоя. Во-первых, на поверхности модифицирования не выявляется структура дендритной кристаллизации, характерная для исходного состояния наплавленного слоя (Рисунок 3.5).

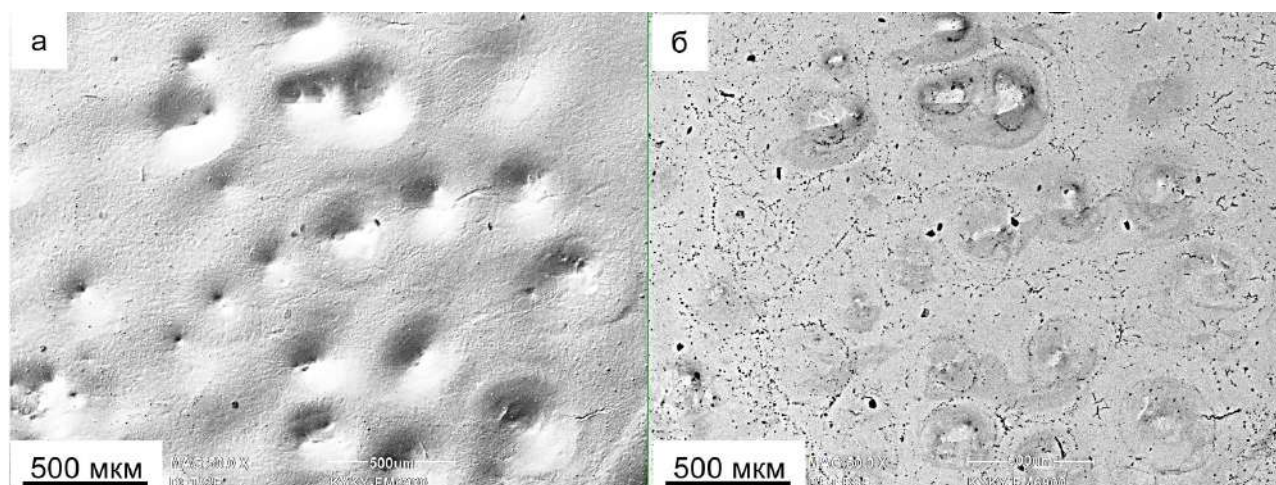


Рисунок 3.5 – Изображения структуры поверхности наплавленного слоя, сформировавшейся в результате комплексной обработки. Изображения получены методами сканирующей электронной микроскопии

Очевидно, что это обусловлено облучением материала импульсным электронным пучком. Действительно, тепловые расчеты, выполненные в работе [21], показали, что при выбранных параметрах пучка электронов (30 Дж/см^2 , 50 мкс , $0,3 \text{ с}^{-1}$) при одном импульсе воздействия на поверхности железа (основной металл наплавленного слоя) достигается температура $\approx 3000 \text{ К}$, существенно превышающая температуру плавления металла. Поверхностный слой толщиной $\approx 8,7 \text{ мкм}$ находится в расплавленном состоянии $\approx 55 \text{ мкс}$. Сверхвысокие скорости

кристаллизации способствуют формированию мелкозернистой структуры поверхностного слоя с образованием закалочной структуры.

Во-вторых, поверхность наплавленного материала, облученного импульсным электронным пучком, характеризуется наличием микрократеров (Рисунок 3.5, а). В многочисленных публикациях [22, 25, 26, 139, 140] наглядно показано, что воздействие концентрированных потоков энергии (лучи лазера, мощные ионные и интенсивные импульсные электронные пучки, потоки плазмы и т.д.) на металлические материалы сопровождается существенным преобразованием рельефа поверхности и, в первую очередь, ее шероховатости. Образование кратеров может протекать в силу целого ряда причин: (1) в результате локального плавления, вскипания и испарения поверхностного слоя вследствие имеющейся в обрабатываемом материале неоднородности фазового состава; (2) наличия газовых примесей и выход на расплавленную поверхность пузырьков газа; (3) наличия неоднородностей плотности пучка ионов или электронов в импульсе, в том числе вследствие его расслоения («филаментации»); (4) преимущественного протекания тока по пикам шероховатости поверхности и некоторых других.

В-третьих, облучение наплавленного металла импульсным электронным пучком сопровождается формированием на поверхности обработки включений округлой формы микронных размеров, располагающихся по границам зерен и вблизи кратеров (Рисунок 3.5, б).

В-четвертых, облучение наплавленного металла импульсным электронным пучком сопровождается формированием мелкозернистой структуры, размер зерен которой изменяется в пределах (4 – 6) мкм (Рисунок 3.6, а). В объеме зерен наблюдается субструктура пластинчатого типа, характерная для мартенситной структуры (Рисунок 3.6, б). Следует отметить наличие по границам зерен микротрещин (Рисунок 3.6, б, микротрещины указаны стрелками), что свидетельствует о формировании и последующей релаксации упругих напряжений в поверхностном слое наплавки.

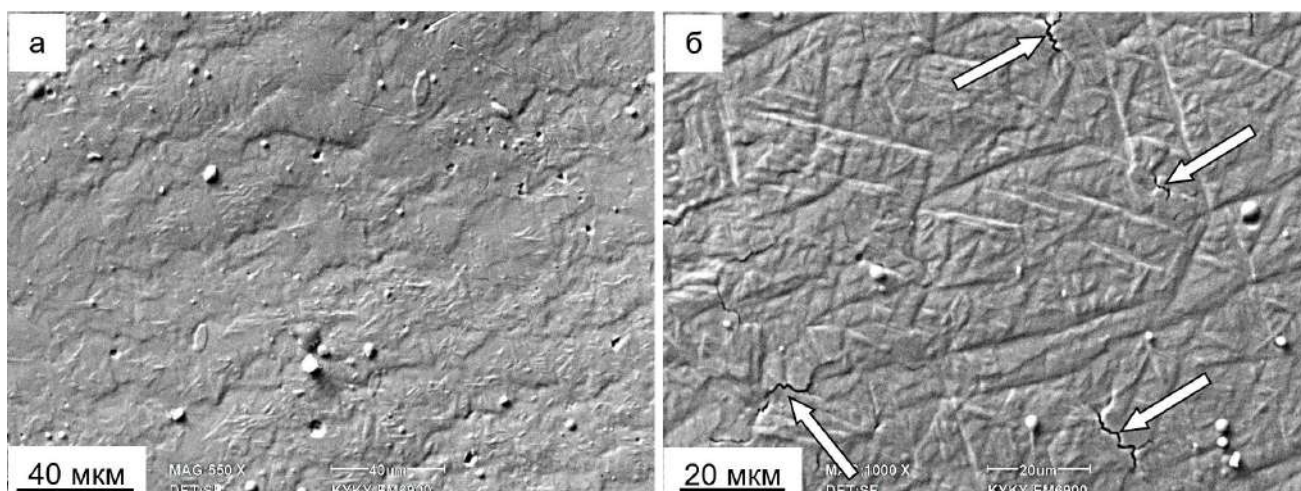


Рисунок 3.6 – Зеренная и субзеренная структура поверхностного слоя наплавленного металла, сформировавшаяся в результате комплексной обработки. Стрелками указаны микротрещины

Элементный состав и распределение элементов в полученном плазменной наплавкой поверхностном слое, подвергнутом комплексной обработке, изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. Методами картирования было установлено, что включения второй фазы округлой формы (Рисунок 3.5, б), обогащены преимущественно атомами алюминия (Рисунок 3.7, д) и кислорода (Рисунок 3.7, е). Это позволяет предположить, что данные включения являются оксидами алюминия. Остальные химические элементы, формирующие наплавленный материал, распределены в поверхностном слое однородно.

Элементный состав поверхностного слоя наплавки, выявленный методами микрорентгеноспектрального анализа (Таблица 3.2), показал наличие химических элементов, соответствующих паспортному составу данного сплава.

Очевидно, что изменение элементного состава материала наплавленного слоя после комплексной обработки (отпуск и облучение электронным пучком) может свидетельствовать о зависимости структурно-фазового состояния системы «наплавка/подложка» от расстояния до подложки.

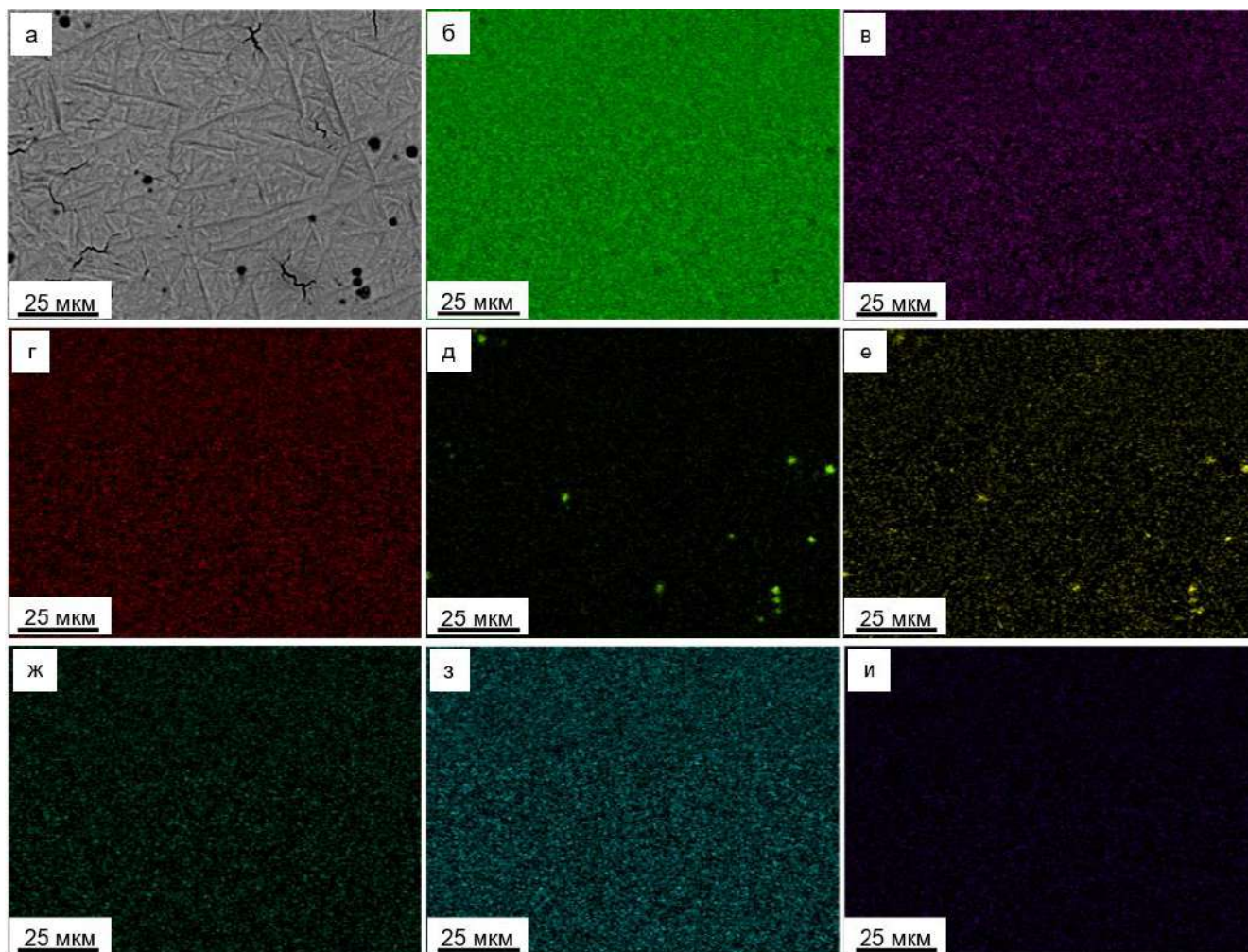


Рисунок 3.7 – Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя (а); (б) – изображение наплавленного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (б), Mo (в), Cr (г), Al (д), O (е), Si (ж), Co (з), Mn (и)

Таблица 3.2 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава участка наплавленного слоя

Суммарный спектр карты				
Элемент	Тип линии	Вес. %	Сигма вес. %	Атом. %
C	K-серия	5,32	0,20	20,90
Al	K-серия	1,73	0,03	3,02
Si	K-серия	0,15	0,02	0,24
Cr	K-серия	3,37	0,03	3,06
Mn	K-серия	0,31	0,03	0,26
Fe	K-серия	80,43	0,19	67,89
Co	K-серия	1,17	0,05	0,94
Mo	L-серия	7,52	0,07	3,69
Всего		100		100

Однородность распределения химических элементов, формирующих поверхностный слой наплавленного материала, анализировали методами картирования. Выполненные исследования, результаты которых представлены на Рисунке 3.8, свидетельствуют о локализации ряда химических элементов, а именно, молибдена, хрома, алюминия и кремния.

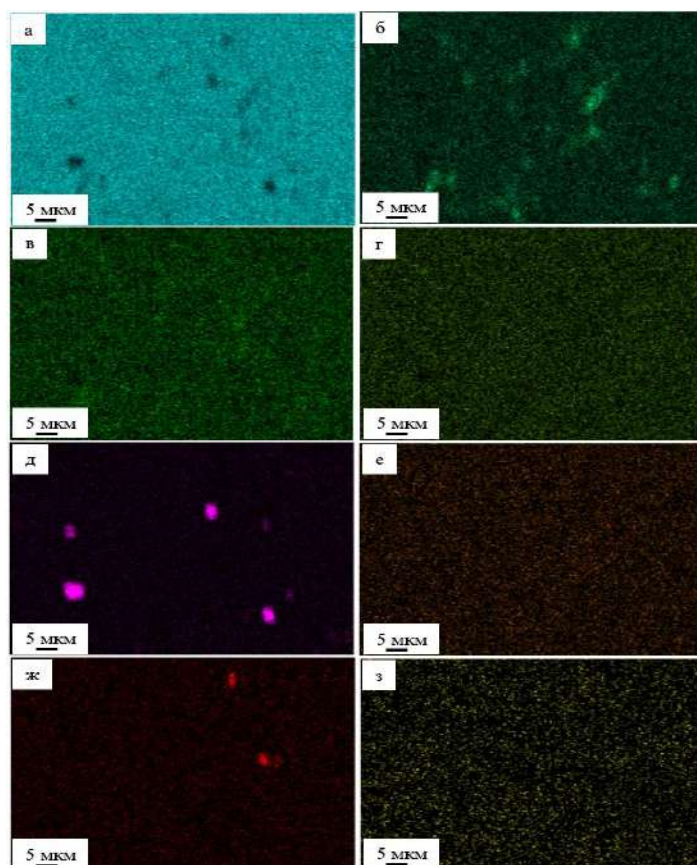


Рисунок 3.8 – Распределение химических элементов наплавленного слоя, выявленное методами картирования: Fe (а), Mo (б), Cr (в), Co (г), Al (д), Mn (е), Si (ж), C (з)

Характерное изображение структуры наплавленного слоя после двукратного высокотемпературного отпуска, полученное в характеристическом излучении химических элементов, формирующих наплавленный слой, представлено на Рисунке 3.9. Отчетливо видно, что протяженные прослойки второй фазы, присутствующие в исходной наплавке и в наплавке после отпуска, обогащены преимущественно атомами молибдена (Рисунок 3.9, г). Включения округлой формы, наблюдающиеся в структуры наплавленного слоя, обогащены

атомами кремния (Рисунок 3.9, е), алюминия (Рисунок 3.9, ж) и кислорода (Рисунок 3.9, з). Последнее позволяет предполагать присутствие в наплавленном слое оксидов алюминия и оксидов кремния.

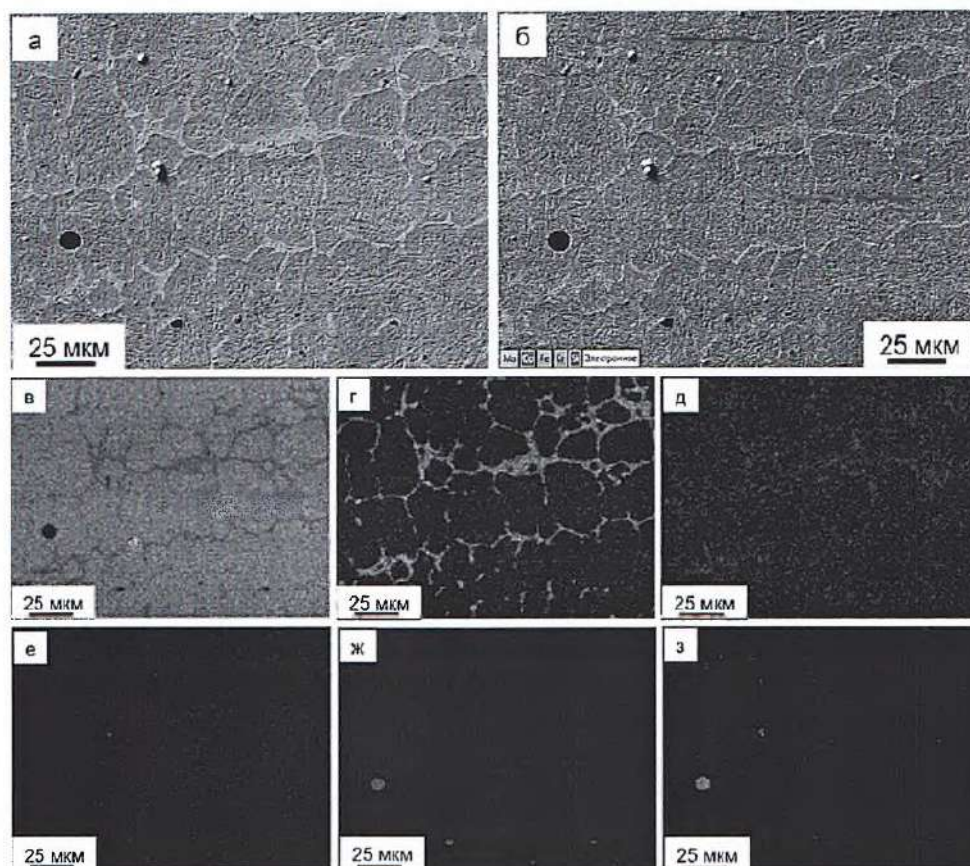


Рисунок 3.9 – Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя (а); б – з результаты анализа элементного состава наплавленного слоя (метод картирования): б – суммарная картина распределения элементов; в – з - изображение наплавленного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (в), Mo (г), Cr (д), Si (е), Al (ж), O (з). Наплавка после двукратного высокотемпературного отпуска

Облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком приводит к существенному изменению распределения легирующих элементов в поверхностном слое наплавки. Методами картирования было установлено, что основные химические элементы, формирующие наплавленный материал, распределены в поверхностном слое наплавки однородно (Рисунок 3.10, б-г). Неоднородность в распределении атомов алюминия и кислорода имеет обратную тенденцию, т.е. усиливается.

Результаты элементного анализа, представленные на Рисунке 3.10, свидетельствуют о том, что включения округлой формы, тяготеющие к областям наплавленного металла с кратерами (Рисунок 3.11), обогащены атомами алюминия и кислорода.

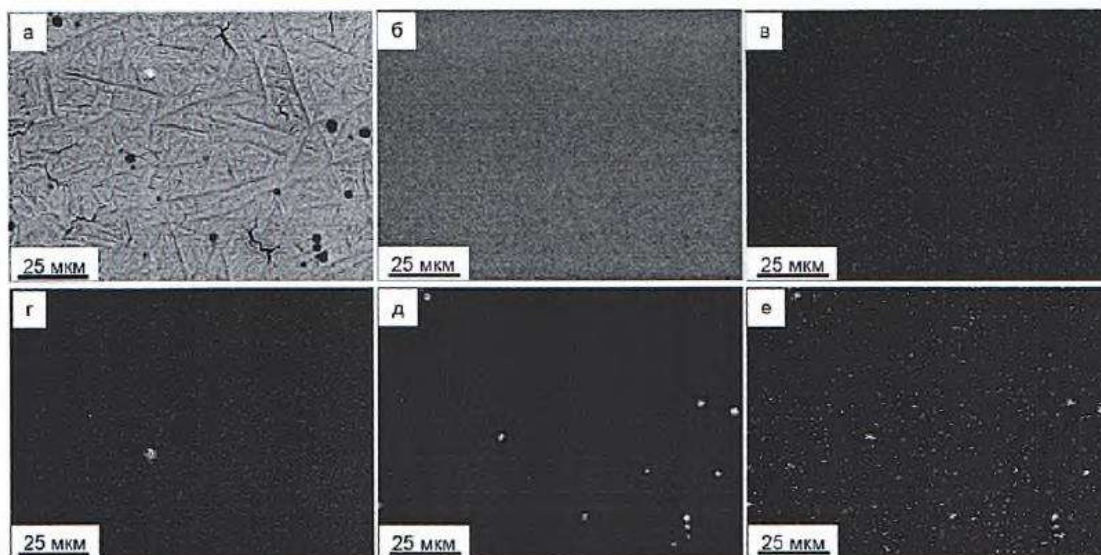


Рисунок 3.10 – Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя (а); б – е - изображение наплавленного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (б), Mo (в), Cr (г), Al (д), O (е)

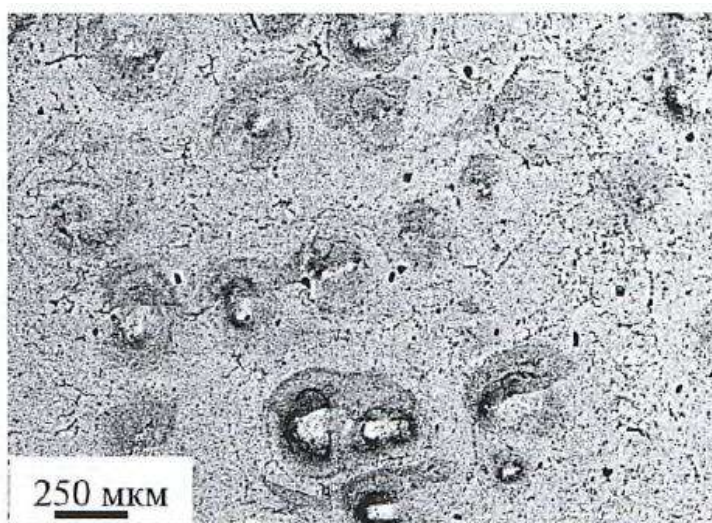


Рисунок 3.11 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности наплавленного слоя, сформировавшейся в результате облучения импульсным электронным пучком

Исследования элементного состава методами микрорентгеноспектрального анализа «по точкам» позволили уточнить распределение химических элементов поверхностного слоя наплавленного материала. Результаты исследований, представленные на Рисунке 3.12 и в Таблице 3.3, подтверждают неоднородное распределение химических элементов в наплавленном слое, выявленное методами картирования (Рисунок 3.10).

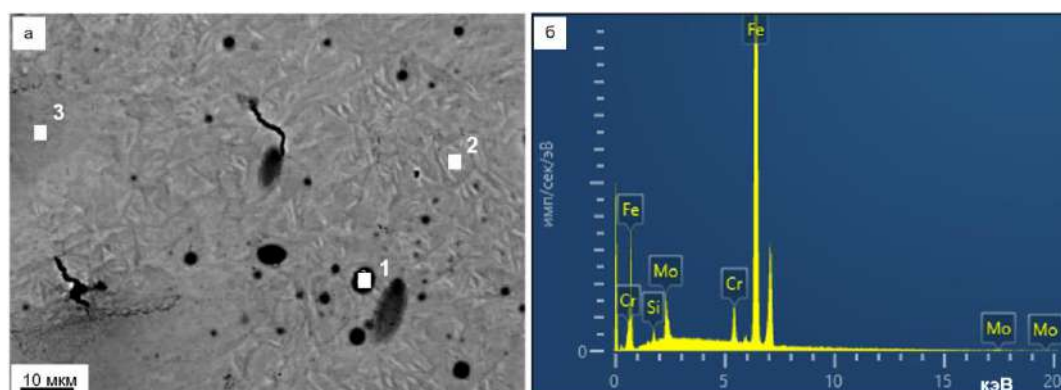


Рисунок 3.12 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности наплавленного материала, сформировавшейся в результате комплексной обработки; на (а) обозначены области микрорентгеноспектрального анализа, результаты которого приведены в Таблице 3.3. Энергетический спектр (б) получен с области № 3

К примеру, область 1 (Рисунок 3.12, включения округлой формы) обогащена исключительно атомами алюминия, азота и кислорода, что позволяет говорить о присутствии в наплавленном слое частиц оксинитридов алюминия. Область № 2 (область в объеме зерна) на Рисунке 3.12, обогащена преимущественно атомами железа, что может указывать на формирование твердого раствора практически всех легирующих элементов в кристаллической решетке на основе железа. Область № 3 на Рисунке 3.12 (область кратера, сформировавшегося при облучении поверхностного слоя импульсным электронным пучком), обогащена (помимо атомов железа) преимущественно атомами молибдена, хрома, кремния и магния, что может указывать на причину кратерообразования в наплавленном слое – наличие в материале легкоплавких

включений указанного элементного состава. Таким образом, выполненные исследования, результаты которых представлены на Рисунке 3.10 и Рисунке 3.12, а также в Таблице 3.3, свидетельствуют о формировании, в результате облучения импульсным электронным пучком, химически квазиоднородного поверхностного слоя, основным ликвирующим элементом которого является алюминий.

Таблица 3.3 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава участков наплавленного слоя, обозначенных цифрами и значками на Рисунке 3.12

Элемент	Область 1		Область 2		Область 3		С площади	
	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %
N	7,87	14,32	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
O	19,38	30,87	3,46	10,98	0,0	0,0	1,94	6,45
Mg	0,0	0,0	0,69	1,43	0,64	1,46	0,42	0,93
Al	44,33	41,86	2,12	3,99	1,13	2,33	0,98	1,93
Si	0,53	0,48	1,18	2,14	1,6	3,18	1,36	2,58
Ca	0,66	0,42	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Cr	1,17	0,57	3,36	3,28	3,66	3,93	3,42	3,5
Mn	0,0	0,0	0,69	0,63	0,0	0,0	0,73	0,71
Fe	23,93	10,92	79,3	72,03	83,74	83,72	82,07	78,18
Co	0,0	0,0	1,98	1,7	0,0	0,0	2,01	1,82
Mo	2,13	0,56	7,21	3,81	9,23	5,37	7,06	3,92

Исследование структуры поперечного сечения наплавленного слоя позволило провести анализ изменения элементного состава и дефектной субструктуры материала по глубине. Представленные в Таблице 3.4 и на Рисунке 3.13 результаты свидетельствуют о том, что, исключая железо, основными химическими элементами наплавленного материала являются углерод, молибден и хром. Относительное содержание всех элементов, исключая углерод и кислород и марганец, снижается по мере приближения к зоне контакта наплавленного материала и подложки.

Таблица 3.4 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава слоев наплавленного металла, расположенных на различном расстоянии от поверхности наплавки

Элемент	Состав, вес. %			
	Поверхностный слой толщиной 350 мкм	Слой на глубине 1 мм	Слой на глубине 3 мм	Слой контакта с подложкой
C	7,01	5,56	7,09	7,37
O	1,6	0,97	0,0	1,22
Al	1,45	1,5	1,28	0,58
Si	0,16	0,12	0,19	0,33
Cr	3,32	3,37	3,26	1,19
Mn	0,3	0,32	0,51	1,02
Fe	77,88	79,73	79,46	85,24
Co	1,12	1,2	1,09	0,58
Mo	7,16	7,22	7,12	2,47

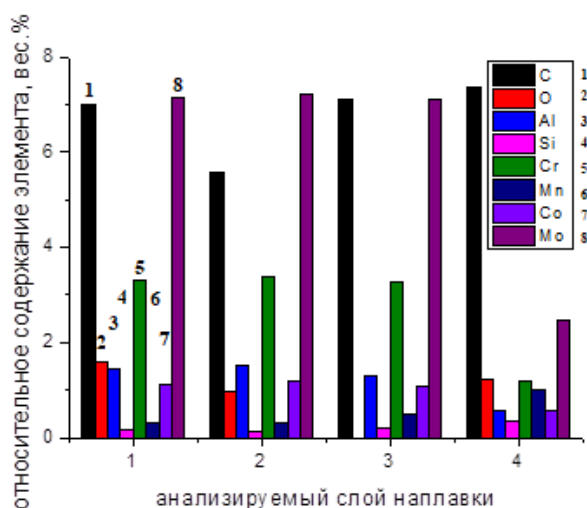


Рисунок 3.13 – Относительное содержание химических элементов в слоях, расположенных на различном расстоянии от поверхности наплавки: 1 – поверхностный слой толщиной 350 мкм; 2 – слой, расположенный на глубине 1 мм; 3 – на глубине 3 мм; 4 – в зоне контакта с подложкой

Проведенные исследования микротвердости полированной поверхности наплавленного слоя выявили существенное влияние комплексной обработки на данную характеристику материала. Представленные на Рисунке 3.14 результаты показывают, что дополнительная термическая обработка, сочетающая высокотемпературный печной отпуск и облучение в вакууме импульсным

электронным пучком, приводит к существенному (более чем в 1,5 раза) увеличению микротвердости предварительно полированной поверхности образца.

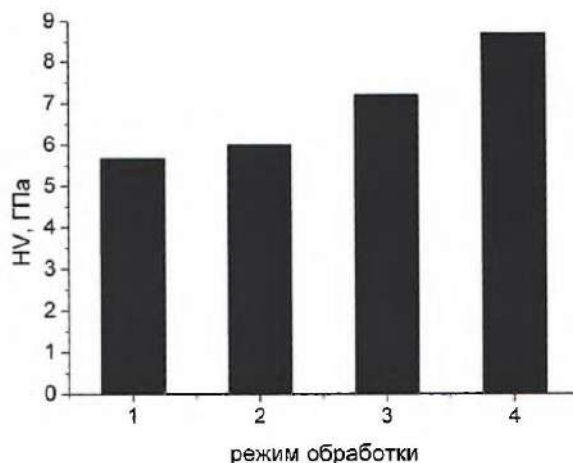


Рисунок 3.14 – Микротвердость поверхности наплавленного слоя, характерная для различных режимов обработки: 1 – исходное состояние наплавленного слоя; 2 – состояние после однократного отпуска; 3 – состояние после двукратного отпуска; 4 – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

Следует также отметить, что дополнительная термическая обработка (двукратный отпуск и последующее облучение импульсным электронным пучком) наплавленного слоя сопровождается многократным (в 7,1 раза, по отношению к исходному состоянию наплавки) повышением уровня однородности микротвердости поверхностного слоя материала. Сопоставляя результаты механических испытаний (определение микротвердости) с результатами исследования структуры и элементного состава поверхностного слоя, подвергнутого комплексной обработке, можно предположить, что одной из причин образования в результате комплексной обработки упрочненного слоя толщиной до 100 мкм является формирование мелкозернистой структуры, в объеме зерен которой присутствует мартенситная субструктура. Очевидно, что результаты, полученные при определении микротвердости, свидетельствуют о зависимости структурно-фазового состояния системы «наплавка/подложка» от расстояния до подложки, определяемого, в том числе, элементным составом материала.

На боковой предварительно полированной поверхности поверхностного слоя выявлен профиль микротвердости наплавленного слоя на различных этапах обработки (Рисунок 3.15).

Установлено, что профиль микротвердости наплавленного слоя в исходном состоянии (Рисунок 3.15, кривая 1) может быть условно разбит на два участка, а именно, поверхностный слой (слой I) толщиной 1 мм, микротвердость которого изменяется в пределах от 5,51 ГПа до 5,66 ГПа (при среднем значении 5,62 ГПа), и слой II, характеризующийся резко снижающимся (от 5,57 ГПа до 3,1 ГПа на границе контакта с подложкой) значением микротвердости (Рисунок 3.16, а).

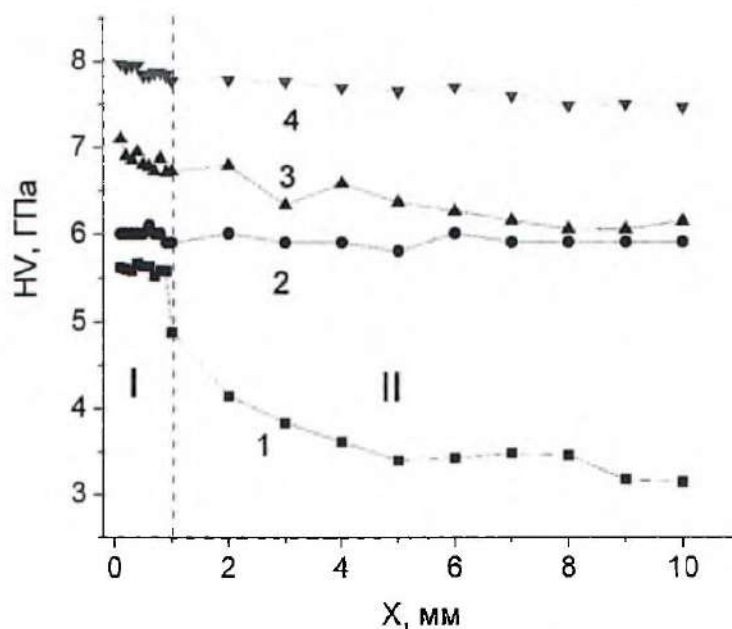


Рисунок 3.15 – Профиль микротвердости системы «покрытие (быстрорежущая молибденовая сталь)/(сталь 30ХГСА) подложка»: 1– исходное состояние наплавленного слоя; 2 – состояние после однократного отпуска; 3 – состояние после двукратного отпуска; 4 – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

Высокотемпературный отпуск приводит к выравниванию твердости по глубине наплавленного слоя. А именно, после первого отпуска наплавленного слоя (при изменении расстояния от поверхности наплавки 0,1 – 10 мм) микротвердость материала изменяется в пределах 6,1 – 5,8 ГПа; после второго отпуска – в пределах 6,1 – 7,1 ГПа; после дополнительного облучения

импульсным электронным пучком – в пределах 7,5 – 8,0 ГПа. Следует также отметить, что облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком приводит к формированию упрочненного поверхностного слоя толщиной -100 мкм (Рисунок 3.16, б). Как установлено в предшествующих исследованиях (включая работы по лазерной обработке) [2, 27, 36, 138], основная причина этого явления – закалочные эффекты. Они возникают из-за сверхбыстрого нагрева и последующего охлаждения, что провоцирует интенсивное дробление зерен и субзеренных структур, делая материал более твердым и прочным, что является классическим механизмом повышения прочностных свойств металлов, подтвержденным экспериментами с электронными пучками и лазерами.

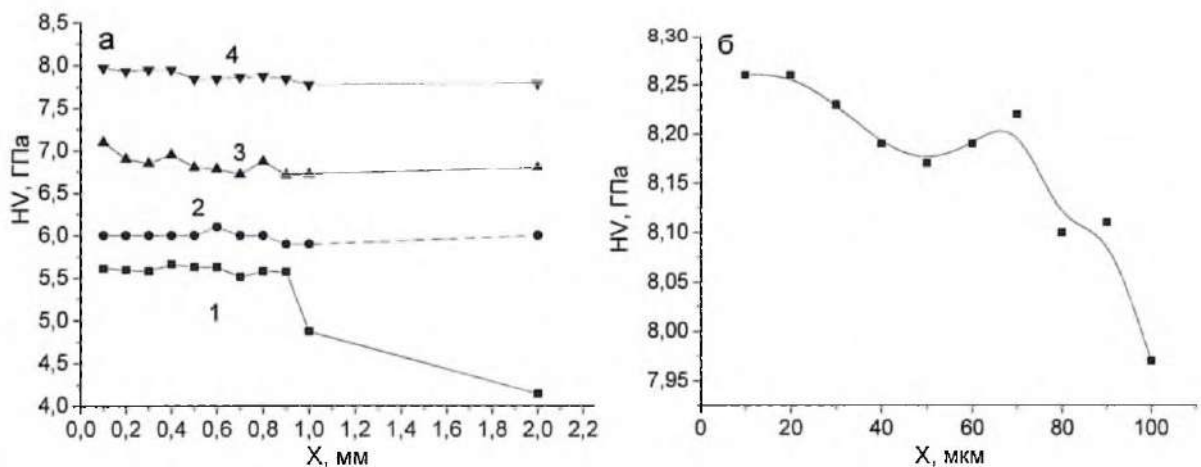


Рисунок 3.16 – Профиль микротвердости наплавленного слоя: (а) 1 – исходное состояние наплавленного слоя; 2 – состояние после однократного отпуска; 3 – состояние после двукратного отпуска; 4 – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком; (б) – профиль микротвердости поверхностного слоя наплавки после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

Таким образом, комплексная обработка (высокотемпературный отпуск и последующее облучение импульсным электронным пучком) сопровождается формированием равнопрочного наплавленного слоя, микротвердость которого существенно превышает микротвердость наплавки в исходном состоянии. Сопоставляя результаты, представленные на Рисунке 3.15 и Рисунке 3.16, можно отметить, что после комплексной обработки среднее значение микротвердости,

измеренной на поверхности облучения (8,7 ГПа) превышает микротвердость приповерхностного слоя толщиной 20 мкм (8,3 ГПа), что может указывать на формирование в поверхностном слое после облучения материала импульсным электронным пучком сжимающих остаточных напряжений.

Подводя итоги вышесказанного, обозначим, что с использованием метода плазменной наплавки в среде азота быстрорежущей молибденовой стали на стали 30ХГСА был сформирован слой толщиной до 9 – 10 мм. Наплавленный слой подвергли термической обработке, включающей двукратный высокотемпературный отпуск и последующее облучение импульсным электронным пучком. Установлено, что такая обработка приводит к формированию равнопрочного наплавленного слоя, микротвердость которого значительно превышает показатели исходного состояния наплавки. Облучение импульсным электронным пучком вызывает локальное плавление и закалку поверхностного слоя, что приводит к формированию мелкозернистой структуры с размером зерен 4–6 мкм и субструктуры пластинчатого типа, характерной для мартенсита.

Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что после обработки в поверхностном слое наблюдается перераспределение легирующих элементов. Основные элементы, такие как молибден, хром, кремний и алюминий, формируют химически однородную матрицу. Однако локализация алюминия и кислорода в виде оксидов и оксинитридов алюминия указывает на образование включений округлой формы, преимущественно вблизи кратеров, образованных при облучении.

Таким образом, комплексная обработка позволяет значительно улучшить механические свойства и структуру наплавленного слоя. Высокая микротвердость, однородность и улучшенные структурные характеристики делают этот метод перспективным для применения в различных отраслях, требующих материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками.

ГЛАВА 4. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ СИСТЕМЫ «ПОКРЫТИЕ (БЫСТРОРЕЖУЩАЯ МОЛИБДЕНОВАЯ СТАЛЬ)/(СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ) ПОДЛОЖКА», СФОРМИРОВАННОЙ ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ

Настоящая глава посвящена анализу результатов, полученных при исследовании структуры и свойств наплавленного плазменным методом на сталь 30ХГСА слоя стали М9. Анализируются результаты, полученные при исследовании наплавленного слоя, находящегося в исходном состоянии (Раздел 4.1), в состоянии после двухкратного высокотемпературного отпуска (Раздел 4.2), в состоянии после дополнительного облучения низкоэнергетическим (до 20 кэВ) импульсным электронным пучком (Раздел 4.3).

4.1 Структура и свойства плазменного покрытия молибденовой быстрорежущей стали в исходном состоянии.

Профиль твердости и модуля Юнга наплавленного слоя, определенный при нагрузке на индентор 0,1 Н, представлен на Рисунке 4.1.

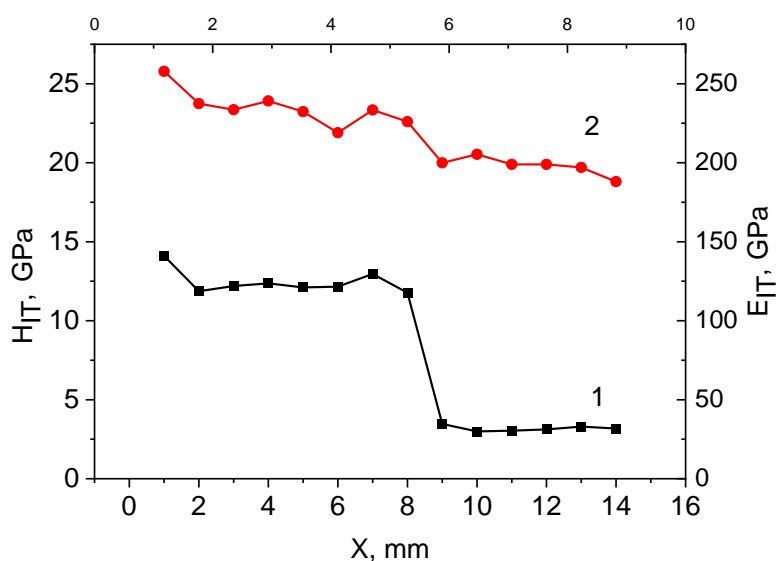


Рисунок 4.1 – Профиль твердости $H_{ГТ}$ (кривая 1) и модуля Юнга $E_{ГТ}$ (кривая 2) наплавленного слоя и подложки

Отчетливо видно, что твердость наплавленного материала в приповерхностном слое достигает 14,1 ГПа при среднем значении по толщине наплавки 12,4 ГПа. Твердость подложки средняя составляет 3,2 ГПа и существенно (в 3,9 раза) отличается от твердости наплавленного металла. Модуль Юнга также максимален (257,9 ГПа) в приповерхностном слое наплавки и сравнительно плавно снижается до 190 ГПа в подложке.

Результаты трибологических испытаний подложки и наплавленного металла в исходном состоянии приведены на Рисунке 4.2 и Рисунке 4.3.

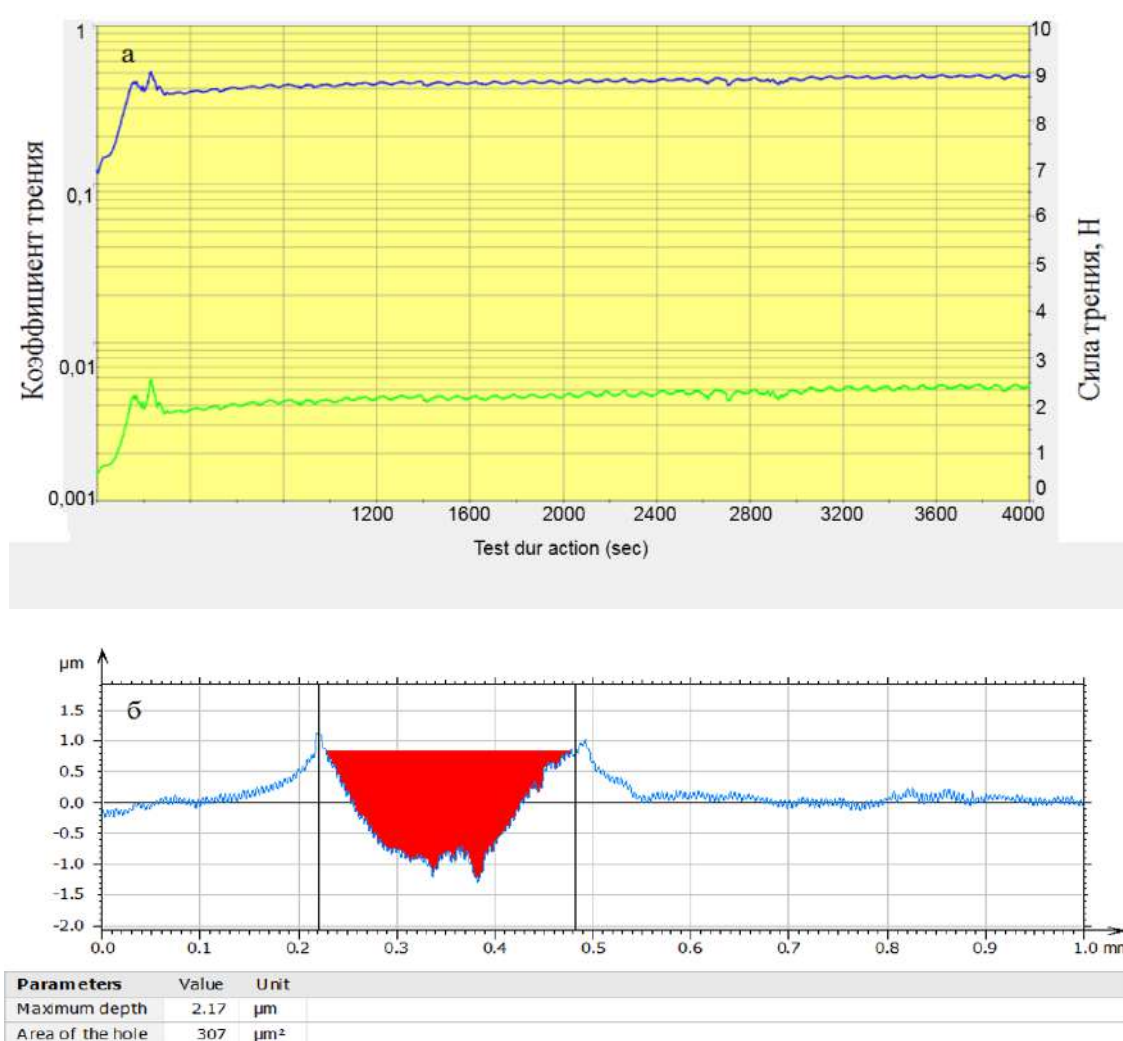


Рисунок 4.2 – Результаты трибологических испытаний стали 30ХГСА (подложка):
 а – зависимость коэффициента трения и силы трения от времени испытаний;
 б – профиль дорожки трения

Трибологические испытания показали, что параметр износа стали 30ХГСА $k = 10,0 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$; коэффициент трения $\mu = 0,44$; параметр износа металла

наплавленного слоя $k = 2,04 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$; коэффициент трения наплавленного металла $\mu = 0,75$.

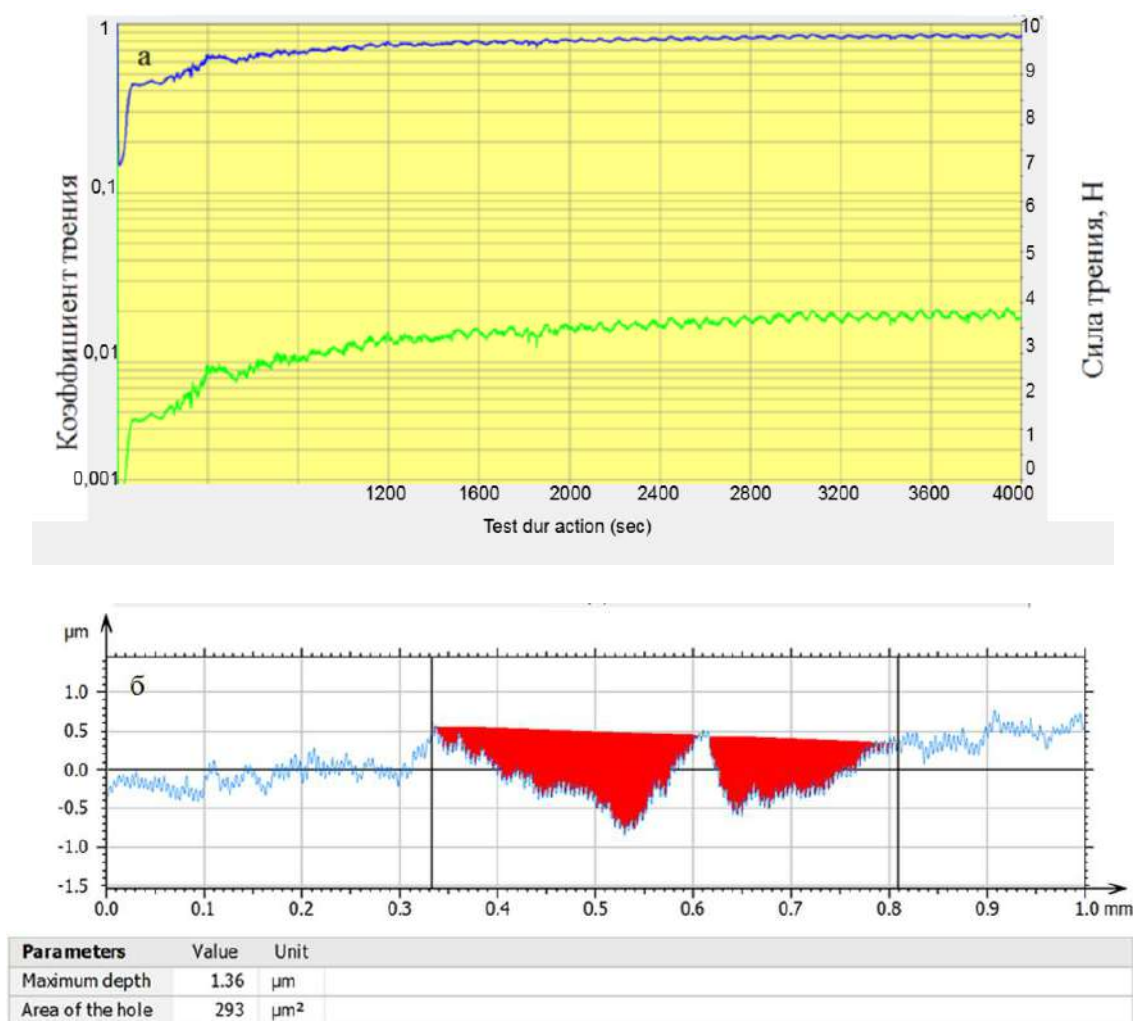


Рисунок 4.3 – Результаты трибологических испытаний наплавленного металла (покрытие): а – зависимость коэффициента трения и силы трения от времени испытаний; б – профиль дорожки трения

Кристаллизация слоя, полученного плазменной наплавкой, приводит к формированию поликристаллической структуры, представленной зернами α -фазы (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа) и зернами эвтектики (Рисунок 4.4).

Элементный состав наплавленного слоя определяли методами микрорентгеноспектрального анализа. Характерное изображение энергетических спектров, полученных с наплавленного металла, приведено на Рисунке 4.5.

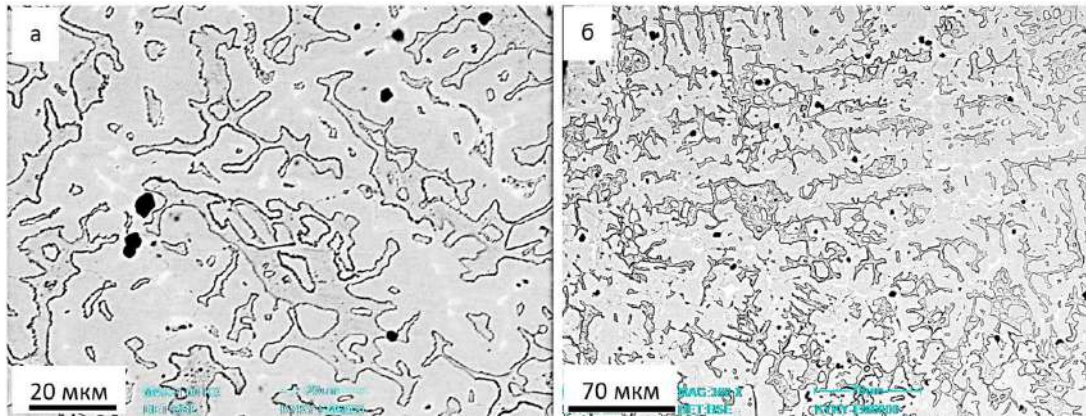


Рисунок 4.4 – Структура травленого шлифа поверхности (а) и поперечного шлифа приповерхностного слоя (б) наплавленного металла.
Сканирующая электронная микроскопия

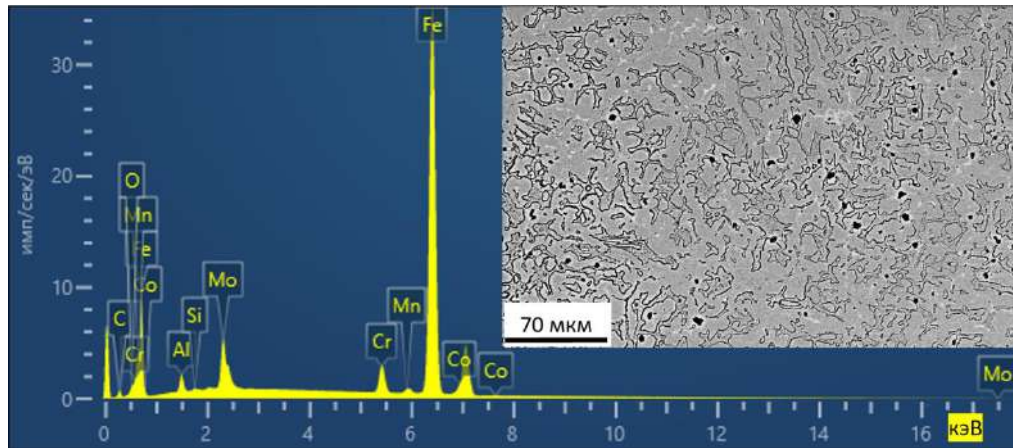


Рисунок 4.5 – Энергетические спектры наплавленного на сталь 30ХГСА слоя стали М9, полученные методами микрорентгеноспектрального анализа

Отчетливо видно (Таблица 4.1), что кроме химических элементов проволоки, использованной при изготовлении наплавленного слоя, в материале присутствуют атомы кислорода, что указывает на окисление поверхностного слоя наплавки.

Методом картирования проведено исследование распределения химических элементов, формирующих структуру наплавленного слоя. Результаты исследований, представленные на Рисунке 4.6, свидетельствуют о неоднородном распределении в наплавленном слое атомов молибдена (Рисунок 4.6, в), атомов алюминия (Рисунок 4.6, д), атомов кремния (Рисунок 4.6, е) и атомов кислорода (Рисунок 4.6, з). Сопоставляя взаимное распределение атомов алюминия, кремния и кислорода, можно предположить формирование в поверхностном слое оксидов алюминия и кремния, а также алюмосиликатов.

Таблица 4.1 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхностного слоя наплавки

Элемент	Вес. %	Ат. %
C	5,56	21,27
O	0,97	2,8
Al	1,5	2,54
Si	0,12	0,19
Cr	3,37	2,97
Mn	0,32	0,27
Fe	79,73	65,56
Co	1,2	0,94
Mo	7,22	3,46

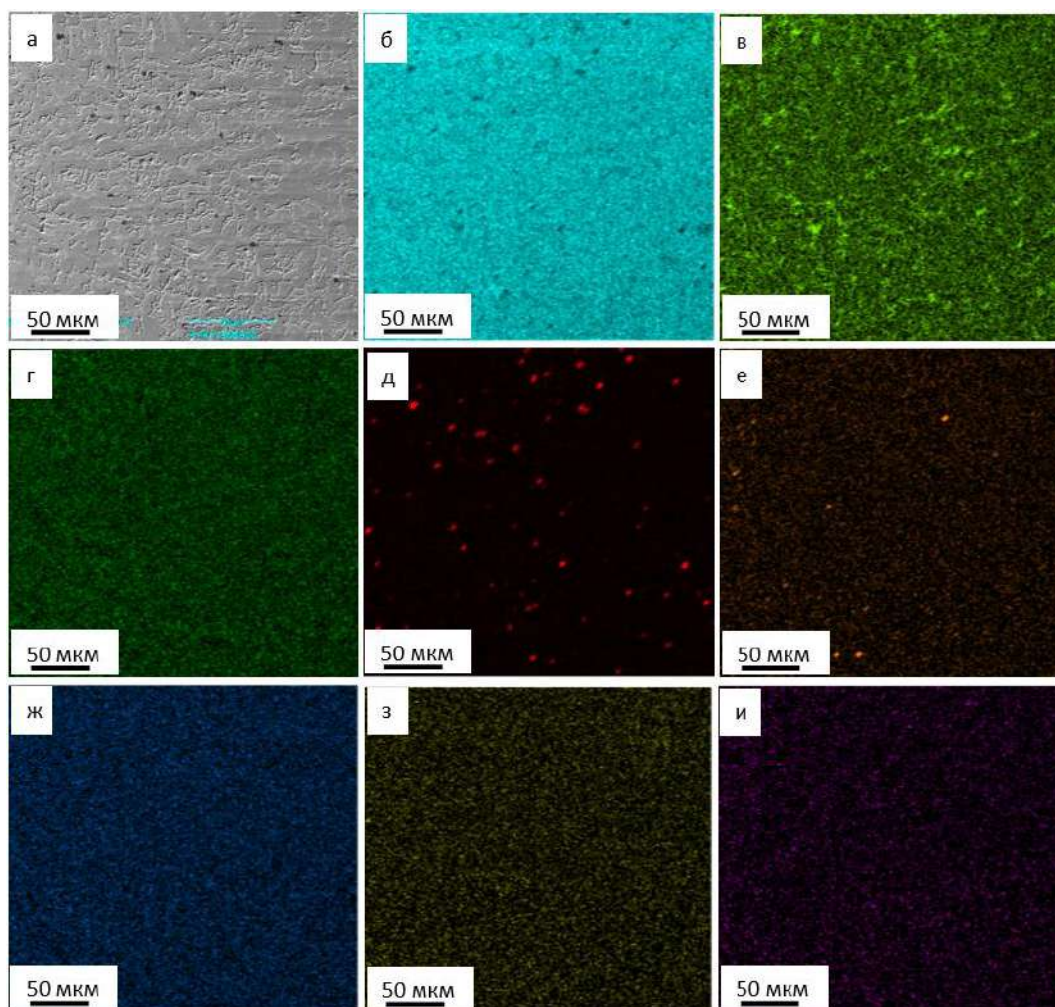


Рисунок 4.6 – Карты распределения химических элементов наплавленного слоя стали; а – электронное изображение участка покрытия; б – и – изображения данного участка наплавки, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (б), Mo (в), Cr (г), Al (д), Si (е), Co (ж), O (з), C (и)

Фазовый состав наплавленного слоя изучали методами рентгеноструктурного анализа. На Рисунке 4.7 представлена характерная рентгенограмма, полученная с наплавленного слоя. Результаты анализа рентгенограммы, представленные в Таблице 4.2, свидетельствуют о формировании в наплавленном слое многофазной структуры, представленной α -фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа), γ -фазой (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки железа), карбида железа состава Fe_2C , карбидов сложного состава $Me_{23}C_6$ и Me_6C . Как и следовало ожидать, основной фазой является твердый раствор на основе α -Fe (65 мас. %); в существенно меньшем количестве присутствует твердый раствор на основе γ -Fe (12 мас. %); относительное содержание карбидных фаз достигает 23 мас. %, при этом преобладающими являются карбиды сложного состава $Me_{23}C_6$ и Me_6C .

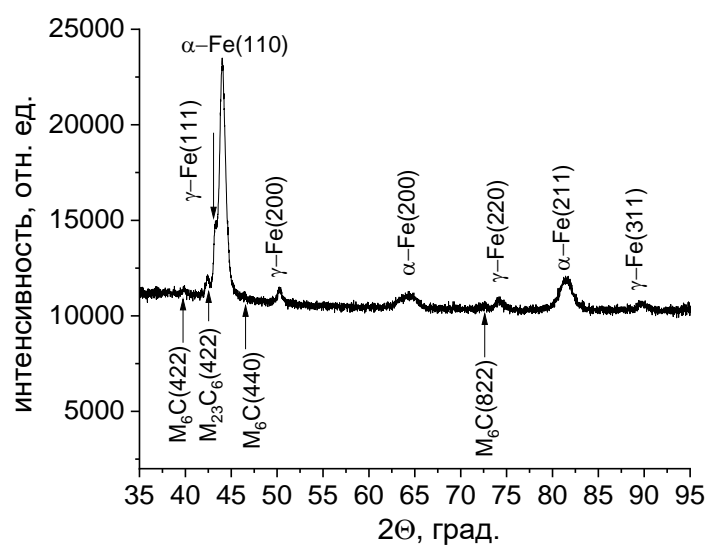


Рисунок 4.7 – Фрагмент рентгенограммы наплавленного слоя

Таблица 4.2 – Расчетные данные, полученные из рентгенограммы наплавленного слоя

Фаза	Доля фазы, мас. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм
α -Fe	65	$a = 2,887$	52
γ -Fe	12	$a = 3,598$	34
$Me_{23}C_6$	11	$a = 10,466$	23
Me_6C	7	$a = 11,002$	28
Fe_2C	5	$a = 2,701$ $c = 4,449$	13

Следует отметить, что параметры кристаллических решеток α - и γ -фаз значительно превышают табличные значения параметров кристаллических решеток α - и γ -Fe [141] (Таблица 4.2). Это указывает на формирование в наплавленном слое твердых растворов замещения и внедрения на основе железа.

Элементный и фазовый состав, морфологию фаз и дефектную субструктуру, наплавленного слоя изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии с использованием методики STEM анализа, микрорентгеноспектрального анализа, с применением темнопольной методики и методики индицирования микроэлектроннограмм, подробно рассмотренной в [142].

В результате выполненных исследований установлено, что в зернах α -фазы наблюдается пластинчатая структура, что может свидетельствовать о мартенситной природе формирования структуры зерен [141] (Рисунок 4.8, а). По границам зерен наблюдаются протяженные прослойки, имеющие строение, характерное для эвтектического превращения, т.е. по границам зерен располагается зерна (прослойки) эвтектики пластинчатого типа (Рисунок 4.8, б).

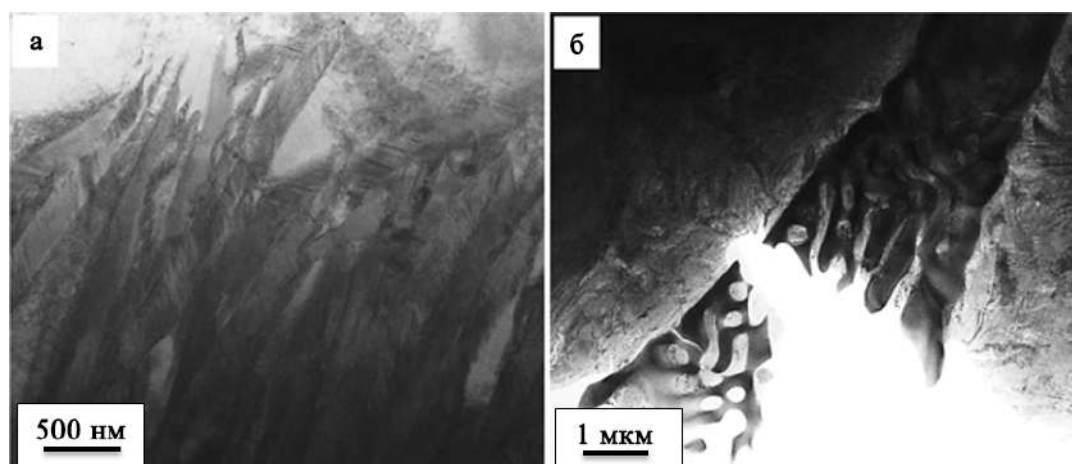


Рисунок 4.8 – Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя: а – структура объема зерна α -фазы; б – структура прослойки, расположенной вдоль границы зерна α -фазы. Метод STEM анализа

Методами микрорентгеноспектрального анализа (метод картирования) установлено, что прослойки (зерна) эвтектики, расположенные по границам зерен α -фазы, обогащены, преимущественно, атомами молибдена, хрома, углерода и

железа (Рисунок 4.9). Отчетливо видно, что в зерне эвтектики наиболее избирательным образом распределены атомы молибдена (Рисунок 4.9, б), железа (Рисунок 4.9, а) и углерода (Рисунок 4.9, в).

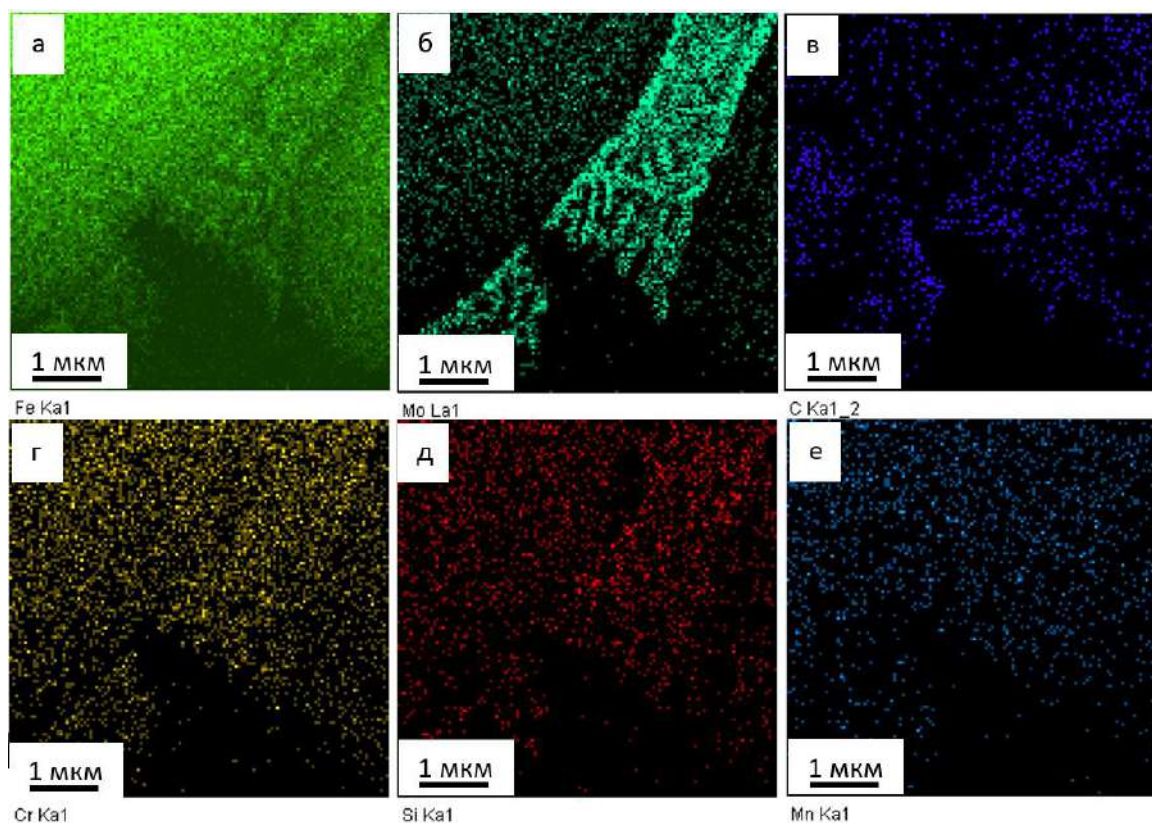


Рисунок 4.9 – Карты распределения химических элементов, формирующих наплавленный слой; а – Fe; б – Mo; в – C; г – Cr; д – Si; е – Mn

Методом микрорентгеноспектрального анализа «по точкам» выявлено неоднородное распределение химических элементов в прослойках (Рисунок 4.10, Таблица 4.3).

Обнаружены слои, обогащенные атомами молибдена и обогащенные атомами железа. Это позволяет предположить, что прослойки (зерна) эвтектики, расположенные по границам зерен α -фазы, сформированы чередующимися слоями карбидов типа $Me_{23}C_6$ и/или Me_6C и слоями твердого раствора на основе α -железа.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии установлено, что формирование наплавленного слоя сопровождается мартенситным превращением с образованием структуры преимущественно пластинчатого мартенсита [141] (Рисунок 4.11).

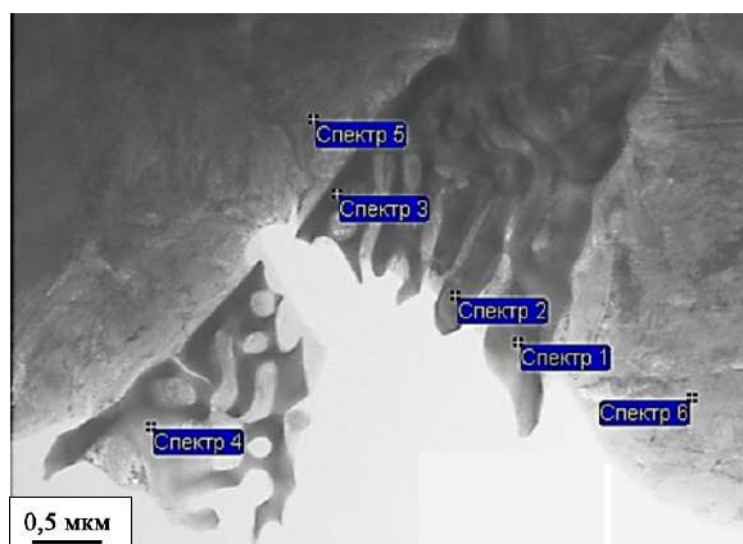


Рисунок 4.10 – Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя стали М9. Указаны точки определения элементного состава материала методами микрорентгеноспектрального анализа

Таблица 4.3 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа наплавленного слоя методом «по точкам» (точки анализа указаны на рисунке 4.10).

Спектр	Химический элемент, вес. %					
	Si	Cr	Mn	Fe	Mo	W
Спектр 1	2,16	5,46	0,53	43,42	46,15	2,28
Спектр 2	2,33	5,88	0,18	37,30	52,21	2,09
Спектр 3	2,35	6,08	0,25	37,47	51,97	1,89
Спектр 4	2,33	5,80	0,32	37,84	51,60	2,11
Спектр 5	1,52	3,86	0,68	84,82	7,45	1,68
Спектр 6	1,83	3,85	0,69	84,17	8,40	1,07
Среднее	2,09	5,15	0,44	54,17	36,30	1,85
Станд. отклонение	0,34	1,03	0,22	23,60	22,09	0,44

Весьма часто в объеме пластин присутствуют тонкие микродвойники превращения (Рисунок 4.11, г). Мартенситное превращение сопровождается формированием в объеме пластин дислокационной субструктуры в виде многослойных сеток (Рисунок 4.12, а, в). Скалярная плотность дислокаций весьма высока и превышает 10^{11} см^{-2} , что характерно для структуры мартенсита закалки [141]. По границам кристаллов мартенсита наблюдаются прослойки остаточного аустенита, что указывает на незавершенный процесс мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения (Рисунок 4.12, а, г).

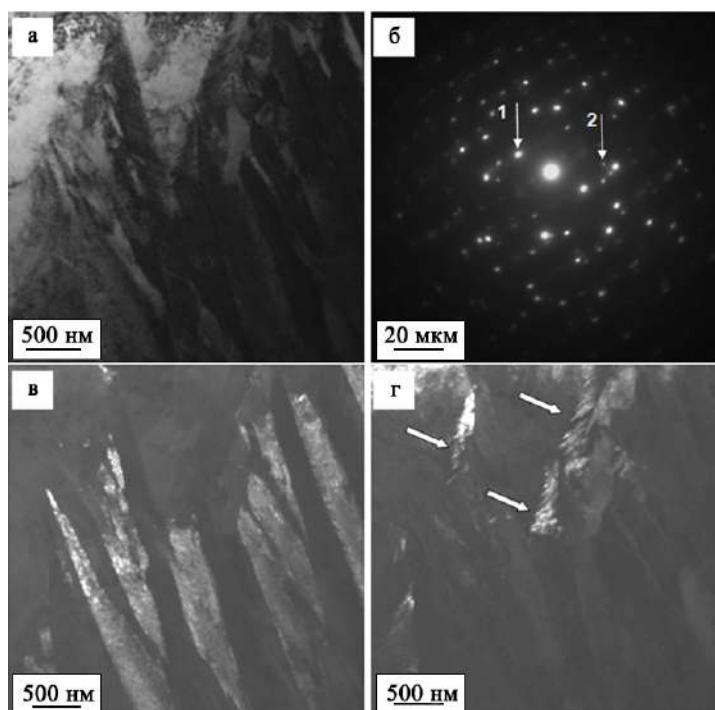


Рисунок 4.11 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe}$ (в) и $[002]\alpha\text{-Fe}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г). На (г) стрелками указаны кристаллы мартенсита с двойниками превращения

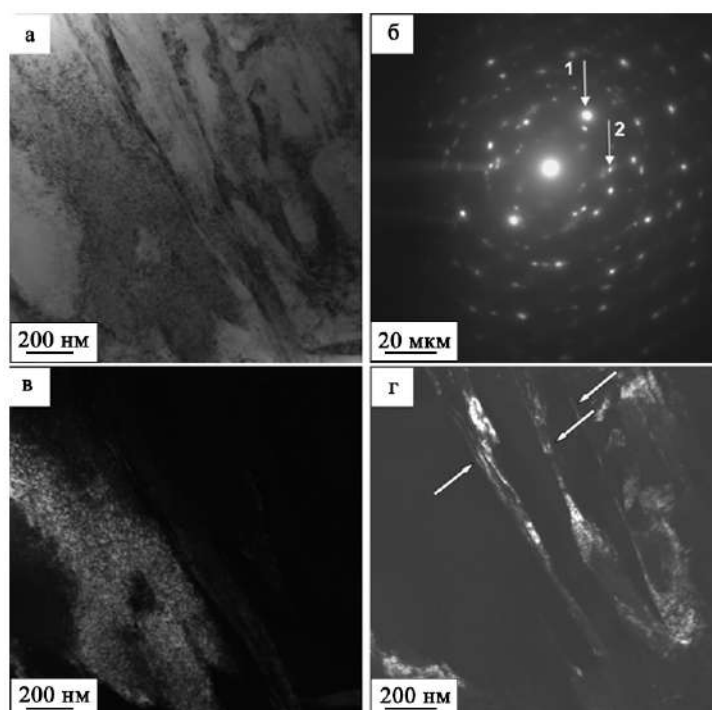


Рисунок 4.12 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[112]\alpha\text{-Fe}$ (в) и $[112]\alpha\text{-Fe} + [112]\gamma\text{-Fe}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г). На (г) стрелками указаны прослойки остаточного аустенита

В отдельных случаях остаточный аустенит присутствует в наплавленном материале в виде островков различной формы и размеров (Рисунок 4.13, г). Вдоль границ островков остаточного аустенита выявляются частицы цементита, имеющие форму протяженных прослоек (Рисунок 4.13, д).

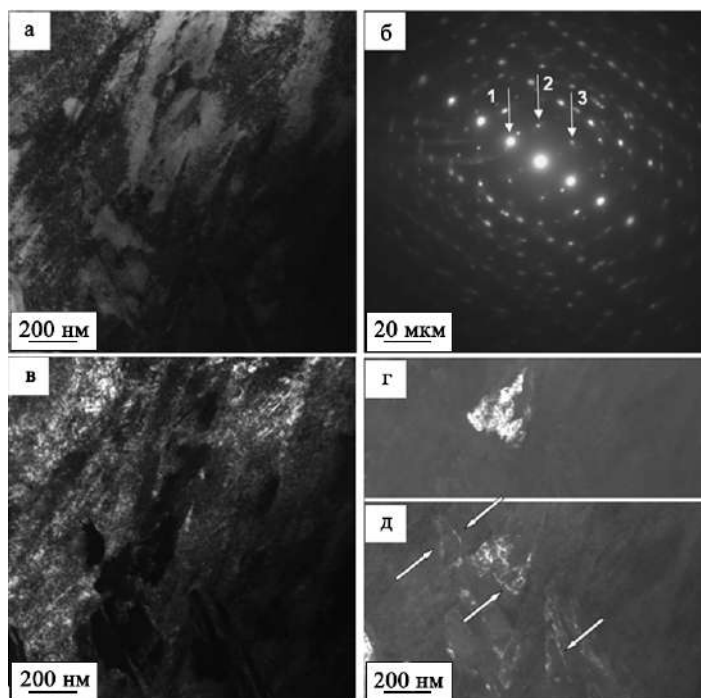


Рисунок 4.13 – Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя; а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в-д – темные поля, полученные в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe}$ (в), $[111]\gamma\text{-Fe}$ (г) и $[012]\text{Fe}_3\text{C}$ (д); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (д); 3 – (г). На (д) стрелками указаны прослойки цементита

Выше отмечалось (Рисунок 4.8 – Рисунок 4.10), что вдоль границ зерен α -фазы присутствуют протяженные прослойки, сформировавшиеся в результате эвтектического превращения наплавленного слоя. Анализ микроэлектронограмм, полученных с данных прослоек, позволяет утверждать, что они являются многофазными образованиями и сформированы прослойками карбидов сложного состава типа Me_{23}C_6 или Me_6C (Рисунок 4.14, в) и прослойками α -фазы (Рисунок 4.14, г).

Наряду с прослойками эвтектического типа, вдоль границ зерен α -фазы располагаются монолитные прослойки карбидов сложного состава типа Me_6C или Me_{23}C_6 (Рисунок 4.15).

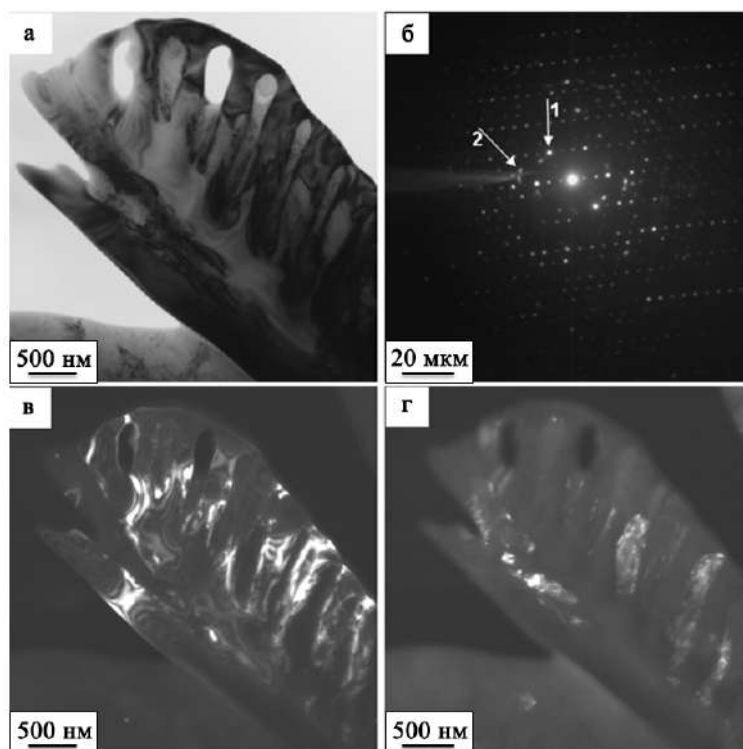


Рисунок 4.14 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[024]\text{Me}_6\text{C}$ (в) и $[002]\alpha\text{-Fe}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г)

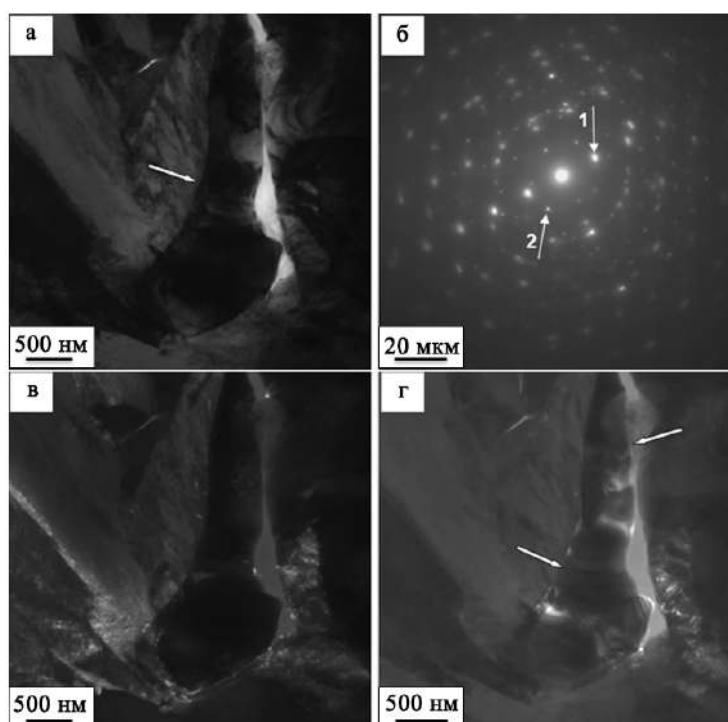


Рисунок 4.15 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe}$ (в); $[224]\text{Me}_{23}\text{C}_6$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г); на (г) стрелками указано включение типа Me_{23}C_6

Таким образом, технологией плазменной наплавки сформирован наплавленный слой толщиной ~ 10 мм. Выполнены механические и трибологические испытания и установлено, что твердость наплавленного слоя существенно (в 3,9 раза) превышает твердость стали 30ХГСА, параметр износа наплавленного слоя $k = 2,04 \cdot 10^{-6}$ мм³/Н*м; коэффициент трения материала $\mu = 0,75$.

Показано, что покрытие имеет поликристаллическую структуру и содержит прослойки эвтектики. Выявлено формирование в наплавленном слое многофазной структуры, представленной α -фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки Fe), γ -фазой (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки Fe), карбидов сложного состава $Me_{23}C_6$ и Me_6C , карбида железа состава Fe_2C . Основной фазой (65 мас. %) является твердый раствор на основе α -Fe. Установлено, что формирование покрытия сопровождается мартенситным $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением с образованием структуры пластинчатого мартенсита. Остаточный аустенит располагается в виде тонких прослоек по границам пластин мартенсита, либо в виде островков в стыках границ зерен. Показано, что зерна эвтектики сформированы чередующимися слоями карбида типа $Me_{23}C_6$ или Me_6C и слоями α -фазы. Реже вдоль границ зерен α -фазы обнаруживаются монолитные включения карбидов типа $Me_{23}C_6$ или Me_6C . Можно предположить, что высокие значения твердости и износостойкости наплавленного слоя обусловлены формированием мартенситной структуры и присутствием зерен эвтектики.

4.2 Структура и свойства плазменного покрытия молибденовой быстрорежущей стали после двухкратного высокотемпературного отпуска.

Профиль твердости и модуля Юнга наплавленного слоя, подвергнутого дополнительному отпуску, представлен на Рисунке 4.16. Отчетливо видно, что твердость наплавленного материала изменяется немонотонным образом, достигая наибольшего значения (16,1 ГПа) в приповерхностном слое; среднее значение твердости наплавленного слоя составляет 13,8 ГПа. Отметим, что твердость

наплавленного слоя перед отпуском достигала максимального значения (14,1 ГПа) также в приповерхностном слое; среднее значение твердости по толщине наплавки 12,4 ГПа. Таким образом, отпуск наплавленного слоя приводит к увеличению средней твердости наплавки в 1,13 раза. Твердость подложки средняя составляет 3,2 ГПа и существенно (в 4,3 раза) ниже средней твердости наплавленного металла после отпуска.

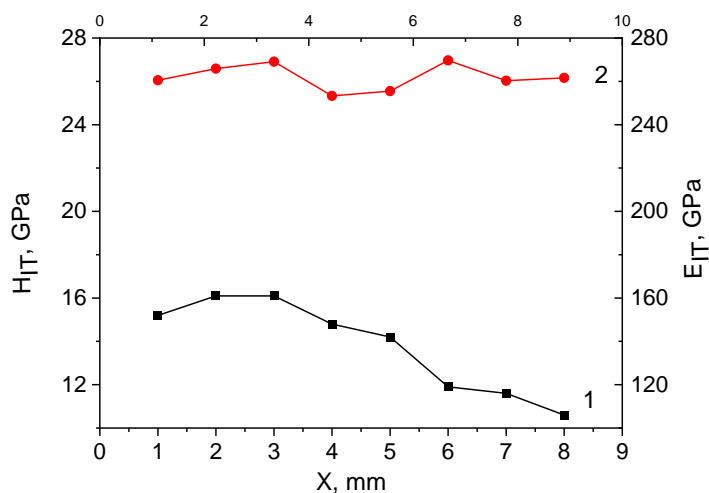


Рисунок 4.16 – Профиль твердости H_T (кривая 1) и модуля Юнга E_T (кривая 2) покрытия после высокотемпературного отпуска

Модуль Юнга также максимален (269 ГПа) в приповерхностном слое наплавки и незначительно снижается по мере удаления от поверхности наплавленного слоя. Среднее значение модуля Юнга наплавленного слоя после отпуска 262 ГПа; перед отпуском – 234,9 ГПа. Таким образом, отпуск наплавленного слоя приводит к увеличению среднего значения модуля Юнга наплавки в 1,13 раза.

Результаты трибологических испытаний приведены на Рисунке 4.17. Установлено, что параметр износа наплавленного слоя $k = 1,5 \cdot 10^{-6}$ мм³/Н*м; коэффициент трения материала $\mu = 0,66$. Сопоставляя полученные результаты с результатами, представленными выше, можно отметить, что параметр износа наплавленного металла после отпуска ниже параметра износа стали 30ХГАС в $\approx 6,7$ раза и ниже параметра износа наплавленного слоя до отпуска в $\approx 1,3$ раза. Коэффициент трения наплавленного слоя после отпуска выше коэффициента

трения стали 30ХГСА в $\approx 1,6$ раза и ниже коэффициента трения наплавленного слоя до отпуска в $\approx 1,1$ раза.

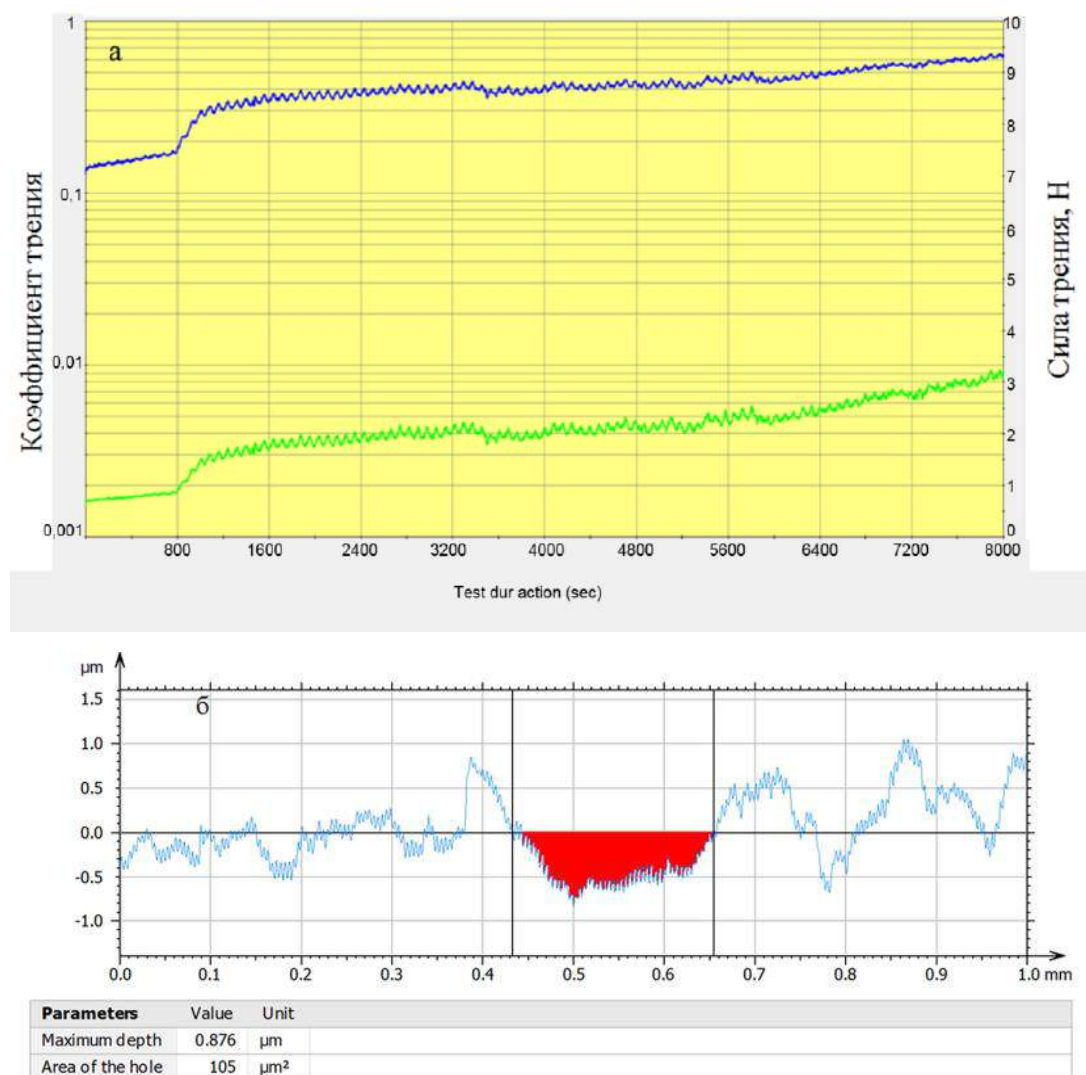


Рисунок 4.17 – Результаты трибологических испытаний наплавки после отпуска:
 а – зависимость коэффициента трения и силы трения от времени испытаний;
 б – профиль дорожки трения

Отпуск наплавленного слоя не приводит к изменению морфологии структуры наплавки на макроуровне: выявляется поликристаллическая структура с прослойками (зернами) эвтектики по границам зерен α -фазы (Рисунок 4.18, а). При сравнительно больших увеличениях в объеме зерен α -фазы выявляется структура травления (Рисунок 4.18, б), что, очевидно, указывает на распад пересыщенного твердого раствора α -фазы зерен и формирование наноразмерных частиц карбидной фазы.

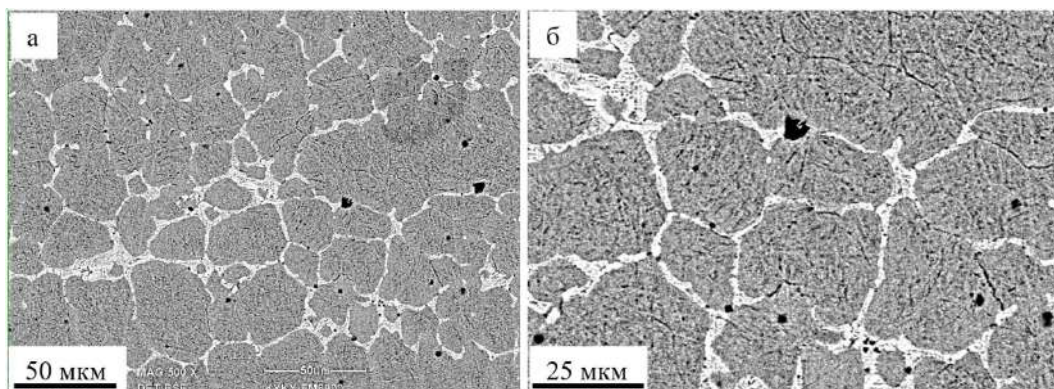


Рисунок 4.18 – Структура травленого шлифа поверхности наплавленного слоя, подвергнутого дополнительному отпуску. Сканирующая электронная микроскопия

Элементный состав наплавленного слоя изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. Характерное изображение энергетических спектров (Рисунок 4.19, а), полученных с наплавленного слоя в отпущенном состоянии (Рисунок 4.19, б), приведено на Рисунке 4.19. Отчетливо видно, что кроме химических элементов проволоки, использованной при формировании металла наплавки, в наплавленном слое присутствуют атомы кислорода, что указывает на окисление поверхностного слоя материала.

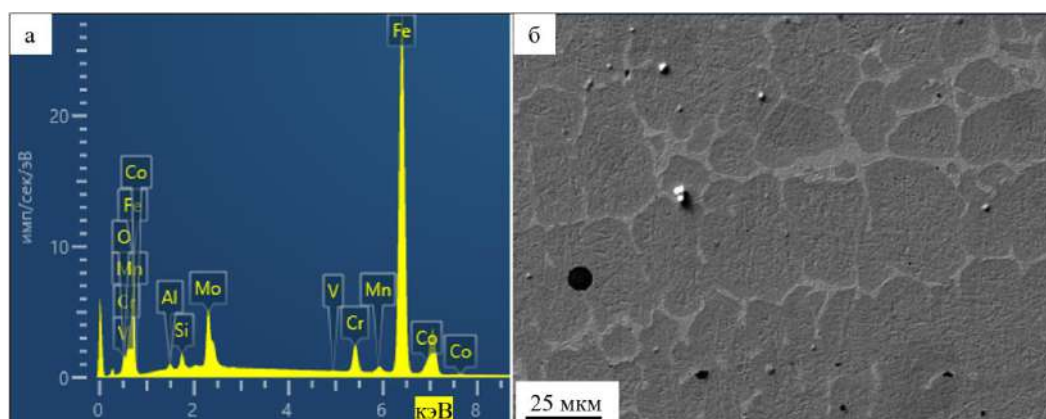


Рисунок 4.19 – Энергетические спектры (а) и структура (б) покрытия, полученные методами микрорентгеноспектрального анализа. Состояние после отпуска

Методами микрорентгеноспектрального анализа (метод картирования) осуществлена визуализация распределения химических элементов наплавленного слоя (Рисунок 4.20).

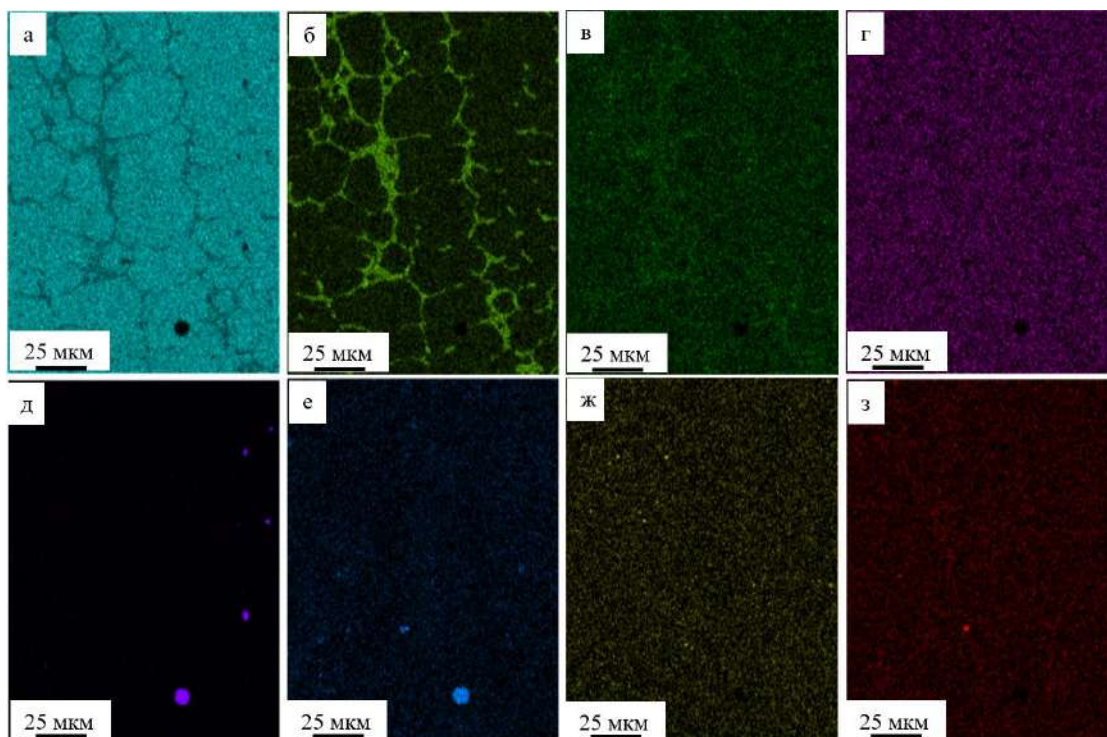


Рисунок 4.20 – Карты распределения химических элементов покрытия после отпуска; изображения участка покрытия, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (а), Mo (б), Cr (в), Co (г), Al (д), O (е), Mn (ж), Si (з)

Результаты исследований, представленные на Рисунке 4.20, свидетельствуют о неоднородном распределении в наплавленном слое атомов молибдена (Рисунок 4.20, б), атомов хрома (Рисунок 4.20, в), атомов алюминия (Рисунок 4.20, д), атомов кислорода (Рисунок 4.20, е) и атомов кремния (Рисунок 4.20, з). Сопоставляя взаимное распределение атомов алюминия, кремния и кислорода, можно предположить формирование в поверхностном слое оксидов алюминия и кремния, а также алюмосиликатов.

Методом микорентгеноспектрального анализа «по точкам» осуществлена количественная оценка элементного состава характерных морфологических составляющих структуры наплавленного слоя (включений округлой формы (обозначено на Рисунке 4.21 цифрой 1), прослоек по границам зерен (обозначено на Рисунке 4.21 цифрой 2) и объема зерна (обозначено на Рисунке 4.21 цифрой 3)).

Представленные в Таблице 4.4 результаты показывают, что включения округлой формы (обозначено на Рисунке 4.21 цифрой 1) обогащены атомами алюминия и кислорода, что однозначно свидетельствует о формировании в

наплавленном слое оксидов алюминия. Прослойки по границам зерен (обозначено на Рисунке 4.21 цифрой 2) обогащены, преимущественно, атомами углерода, кремния, серы, ванадия, хрома и молибдена, что может свидетельствовать о сложном фазовом составе данных структурных образований наплавки. Основными химическими элементами объема зерна (обозначено на Рисунке 4.21 цифрой 3) являются железо, хром, молибден и углерод.

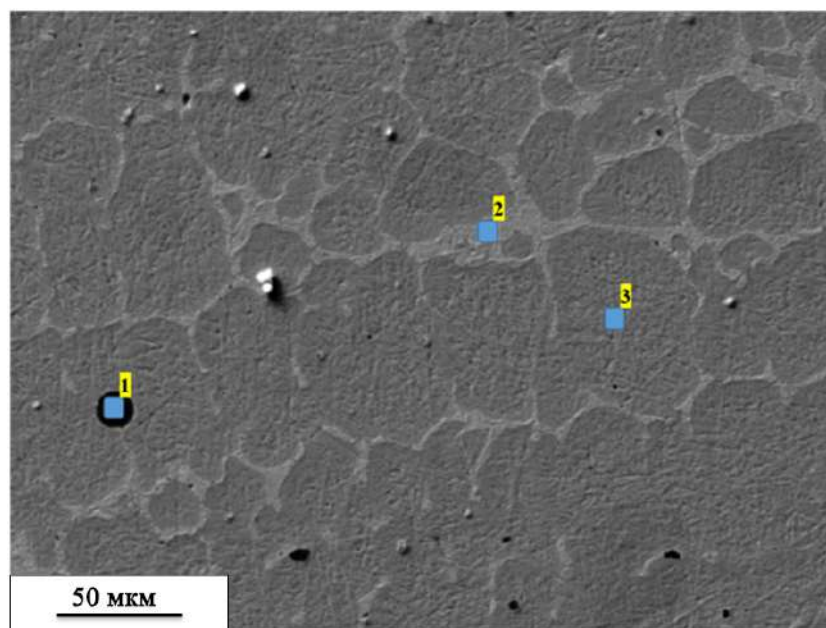


Рисунок 4.21 – Структура травленого шлифа поверхности покрытия после отпуска. Цифрами обозначены области определения элементного состава наплавки. Сканирующая электронная микроскопия

Таблица 4.4 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхностного слоя наплавки, изображение структуры которого приведено на Рисунке 4.21; состояние после отпуска

Элемент	Точка 1		Точка 2		Точка 3		С площади Рисунка 4.21	
	Вес. %	Ат. %	Вес. %	Ат. %	Вес. %	Ат. %	Вес. %	Ат. %
C	0,0	0,0	7,08	26,74	7,64	26,9	0,0	0,0
O	41,35	55,69	2,01	5,69	1,91	5,05	2,16	7,27
Al	52,5	41,93	0,0	0,0	0,07	0,52	0,52	1,05
Si	0,0	0,0	1,38	2,23	1,09	1,63	1,15	2,21
S	0,0	0,0	1,21	1,72	0,0	0,0	0,0	0,0
V	0,0	0,0	0,31	0,27	0,0	0,0	0,07	0,08
Cr	0,33	0,14	5,18	4,52	3,14	2,55	3,64	3,78
Mn	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,58	0,57
Fe	5,82	2,24	57,97	47,08	80,51	60,96	80,54	77,87
Co	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	2,23	2,05
Mo	0,0	0,0	24,85	11,75	5,39	2,37	9,1	5,12

Фазовый состав наплавленного слоя изучали методами рентгеноструктурного анализа. На Рисунке 4.22 представлены характерные рентгенограммы, полученные с наплавленного слоя до отпуска (1) и после отпуска (2). Количественные результаты анализа рентгенограмм, представленные в Таблице 4.5, свидетельствуют о существенном преобразовании фазового состава наплавленного слоя в результате высокотемпературного отпуска. Во-первых, методами рентгеноструктурного анализа не выявляется остаточный аустенит, что указывает на протекание в материале наплавки процесса допревращения аустенита. Во-вторых, не обнаружен карбид железа состава Fe_2C , что указывает на его нестабильность при данных температурах. В-третьих, уменьшается параметр кристаллической решетки α -фазы, что свидетельствует о протекании процесса распада твердого раствора на основе α -Fe. В-четвертых, существенно уменьшаются размеры областей когерентного рассеяния α -фазы и карбида Me_6C , что может указывать на преобразование дефектной субструктуры α -фазы и карбида Me_6C , а также на протекание процесса выделения наноразмерных частиц карбида Me_6C .

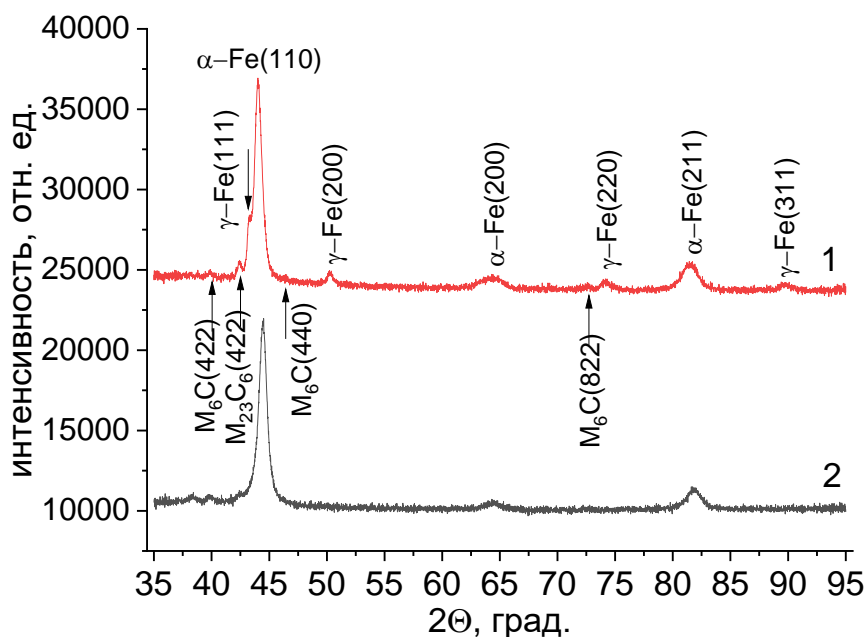


Рисунок 4.22 – Фрагменты рентгенограмм покрытия в исходном состоянии (1) и после отпуска (2)

Таблица 4.5 – Расчетные данные, полученные из рентгенограмм наплавленного слоя, представленных на Рисунке 4.22

Фаза	Доля фазы, мас. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм
Состояние до отпуска			
α -Fe	65	$a = 2,887$	52
γ -Fe	12	$a = 3,598$	34
$Me_{23}C_6$	11	$a = 10,466$	23
Me_6C	7	$a = 11,002$	28
Fe_2C	5	$a = 2,701$ $c = 4,449$	13
Состояние после отпуска			
α -Fe	85	$a = 2,873$	26
$Me_{23}C_6$	9	$a = 10,420$	23
Me_6C	6	$a = 11,002$	13

Элементный и фазовый состав, морфологию фаз и дефектную субструктуру, наплавленного слоя, подвергнутого термической обработке, изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии с применением методики темнопольного анализа и методики интегрирования микроэлектронограмм. Установлено, что высокотемпературный отпуск наплавленного слоя не привел к разрушению структуры пластинчатого мартенсита (Рисунок 4.23).

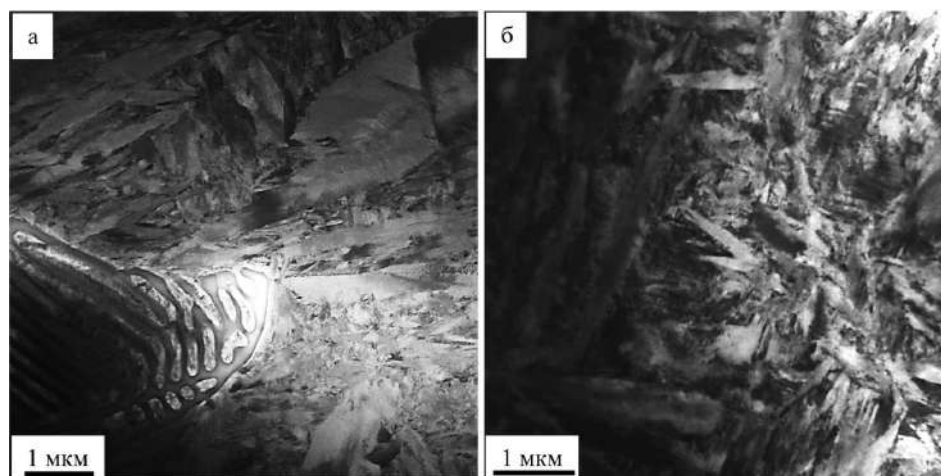


Рисунок 4.23 – Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя, подвергнутого отпуску: а – изображение получено методами STEM анализа; б – изображение получено методами ПЭМ анализа

Как и в структуре наплавки до отпуска, в отпущенном состоянии по границам зерен наблюдаются протяженные прослойки (зерна), имеющие строение, характерное для эвтектического превращения: по границам зерен располагаются прослойки и зерна эвтектики пластинчатого типа (Рисунок 4.23, а). В объеме пластин α -фазы наблюдается дислокационная субструктура сетчатого типа (Рисунок 4.24). Скалярная плотность дислокаций, измеренная методом секущих $[141]$, $\langle \rho \rangle = 6,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что существенно ниже скалярной плотности дислокаций кристаллов мартенсита исходного наплавленного слоя.

Методами микрорентгеноспектрального анализа (метод картирования) установлено, что прослойки (зерна) эвтектики, расположенные по границам зерен α -фазы, обогащены, преимущественно, атомами молибдена, хрома, углерода и железа (Рисунок 4.25). Отчетливо видно, что эвтектика сформирована чередующимися пластинами, обогащенными преимущественно атомами железа и атомами молибдена.

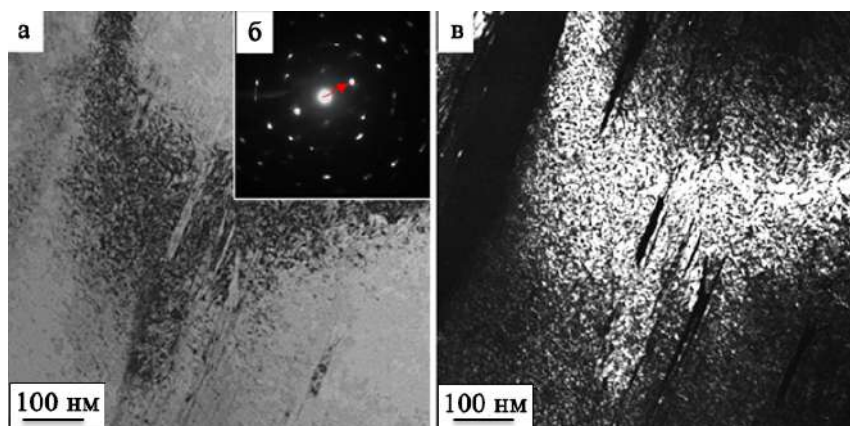


Рисунок 4.24 – Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры кристалла мартенсита; а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в – темное поле, полученное в рефлексе $[110]\alpha\text{-Fe}$; на (б) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле; наплавленный слой, подвергнутый отпуску

Методом микрорентгеноспектрального анализа «по точкам» выполнены уточняющие количественные исследования элементного состава зерна эвтектики и зерна α -фазы, электронно-микроскопическое изображение которых приведено на Рисунке 4.26.

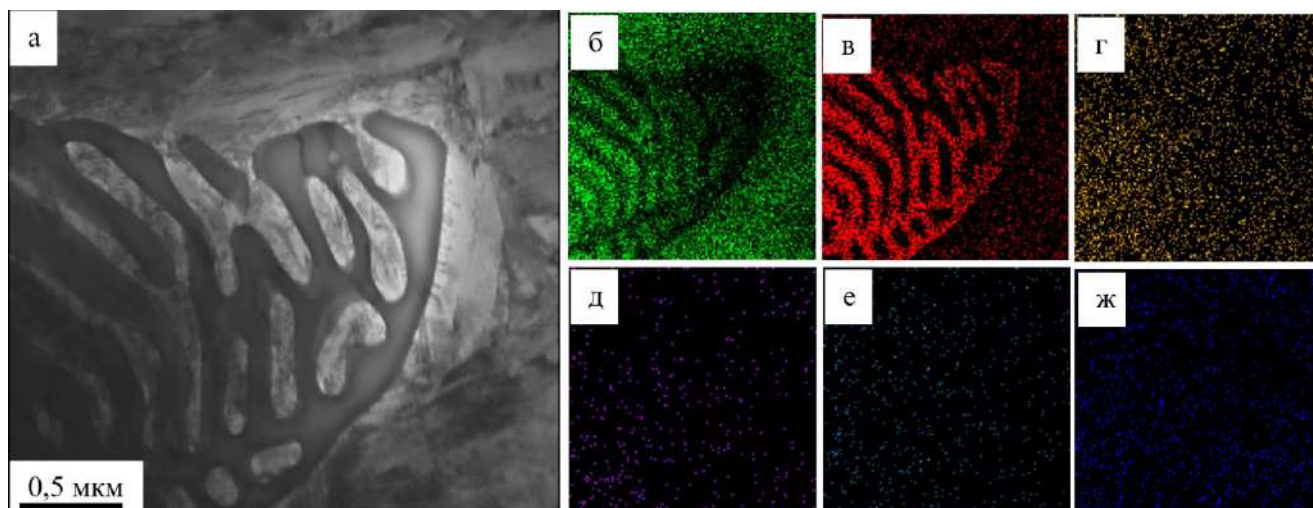


Рисунок 4.25 – Карты распределения химических элементов, формирующих наплавленный слой в отпущенном состоянии; а – электронно-микроскопическое изображение участка фольги; б – ж – изображения данного участка фольги, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (б), Mo (в), Cr (г), V (д), C (е), Al (ж)

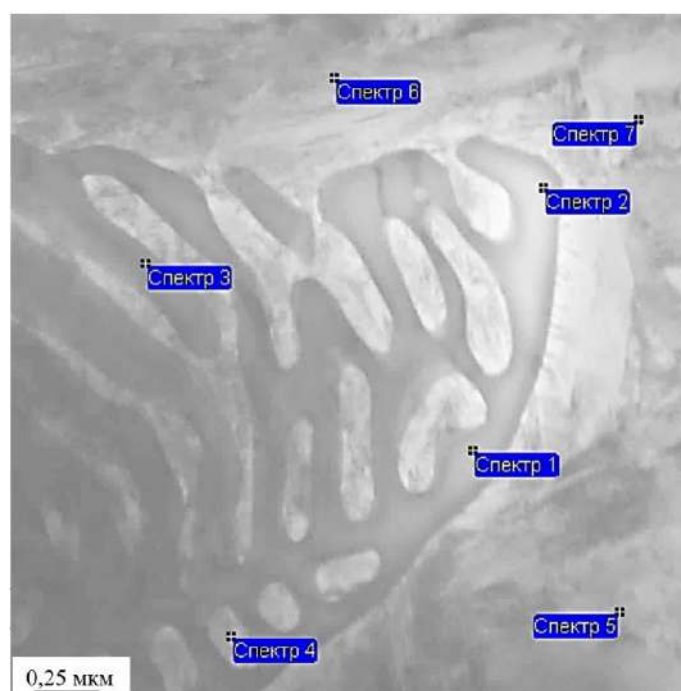


Рисунок 4.26 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа наплавленного слоя методом «по точкам». Состояние после отпуска. Указаны участки определения элементного состава

Отчетливо видно, что слоистая структура зерна эвтектики имеет различный элементный состав. Более темные слои (спектры 1-3) обогащенные атомами молибдена и углерода и не содержат атомов алюминия (Таблица 4.6).

Слой светлого контраста (спектр 4) и мартенситная структура расположенного рядом с эвтектикой зерна α -фазы, обогащены преимущественно атомами железа. Это позволяет предположить, что прослойки эвтектики, расположенные по границам зерен α -фазы, сформированы чередующимися слоями карбидов типа $Me_{23}C_6$ и Me_6C и слоями на основе твердого раствора железа.

Таблица 4.6 – Результаты элементного анализа участка фольги, изображенного на Рисунке 4.26

Спектр	Химический элемент, ат.%							
	C	Al	Si	V	Cr	Mn	Fe	Mo
Спектр 1	46,58	-0,01	2,43	0,17	2,57	0,39	19,79	28,08
Спектр 2	53,43	0,03	2,32	0,08	2,22	0,09	15,91	25,92
Спектр 3	30,28	0,03	2,19	0,41	3,46	0,18	23,22	40,23
Спектр 4	25,56	0,13	1,44	-0,01	3,16	0,46	66,55	2,72
Спектр 5	27,32	0,15	2,22	0,04	2,77	0,39	59,63	7,47
Спектр 6	32,40	0,31	1,65	-0,03	3,02	0,29	57,27	5,09
Спектр 7	32,74	0,59	2,49	-0,02	2,91	0,44	56,38	4,47

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии с привлечением методики анализа микроэлектроннограмм [142] и методики темнопольного анализа [142] выполнены исследования фазового состава металла наплавки после отпуска.

Установлено, что отпуск наплавленного металла сопровождается частичным превращением остаточного аустенита с образованием по границам пластин мартенсита частиц карбида железа и карбида хрома (Рисунок 4.27 и Рисунок 4.28). В объеме пластин мартенсита частиц карбидной фазы не обнаружено.

Выше было показано, что исследуемая наплавка сформирована зернами твердого раствора на основе α -железа и зернами эвтектики. Анализ микроэлектроннограмм, полученных с зерен эвтектики, позволяет утверждать, что они являются многофазными образованиями и сформированы прослойками карбидов сложного состава типа $Me_{23}C_6$ или Me_6C (рисунок 4.29, г) и прослойками α -фазы (Рисунок 4.29, в). Вдоль межфазных границ раздела (Рисунок 4.29, а) и в объеме пластин карбидной фазы (Рисунок 4.30) выявляются

микротрещины. Это указывает на то, зерна эвтектики находятся в упруго напряженном состоянии и могут являться источниками макротрещин, способных привести к разрушению наплавленного материала.

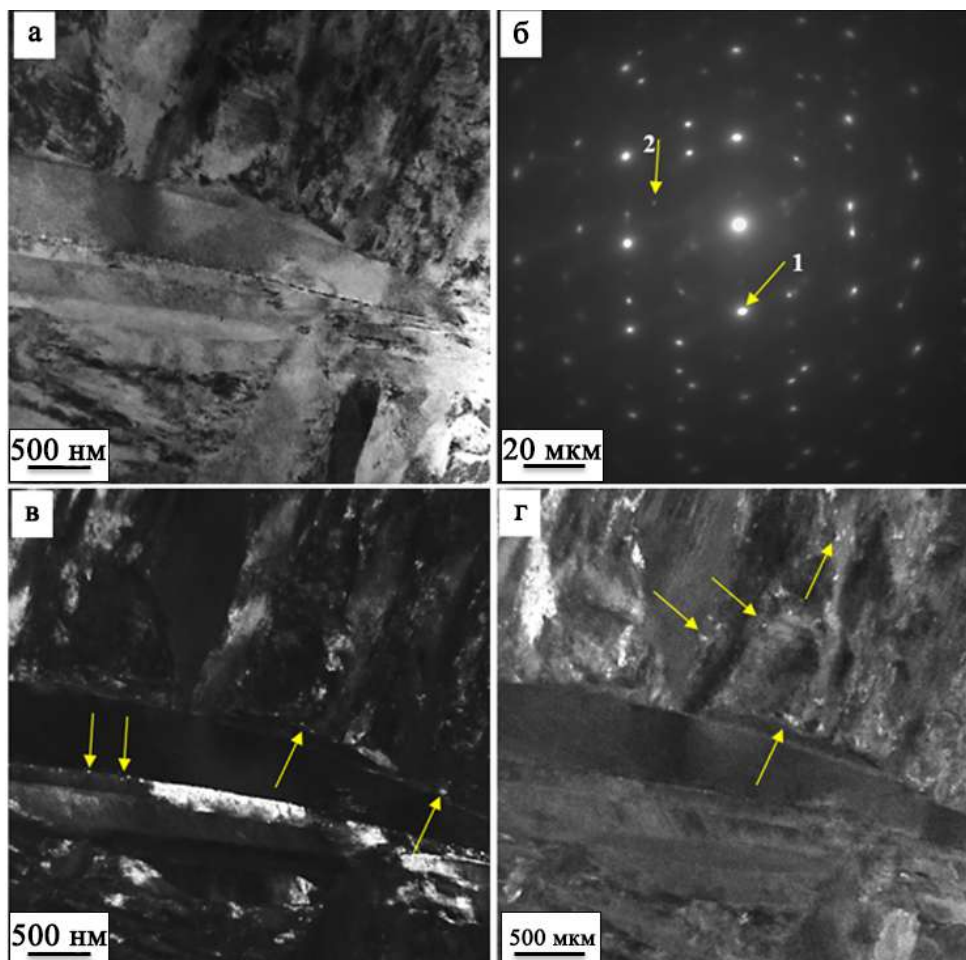


Рисунок 4.27 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия после отпуска; а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[112]\alpha\text{-Fe} + [322]\text{Fe}_3\text{C}$ (в) и $[112]\alpha\text{-Fe} + [631]\text{Cr}_3\text{C}_2$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г). На (в, г) стрелками указаны частицы карбидной фазы

Коэффициент трения наплавленного слоя после отпуск $\mu = 0,66$, что выше коэффициента трения стали 30ХГСА в $\approx 1,6$ раза и ниже коэффициента трения наплавленного слоя до отпуска в $\approx 1,1$ раза.

Таким образом, осуществлен двухкратный отпуск наплавленного слоя. Выполнены механические и трибологические испытания и установлено, что твердость наплавленного слоя существенно (в 4,3 раза) превышает твердость стали

30ХГСА и соответствует твердости наплавки в исходном состоянии. Параметр износа наплавленного слоя $k = 1,5 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$, что ниже параметра износа стали 30ХГАС в $\approx 6,7$ раза и ниже параметра износа исходной наплавки в $\approx 1,3$ раза.

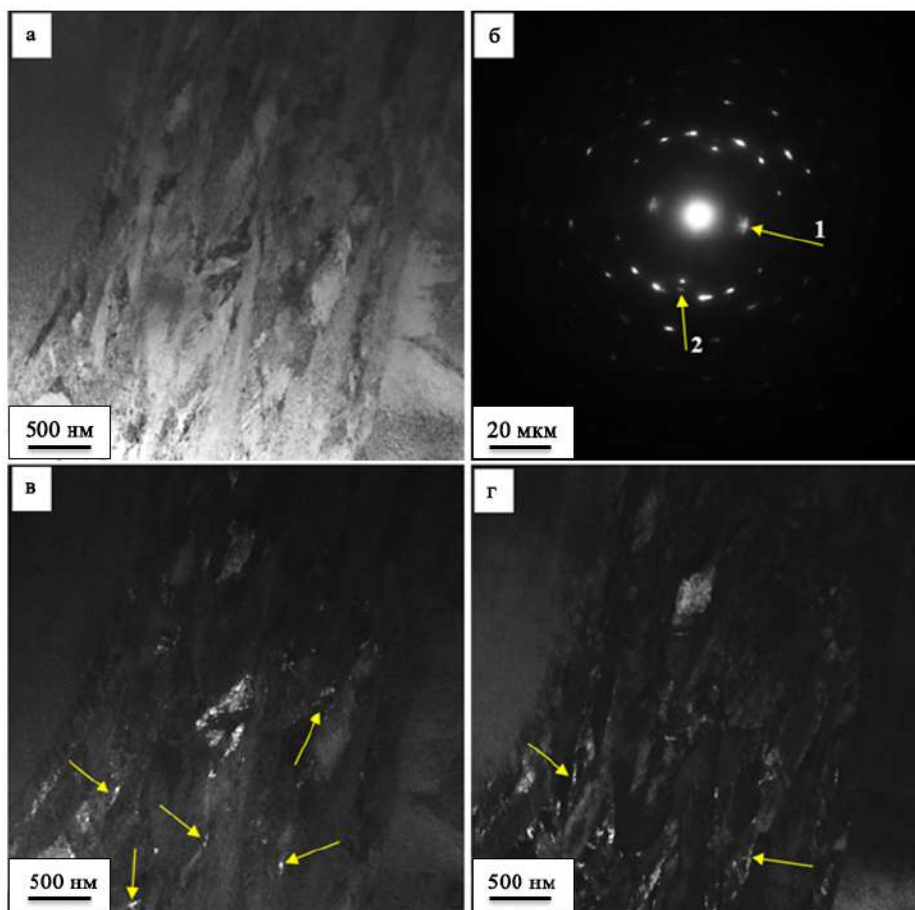


Рисунок 4.28 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия после отпуска; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\gamma\text{-Fe} + [320]\text{Cr}_3\text{C}_2$ (в) и $[002]\alpha\text{-Fe} + [022]\gamma\text{-Fe}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г). На (в) стрелками указаны частицы карбидной фазы, на (г) – прослойки $\gamma\text{-Fe}$

Показано, что отпуск наплавленного слоя не приводит к изменению морфологии структуры наплавки на макроуровне: выявляется поликристаллическая структура, сформированная зернами (прослойками) эвтектики и зернами твердого раствора на основе α -железа (ОЦК кристаллическая решетка).

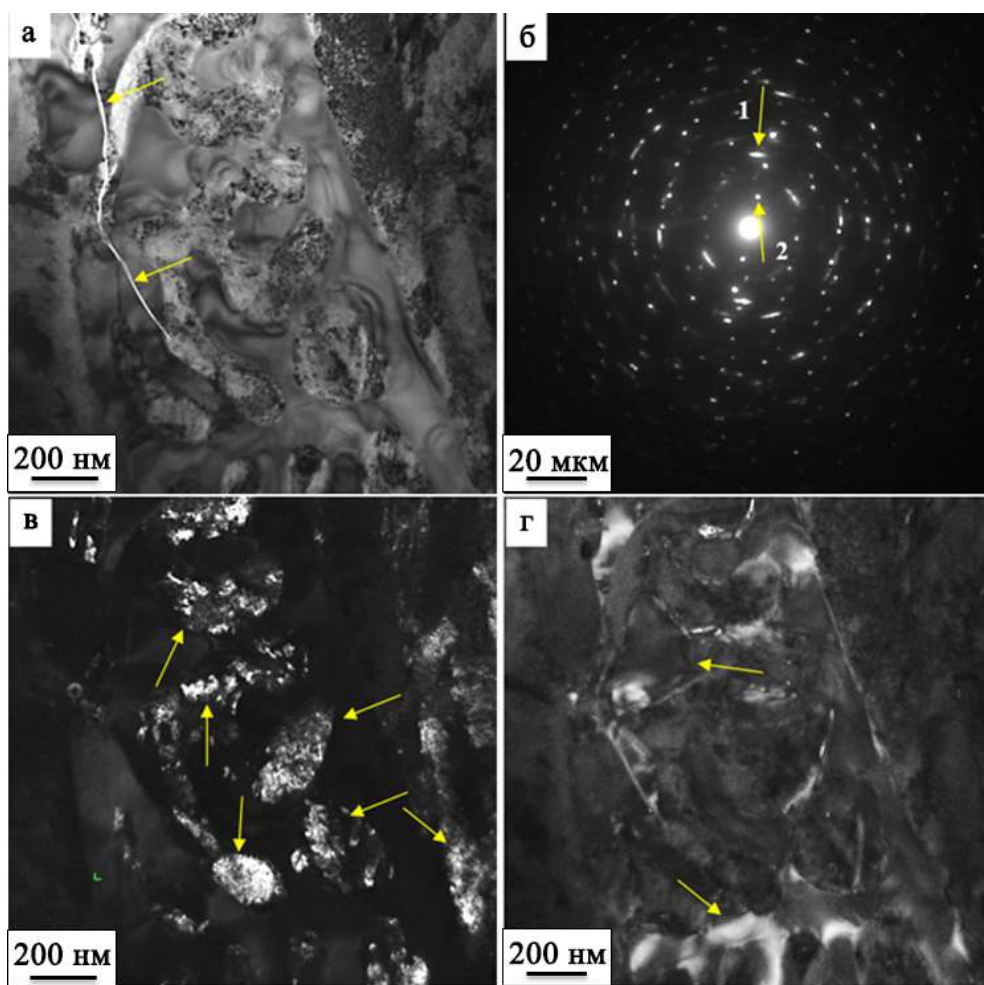


Рисунок 4.29 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия в отпущенном состоянии; а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[002]\alpha\text{-Fe}$ (в); $[113]\text{Me}_6\text{C}$ (г); На (а) стрелками указана микротрещина, расположенная вдоль границ раздела зерен эвтектики; на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г); на (в) стрелками указаны участки $\alpha\text{-Fe}$, на (г) стрелками указано пластины карбида типа Me_6C

Выявлено формирование в наплавленном слое многофазной структуры, представленной α -фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки Fe), γ -фазой (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки Fe), карбидов сложного состава Me_{23}C_6 и Me_6C , карбидов железа состава Fe_3C и хрома состава Cr_3C_2 .

Основными фазами являются твердый раствор на основе $\alpha\text{-Fe}$ (85 мас. %) и карбиды сложного состава Me_{23}C_6 (9 мас. %) и Me_6C (6 мас. %), формирующие зерна эвтектики. Установлено, что отпуск наплавленного слоя сопровождается

допревращением остаточного аустенита с образованием по границам кристаллов мартенсита наноразмерных частиц карбидов железа и хрома.

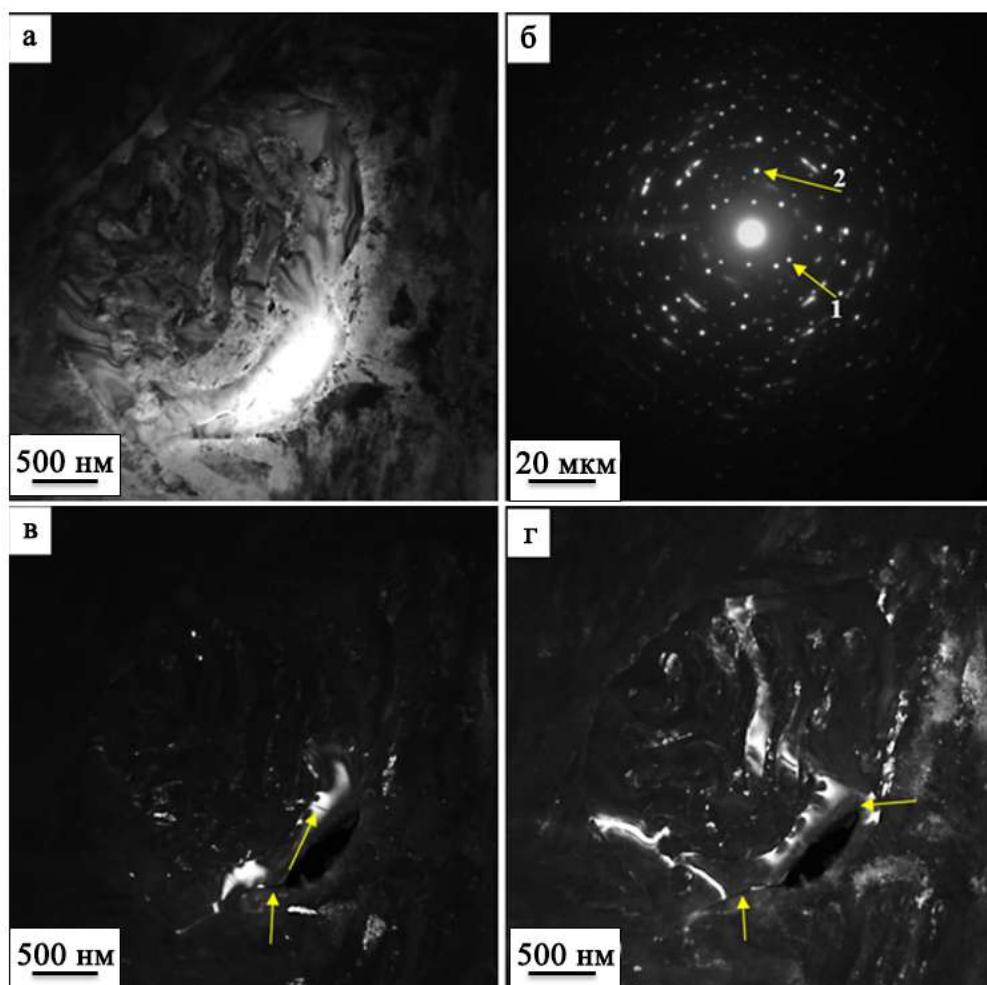


Рисунок 4.30 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия в отпущенном состоянии; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[244]Me_{23}C_6$ (в); $[133]Me_{23}C_6$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г); на (в, г) стрелками указаны микротрещины, расположенные в объеме пластин карбидной фазы

Можно предположить, что увеличение твердости и износостойкости наплавленного металла в результате термической обработки обусловлено распадом твердого раствора на основе γ -железа с образованием наноразмерных включений карбидной фазы. Вдоль межфазных границ раздела и в объеме пластин карбидной фазы зерен эвтектики выявлены микротрещины, которые могут инициировать разрушение материала наплавленного слоя при механических нагрузках.

4.3 Структура и свойства плазменного покрытия молибденовой быстрорежущей стали

**после двукратного высокотемпературного отпуска и последующего
облучения низкоэнергетическим импульсным электронным пучком**

Результаты, представленные на Рисунке 4.31, демонстрируют эволюцию структуры поверхностного слоя, наплавленного плазменным методом на сталь 30ХГСА при различных видах обработки. Отчетливо видно, что структура наплавленного металла представлена зернами эвтектики и зернами, очевидно, твердого раствора на основе железа (Рисунок 4.31, а). Многократный отпуск наплавленного слоя не привел к изменению поликристаллического состояния материала: как и в исходном состоянии, структура наплавки представлена зернами эвтектики и зернами твердого раствора на основе железа (Рисунок 4.31, б). Дополнительное облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком привело к кардинальному изменению морфологии поверхностного слоя наплавки (Рисунок 4.31, в, г). Во-первых, на поверхности наплавки формируются многочисленные кратеры (Рисунок 4.31, в). Во-вторых, формируется мелкозернистая структура с размером зерен единицы микрометров (Рисунок 4.31, г). В-третьих, не выявляется структура эвтектики.

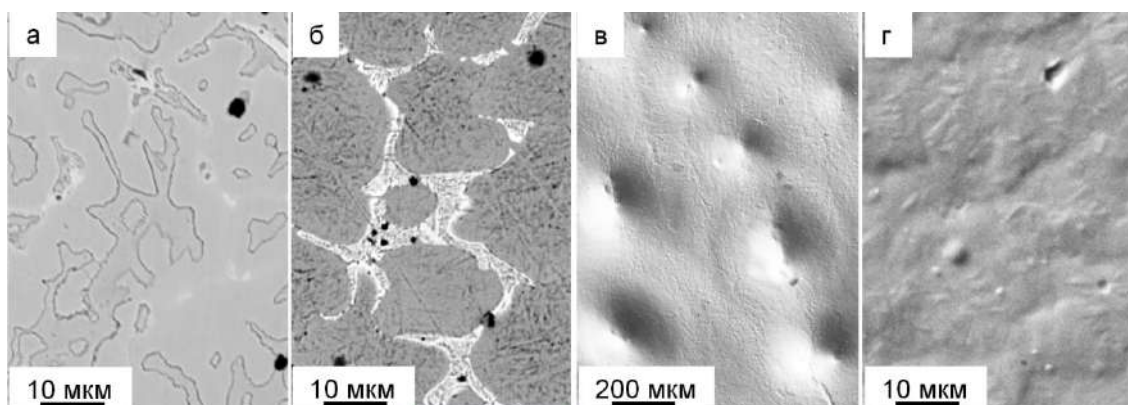


Рисунок 4.31 – Структура поверхностного слоя покрытия; а – структура перед отпуском; б – после отпуска; в, г – после дополнительного облучения импульсным электронным пучком. Сканирующая электронная микроскопия

Если отпуск практически не изменил структуру покрытия, то импульсный электронный пучок вызвал локальное оплавление, перемешивание компонентов и последующую сверхбыструю закалку, что привело к формированию однородной, мелкозернистой, метастабильной (закаленной) структуры поверхности, и можно ожидать, что выявленные преобразования будут сопровождаться изменением фазового состава поверхностного слоя наплавки. Ожидаемые изменения фазового состава наплавленного материала полностью подтвердились в результате рентгеноструктурного анализа. (Рисунок 4.32; Таблица 4.7).

Анализ данных Таблицы 4.7 показывает, что как высокотемпературный отпуск, так и последующая обработка импульсным электронным пучком приводят к резкому уменьшению доли карбидной фазы в покрытии – с 23 до 3% по массе. При этом механизмы фазовых превращений различаются: если отпуск инициирует распад остаточного аустенита, то электронно-пучковое облучение, напротив, способствует его повторной фиксации в структуре. Наблюдаемое снижение содержания карбидов, вероятно, связано с их растворением и формированием пересыщенных твердых растворов на основе α - и γ -железа.

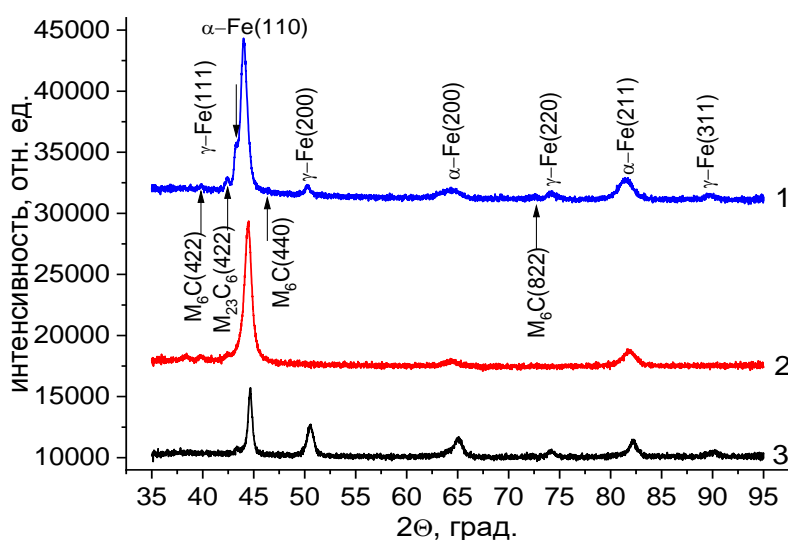


Рисунок 4.32 – Фрагменты рентгенограмм наплавленного слоя в исходном состоянии (1), после отпуска (2) и после отпуска и дополнительного облучения (3)

Таблица 4.7 – Расчетные данные, полученные из дифрактограмм наплавленного слоя в исходном состоянии, после отпуска и после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

Фаза	Доля фазы, мас. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм
покрытие в сходном состоянии			
α -Fe	65	$a = 2,887$	52
γ -Fe	12	$a = 3,598$	34
$Me_{23}C_6$	11	$a = 10,466$	23
Me_6C	7	$a = 11,002$	28
Fe_2C	5	$a = 2,701$ $c = 4,449$	13
покрытие после отпуска			
α -Fe	85	$a = 2,873$	26
Me_6C	6	$a = 11,002$	13
$Me_{23}C_6$	9	$a = 10,420$	23
покрытие после отпуска и облучения			
α -Fe	92	$a = 2,870$	43
γ -Fe	5	$a = 3,600$	-
Me_6C	3	-	-

Данные Таблицы 4.7 демонстрируют некоторое противоречие: параметр решетки α -железа достигает максимума в исходном покрытии, но становится минимальным после облучения. Это свидетельствует о выходе легирующих элементов из решетки, что должно приводить к образованию карбидных частиц. Однако результаты количественного анализа (представленные ранее) указывают на снижение доли карбидной фазы. Данное противоречие наводит на мысль о наноразмерном характере выделений второй фазы, формирующихся при дополнительной обработке.

Для проверки этой гипотезы был применен метод просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Исследования показали, что структура облученного поверхностного слоя представляет собой ячейки скоростной кристаллизации размером от 0,15 до 3,5 мкм (Рисунок 4.33).

Выявлены два типа ячеек кристаллизации, локализованных в отдельных областях:

– ячейки первого типа (размером до 0,25 мкм) характеризуются границами, практически свободными от вторичных выделений (Рисунок 4.34, а);

– ячейки второго типа (размером до 3,5 мкм), напротив, содержат по границам протяженные прослойки второй фазы в виде наноразмерных включений величиной от 25 до 43 нм (Рисунок 4.34, б), включения указаны стрелками).

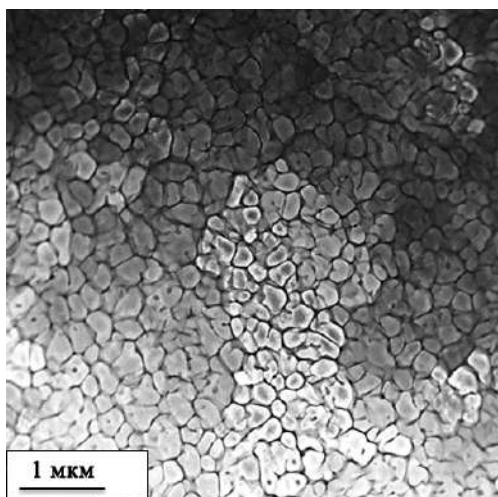


Рисунок 4.33 – Структура поверхности наплавленного слоя, облученного импульсным электронным пучком; метод STEM анализа. Ячейки кристаллизации первого типа

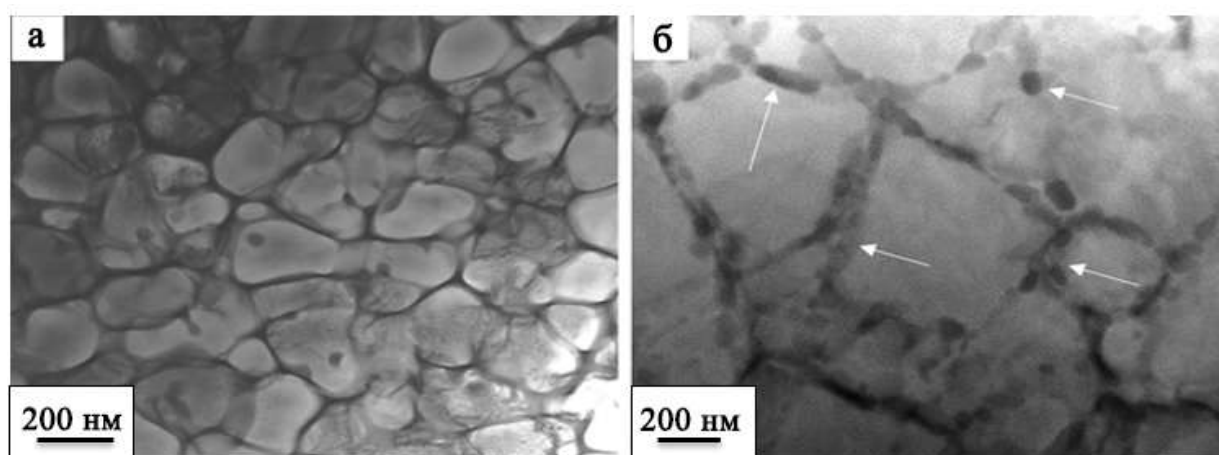


Рисунок 4.34 – Структура поверхности наплавленного слоя, выявленная методами просвечивающей электронной микроскопии: а – метод ТЕМ анализа (ячейки кристаллизации первого типа), б – метод STEM анализа (ячейки кристаллизации второго типа)

Можно предположить, что ячейки кристаллизации первого типа сформировались в результате высокоскоростной кристаллизации объемов расплавленных зерен твердого раствора на основе α -железа; ячейки кристаллизации второго типа сформировались при кристаллизации объемов

расплавленных зерен эвтектики. Этим объясняется существенное различие в содержании частиц второй фазы в ячейках первого и второго типа.

Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что объем ячеек кристаллизации обоих типов обогащен преимущественно атомами железа (Рисунок 4.35, б); вдоль границ ячеек выявляются протяженные прослойки, обогащенные преимущественно, атомами молибдена (Рисунок 4.35, в), хрома (Рисунок 4.35, г) и углерода (Рисунок 4.35, д).

Фазовый состав структуры ячеистой кристаллизации изучали методами просвечивающей электронной микроскопии с применением методики темнопольного анализа и методики индицирования микроэлектроннограмм.

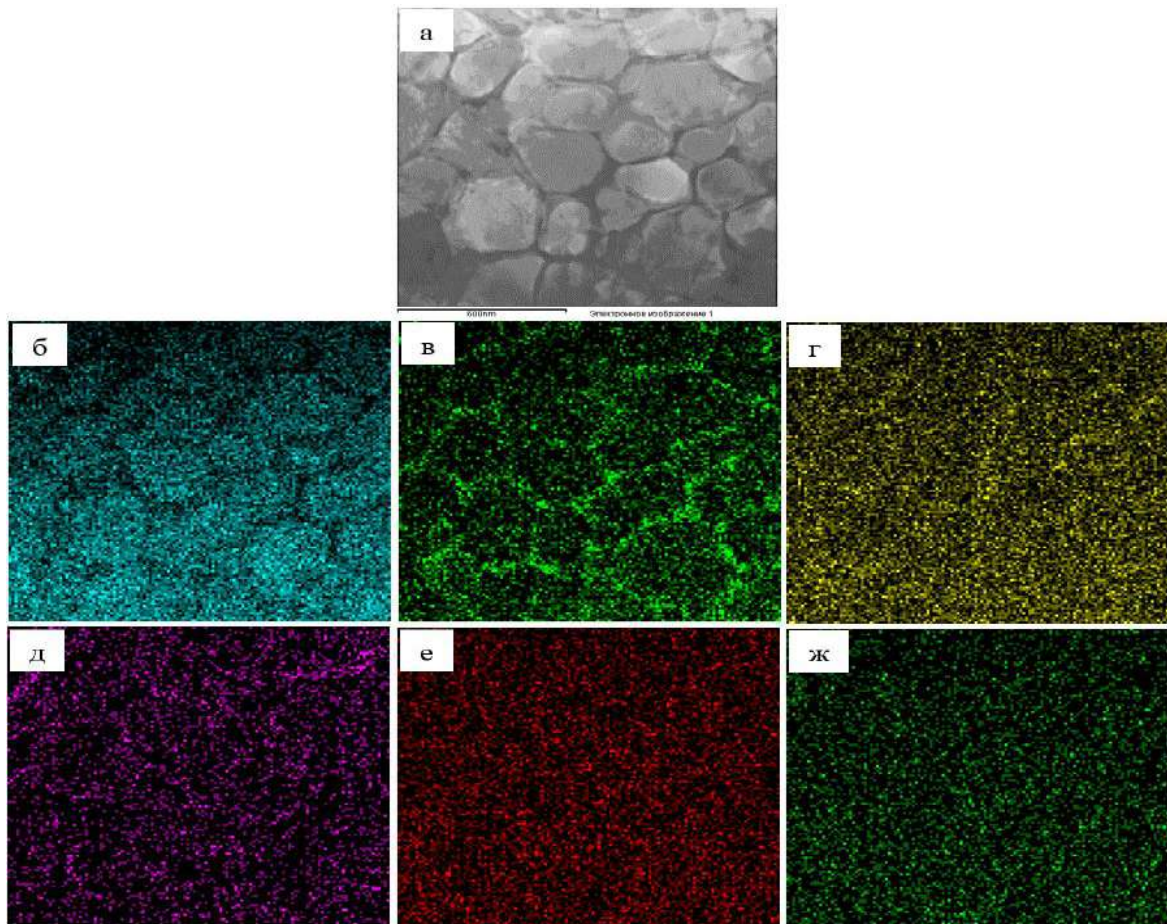


Рисунок 4.35 – Электронно-микроскопическое изображение участка наплавленного слоя (а); б – ж – изображения данного участка, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (б), Mo (в), Cr (г), C (д), Si (е), Mn (ж)

На Рисунке 4.36 и Рисунке 4.37 приведены результаты исследований фазового состава областей поверхностного слоя, содержащих ячейки кристаллизации первого типа.

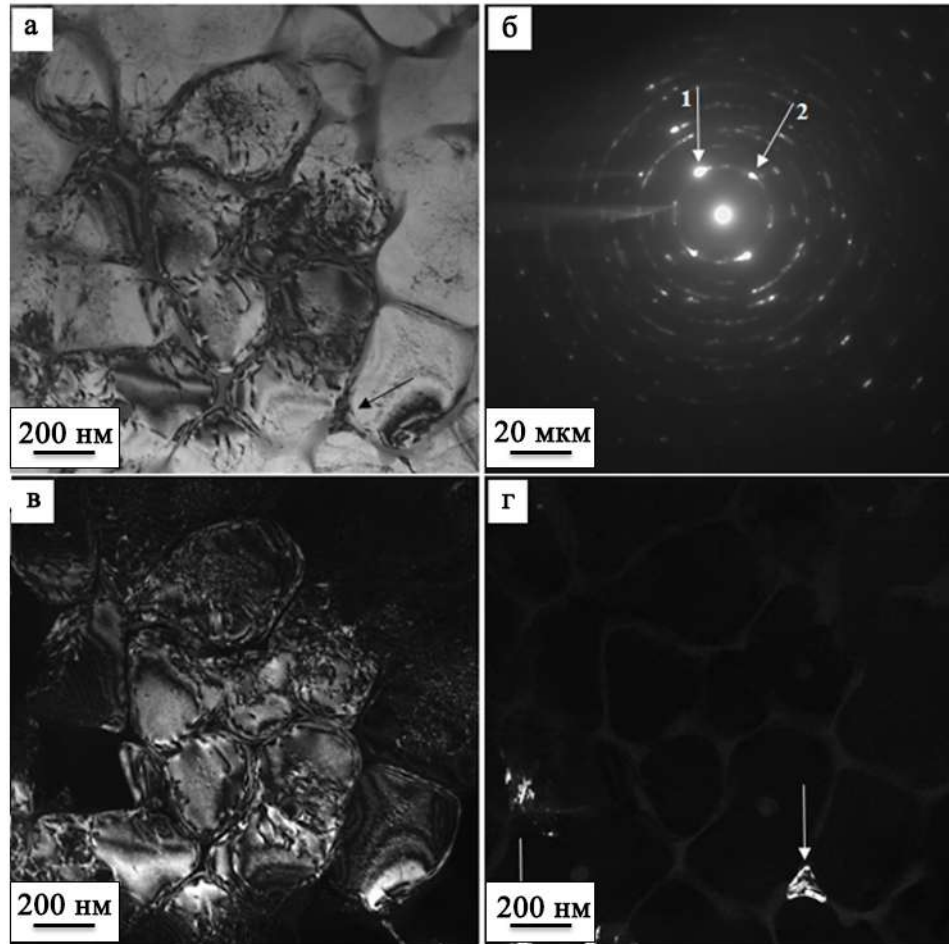


Рисунок 4.36 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия после облучения импульсным электронным пучком (ячейки первого типа); а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe}$ (в), $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\gamma\text{-Fe}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – для (г). На (г) стрелками указаны зерна остаточного аустенита

Установлено, что объем ячеек сформирован твердым раствором на основе α -железа (ОЦК-решетка). В отдельных случаях выявляются наноразмерные зерна остаточного аустенита (Рисунок 4.36, г), а также наноразмерные частицы карбидов типа Me_2C_6 и MoC (рисунок 4.37). В объеме ячеек кристаллизации наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций (рисунок 4.36).

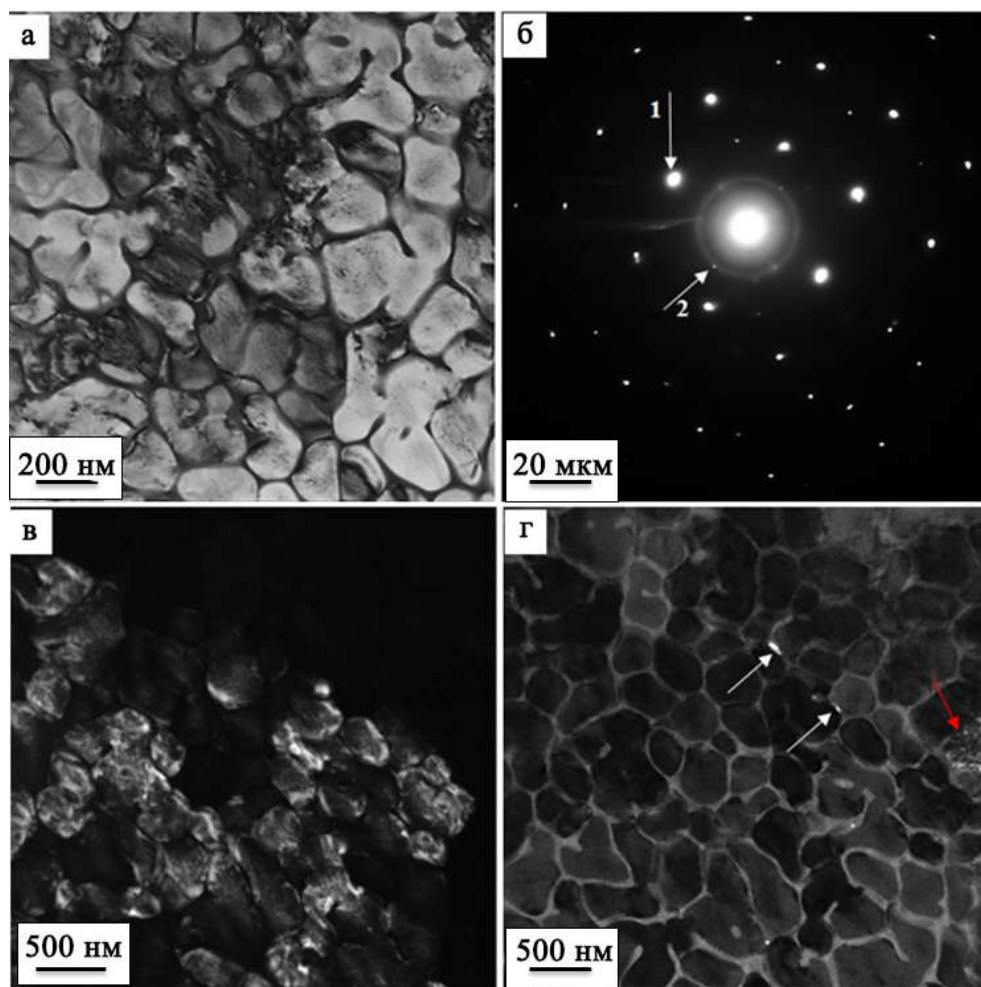


Рисунок 4.37 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия после облучения импульсным электронным пучком (ячейки первого типа); а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[112]\alpha\text{-Fe}$ (в), $[511]\text{Me}_{23}\text{C}_6 + [103]\text{MoC}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г). На (г) стрелками указаны частицы карбидной фазы, расположенные по границам ячеек кристаллизации (светлые стрелки) и в объеме ячейки (стрелка красного цвета)

На Рисунке 4.38 и Рисунке 4.39 приведены результаты исследований фазового состава областей поверхностного слоя, содержащих ячейки кристаллизации второго типа.

Установлено, что объем ячеек сформирован твердым раствором на основе α -железа (ОЦК кристаллическая решетка). В отдельных случаях обнаруживаются рефлексы остаточного аустенита (Рисунок 4.39, б). По границам ячеек кристаллизации располагаются многочисленные включения второй фазы (Рисунок 4.38, г; Рисунок 4.39, г). Анализ микроэлектроннограмм (Рисунок 4.38, б;

Рисунок 4.39, б) позволяет предположить присутствие частиц карбидной фазы состава $Me_{23}C_6$, Cr_3C_2 и Cr_7C_3 .

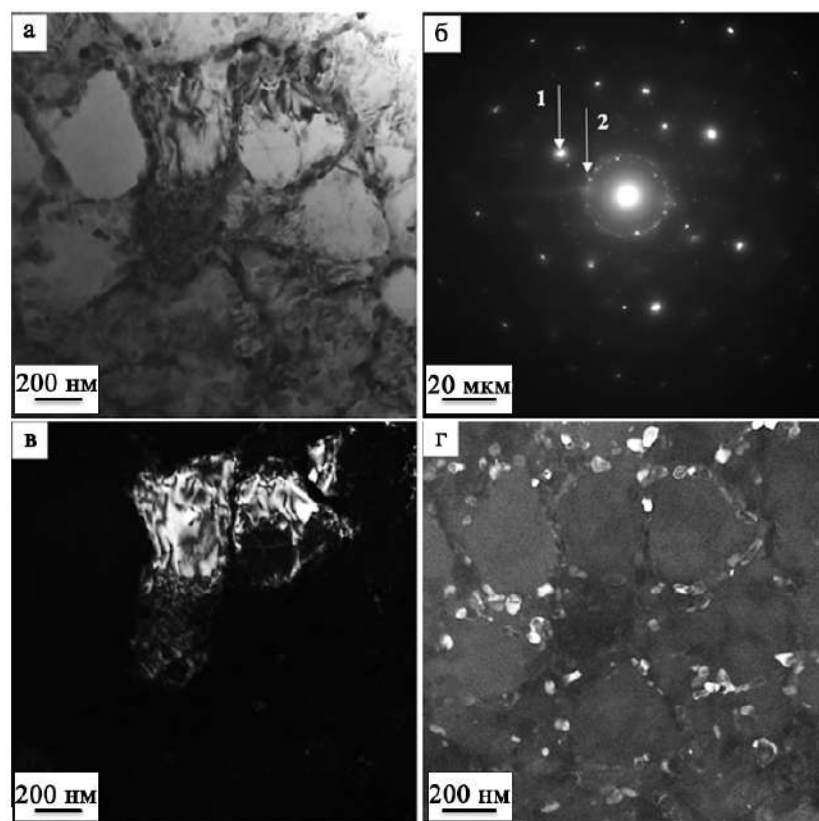


Рисунок 4.38 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия после облучения импульсным электронным пучком (ячейки второго типа); а – светлое поле; б – микроэлектронграмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[112]\alpha\text{-Fe}$ (в), $[440]Me_{23}C_6 + [600]Cr_3C_2$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г)

Преобразование структуры поверхностного слоя наплавленного металла привело к изменению механических и трибологических свойств материала. Установлено, что дополнительное облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком привело к снижению параметра износа и коэффициента трения от $k = 2,0 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$ и $\mu = 0,75$ (для покрытия в исходном состоянии) до $k = 1,25 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$ и $\mu = 0,6$ (для покрытия после отпуска и дополнительного облучения импульсным электронным пучком). Отметим, что для стали 30ХГСА $k = 10,0 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$, $\mu = 0,44$. Таким образом, облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком приводит к незначительному (в 1,6 раза) снижению параметра износа и коэффициента трения (в 1,23 раза). Относительно

стали 30ХГСА наблюдается снижение параметра износа в 8 раз и увеличение коэффициента трения в 1,36 раза.

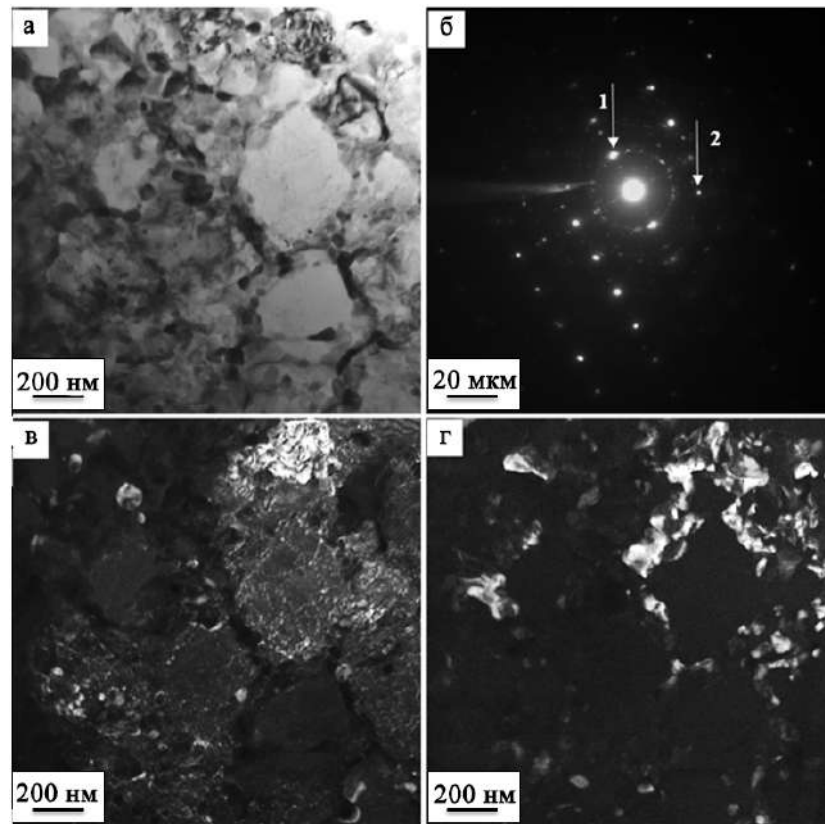


Рисунок 4.39 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия после облучения импульсным электронным пучком (ячейки второго типа); а – светлое поле; б – микроэлектронграмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[111]\gamma\text{-Fe} + [110]\alpha\text{-Fe} + [600]\text{Cr}_7\text{C}_3$ (в), $[820]\text{Me}_{23}\text{C}_6 + [340]\text{Cr}_3\text{C}_2$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г)

Анализируя результаты трибологических испытаний, представленные на Рисунке 4.2, Рисунке 4.3, Рисунке 4.17 и Рисунке 4.40, можно отметить, что выход на стационарный режим изнашивания при испытаниях стали 30ХГСА (Рисунок 4.2, а) в ≈ 2 раза быстрее, чем наплавленного металла (Рисунок 4.3, а) и Рисунок 4.17, а. Это может свидетельствовать о более высоком уровне шероховатости наплавленного металла.

С другой стороны, выход на стационарный режим изнашивания при испытаниях наплавленного слоя, облученного импульсным электронным пучком, кратно меньше по сравнению со сталью 30ХГСА и тем более по сравнению с

наплавленным металлом. Следовательно, облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком способствует существенному снижению уровня шероховатости наплавленного металла.

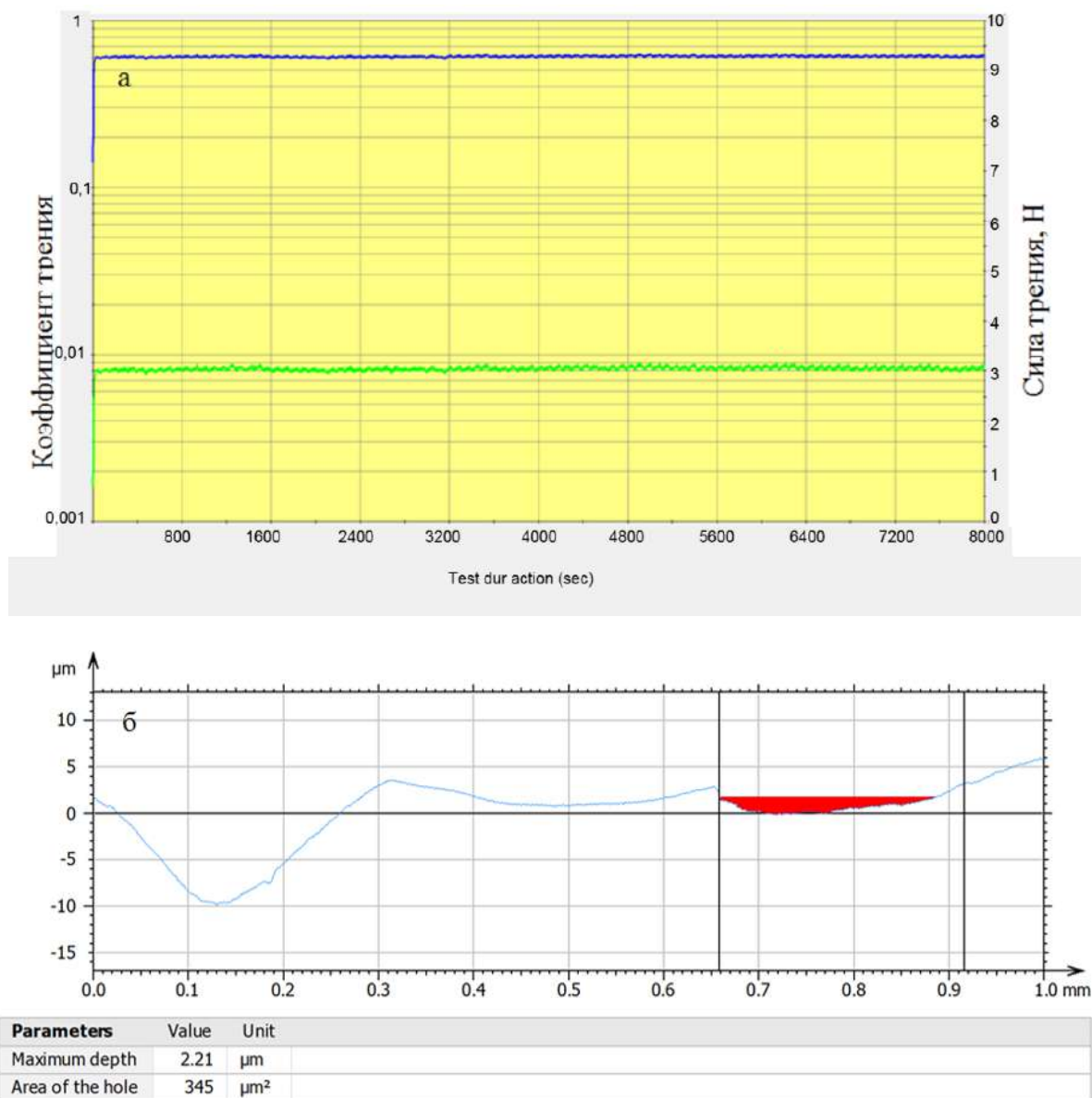


Рисунок 4.40 – Результаты трибологических испытаний наплавки после отпуска и дополнительного облучения импульсным электронным пучком:
 а – зависимость коэффициента трения и силы трения от времени испытаний;
 б – профиль дорожки трения

Твердость поверхностного слоя наплавленного металла после облучения импульсным электронным пучком, измеренная при нагрузке 0,1 Н, изменяется в пределах от 14,7 ГПа до 9,5 ГПа и в среднем в поверхностном слое толщиной

100 мкм составляет 10,7 ГПа. Среднее значение твердости наплавленного слоя в исходном состоянии 12,4 ГПа. Таким образом, облучение наплавленного металла импульсным электронным пучком привело к снижению твердости материала в 1,16 раза. Твердость подложки (сталь 30ХГСА) составляет 3,2 ГПа и существенно (в 3,3 раза) ниже средней твердости наплавленного металла после облучения импульсным электронным пучком.

Модуль Юнга поверхностного слоя покрытия, облученного импульсным электронным пучком, усредненный по 10 уколам, составил 215 ГПа. Учитывая, что среднее значение модуля Юнга наплавленного металла в исходном состоянии 234,9 ГПа, получаем, что облучение покрытия импульсным электронным пучком приводит к незначительному (в 1,09 раза) снижению модуля Юнга.

Таким образом, установлено, что твердость наплавленного слоя, облученного импульсным электронным пучком, существенно (в 3,3 раза) превышает твердость стали 30ХГСА; параметр износа облученного наплавленного слоя в 8 раз меньше параметра износа стали 30ХГСА; коэффициента трения наплавленного слоя в 1,36 раза выше коэффициента трения стали 30ХГСА. Показано, что наплавленный слой после облучения импульсным электронным пучком имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации с размером ячеек, изменяющимся в пределах (0,15-3,5) мкм. Выявлены два типа ячеек кристаллизации, расположенных обособленными областями. В одних из них (ячейки первого типа) границы ячеек практически свободны от выделений второй фазы; в других ячейках (ячейки второго типа) по границам располагаются протяженные прослойки карбидной фазы (карбиды сложного состава типа $Me_{23}C_6$, карбиды хрома Cr_7C_3 , Cr_3C_2 и карбиды молибдена MoC), размеры частиц которых изменяются в пределах (25-43) нм. Высказано предположение, что ячейки кристаллизации первого типа сформировались в результате высокоскоростной кристаллизации объемов расплавленных зерен твердого раствора на основе α -железа; ячейки кристаллизации второго типа сформировались при кристаллизации объемов расплавленных зерен эвтектики. Этим объясняется существенное различие в содержании частиц второй фазы в ячейках первого и второго типа.

ГЛАВА 5. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИНТЕРФЕЙСА СИСТЕМЫ «ПОКРЫТИЕ-ПОДЛОЖКА», СФОРМИРОВАННОЙ ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ

Настоящая глава посвящена анализу интерфейса системы «наплавка (сталь М9)/(сталь 30ХГСА) подложка» как в исходном состоянии (Раздел 5.1), так и после дополнительного облучения импульсным электронным пучком (Раздел 5.2).

5.1 Структура и свойства интерфейса системы «покрытие/подложка», сформированной плазменным методом в исходном состоянии

Методами сканирующей электронной микроскопии травленого шлифа установлено, что формирование наплавки сопровождается созданием протяженного переходного слоя, структура которого отличается от состояния стали и объема наплавленного металла (Рисунок 5.1).

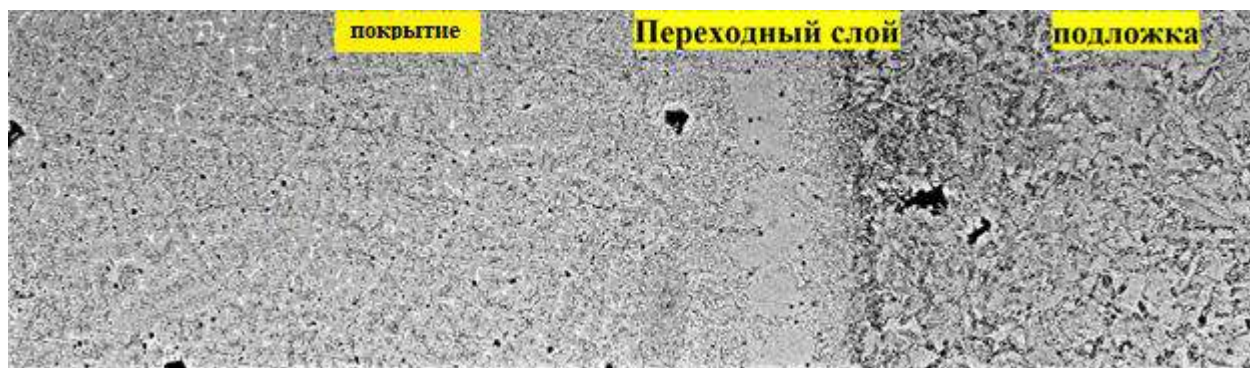


Рисунок 5.1 – Структура травленого шлифа системы «наплавка (сталь М9)/(сталь 30ХГСА) подложка» x100. Сканирующая электронная микроскопия

Элементный состав системы «покрытие/подложка» изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. На Рисунке 5.2, а приведены энергетические спектры, полученные с участка наплавленного металла, расположенного на расстоянии 3 мм от поверхности покрытия. Отчетливо видно (Таблица 5.1), что наплавленный слой формируют химические элементы, соответствующие покрытию; химический состав анализируемого участка близок

к химическому составу стали по SAE-AISI M9 (T11309) Molybdenum High-Speed Steel.

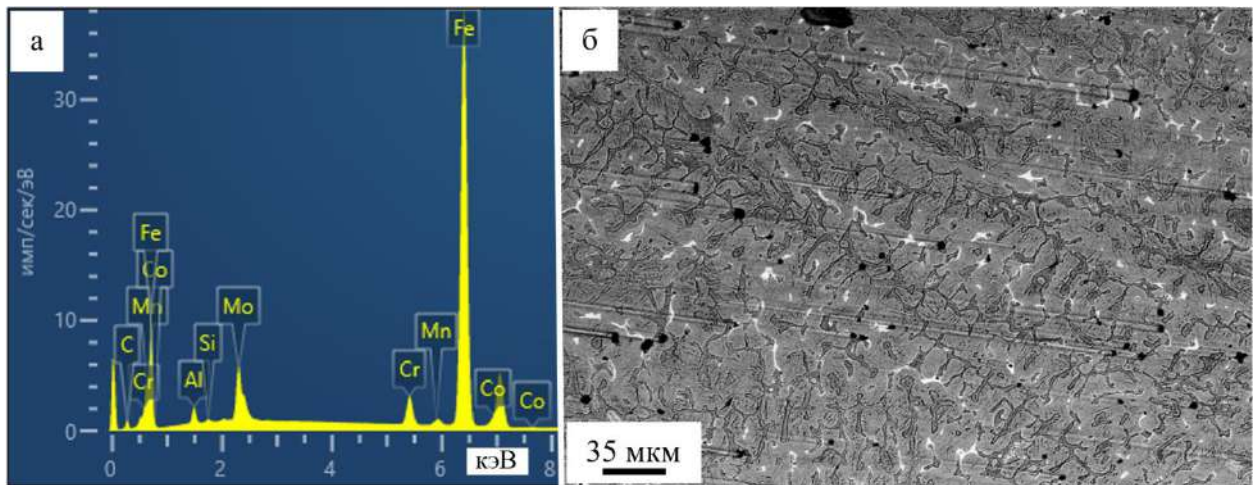


Рисунок 5.2 – Энергетические спектры (а) покрытия наплавленного на сталь 30ХГСА, полученные методами микрорентгеноспектрального анализа; на (б) представлено электронно-микроскопическое изображение структуры травленого шлифа наплавленного слоя

Таблица 5.1 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытия

Элемент	Покрытие (Рисунок 5.2, б)		Интерфейс (Рисунок 5.3, б)		Интерфейс (Рисунок 5.3, б, выделено)	
	Вес. %	Ат. %	Вес. %	Ат. %	Вес. %	Ат. %
C	7,09	26,44	7,37	26,37	7,12	25,62
O	0,0	0,0	1,22	3,28	1,2	3,23
Al	1,28	2,13	0,58	0,93	0,28	0,45
Si	0,19	0,3	0,33	0,51	0,34	0,52
Cr	3,26	2,81	1,19	0,98	0,65	0,54
Mn	0,51	0,41	1,02	0,8	1,08	0,85
Fe	79,46	63,85	85,24	65,61	88,3	68,32
Co	1,09	0,83	0,58	0,43	0,0	0,0
Mo	7,12	3,22	2,47	1,11	1,03	0,46

Характерное изображение энергетических спектров, полученных с интерфейса системы «покрытие/подложка», приведено на Рисунке 5.3.

Как видно из данных Таблицы 5.1, в переходной зоне между покрытием и подложкой, помимо компонентов присадочной проволоки, фиксируется присутствие кислорода. Это, вероятно, связано с наличием кислорода в поверхностном слое стали 30ХГСА перед наплавкой. Анализ распределения элементов также показывает закономерное изменение состава по мере

приближения к границе раздела со стороны покрытия: концентрация алюминия, хрома, кобальта и молибдена уменьшается, тогда как содержание кремния и марганца возрастает.

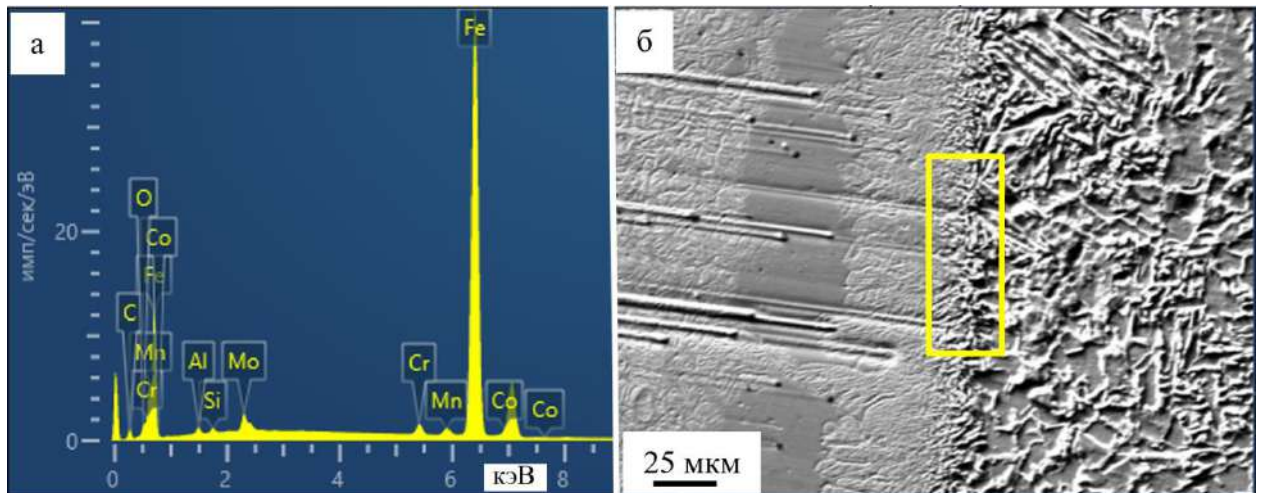


Рисунок 5.3 – Энергетические спектры (а), полученные методами микрорентгеноспектрального анализа переходного слоя (участок шлифа, выделенный на (б) прямоугольником) покрытия

Распределение химических элементов в системе «покрытие–подложка» представлено на Рисунке 5.4. Установлено, что молибден и хром локализуются преимущественно в пределах покрытия. В переходной зоне наблюдается повышенная концентрация алюминия и кислорода, что, вероятно, свидетельствует о формировании оксидов алюминия. При этом участок подложки, непосредственно примыкающий к переходному слою, характеризуется повышенным содержанием кислорода.

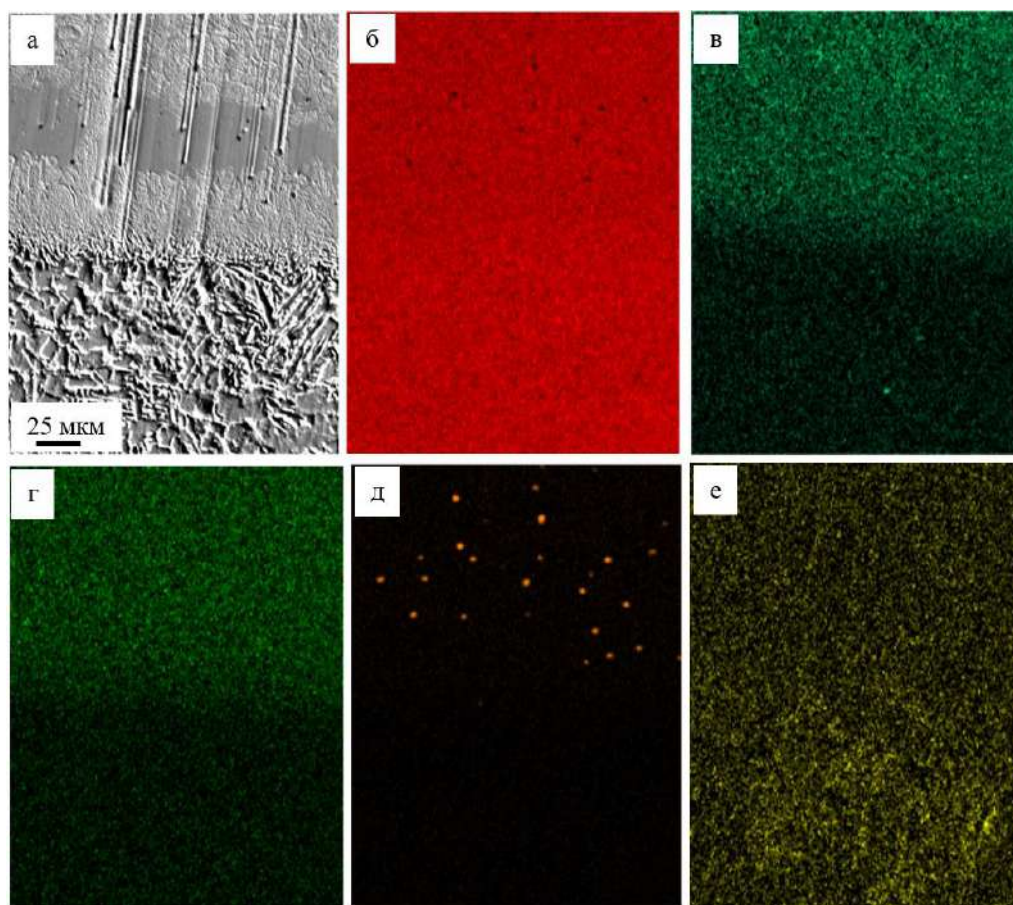


Рисунок 5.4 – Карты распределения химических элементов переходного слоя;
 а – электронное изображение участка переходного слоя системы «покрытие/подложка»; б – е – изображения данного участка покрытия, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe (б), Mo (в), Cr (г), Al (д), O (е)

Фазовый состав наплавки и переходного слоя изучали методами рентгенофазового анализа (Рисунок 5.5; Таблица 5.2). Результаты, приведенные в Таблице 5.2, свидетельствуют о формировании в наплавленном слое многофазной структуры, представленной α -фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа), γ -фазой (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки железа), карбидами сложного состава $Me_{23}C_6$ и Me_6C и карбидом железа состава Fe_2C .

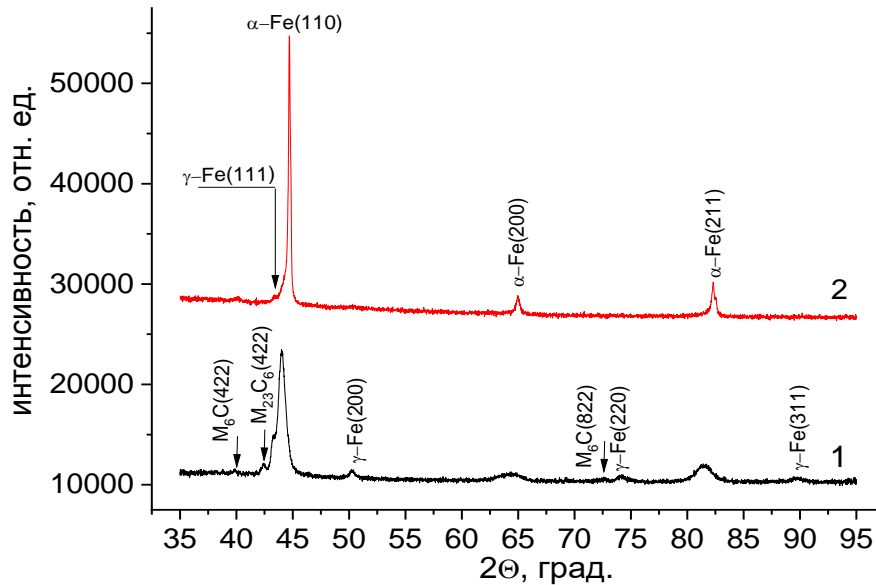


Рисунок 5.5 – Фрагменты рентгенограмм покрытия (1) и интерфейса системы «покрытие / подложка» (2)

Таблица 5.2 – Расчетные данные, полученные из диффрактограмм, представленных на Рисунке 5.5

Фаза	Доля фазы, мас. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм
покрытие			
α -Fe	65	$a = 2,887$	52
γ -Fe	12	$a = 3,598$	34
$Me_{23}C_6$	11	$a = 10,466$	23
Me_6C	7	$a = 11,002$	28
Fe_2C	5	$a = 2,701$	
система «покрытие / подложка»			
α -Fe	92	$a = 2,870$	43
γ -Fe	5	$a = 3,600$	-
Me_6C	3	-	-

Как и следовало ожидать, основной фазой является твердый раствор на основе α -Fe (65 мас. %); в существенно меньшем количестве присутствует твердый раствор на основе γ -Fe (12 мас. %); относительное содержание карбидных фаз достигает 23 мас. %, при этом преобладающими являются карбиды сложного состава Me_6C . Следует отметить, что параметры кристаллических решеток α - и γ -фаз (Таблица 5.2) значительно превышают табличные значения параметров кристаллических решеток α - и γ -Fe [141]. Это указывает на формирование в наплавленном слое твердых растворов замещения и

внедрения на основе железа. Основной фазой переходного слоя является, как и ожидалось, α -фаза в небольшом количестве присутствует γ -фаза и карбид сложного состава Me_6C (Таблица 5.2).

Фазовый состав, морфологию фаз, состояние дефектной субструктуры переходного слоя изучали методами сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. Представленное на рисунке 5.6 изображение структуры травленого шлифа свидетельствуют о том, что зона контакта покрытия и стали 30ХГСА не содержит микротрещин и микропор. Подложка (сталь 30ХГСА) имеет поликристаллическую структуру, представленную зернами феррита и зернами перлита пластинчатой морфологии. Размер зерен изменяется в пределах (5,2 – 12,3) мкм.

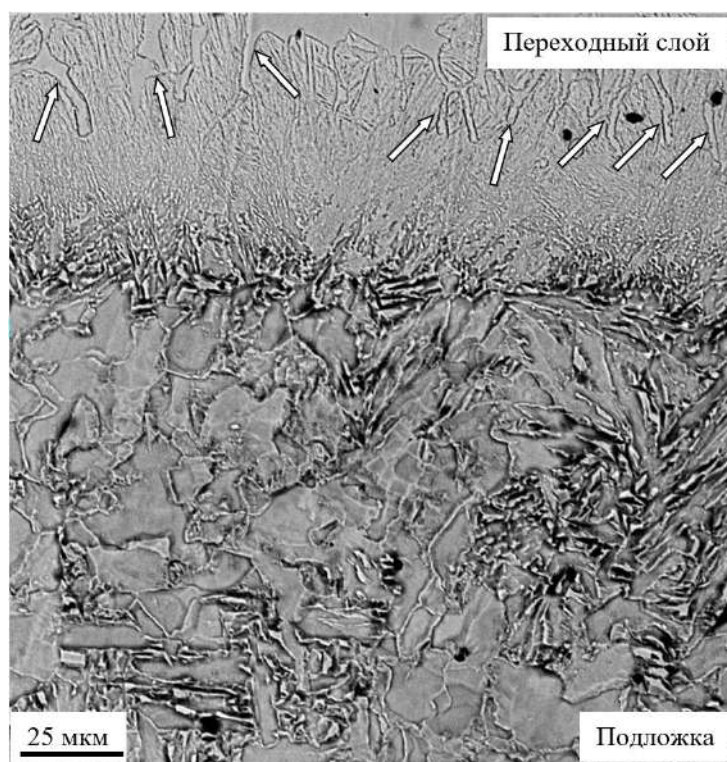


Рисунок 5.6 – Структура переходного слоя, формирующаяся в результате быстрорежущей стали на сталь 30ХГСА. Сканирующая электронная микроскопия травленого шлифа

Сравнение данных, представленных на Рисунках 5.2, б и 5.6, выявляет неоднородное строение переходного слоя. Установлено, что область, непосредственно примыкающая к подложке, имеет пластинчатую морфологию.

Такая структура, вероятно, указывает на реализацию сдвигового механизма фазовых превращений (мартенситного или бейнитного типа) при формировании данной зоны. В противоположность этому, часть переходного слоя, граничащая с наплавленным металлом, характеризуется зерненным строением. При этом по границам зерен обнаружены протяженные выделения, морфология которых типична для эвтектических структур (указаны стрелками на Рисунке 5.6).

Элементный и фазовый состав, морфологию фаз и дефектную субструктуру переходного слоя изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Установлено, как было отмечено выше, что структура подложки сформирована зернами перлита и зернами феррита (твердый раствор на основе α -железа). Перлит имеет пластинчатую морфологию и сформирован чередующимися пластинками цементита и α -железа (Рисунок 5.7).

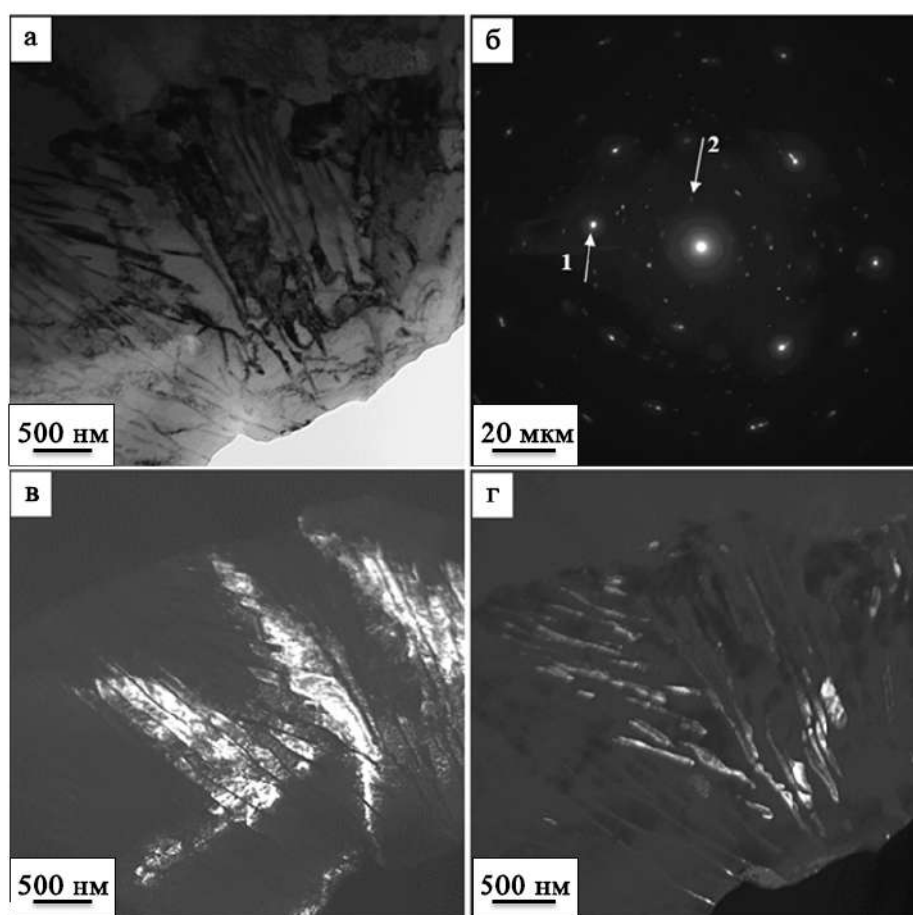


Рисунок 5.7 – Электронно-микроскопическое изображение структуры подложки; а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[013]\alpha\text{-Fe}$ (в) и $[211]\text{Fe}_3\text{C}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г)

В зоне контакта со стороны подложки структура сохраняет феррито-перлитное состояние, однако наблюдается существенное (до 1,5 – 2,3 мкм) снижение размеров зерен феррита (Рисунок 5.8, а). По границам зерен выявляются протяженные прослойки второй фазы (Рисунок 5.8, б, прослойки указаны стрелками).

Как было показано ранее, переходный слой характеризуется пластинчатым строением (Рисунок 5.6). С помощью просвечивающей электронной дифракционной микроскопии удалось установить, что эти пластины образуются по сдвиговому механизму и по морфологическим признакам соответствуют пластинчатому и пакетному мартенситу [141] (Рисунок 5.9). Вдоль границ пластин и пакетов локализуются наноразмерные выделения цементита размером 15 – 32 нм (Рисунок 5.9, в, отмечены стрелками).

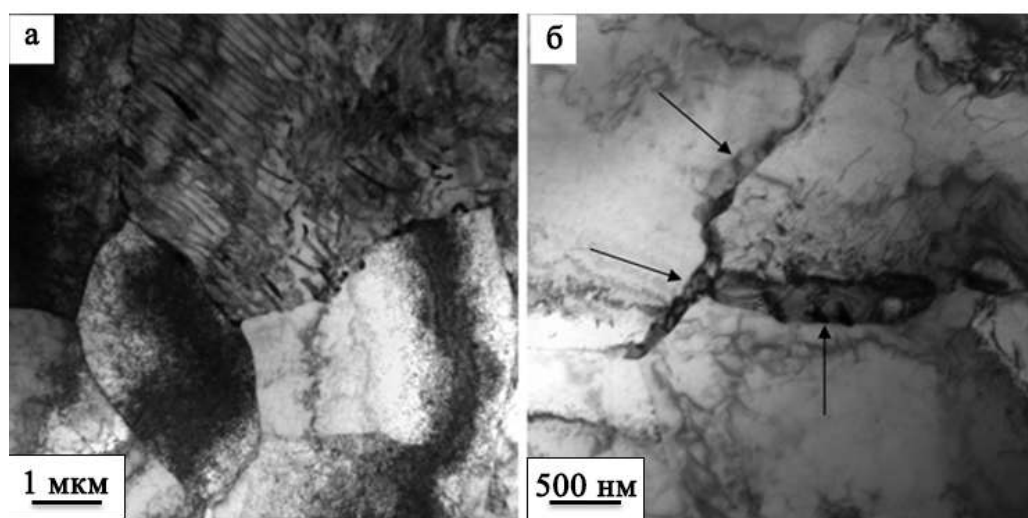


Рисунок 5.8 – Электронно-микроскопическое изображение структуры подложки в зоне контакта с наплавленным металлом; а – зерна феррита микронных размеров; б – прослойки второй фазы по границам зерен (прослойки указаны стрелками)

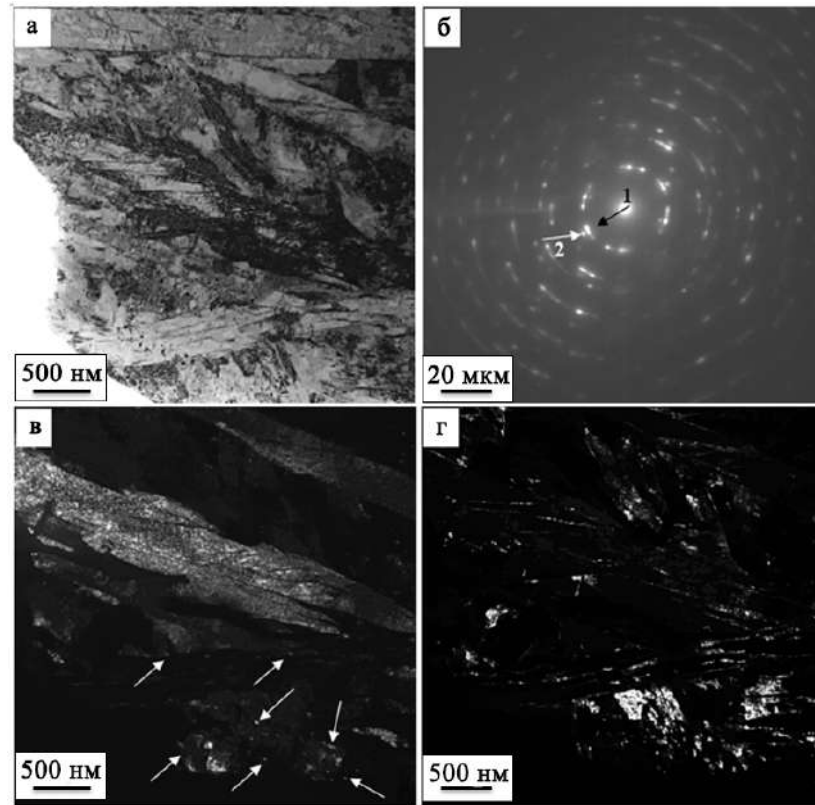


Рисунок 5.9 – Электронно-микроскопическое изображение структуры интерфейса системы «покрытие/подложка»; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe} + [121]\text{Fe}_3\text{C}$ (в) и $[111]\gamma\text{-Fe}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г); на (в) стрелками указаны частицы цементита

Кроме того, по границам мартенситных кристаллов присутствуют тонкие прослойки остаточного аустенита (Рисунок 5.9, г). Таким образом, переходная зона вблизи подложки представляет собой многофазную структуру, включающую мартенсит, остаточный аустенит и карбиды железа.

Иная картина наблюдается в области переходного слоя, примыкающей непосредственно к наплавленному покрытию. Здесь фиксируются протяженные межзеренные прослойки, содержащие включения второй фазы (Рисунок 5.6 и Рисунок 5.8, б). Дифракционный анализ идентифицировал данные прослойки как α -фазу с карбидами типа Me_{23}C_6 и MoC (Рисунок 5.10). Предположительно, эти структуры сформировались в результате эвтектической реакции при кристаллизации расплавленного материала покрытия.

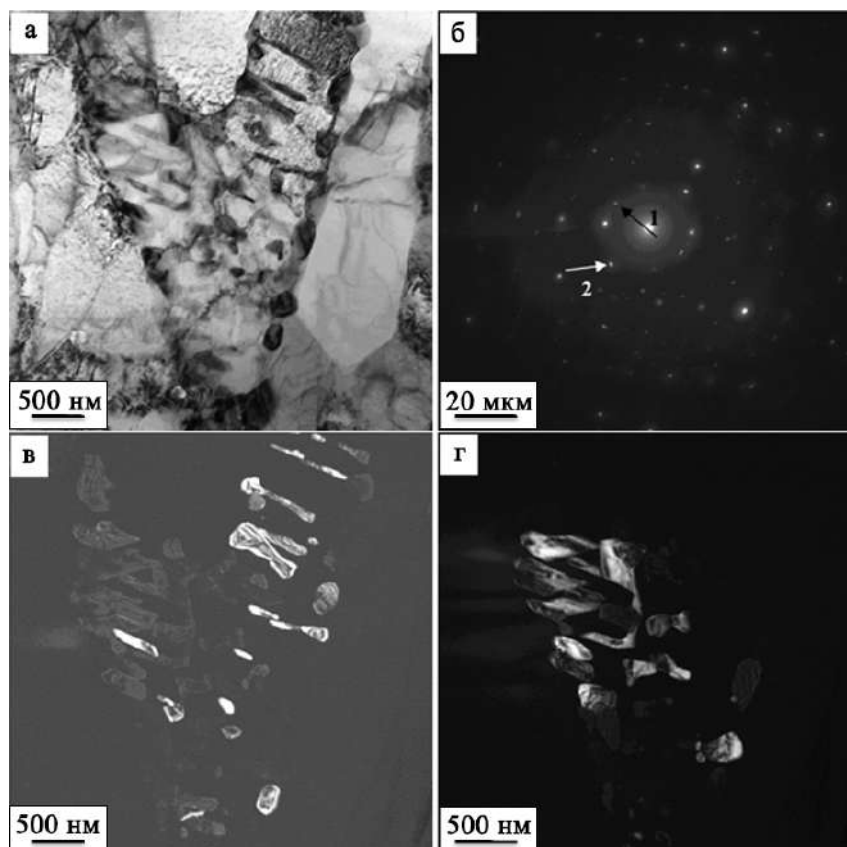


Рисунок 5.10 – Электронно-микроскопическое изображение структуры интерфейса системы «покрытие/подложка»; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[024]Me_{23}C_6 + [103]\eta-MoC$ (в) и $[115]Me_{23}C_6$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г)

Таким образом, выполненные исследования позволяют констатировать, что формирование покрытия сопровождается созданием протяженного переходного слоя, имеющего многофазное строение на основе α -фазы и содержащего остаточный аустенит, частицы цементита и карбидов состава $Me_{23}C_6$ и MoC .

На Рисунке 5.11 представлены профили твердости и модуля Юнга переходного слоя, свидетельствующие о плавном изменении данных характеристик металла, то есть указывающие на формирование некоего демпфирующего слоя вдоль поверхности контакта сравнительно твердого металла покрытия и относительно мягкой подложки.

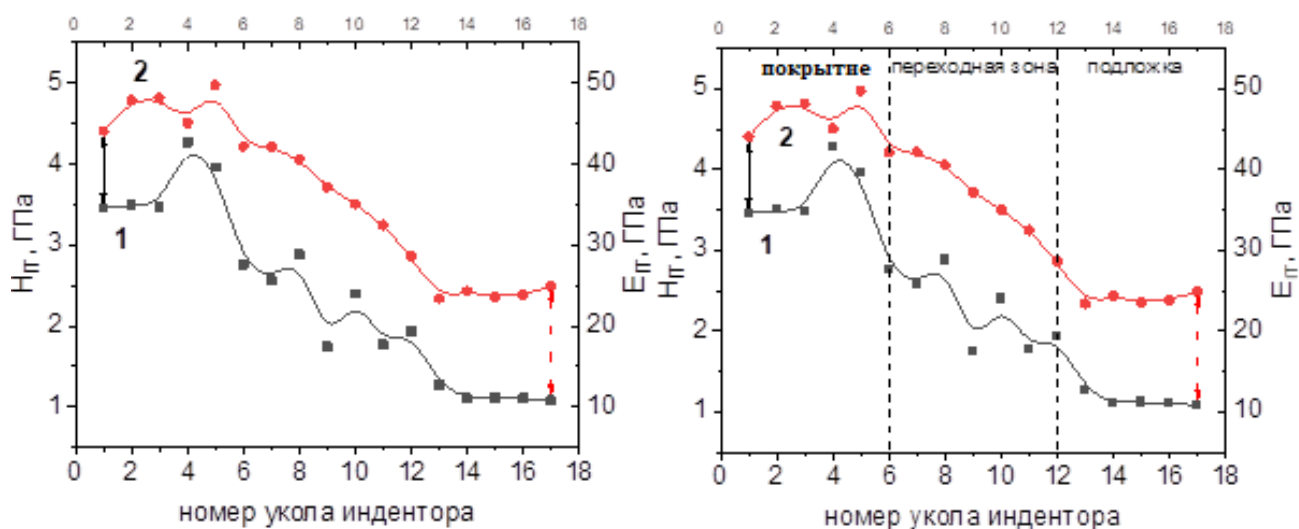


Рисунок 5.11 – Изменение твердости и модуля Юнга, наблюдающееся при перемещении вдоль прямой, расположенной поперек наплавленного слоя; обозначено: кривая, 1 – твердость, 2 – модуль Юнга. Усреднение проводили по результатам измерений вдоль трех дорожек. Стрелка черного цвета указывает на начало измерений в наплавленном слое; прерывистая стрелка – на окончание измерений в структуре подложки

Данный слой, обладая сложным многофазным составом (мартенсит, остаточный аустенит, карбиды), способен эффективно релаксировать внутренние напряжения, возникающие при эксплуатации. Особую роль в этом процессе играет остаточный аустенит, локализованный по границам мартенситных кристаллов, а также наноразмерные карбидные частицы, которые препятствуют развитию трещин и повышают сопротивление усталостному разрушению, что в совокупности обеспечивает высокую надежность системы «покрытие–подложка», а плавное изменение твердости и модуля Юнга позволяет предположить высокий уровень работоспособности системы «покрытие/подложка», сформированной плазменной наплавкой.

Проведенные исследования позволяют сделать следующие выводы о формировании системы «покрытие/подложка» методом плазменной наплавки: В процессе наплавки образуется протяженный переходный слой, основной фазой которого является α -твердый раствор (ОЦК-структура), а также присутствуют γ -фаза (ГЦК-структура) и карбиды различных типов: Me_6C , $Me_{23}C_6$, MoC и цементит. Зона контакта покрытия со сталью 30ХГСА характеризуется высоким

качеством – в ней отсутствуют микротрещины и микропоры. При этом структура стали в приконтактной области сохраняет феррито-перлитное состояние, но с заметным измельчением зерен феррита до размеров 1,5 – 2,3 мкм. Переходный слой имеет закалочную структуру, включающую пластинчатый и пакетный мартенсит, прослойки остаточного аустенита и наноразмерные выделения цементита. В области переходного слоя, граничащей с покрытием, обнаружены эвтектические прослойки, состоящие из α -фазы и карбидов $Me_{23}C_6/MoC$. Установлен градиент механических свойств: твердость и модуль Юнга закономерно уменьшаются по мере удаления от покрытия к подложке, формируя демпфирующий слой. Это обеспечивает плавный переход от твердого покрытия к более мягкой основе, что является основой для предположения о высоком уровне работоспособности сформированной системы.

5.2 Структура и свойства интерфейса системы «покрытие/подложка», сформированной плазменным методом и подвергнутой облучению импульсным электронным пучком

Исследования методом сканирующей электронной микроскопии выявили, что обработка импульсным электронным пучком области интерфейса «покрытие/подложка» приводит к значительным структурным изменениям в металле и коренным образом трансформирует структуру переходного слоя. На это указывают два характерных признака: Во-первых, образование множественных микрократеров (Рисунок 5.12, а). Их появление указывает на наличие в переходном слое легкоплавких составляющих, таких как сульфиды железа или марганца, температура плавления которых ниже, чем у основного материала (железа). Во-вторых, формирование микротрещин (рисунок 5.12, б). Это является следствием высокоскоростной кристаллизации расплава после импульсного воздействия. Возникающие при этом растягивающие напряжения релаксируют путем образования трещин.

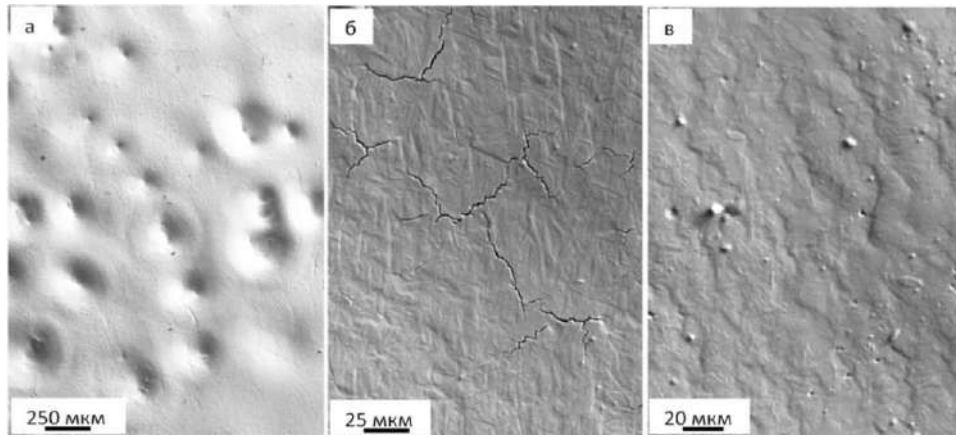


Рисунок 5.12 – Структура переходной зоны системы «покрытие/подложка» (а, б); в – структура наплавленного слоя на расстоянии 4 мм от зоны контакта с подложкой, облученной импульсным электронным пучком

Установлено, что степень преобразований носит локальный характер: максимальная концентрация дефектов наблюдается непосредственно у границы раздела, а по мере удаления от границы раздела «наплавка–подложка» плотность как микрократеров, так и микротрещин существенно снижается (Рисунок 5.12, в) и структура становится более совершенной.

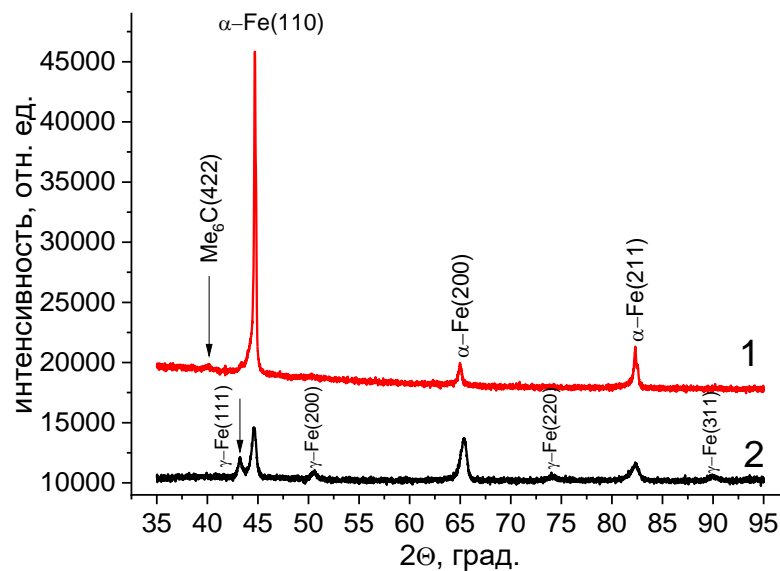


Рисунок 5.13 – Фрагменты рентгенограмм интерфейса системы «покрытие/подложка» в исходном состоянии (1) и после отпуска и дополнительного облучения импульсным электронным пучком (2)

Фазовый состав и состояние кристаллической решетки материала переходной зоны изучали методами рентгенофазового анализа (Рисунок 5.13; Таблица 5.3).

Таблица 5.3 – Расчетные данные, полученные из дифрактограмм, представленных на Рисунке 5.13

Фаза	Доля фазы, мас. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм
система «покрытие / подложка» в исходном состоянии			
α -Fe	92	$a = 2,870$	43
γ -Fe	5	$a = 3,600$	-
Me_6C	3	-	-
система «покрытие / подложка» после облучения			
α -Fe	70	$a = 2,849$	27
γ -Fe	30	$a = 3,597$	21

Данные Таблицы 5.3 демонстрируют эволюцию фазового состава переходного слоя в зависимости от обработки: до облучения в переходном слое формируется многофазная структура, где преобладает α -фаза, а также присутствуют γ -фаза и карбид Me_6C . После отпуска и облучения импульсным электронным пучком фазовый состав интерфейса упрощается до двух фаз – α и γ . При этом фиксируется высокое содержание остаточного аустенита (γ -фазы), что обусловлено тремя факторами: во-первых, экстремально высокой скоростью охлаждения после импульсного воздействия; во-вторых, образованием легированного твердого раствора на основе ГЦК-решетки, стабилизирующего аустенит; в третьих, действием упругих остаточных напряжений, дополнительно стабилизирующих γ -фазу.

Электронно-микроскопические исследования (Рисунок 5.12, б и Рисунок 5.14) подтверждают, что сверхбыстрая кристаллизация наплавленного слоя под действием импульсного электронного пучка сопровождается образованием разветвленной сети микротрещин. Как показано на Рисунке 5.14, эти трещины фрагментируют поверхностный слой на отдельные блоки различного размера. Данный процесс представляет собой реализацию механизма релаксации упругих напряжений, неизбежно возникающих в материале при

экстремально высоких скоростях нагрева и охлаждения в ходе электронно-пучковой обработки.

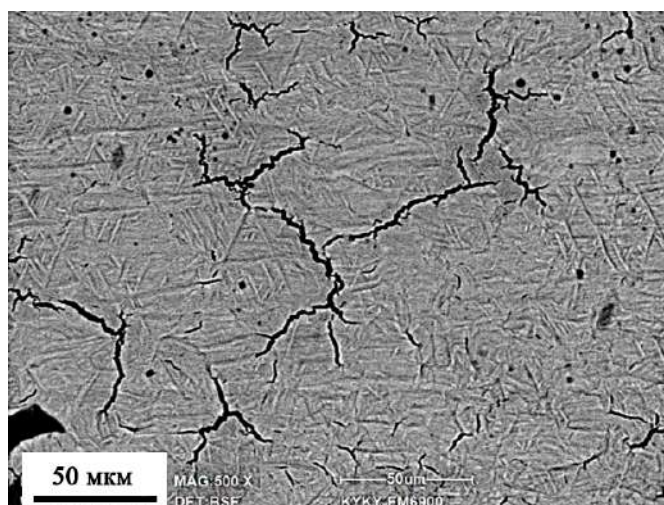


Рисунок 5.14 – Структура интерфейса системы «покрытие/подложка» после отпуска и облучения импульсным электронным пучком.
Сканирующая электронная микроскопия

Фазовый состав и дефектную субструктуру фаз интерфейса системы «покрытие/подложка» изучали методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии.

Электронно-микроскопический анализ выявил градиентное строение переходного слоя, закономерно изменяющееся по мере удаления от границы с наплавкой:

Непосредственно у границы с наплавкой структура переходной зоны представлена субмикронными зёрнами остаточного аустенита (Рисунок 5.15, а, в). Внутри и по границам этих зёрен локализованы частицы карбида Me_6C (Рисунок 5.15, г).

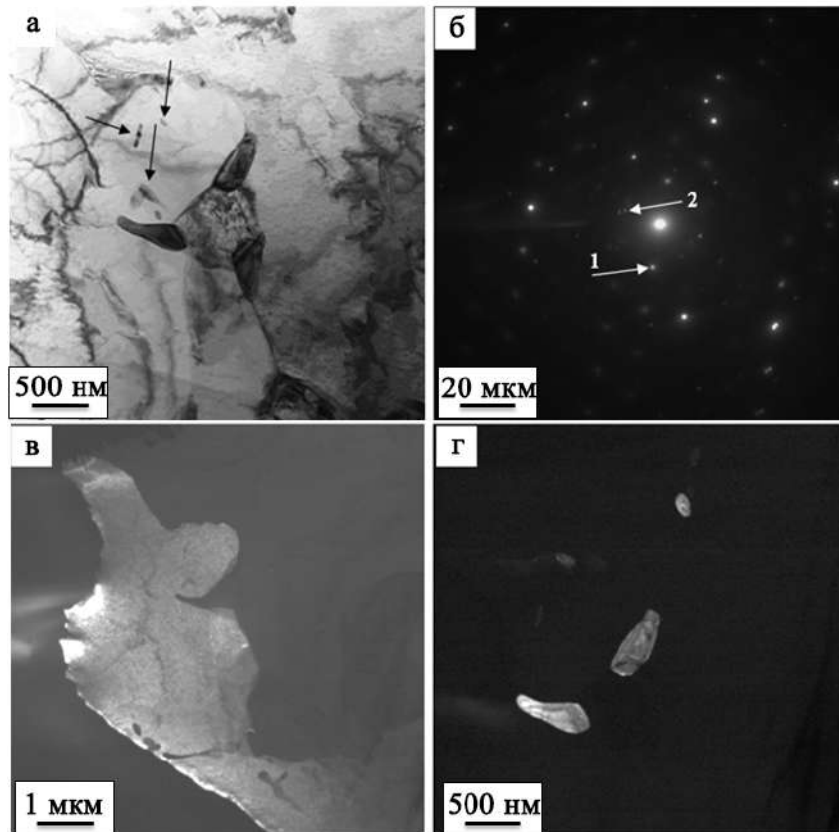


Рисунок 5.15 – Электронно-микроскопическое изображение структуры интерфейса системы «покрытие/подложка», облученной импульсным электронным пучком; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[111]\gamma\text{-Fe}$ (в) и $[224]\text{Me}_6\text{C}$ (г); на (а) стрелками указаны частицы карбидной фазы в объеме зерна остаточного аустенита; на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г)

При удалении от наплавки в переходной зоне формируется поликристаллическая структура из зерен α -фазы (Рисунок 5.16, а, б). В объеме и по границам зерен присутствуют наноразмерные округлые частицы карбида Me_6C (Рисунок 5.16).

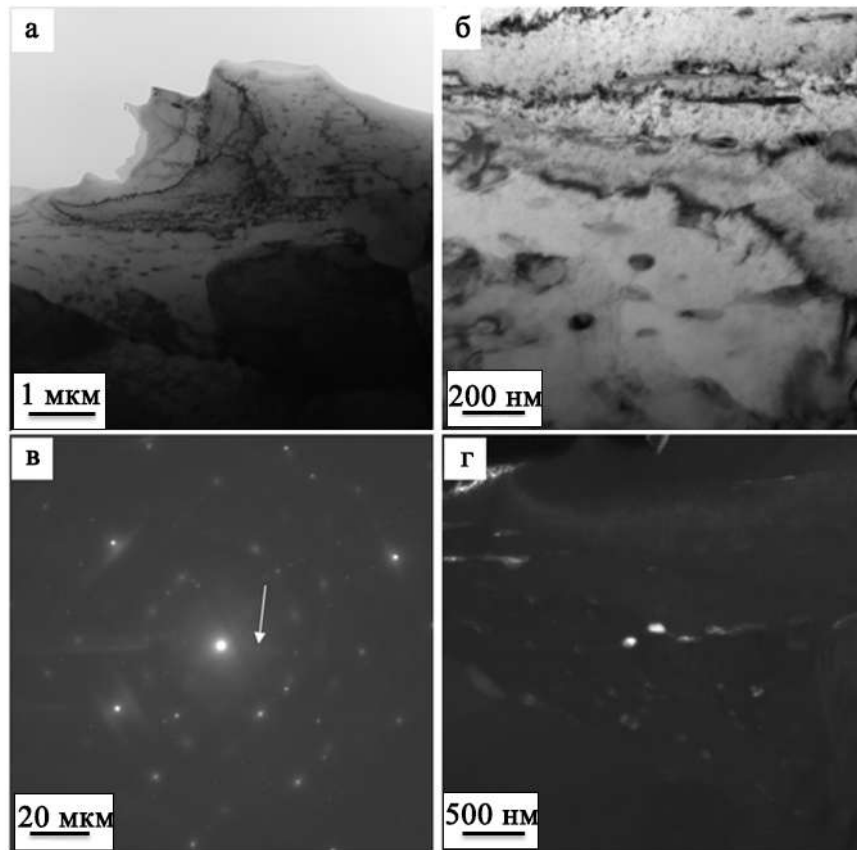


Рисунок 5.16 – Электронно-микроскопическое изображение структуры интерфейса системы «покрытие/подложка», облученной импульсным электронным пучком; а, б – светлые поля при различном увеличении; в – микроэлектроннограмма; г – темное поле, полученное в рефлексе $[133]\text{Me}_6\text{C}$; на (в) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле

В области максимального удаления от наплавки в переходной зоне обнаруживаются зерна феррита с характерной пластинчатой субструктурой (Рисунок 5.17, а). По границам пластин располагается цементит (Рисунок 5.17, в), а внутри пластин — округлые наночастицы карбида Me_6C (Рисунок 5.17, г)

Исследование переходного слоя, граничащего с подложкой, выявило его пластинчатое строение (Рисунок 5.18).

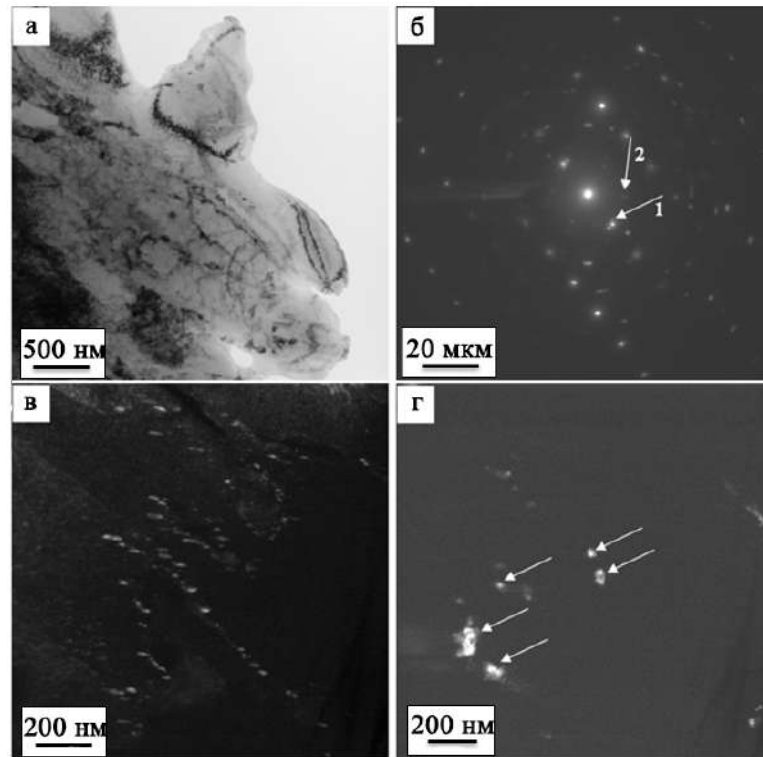


Рисунок 5.17 – Электронно-микроскопическое изображение структуры интерфейса системы «покрытие/подложка», облученной импульсным электронным пучком; а – светлое поле; б – микроэлектронграмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[121]\text{Fe}_3\text{C}$ (в) и $[024]\text{Me}_6\text{C}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г); на (г) стрелками указаны частицы карбидной фазы Me_6C , расположенные в объеме пластин феррита

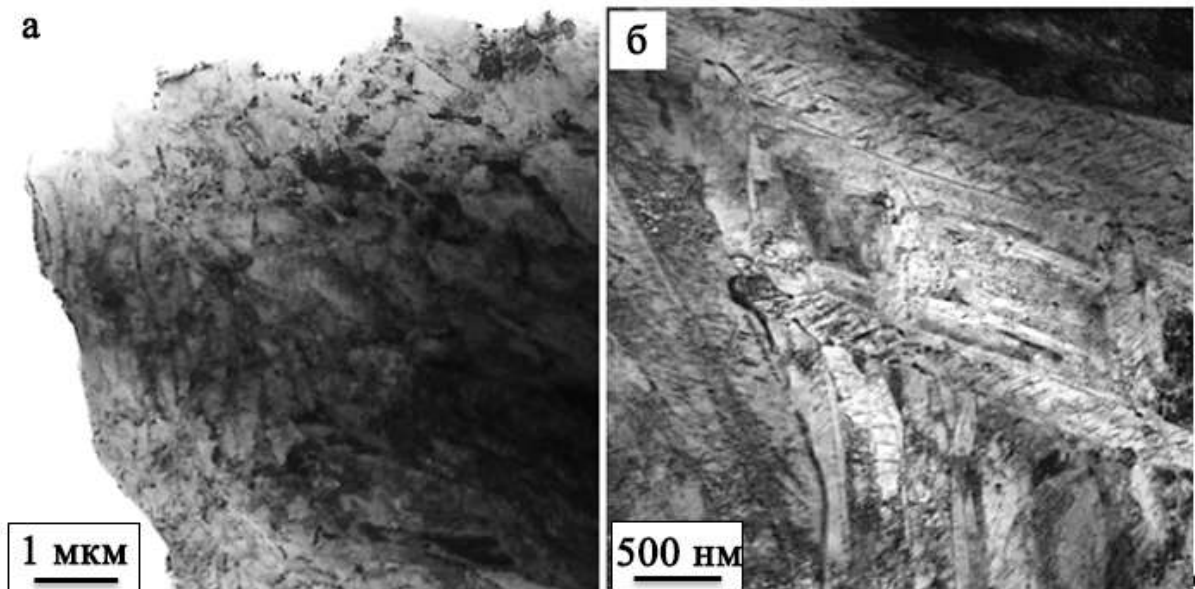


Рисунок 5.18 – Электронно-микроскопическое изображение структуры подложки в зоне контакта с наплавленным металлом; а – зерна феррита микронных размеров; б – пластинчатая структура в объеме зерен

Микродифракционный анализ (Рисунок 5.19, б) позволил детализировать фазовый состав: по границам пластин обнаруживаются тонкие прослойки γ -фазы (остаточного аустенита) (Рисунок 5.19, в); внутри пластин присутствуют игольчатые выделения (Рисунок 5.19, а, г), идентифицированные по электронограммам как цементит (карбид железа).

Морфологические особенности цементитных частиц (их игольчатая форма и ориентация преимущественно в одном кристаллографическом направлении внутри пластин) позволяют классифицировать данную структуру как верхний бейнит [141, 142]. Это принципиально отличает ее от отпущенного мартенсита, где цементитные частицы располагаются хаотично по трем эквивалентным кристаллографическим направлениям [141, 142].

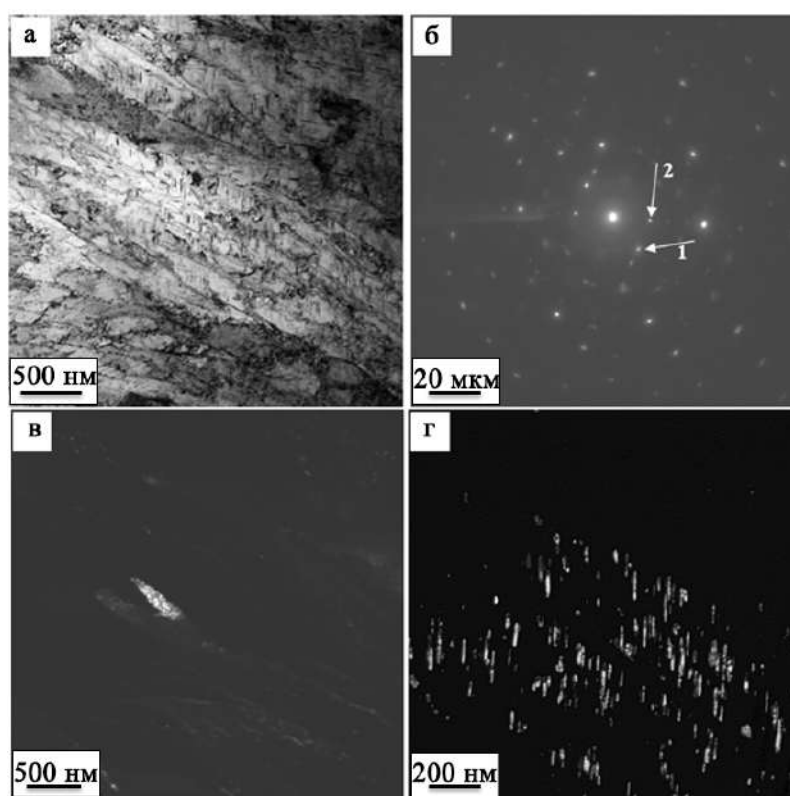


Рисунок 5.19 – Электронно-микроскопическое изображение структуры интерфейса системы «покрытие/подложка» в области контакта с подложкой (сталь 30ХГСА); а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[111]\gamma\text{-Fe}$ (в) и $[210]\text{Fe}_3\text{C}$ (г); на (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – для (в); 2 – (г)

На Рисунке 5.20 приведены результаты, полученные при исследовании микротвердости и модуля Юнга на поперечных шлифах системы «покрытие / подложка». Определение данных характеристик осуществляли вдоль линии, параллельной поверхности границы контакта наплавки и подложки в средней части покрытия, в средней части переходного слоя и в подложке на расстоянии 5 мм от границы с переходным слоем. Во всех исследованных случаях усреднение осуществляли по результатам 15 уколов индентора. Анализируя представленные результаты, можно отметить, что облучение импульсным электронным пучком системы «покрытие / подложка» приводит к снижению твердости и модуля Юнга всех трех анализируемых слоев. Наблюдаемый эффект, вероятно, связан с двумя факторами: формированием высоких растягивающих остаточных напряжений, частичная релаксация которых вызывает растрескивание металла в переходном слое, а также присутствием в структуре значительного количества остаточного аустенита, имеющего более низкую твердость по сравнению с мартенситными фазами.

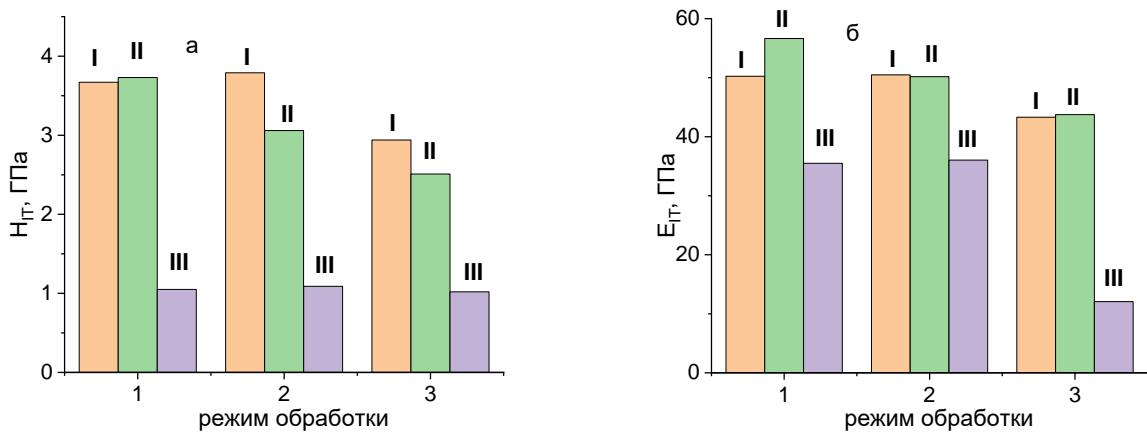


Рисунок 5.20 – Результаты определения твердости (а) и модуля Юнга (б) системы «покрытие/подложка». Режим обработки: 1 – покрытие в исходном состоянии; 2 – покрытие после отпуска; 3 – покрытие после дополнительного облучения импульсным электронным пучком; обозначено: I – наплавленный слой; II – переходный слой; III – подложка

На Рисунке 5.21 представлены результаты построения профиля твердости и модуля Юнга. С этой целью определение данных характеристик (твердость и модуль Юнга) осуществляли вдоль прямых линий, перпендикулярных границе раздела «покрытие / подложка»; усреднение осуществляли по трем таким дорожкам.

Представленные на Рисунке 5.21 профили твердости и модуля Юнга переходного слоя, свидетельствуют о плавном изменении данных характеристик металла, т.е. указывают на формирование некоего демпфирующего слоя вдоль поверхности контакта сравнительно твердого металла покрытия и относительно мягкой подложки. Механические (твердость) и физические (модуль Юнга) свойства данного слоя слабо зависят от того, облучен переходный слой импульсным электронным пучком или не облучен. Отметим, что формирование такого демпфирующего слоя позволяет предположить высокий уровень работоспособности системы «покрытие/подложка», сформированной плазменной наплавкой.

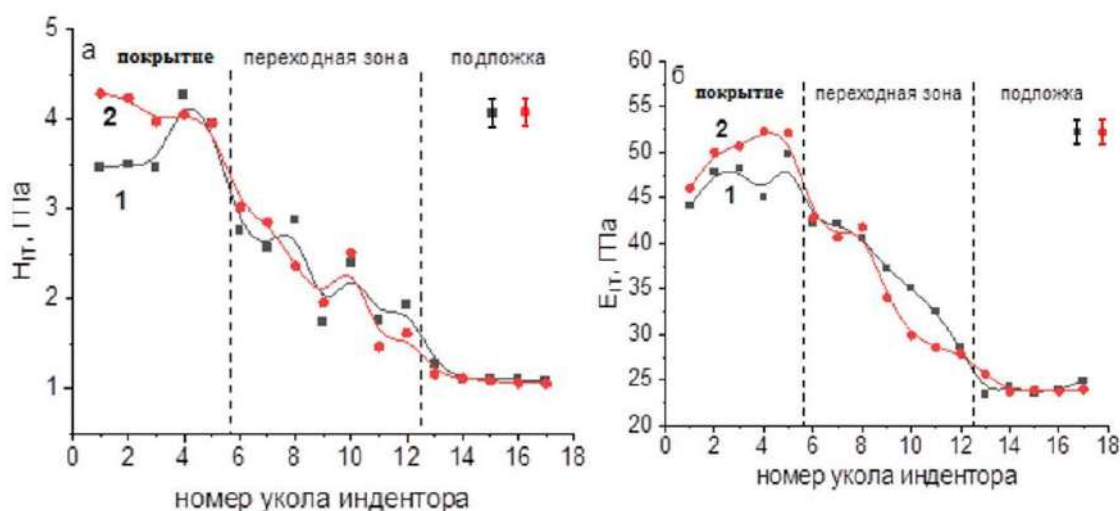


Рисунок 5.21 – Результаты определения твердости (а) и модуля Юнга (б) системы «покрытие / подложка», выполненные вдоль линии, перпендикулярной границе раздела «покрытие / подложка»; 1 – исходная система; 2 – система после облучения импульсным электронным пучком

Таким образом, в результате выполненных исследований установлено, что формирование покрытия сопровождается созданием протяженного переходного слоя. Осуществлено облучение переходного слоя системы «покрытие / подложка» импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия. Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что основными фазами переходного слоя после облучения являются α -фаза (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа) и γ -фаза (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки железа); частицы карбидной фазы не обнаружены, что может указывать на их малое количество и/или наномасштабные размеры. Установлено, что переходный слой после облучения содержит микрократеры и микротрещины, фрагментирующие его на области различных размеров. Показано, что в зоне контакта структура подложки сформирована зернами со структурой бейнита верхнего. В объеме переходного слоя наблюдается пластинчатая структура, содержащая частицы цементита и частицы карбида типа Me_6C . Переходный слой, непосредственно примыкающий к покрытию, содержит зерна остаточного аустенита, упрочненные включениями карбидов типа Me_6C нано- субмикронных размеров. Установлено, что облучение импульсным электронным пучком системы «покрытие / подложка» приводит к снижению твердости и модуля Юнга переходного слоя. Можно предположить, что это обусловлено формированием высокого уровня растягивающих остаточных напряжений, частичная релаксация которых сопровождается растрескиванием металла переходного слоя, а также высоким содержанием остаточного аустенита. Показано, что твердость и модуль Юнга переходного слоя монотонно снижаются при удалении от наплавленного слоя, формируя некий демпфирующий слой вдоль поверхности контакта сравнительно твердого металла наплавки и относительно мягкой подложки. Последнее позволяет предположить высокий уровень работоспособности системы «покрытие/подложка», сформированной плазменной наплавкой.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Технологией плазменной наплавки в среде азота на стали 30ХГСА порошковой проволокой системы MoCrCoC диаметром 4 мм сформирован наплавленный слой толщиной ~9-10 мм. В качестве плазмообразующего газа использован аргон высшего сорта. Выполнены механические (определена микротвердость) и трибологические (определен параметр износа и коэффициент трения) испытания. Результаты испытаний, представленные на Рисунке 5.22, свидетельствуют о том, что твердость наплавленного слоя существенно (в 3,9 раза) превышает твердость стали 30ХГСА.

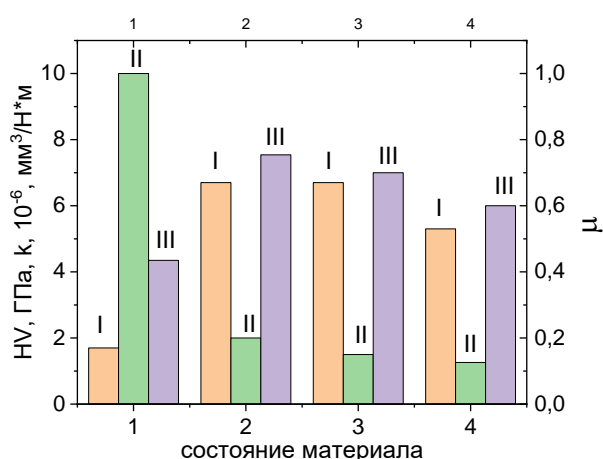


Рисунок 5.22 – Результаты механических и трибологических испытаний системы «покрытие/подложка»; 1 – подложка, 2 – наплавленный слой в исходном состоянии, 3 – наплавленный слой после многократного отпуска, 4 – наплавленный слой после отпуска и дополнительного облучения импульсным электронным пучком; I – микротвердость (HV), II – параметр износа (k), III – коэффициент трения (μ)

Микротвердость наплавки не изменилась после двукратного высокотемпературного отпуска. Дополнительное облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком способствовало некоторому (в 1,26 раза) снижению микротвердости относительно твердости покрытия в исходном состоянии. Трибологические испытания наплавленного слоя показали, что в исходном состоянии параметр износа наплавленного слоя в 5 раз меньше

параметра износа подложки. Отпуск наплавленного слоя, как и дополнительное облучение импульсным электронным пучком, приводят к последовательному снижению параметра износа (Рисунок 5.22). Наименьший коэффициент трения в системе «покрытие / подложка» наблюдается у подложки. Наплавленный слой характеризуется существенно (в 1,7 раза) большим значением коэффициента трения, который незначительно снижается после многократного отпуска и последующего облучения импульсным электронным пучком (Рисунок 5.22).

Механические и трибологические характеристики наплавленного слоя напрямую зависят от его структурно-фазового состояния. Проведенные исследования подтвердили, что тип обработки оказывает определяющее влияние на формирование структуры:

На макроуровне наплавленный слой в исходном состоянии представляет собой зерна α -твердого раствора (ОЦК-структура) с эвтектическими включениями пластинчатого типа, где чередуются пластины α -железа и карбидов $Me_6C/Me_{23}C_6$. Многократный отпуск не изменяет этой морфологии (Рисунок 5.23, а).

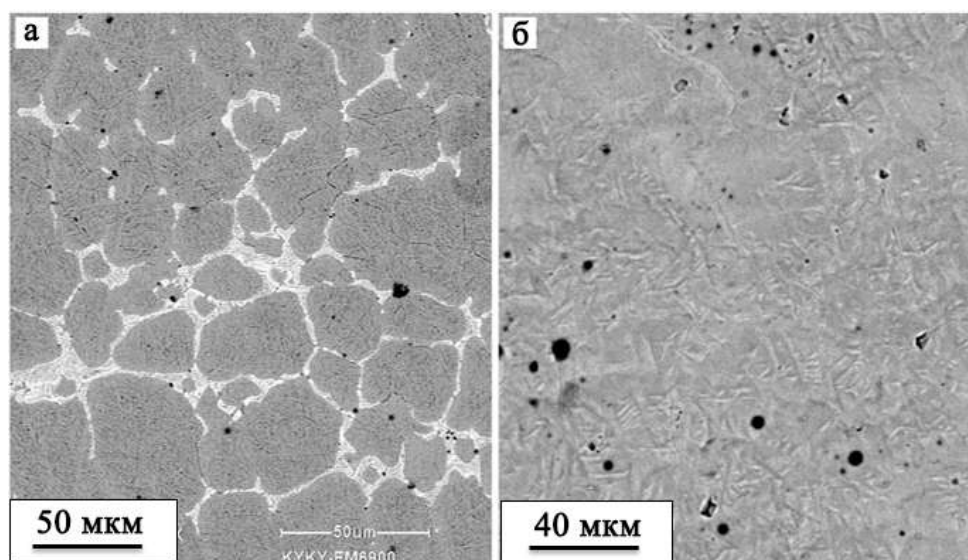


Рисунок 5.23 – СЭМ изображение структуры наплавленного слоя; а – состояние после многократного отпуска; б – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

Воздействие импульсного пучка приводит к кардинальной трансформации макроструктуры поверхностного слоя. В результате плавления и последующей

сверхбыстрой кристаллизации происходит разрушение эвтектических составляющих и формирование однородной мелкозернистой структуры с размером зерен порядка единиц микрометров (Рисунок 5.23, б).

Микроуровень наплавленного металла (уровень субзеренной структуры) в исходном состоянии и после многократного отпуска представлен пластинчатым мартенситом (Рисунок 5.24, а). Облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком приводит к формированию в объеме зерен α -фазы субмикронанокристаллической ячеистой структуры (Рисунок 5.24, б).

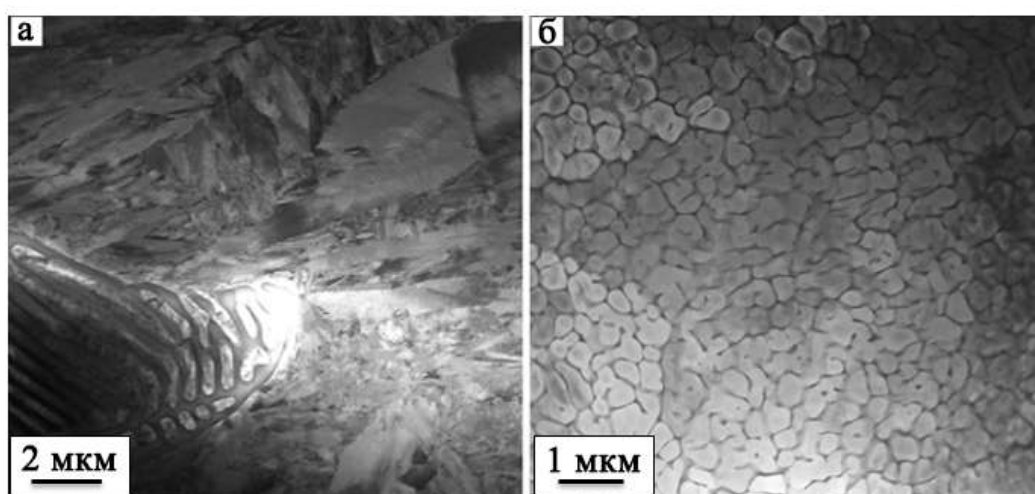


Рисунок 5.24 – STEM изображение структуры наплавленного слоя; а – состояние после многократного отпуска; б – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

Наномасштабный уровень наплавленного слоя в исходном состоянии и состоянии после многократного отпуска представлен двойниками превращения, расположенными в пластинах мартенсита (Рисунок 5.24, а), дислокационной субструктурой в виде многомерных сеток, расположенной в объеме пластин мартенсита (Рисунок 5.25, б), а также незначительным количеством наноразмерных частиц карбида железа (цементит). Наномасштабный уровень наплавленного слоя после облучения импульсным электронным пучком представлен хаотически распределенными дислокациями, расположенными в объеме ячеек кристаллизации (Рисунок 5.25, в), и многочисленными

наноразмерными частицами карбидной фазы, расположенными в объеме и по границам ячеек кристаллизации (Рисунок 5.25, г).

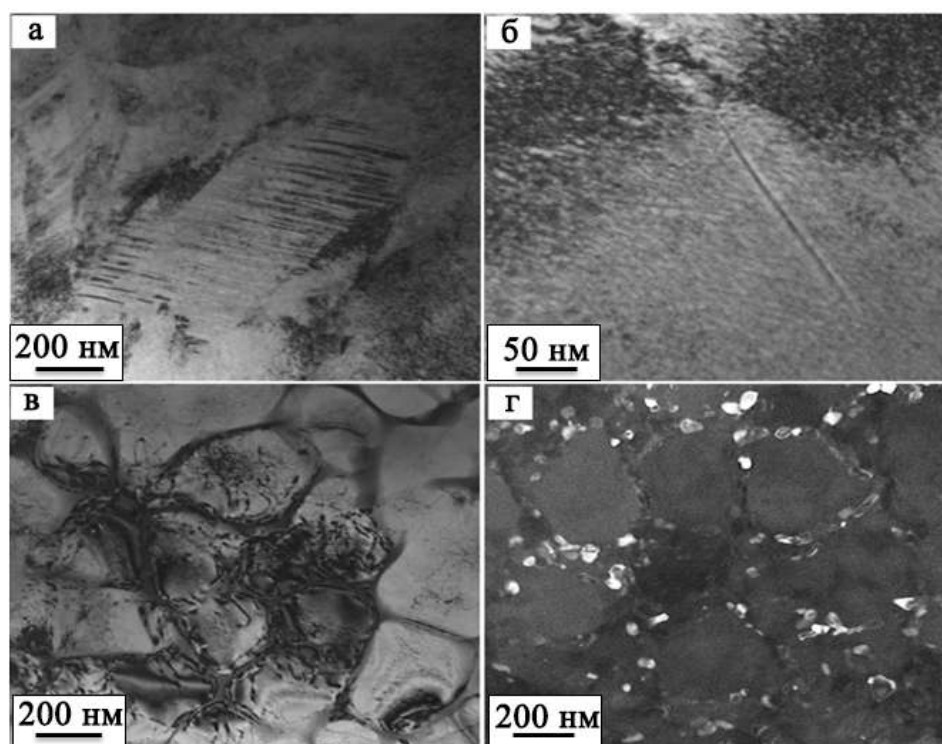


Рисунок 5.25 – Электронно-микроскопическое изображение наплавленного слоя; а, б – состояние после многократного отпуска; в, г – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

Фазовый состав наплавленного слоя также существенным образом зависит от вида обработки материала и претерпевает закономерные изменения в зависимости от вида обработки. Методами рентгенофазового анализа установлено формирование в наплавленном слое многофазной структуры, включающей α -фазу (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки Fe), γ -фазу (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки Fe), карбид железа Fe_2C , а также карбиды сложного состава $Me_{23}C_6$ и Me_6C . Основная фаза – твердый раствор на основе α -Fe (65 мас. %); в то время, как твердый раствор на основе γ -Fe встречается в значительно меньшем количестве (12 мас. %); кроме того относительное содержание карбидных фаз составляет 23 мас. %, при чем основную долю (18 мас. %) представляют карбиды сложного состава $Me_{23}C_6$ и Me_6C . Многократный отпуск наплавленного слоя привел к допревращению

остаточного аустенита, растворению частиц карбида железа Fe_2C и незначительному (15 мас. %) снижению относительного содержания карбидов типа Me_{23}C_6 и Me_6C . Облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком вновь привело к появлению в поверхностном слое незначительного (5 мас. %) количества остаточного аустенита и существенному (3 мас. %) снижению относительного содержания частиц карбидов типа Me_6C . Сопоставляя результаты исследования фазового состава наплавленного слоя после облучения импульсным электронным пучком, полученные методами электронной дифракционной микроскопии и рентгенофазового анализа можно предположить, что существенное снижение относительного содержания частиц карбидной фазы обусловлено малым (наномасштабным) размером частиц. Снижение механических (микротвердости) свойств наплавленного слоя после облучения обусловлено, во-первых, разрушением карбидной сетки (зерен и прослоек эвтектики), во-вторых, отсутствием закалочной (мартенситной) субструктуры, характеризующейся весьма высокой ($\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$) скалярной плотностью дислокаций и, в-третьих, формированием в поверхностном слое растягивающих напряжений, сопровождающихся образованием микротрещин, а также протеканием процесса кратерообразования.

Образование упрочнённого слоя $\sim 100 \text{ мкм}$ после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки происходит за счет дисперсионного твердения нано- и микрокарбидами (Me_{23}C_6 , Me_6C , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 , MoC), сформированными при комплексном воздействии, которое вызывает фазовые превращения, измельчение структуры (размеры ячеек кристаллизации $0,15\text{--}3,5 \text{ мкм}$, размеры карбидных включений $25\text{--}43 \text{ нм}$) и рост твердости. Механизм включает растворение и выделение карбидов при быстром нагреве/охлаждении, снижение дефектов решетки (дислокации), и формирование градиентного поверхностного слоя $\sim 100 \text{ мкм}$ с повышенной твердостью.

Основные выводы

1. Плазменное покрытие имеет поликристаллическую структуру и содержит прослойки эвтектики. Многофазная структура представлена α и γ

фазами, карбидами сложного состава $Me_{23}C_6$ и Me_6C и карбидами железа Fe_2C . Зёрна эвтектики сформированы чередующимися слоями карбидов $Me_{23}C_6$ или Me_6C и слоями α -фазы. Формирование наплавленного слоя сопровождается $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением с образованием пластинчатого мартенсита.

2. Высокотемпературный отпуск не приводит к изменению морфологии структуры покрытия. К многофазной структуре исходного состояния в незначительном количестве добавляются цементит и карбид хрома состава Cr_3C_2 . Основными фазами являются α -Fe (~ 85 мас.%) и карбиды сложного состава $Me_{23}C_6$ (~ 9 мас.%) и Me_6C (~ 6 мас.%), формирующие зёрна эвтектики. Отпуск сопровождается до превращением остаточного аустенита с образованием по границам кристаллов мартенсита наноразмерных частиц железа и хрома.

3. Наплавленное плазменным методом покрытие после электронно-пучковой обработки имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации с размерами ячеек двух типов, изменяющимися в пределах (0,15-3,5) мкм. В ячейках первого типа границы ячеек практически свободны от выделений второй фазы. В ячейках второго типа по границам располагается протяжённая прослойка карбидной фазы (карбиды сложного состава $Me_{23}C_6$, карбиды Cr_7C_3 , Cr_3C_2 , MoC) размеры частиц которых измеряются в пределах (25-35) нм.

4. Основной фазой интерфейса переходного слоя системы покрытия подложка является α -фаза, в небольшом количестве присутствует γ -фаза, карбиды сложного состава Me_6C и $Me_{23}C_6$, а также цементит и MoC . Переходный слой имеет закалочную структуру, представленную пластинами и пакетами мартенсита, прослойками остаточного аустенита и наноразмерными частицами цементита.

5. В переходном слое после электронно-пучковой обработки выявлены микрократеры, свидетельствующие о наличии легкоплавких включений, и микротрещины, свидетельствующие о формировании упругих растягивающих напряжений при высокоскоростной кристаллизации, релаксация которых сопровождается трещинообразованием. Основными фазами переходного слоя

являются α -фаза и γ -фаза. Пластинчатая структура переходного слоя содержит частицы цементита и карбида типа Me_6C .

6. Твёрдость и модуль Юнга системы «покрытие - подложка» слабо зависят от того, облучен переходный слой или нет, и монотонно снижаются при удалении от наплавленного слоя, формируя некий демпфирующий слой вдоль поверхности контакта твёрдого покрытия и мягкой подложки, что свидетельствует о высоком уровне работоспособности системы «покрытие – подложка».

7. Проведён сравнительный анализ результатов измерения микротвёрдости с данными по структурно-фазовым состояниям дефектной субструктуре и элементному составу поверхностного слоя в исходном состоянии, после одно и двукратного высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки. Отмечено, что одной из основных причин образования упрочненного слоя ~ 100 мкм является формирование мелкозернистой структуры, в объёме зёрен которой присутствует мартенситная субструктура

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kremnev L. S. From High-Speed Tungsten Steel to High-Temperature Molybdenum Steel: A Century of High-Speed Steel. // *Steel in Translation*. – 2009. – V.39. №12. – PP. 1111–1118.
2. Громов, В. Е. Структура, свойства и модели быстрорежущей стали после отпуска и электронно-пучковой обработки / В.Е. Громов, А. С. Чапайкин, С. А. Невский. – Новокузнецк : Полиграфист, 2024. – 171 с.
3. Chaus A. S., Pokorný P., Čaplovič L., Sitkevich M. V., Peterka J. Complex fine-scale diffusion coating formed at low temperature on high-speed steel substrate // *Appl. Surf. Sci.* 2018. – V. 437. – P. 257–270.
4. Gerth J., Wiklund U. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel // *Wear*. 2008. – V. 264. – P. 885 – 892.
5. Hashemi N., Mertens A., Montrieux H.-M., Tchuindjang J. T., Dedry O., Carrus R., Lecomte-Beckers J. Oxidative wear behavior of laser clad high speed steel thick deposits: Influence of sliding speed, carbide type and morphology // *Surf. Coat. Technol.* 2017. V. 315. P. 519–529.
6. Darmawan W., Quesada J., Marchal R. Characteristics of laser melted AISI-T1 high speed steel and its wear resistance // *Surf. Eng.* 2007. V. 23. No. 2. P. 112–119.
7. Emelyushin A. N., Petrochenko E. V., Nefed'ev S. P. Investigation of the structure and impact-abrasive resistance of coatings of the Fe-C-Cr-Mn-Si system, additionally alloyed with nitrogen // *Welding International*. 2013. – V. 27 №2. – P. 150–153.
8. Нефедьев, С. П. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5 / С. П. Нефедьев, А. Н. Емелюшин // *Вестник Югорского государственного университета*. – 2021. – №3(62). – С. 33–45.
9. Емелюшин, А. Н. Исследование структуры и ударно-абразивной износостойкости покрытий системы Fe-C-Cr-Mn-Si, дополнительно легированных азотом / А. Н. Емелюшин, Е. В. Петроченко, С. П. Нефедьев // *Сварочное производство*. – 2011. – №10. – С. 18–22.
10. Нефедьев, С. П. Плазменное упрочнение поверхности : монография / С. П. Нефедьев, А. Н. Емелюшин. – Старый Оскол : ТНТ, 2021. – 156 с.

11. Мозговой, И. В. Наплавка быстрорежущей стали / И. В. Мозговой, Е. А. Шнейдер. – Омск : Изд-во «ОмГТУ», 2016. – 200 с.

12. Ivanov Yu. F., Gromov V. E., Potekaev A. I., Guseva T. P., Chapaikin A. S., Vashchuk E. S., Romanov D. A. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering // Russian Physics Journal. – 2023. – V.66. №7. – P. 731–739.

13. Rakhadilov B. K., Zhurerova L. G., Scheffler M., Khassenov A. K. Change in high temperature wear resistance of high speed steel by plasma nitriding // Bulletin of the Karaganda University. Physics Series. – 2018. – V. 3(91). – P. 59–65.

14. Ivanov Yu. F., Gromov V. E., Yuryev A. B., Minenko S. S., Semin A. P., Chapaikin A. S. Structure, Phase Composition, and Surface Properties of R2M9 High-Speed Steel // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2024. – Vol. 18. No. 6. – P. 1395–1400.

15. Кремнев, Л. С. Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей / Л. С. Кремнев, А. К. Онегина, Л. А. Виноградова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – №12(654). – С. 13–19.

16. Кремнев, Л. С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов / Л. С. Кремнев // МиТОМ. – 2008. – №11. – С. 18–28.

17. Купалова, И. К. Фазовый анализ и фазовый состав быстрорежущих сталей (обзор) / И. К. Купалова // Заводская лаборатория. – 1983. – №1. – С. 27–40.

18. Вострецов, Г. Н. Деформационная способность наплавленного теплостойкого металла типа P2M8 при мартенситном превращении / Г. Н. Вострецов // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2012. – №1. – С. 7–10.

19. Иванов, Ю. Ф. Структурные и фазовые превращения в ряде сталей при статическом и динамическом режимах термической обработки : автореф. дисс. физ-мат. наук / Ю. Ф. Иванов. – Москва, 2002 г. – 41 с.

20. Модификация поверхности металлических материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками / В. П. Ротштейн,

Д. И. Проскуровский, Г. Е. Озур, Ю. Ф. Иванов. – Новосибирск : СО РАН: Наука, 2019. – 348 с.

21. Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменным методам обработки / под общ. ред. Н. Н. Коваля и Ю. Ф. Иванова. – Томск : Изд-во НТЛ, 2016. – 304 с.

22. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / под ред. Дж. Поута, Г. Фоти и Д. Джекобсона. – Москва : Машиностроение, 1987. – 424 с.

23. Иванов, Ю. Ф. Структура и свойства поверхностного слоя, полученного плазменной наплавкой из высокоэнтропийной молибденовой быстрорежущей стали, после комплексной обработки / Ю. Ф. Иванов [и др.] // Материаловедение, – 2025. – №6. – С. 15–23.

24. Gromov V. E., Ivanov Yu. F., Yuryev A. B., Minenko S. S., Konovalov S. V. Modification of transition zone structure of high-speed steel surfacing – substrate by electron-beam treatment // Вестник СибГИУ. – 2025. – № 1 (51). – С. 43–50.

25. Пайкин, А. Г. Кратерообразование на поверхности деталей из жаропрочной стали 15X16K5H2MBФAB-Ш при облучении сильноточными импульсными электронными пучками / А. Г. Пайкин [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 10. – С. 9–14.

26. Шулов, В. А. Модификация поверхности деталей из жаропрочных сталей сильноточными импульсными электронными пучками / В. А. Шулов [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 2005. – № 2. – С. 61–70.

27. Громов, В. Е. Структура и свойства наплавов быстрорежущими сталями / В. Е. Громов [и др.]. – Новокузнецк : Полиграфист, 2024. – 193 с.

28. Малущин, Н. Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями / Н. Н. Малущин, Д. В. Валуев. – Томск : Изд-во НТЛ, 2013. – 358 с.

29. Упрочнение теплостойких сплавов плазмой в среде азота : монография / Н. Н. Малущин [и др.]. – Новокузнецк : ООО «Полиграфист», 2022. – 232 с.

30. Плазменная наплавка в азоте быстрорежущими сталями / Н. Н. Малущин [и др.]. – Новокузнецк : ООО «Полиграфист», 2023. – 237 с.

31. Технология упрочнения деталей металлургического оборудования быстрорежущими сплавами с азотом / Малущин Н. Н. [и др.]. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2023. – Т. 21. № 10. – С. 441–447.

32. Громов, В. Е. Быстрорежущая сталь после отпуска и электронно-пучковой обработки / В. Е. Громов, А. С. Чапайкин, С. А. Невский, О. А. Перегудов. – Новокузнецк : Полиграфист, 2024. – 135 с.

33. Чапайкин А. С. Структурно-фазовые состояния быстрорежущей наплавки после электронно-пучковой обработки / А. С. Чапайкин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, А. П. Семин // Новые материалы и технологии : Сборник научных статей XI Российско-Казахстанской молодежной научно-технической конференции, Барнаул, 16 декабря 2023 года. – Барнаул : Алтайский государственный университет, 2024. – С. 44–47.

34. Чапайкин, А. С. Изменение структуры и свойств наплавленного слоя из быстрорежущей стали после отпуска и электронно-пучковой обработки / А. С. Чапайкин, В. Е. Громов, Г. И. Черепанова, О. А. Перегудов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2024. – Т.22, №1. – С. 35–39.

35. Почетуха, В. В. Структура и свойства плазменных покрытий из быстрорежущей стали после высокотемпературного отпуска / В. В. Почетуха [и др.] // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2023. – №3(45). – С. 30–38.

36. Иванов, Ю. Ф. Преобразование структуры и свойств наплавки P18Ю после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки / Ю. Ф. Иванов, А. С. Чапайкин, Т. П. Гусева, Д. А. Ролманов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2023. – №3. – С. 62–79.

37. Гусева, Т. П. Структурно-фазовое состояние и свойства плазменной наплавки быстрорежущей стали P2M9Ю после отпуска / Т. П. Гусева [и др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2024. – №1. – С. 64–72.

38. Ivanov Yu. F., Gromov V. E., Potekaev A. I., Chapaikin A. S., Semin A. P., Guseva T. P. Electron microscopy of high-speed steel/30HGSA steel interface // Russian Physics Journal. – 2024. – V. 67. №1. – P. 24–33.

39. Громов, В. Е. Электронно-микроскопический анализ структурно-фазовых состояний наплавки из быстрорежущей стали после электронно-пучковой обработки / В. Е. Громов [и др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2023. – №4. – С. 64–82.

40. Иванов, Ю. Ф. Структурно-фазовые изменения наплавки быстрорежущей стали при отпуске и электронно-пучковой обработке / Ю. Ф. Иванов [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2024. – № 4 (120). – С. 7–18.

41. Будовских, Е. А. Формирование структуры покрытий из быстрорежущей стали при плазменной наплавке, последующем отпуске и электронно-пучковой обработке / Е. А. Будовских [и др.] // ФизХОМ. – 2024. – №3. – С. 13–20.

42. Gromov V. E., Chapaykin A. S., Nevsky S. A. Structure, properties and models of high-speed steel after tempering and electron-beam processing: monograph. – Novokuznetsk: Polygraphist, 2024. – 171 p.

43. Kremnev L. S., Adaskin A. M., Tumenko V. V. Influence of chemical composition and heat treatment regimes on the grindability of high-speed steels // Metal Science and Heat Treatment. – 1983. – No. 5. – P. 14–15.

44. Kremnev L. S., Adaskin A. M., Geller Yu. A. On the optimal carbon content in high-speed steels // Metal Science and Heat Treatment. – 1970. – No. 1. – P. 25–31.

45. Aleksandrovich B. L., Geller Yu. A., Kremnev L. S. New high-hardness high-speed steels // Metal Science and Heat Treatment. – 1968. – No. 1. – P. 2–7.

46. Lavrent'ev A. Yu., Dozhdelev A. M., Kondrat'ev S. Yu. Effect of surface plastic deformation on the structure and mechanical properties of the working layer of bimetallic tools // Metal Science and Heat Treatment. – 2023. – Vol. 64(11 – 12). – P. 620–625.

47. Lavrent'ev A. Yu., Sursimov E. A. Application of surface plastic deformation for fine processing of stamping tools // International Research Journal. – 2016. – No. 9-2(51). – P. 55–57.

48. Barchukov D. A., Tsygvinev A. V., Afanasyeva L. E. Features of structure and properties formation of high-speed steel during pulse-arc welding // Vestnik of Tverstate technical university. – 2019. – No. 4(4). – P. 16–22.

49. Barchukov D. A., Plyashenko S. E., Lavrent'ev A. Yu., Zubkov N. S. Improvement of the structural state of high-speed steel to enhance hardening efficiency during heat treatment // Metal Science and Heat Treatment. – 2013. – No. 17. – P. 6–9.

50. Металловедение, физика и механика применительно к процессу обработки графитированных материалов. Структура и износостойкость инструментов / А. Н. Емелюшин, Д. А. Мирзаев, Н. М. Мирзаева. – Магнитогорск, 2002. – 200 с.

51. Sandvik, Cutting tool materials // Met. Cut. – 2000. – P. 132–174.

52. Гольдштейн, М. И. Специальные стали: Учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – Москва : Металлургия, 1985. – 408 с.

53. Voccalini M., Goldenstein H. Solidification of high speed steels // Int. Mater. Rev. – 2001. – V. 46. – P. 92–115.

54. Chaus A. S., Hudáková M. Wear resistance of high-speed steels and cutting performance of tool related to structural factors // Wear. – 2009. – V. 267. – P. 1051–1055.

55. Wang K., Chang B., Chen J., Fu H., Lin Y., Lei Y. Effect of molybdenum on the microstructures and properties of stainless steel coatings by laser cladding // Appl. Sci. – 2017. – V. 7. – P. 1065.

56. Joarder A. High speed steels. Work Heat Transf. (1994).

57. García C., Romero A., Herranz G., Blanco Y., Martin F. Effect of vanadium carbide on dry sliding wear behavior of powder metallurgy AISI M2 high speed steel processed by concentrated solar energy // Mater. Charact. – 2016. – V. 121. – P. 175–186.

58. Hacisalihoglu I., Yildiz F., Alsaran A. Wear performance of different nitride-based coatings on plasma nitrated AISI M2 tool steel in dry and lubricated conditions // Wear. – 2017. – V. 384–385. – P. 159–168.

59. Hetzner D. W., Geertruyden W. V. Crystallography and metallography of carbides in high alloy steels // *Mater. Charact.* – 2008. – V. 59. – P. 825–841.
60. Kinsman N. Molybdenum Metal Coatings Punch Above their Weight, 2014, 10. – URL : www.imoa.info (дата обращения : 10.09.2025).
61. Arias J., Cabeza M., Castro G., Feijoo I., Merino P., Pena G. Microstructural characterization of laser surface melted AISI M2 tool steel // *J. Microsc.* – 2010. – V. 239. – P. 184–193.
62. Kwok C. T., Cheng F. T., Man H. C. Microstructure and corrosion behavior of laser surface-melted high-speed steels // *Surf. Coat. Technol.* – 2007. – V. 202. – P. 336–348.
63. Baek G. Y., Shin G. Y., Lee E. M., Shim D. S., Lee K. Y., Yoon H.-S., Kim M. H. Mechanical characteristics of a tool steel layer deposited by using direct energy deposition // *Met. Mater. Int.* – 2017. – V. 23. – P. 770–777.
64. Gnyusov S. F., Ignatov A. A., Durakov V. G., Tarasov S. Y. The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel // *Appl. Surf. Sci.* – 2012. – V. 263. – P. 215–222.
65. Hashemi N., Mertens A., Montrieux H. M., Tchuindjang J. T., Dedry O., Carrus R., Lecomte-Beckers J. Oxidative wear behaviour of laser clad High Speed Steel thick deposits: influence of sliding speed, carbide type and morphology // *Surf. Coat. Technol.* – 2017. – V. 315. – P. 519–529.
66. Shaikh A. A., Dilawary A. M., Sarka H., Rostislav M., Stanislav H., František L., Muhammad A., Huseyin C. Modification of M2 hardfacing: Effect of molybdenum alloying and laser surface melting on microstructure and wear performance // *Wear.* – 2018. – V. 404–405. – P. 111–121.
67. Dilawary S. A. A., Motallebzadeh A., Afzal M., Atar E., Cimenoglu H. Laser surface melting of 10 wt% Mo alloyed hardfacing Stellite 12 plasma transferred arc deposits: structural evolution and high temperature wear performance // *Optics and Laser Technology.* – 2018. – V. 101. – P. 404–412.
68. Dilawary, S. A. A. Cimenoglu, Enhanced wear resistance of Stellite 12 by Mo addition and LSM // *Surface Engineering.* – 2017. – P. 1–8.

69. Dilawary S. A. A., Motallebzadeh A., Paksoy A.H., Afzal M., Atar E., Cimenoglu H. Influence of laser surface melting on the characteristics of Stellite 12 plasma transferred arc hardfacing deposit // *Surface and Coating Technology*. – 2017. – V. 317. – P. 110–116.
70. Pan Y., Pi Z. Q., Liu B. W., Xu W., Zhang C., Qu X. H., Lu X. Influence of heat treatment on the microstructural evolution and mechanical properties of W6Mo5Cr4V2Co5Nb (825 K) high speed steel // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2020. – V. 787. – P. 139480.
71. Pavlickova M., Vojtech D., Novak P., Gemperlov'a J., Gemperle A., Z'arubov'a N., Lejcek P., Jurci P., Stolař P. Thermal treatment of PM-tool steel alloyed with niobium // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2003. – V. 356. – P. 200–207.
72. Babakhani A., Haerian A., Ghambri M. Effect of heat treatment, lubricant and sintering temperature on dry sliding wear behavior of medium alloyed chromium PM steels // *J. Mater. Process. Technol.* – 2008. – V. 204. – P. 192–198.
73. Peng H. L., Hu L., Li L. J., Zhang L. Y., Zhang X. L. Evolution of the microstructure and mechanical properties of powder metallurgical high-speed steel S390 after heat treatment // *J. Alloys Compd.* – 2018. – V. 740. – P. 766–773.
74. Peng H. L., Hu L., Ngai T. W., Li L. J., Zhang X. L., Xie H., Gong W. P. Effects of austenitizing temperature on microstructure and mechanical property of a 4-GP grade PM high-speed steel // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2018. – V. 719. – P. 21–26.
75. Peng H. L., Hu L., Zhang X. L., Wei X., Li L. J., Zhou J. Y. Microstructural evolution, behavior of precipitates, and mechanical properties of powder metallurgical highspeed steel S390 during tempering // *Metall. Mater. Trans.* – 2019. – V. 50. – P. 874–883.
76. Ptacinova J., Sedlicka V., Hud'akov'a M., Dlouhy I., Jurci P. Microstructure - Toughness relationships in sub-zero treated and tempered Vanadis 6 steel compared to conventional treatment // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2017. – V. 702. – P. 241–258.
77. Sobotova J., Jurci P., Dlouhy I. The effect of subzero treatment on microstructure, fracture toughness, and wear resistance of Vanadis 6 tool steel // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2016. – V. 652. – P. 192–204.

78. Jurci P., Durica J., Dlouhý I., Horník J., Planieta R., Kralovic D. Application of -140 °C sub-zero treatment for Cr-V ledeburitic steel service performance improvement // *Metall. Mater. Trans.* – 2019. – V. 50. – P. 2413–2434.
79. Das D., Sarkar R., Dutta A. K., Ray K. K. Influence of sub-zero treatments on fracture toughness of AISI D2 steel // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2010. – V. 528. – P. 589–603.
80. Wang H. B., Hong D., Hou L. G., Ou P., Wang Z. G., Shen L. Influence of tempering temperatures on the microstructure, secondary carbides and mechanical properties of spray-deposited AISI M3, 2 high-speed steel // *Mater. Chem. Phys.* – 2020. – V. 255. – P. 123554.
81. Li J., He T., Zhang P., Cheng L., Wang L. Effect of large-size carbides on the anisotropy of mechanical properties in 11Cr-3Co-3W martensitic heat-resistant steel for turbine high temperature blades in ultra-supercritical power plants // *Mater. Char.* – 2020. – V. 159. – P. 110025.
82. Kumar S., Jadhav P., Patil A., Kirwai S., Singh R. An investigation of performance of spray formed H13 tool steel // *Struct. Int. Proc.* – 2019. – V. 14. – P. 872–882.
83. Wang Y. L., Song K. X., Zhang Y. M., Wang G. X. Microstructure evolution and fracture mechanism of H13 steel during high temperature tensile deformation // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2019. – V. 746. – P. 127–133.
84. Krauss G. Tempering of lath martensite in low and medium carbon steels: assessment and challenges // *Steel Res. Int.* – 2017. – V. 88. – P. 1–18.
85. Ding H., Liu T., Wei J., Chen L., Cao F., Zhang B., Luo R., Cheng X. Microstructure and tempering softening mechanism of modified H13 steel with the addition of Tungsten, Molybdenum, and lowering of Chromium // *Mater. Des.* – 2022. – P. 111317.
86. Dutta B., Palmiere E. J., Sellars C.M. Modelling the kinetics of strain induced precipitation in Nb microalloyed steels // *Acta Mater.* – 2001. – V. 49. – P. 785–794.
87. Zeng Y., Zuo P., Wu X., Xia S. Phenomenon on strain-induced precipitation and coarsening of carbides in H13 at 700°C // *J. Mater. Res.* – 2016. – V. 31. – P. 3841–3849.

88. Hufenbach J., Helth A., Lee M.-H., Wendrock H., Giebeler L., Choe C.-Y., Kim K.-H., Kühn U., Kim T.-S., Eckert J. Effect of cerium addition on microstructure and mechanical properties of high-strength Fe85Cr4Mo8V2C1 cast steel // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2016. – V. 674. – P. 366–374.

89. Chen H., Li Sh., Ren Yu., Li Ya., Dong T., Li Yu. Thermo-mechanical fatigue behavior and damage mechanisms under different mechanical strain amplitudes in H13 steel // *International Journal of Fatigue.* – 2025. – V. 193. – P. 108805.

90. Xu L., Wei S., Xiao F., Zhou H., Zhang G., Li J. Effects of carbides on abrasive wear properties and failure behaviours of high-speed steels with different alloy element content // *Wear.* – 2017. – V. 376–377. – P. 968–974.

91. Müller S., Benito S., Schuppener J., Weber S. Metastable Microstructural States During Short-Term Heat Treatment of the High-Speed Steel PM HS 3-3-4: Modeling and Experimental Validation // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2025. – V. 56. – P. 1037–1048.

92. Antipov V., Vinogradov L., Kolmakov A., Bannykh I., Mukhina Yu., Baranov E. Effect of the Chemical Composition and Structure of EP682-Sh and R6M5 High-Speed Steels on Their Hardness and Impact // *Toughness. Russian Metallurgy (Metally).* – 2022. – P. 380-384.

93. Liuji X., Xiaoman F., Shizhong W., Dongdong L., He Zh., Guoshang Zh., Yucheng Zh. Microstructure and wear properties of high-speed steel with high molybdenum content under rolling-sliding wear // *Tribology International.* – 2017. – V. 116. – P. 39–46.

94. Hengnan D., ZhiZhong Yu., Tian L., Leli Ch., Yiming Zh., Yu C., Fuyang C., Rui L., Xiaonong Ch. Microstructure and high-temperature tensile behavior of modified H13 steel with the addition of tungsten, molybdenum, and lowering of chromium. // *Materials Science and Engineering: A.* – 2023. – V. 866. – P. 144655.

95. Chen D., Xu X., Zhao Ya., Fu X., Wei L., Zhou Ya., Wu Zh. Superior mechanical properties of M35 high-speed steel obtained by controlling carbide precipitation and distribution via electropulsing treatment // *Materials Science and Engineering: A.* – 2023. – V. 888. – P. 145691.

96. Yu L., Dong L., Qingli Sh., Haikun M., Jie K., Ru S. Study on Friction and Wear Behaviors of M42 High Speed Steel // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2022. – V. 2168. – P. 012025.

97. Yaxu Zh., Fuming W., Changrong L., Yongliang L., Jin Ch., Ruifang C. Effect of Microstructure and Precipitates on Mechanical Properties of Cr-Mo-V Alloy Steel with Different Austenitizing Temperatures // *ISIJ International*. – 2018. – V. 58(6). – P. 1126–1135.

98. Geller Y.A., Kremnev L.S., Linnik V.A. Fe-Ni-Co-Mo maraging tool steels // *Met. Sci. Heat Treat. (USSR)(Eng. Transl.) ; (United States)*. – 1976. – V. 18, №. 5/6.

99. Швычков, Д. В. Состояние и возможности развития некоторых зуборезных технологий и оборудования / Д. В. Швычков // *Известия МГТУ МАМИ*. – 2012. – Т. 2. № 2(14). – С. 248–252.

100. Андреев, В. Н. Инструмент для высокопроизводительного и экологически чистого резания / В. Н. Андреев, Г. В. Боровский, В. Г. Боровский, С. Н. Григорьев // Серия «Библиотека инструментальщика». – Москва : Машиностроение, 2010. – 480 с.

101. Зубков, Н. С. Изготовление наплавленного металлорежущего инструмента / Н. С. Зубков, В. А. Тютяев, Е. Н. Зубкова. – Тверь : Изд-во ТГТУ, 1998. – 124 с.

102. Васин, С. А. Резание материалов: Термомеханический подход к системе взаимосвязей при резании : учебник для техн. вузов / С. А. Васин, А. С. Верещака, В. С. Кушнер. – Москва : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 448 с.

103. Короткова, Л. П. Контроль качества инструментальных материалов : учебное пособие / Л. П. Короткова, Д. Б. Шатько. – Кемерово : КузГТУ, 2010. – 164 с.

104. Ротанова, В. А. Особенности и применение быстрорежущих сталей / В. А. Ротанова [и др.] // *Современные научные исследования и инновации*. – 2020. – № 12(116). – С. 6.

105. Акимов, В. В. Разработка технологии получения режущего инструмента из литых заготовок быстрорежущей стали / В. В. Акимов,

П. В. Петунин, А. М. Селищев, Я. В. Алтухов // Вестник Сибирской государственной автомобильно-дорожной академии. – 2013. – № 3(31). – С. 7–10.

106. Адашкин, А. М. Инструментальные материалы в машиностроении (Высшее образование): учебник. 2-е изд., перераб. и доп. / А. М. Адашкин. – Москва : ООО «Научно-издательский центр Инфра-М», 2024. – 391 с.

107. Pellizzari M., Cescato D., Flora M.G.D. Hot friction and wear behaviour of high speed steel and high chromium iron for rolls // Wear. – 2009. – P. 467–475.

108. Li X., Du Z., Fu H., Feng Z., Zhao H. Experimental investigation on heat treatment of a high-speed steel for hot rolling roll mill // Materialwissenschaft und werkstofftechnik. – 2010. – P. 170–176.

109. Гаврилов, Г. Н. Лазерные технологии повышения стойкости прокатных валков / Г. Н. Гаврилов [и др.] // Научное обозрение. Технические науки. – 2014. – № 1. – С. 110–118.

110. Гаврилов, Г. Н. Особенности формирования структуры сталей при лазерном термическом цикле / Г. Н. Гаврилов, В. Кастро, И. Бауэр, Е. С. Беляев // Заготовительные производства в машиностроении. – 2011. – № 12. – С. 38–41.

111. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров. – Москва : МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 664 с.

112. Пахомова, Н. А. Структурные изменения в стали Р6М5 при поверхностном оплавлении электронным лучом / Н. А. Пахомова, И. Артингер, О. А. Банных, В. А. Ермишкин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. – № 10. – С. 13–15.

113. Соснин, Н. А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение / Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, П. А. Тополянский. – Москва : Машиностроение, 2008. – 406 с.

114. Соснин, Н. А. Плазменные технологии. Руководство для инженеров / Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, П. А. Тополянский. – Санкт-Петербург : изд. Политехнического ун-та, 2013. – 406 с.

115. Корабельников, А. М. Об изменениях структуры и ликвационной неоднородности наплавленной стали Р2М8 при повторном нагреве /

А. М. Корабельников, В. А. Терентьев, В. В. Горковенко // Известия вузов. Черная металлургия. – 1992. – № 2. – С. 52–54.

116. Шевченко, О. И. Формирование структуры плазменных покрытий при наплавке / О. И. Шевченко // Проблемы физического металловедения перспективных материалов. XVI Уральская школа металловедов термистов. Тезисы докладов. – Уфа, 2002. – С. 173.

117. Gromov V. E., Ivanov Yu. F., Emelyushin A. N., Potekaev A. I., Minenko S. S., Chapaikin A. S. Modification of structure and properties of surfacing of high-speed steel by electron-beam treatment // Russian Physics Journal. – 2024. – V. 67. No. 6. – P. 727–732.

118. Нефедьев, С. П. Плазменное упрочнение поверхности деталей / С. П. Нефедьев, А. Н. Емелюшин. – Старый Оскол, 2021. – 156 с.

119. Нефедьев, С. П. Структура и свойства плазменно-порошкового покрытия Р6М5 легированного азотом / С. П. Нефедьев, А. Н. Емелюшин, Е. Д. Григоренко // Технология машиностроения. – 2025. – № 2. – С. 22–27.

120. Шевченко, О. И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке за счет технологических воздействий : автореф. дисс. ... д-ра техн. наук : 05.02.01 / Шевченко Олег Игоревич. – Екатеринбург, 2006. – 36 с.

121. Гаврилова, Т. М. Влияние ультразвука на фазовый состав покрытий 10Р6М5 / Т. М. Гаврилова, О. И. Шевченко, Г.Е. Трёкин, В.М. Фарбер // Тяжелое машиностроение. – 2004. – № 6. – С. 31–33.

122. Кочанов, А. В. Разработка конструкции устройства и технологии упрочнения валков листовых станов поверхностным пластическим деформированием / А. В. Кочанов, С. М. Горбатюк // Черные металлы. – 2013. – № 2. – С. 14–18.

123. Райков, С. В. Физическая природа упрочнения и защита поверхности металлов и сплавов концентрированными потоками энергии : автореф. дисс. ... д-ра техни. наук : 01.04.07 / Райков Сергей Валентинович. – Новокузнецк, 2017. – 36 с.

124. Капралов Е. В. Наноструктурные состояния и свойства наплавки, сформированной на стали порошковой проволокой / Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Иванов, Ю. Ф. Иванов // Известия вузов. Физика. – 2015. – Т. 58. № 4. – С. 39–45.

125. Зубкова, Е. Н. Изготовление металлорежущего инструмента методом наплавки / Е. Н. Зубкова // Сварочное производство. – 2002. – № 7. – С. 34–35.

126. Зубкова, Е. Н. Изготовление наплавленного металлорежущего инструмента повышенной надежности / Е. Н. Зубкова // Технология машиностроения. – 2002. – № 2. – С. 22–23.

127. Коровин, В. А. Эффективность микролегирования стали 150ХНМЛ ванадием при получении прокатных 146 валков / В. А. Коровин И. О. Леушин, А. С. Киров, С. В. Костромин // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. – № 1. – С. 44–47.

128. Ильин, С. И. Технология термической обработки сталей / С. И. Ильин, Ю. Д. Корягин. – Челябинск : изд. центр ЮУрГУ, 2009. – 120 с.

129. Фролов, В. А. Сварка. Введение в специальность / В. А. Фролов, В. В. Пешков, А. Б. Коломенский, В. А. Казаков. – Москва : Интернет Инжиниринг, 2004. – 296 с.

130. Юзвенко Ю. А. Наплавка порошковой проволокой / Ю. А. Юзвенко, Г. А. Кирилюк. – Москва : Машиностроение, 1973. – 45 с.

131. Ivanov Yu. F., Gromov V. E., Konovalov S. V., Kormyshev V. E., Teresov A. D. Structure and properties of strengthening layer on Hardox 450 steel // Materials Science and Technology. – 2017. – V. 33. Is. 17. – P. 2040–2045.

132. Konovalov S. V., Kormyshev V. E., Gromov V. E., Ivanov Yu. F., Kapralov E. V. Phase composition and defect substructure of double surfacing, formed with V-Cr-Nb-W powder wire on steel // Inorganic materials: Applied research. – 2017. – V.8. № 2. – P. 313–317.

133. Konovalov S. V., Kormyshev V. E., Gromov V. E., Ivanov Yu. F., Kapralov E. V. Gradient Structure Generated in Hardox 450 Steel with Built-Up Layer // Inorganic materials: Applied research. – 2018. – V. 9. № 3. –P. 427–432.

134. Ivanov Yu. F., Gromov V. E., Guseva T. P., Chapaikin A. S., Vashchuk E. S., Romanov D. A. Structure and Properties of High-Speed Steel Surfaced Layer Irradiated by Pulsed Electron Beam // *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. – 2024. – Vol. 18. No. 2. – P. 361–371.

135. Громов, В. Е. Наплавка вольфрам-молибденовой быстрорежущей стали после отпуска и электронно-пучковой обработки / В.Е. Громов [и др.]. – Новокузнецк : Полиграфист, 2024. – 192 с.

136. Yuriev A. B., Ivanov Yu. F., Gromov V. E., Potekaev A. I., Abzaev Yu. A., Klopotov A. A., Minenko S. S., Chapaikin A. S., Semin A. P. Structure and properties of surfacing made of high-entropy high-speed steel // *Russian Physics Journal*. – 2024. – Т. 67. № 7. – С. 915–922.

137. Potekaev A. I., Gromov V. E., Yuriev A. B., Ivanov Yu. F., Kononov S. V., Minenko S. S., Semin A. P., Chapaikin A. S., Litovchenko I. Yu. Transition zone structure in the fast-cutting surfaced layer – substrate system // *Russian Physics Journal*. – 2024. – Т. 67. № 8. – P. 1107–1113.

138. Громов, В. Е. Электронно-микроскопический анализ структурно-фазовых состояний плазменной быстрорежущей наплавки после отпуска и электронно-пучковой обработки / В.Е. Громов [и др.]. // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2024. – № 3. – С. 113–126.

139. Шулов, В. А. Влияние кратерообразования на усталостную прочность и коррозионную стойкость жаропрочных материалов, облученных мощным ионным пучком / В. А. Шулов, Н. А. Ночовная, Г. Е. Ремнев, А. Ф. Львов // *ФиХОМ*. – 2001. – № 4. – С. 40–45.

140. Волков Н. Б. О механизме образования микрократеров на поверхности мишени, облучаемой мощным электронным пучком / Н. Б. Волков, А. Е. Майер, А. П. Яловец // *Письма в ЖТФ*. – 2006. – Т. 32. Вып. 10. – С. 20–29.

141. Курдюмов, В. Г. Превращения в железе и стали / В. Г. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин . – Москва : Наука, 1977. – 236 с.

142. Утевский, Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении / Л. М. Утевский. – Москва : Металлургия, 1973. – 584 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Документы об использовании результатов диссертации

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по образовательной

деятельности СибГИУ

Иванов О.Г. Приходько

2025г.



СПРАВКА

об использовании результатов диссертационной работы Баклушиной И.В.
«Структурно-фазовые состояния и свойства плазменного покрытия быстрорежущей
молибденовой стали после отпуска и электронно-пучковой обработки»

Результаты диссертационной работы Баклушиной Ирины Викторовны «Структурно-фазовые состояния и свойства плазменного покрытия быстрорежущей молибденовой стали после отпуска и электронно-пучковой обработки» использованы в научной деятельности и учебном процессе Сибирского государственного индустриального университета. В частности, использовались при выполнении научно-исследовательской работы по гранту РНФ «Установление физической природы структурно-фазовых превращений и высоких эксплуатационных свойств быстрорежущих сплавов, сформированных плазменной наплавкой порошковыми проволоками в среде азота» проект 23-19-00186, <https://rscf.ru/project23-19-00186>, а также при выполнении выпускных квалификационных работ по направлению подготовки 22.03.01. Материаловедение и технологии материалов (профиль) направленность «Материаловедение и технология конструкционных и функциональных материалов».

Начальник Управления
Научных исследований СибГИУ,
д.т.н., доцент

Д.В. Загуляев

Начальник Управления
организации и сопровождения
образовательной деятельности, к.э.н.

Т.А. Волкова

АКТ

использования результатов диссертационной работы Баклушиной И.В. «Структурно-фазовые состояния и свойства плазменного покрытия быстрорежущей молибденовой стали после отпуска и электронно-пучковой обработки»

Рассмотренная и обсужденная на техническом совете АО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций имени Н.Е. Крюкова» диссертационная работа Баклушиной И.В. «Структурно-фазовые состояния и свойства плазменного покрытия быстрорежущей молибденовой стали после отпуска и электронно-пучковой обработки» позволяет рекомендовать полученные результаты в виде закономерностей формирования и изменения структурно-фазовых состояний и свойств плазменных наплавляемых покрытий из быстрорежущей молибденовой стали после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки. Испытаны сменные пластины для резцов и фрез, изготовленные из наплавки для токарной и фрезерной обработки низко- и среднеуглеродистой стали.

При подготовке к опытно-промышленным испытаниям пластин использовались режимы высокотемпературного отпуска и обработки высокоэнергетическими сильноточными электронными пучками, представленные в работе И.В. Баклушиной. Подтверждены результаты повышения износостойкости и снижения коэффициента трения, представленные в диссертации. Это позволяет рекомендовать к использованию в условиях предприятия при производстве номенклатуры изделий с ожидаемым годовым экономическим эффектом 6 млн. рублей.

Директор по развитию,
доктор технических наук



Р.Е. Крюков

Заместитель технического директора

А.И. Латынцев

Общество с ограниченной ответственностью



«Вест 2002»

654041, г. Новокузнецк, а/я 318

факс (3843) 777-677

E-mail: vest2002@mail.ru

Исх. № 19
от 29 июля 2025 г

СПРАВКА

о практическом использовании результатов диссертации Баклушиной И.В.
«Структурно-фазовые состояния и свойства плазменного покрытия
быстрорежущей молибденовой стали после отпуска и электронно-пучковой
обработки»

Одним из инновационных методов упрочнения поверхности является нанесение плазменных покрытий и последующее модифицирование структуры и свойств путем отпуска. Дополнительное улучшение свойств поверхности возможно при последующей электронно-пучковой обработке вызывающей импульсно-периодическое переплавление поверхности.

Специалисты технических и производственных служб нашего предприятия знакомы с диссертационной работой по упрочнению поверхности среднеуглеродистой стали покрытием из молибденовой быстрорежущей стали и последующим отпуском электронно-пучковой обработкой, приводящей к увеличению износостойкости.

В нашей компании применяются инновационные технологии ремонта и восстановления, упрочнения деталей, узлов и агрегатов промышленного оборудования, ответственных изделий для предприятий машиностроительной, угольной, металлургической, перерабатывающей, химической, нефтеперерабатывающей промышленности и технологических трубопроводов. Номенклатура упрочнения деталей, узлов и агрегатов включает в себя крыльчатки турбин, кольца шаровых мельниц, штоки, валы, оси и т.д.

Были проведены опытно-промышленные испытания стальных валков наплавленными порошковыми проволоками по режиму, предложенному в работе Баклушиной И.В. Испытания показали увеличение стойкости упрочненной поверхности почти в 3 раза.

Ожидаемый годовой экономический эффект составил 6,0 млн. рублей.

Генеральный директор
ООО «Вест 2002»,
доцент, доктор технических наук



Райков С.В.

Утверждаю
 Генеральный директор
 ООО «Кузнецкий машиностроительный завод
 «Металлургия»
 г. г. И. В. Кузнецов
 2025г.



АКТ

Использования результатов диссертационной работы И. В. Баклушиной

На техническом совете завода обсуждены результаты диссертационной работы И.В. Баклушиной, в которой рассмотрены закономерности формирования и эволюции структуры, фазового состава и свойств плазменного покрытия быстрорежущей молибденовой стали М9, подвергнутой дальнейшему отпуску и электронно-пучковой обработке. Исследования подобного рода занимают одно из центральных мест в современном физическом материаловедении. Работа имеет несомненную научную и практическую значимость. На нашем предприятии проведены опытно-промышленные испытания сменных пластин для резцов и фрез, изготовленных из наплавки быстрорежущей молибденовой стали М9 для токарной и фрезерной обработки низкоуглеродистой стали. Результаты работы И.В. Баклушиной использованы при назначении режимов термической обработки и облучения электронными пучками. Было установлено повышение износостойкости пластин в ~3 раза и снижении коэффициента трения на 15% по сравнению с необработанными, что позволяет рекомендовать использование пластин в производстве. Ожидаемый экономический эффект составляет 5 млн. рублей при производстве сортамента изделий предприятия.

Начальник
 техн. отдела

А.Е. Фролов