

На правах рукописи



НГУЕН ВАН ЧЬЕУ

**ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ
МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ
ОБМАЗКИ ОЛОВЯННОЙ БРОНЗЫ И КАРБИДА ХРОМА**

Специальность: 2.6.17 – Материаловедение

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Комсомольск-на-Амуре – 2022

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Иркутский национальный исследовательский технический университет» (ФГБОУ ВО «ИРНИТУ»)

Научный руководитель: **Балановский Андрей Евгеньевич**, кандидат технических наук, заведующий кафедрой Материаловедения, сварочных и аддитивных технологий, ФГБОУ ВО «Иркутский национальный исследовательский технический университет», г. Иркутск

Официальные оппоненты: **Чудина Ольга Викторовна**, доктор технических наук, профессор кафедры Технологии конструкционных материалов, ФГБОУ ВО «Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)», г. Москва

Атеньев Александр Валерьевич, кандидат технических наук, доцент кафедры Транспортно-технологических комплексов, ФГБОУ ВО «Дальневосточный государственный университет путей сообщения», г. Хабаровск

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Новосибирский государственный технический университет», г. Новосибирск

Защита состоится «20» января 2023 г. в 10 часов на заседании диссертационного совета 24.2.316.01 в ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный университет» по адресу: 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, д. 27, ауд. 201/3.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный университет» и на сайте https://sovet.knastu.ru/diss_defense/show/178.

Отзывы на автореферат в двух экземплярах, подписанные и заверенные гербовой печатью организации, просим направлять по указанному адресу на имя ученого секретаря диссертационного совета, а также на электронную почту diss.material@yandex.ru.

Автореферат разослан «___» _____ 20__ г

Ученый секретарь
диссертационного совета, к.т.н.



Проценко Александр Евгеньевич

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования. В настоящее время существует проблема повышения износостойкости металлических сплавов, деталей и механизмов, работающих в условиях, как воздействия абразивных частиц, так и трения скольжения. Разнообразные детали: втулки, пластины скольжения (ползуны), неподвижные пластины (для пресс-формы), подшипниковые узлы, изготовленные из дорогих медных сплавов, нуждаются в необходимости повышения прочности и других свойств, таких как износостойкость и коррозионная стойкость, а также в периодической замене. Хотя многие медные сплавы обладают высокими антифрикционными свойствами, но их низкая износостойкость и высокая стоимость не всегда удовлетворяют экономико-техническим требованиям современного производства. Одним из решений для замены бронзовых материалов и повышения качества железных сплавов является использование материалов на основе композиции железа и меди (Fe-Cu).

Известно, что материалы на основе Fe-Cu относятся к псевдосплавам, которые могут обеспечивать высокую износостойкость и низкий коэффициент трения. Одновременное использование медных и железных сплавов позволяет создавать качественные материалы за счет сочетания высокой антифрикционности, коррозионной стойкости медных сплавов и высокой прочности и низкой стоимости железных сплавов. Однако на практике у созданных сплавов системы Fe-Cu часто встречается ряд недостатков: слоистость и неоднородность структуры, ограниченная твердость, высокая вероятность появления дефектов и подверженность питтингу из-за образования гальванических пар между железом и медью. В работах S. Mushtaq, E. Bączek, V. Mamedov, приводятся положительные результаты, полученные для псевдосплавов «сталь-бронза» и поверхностного легирования чугунов медью, что доказывает возможность создания покрытий системы Fe-Cu-Sn с улучшением упрочняющих свойств поверхности деталей и инструментов.

Детали машин и механизмов, изготовленные из углеродистых сталей подвержены значительной коррозии в тропическом климате, который характеризуется и высокой влажностью, и высокой температурой. Наличие морской воды еще больше ускоряют процесс коррозии, вследствие этого происходит разрушение поверхности деталей машин и инструментов. В связи с тем, что псевдосплавы системы Fe-Cu обладают низкой коррозионной стойкостью по сравнению с медными сплавами из-за наличия активного коррозионного агента Fe, введение других элементов (Cr, Ni, Al и др.) в матрицу сплавов железо-медь позволяет улучшить не только прочностные свойства, но и коррозионную стойкость.

Полученные в различных работах результаты создания покрытий системы Fe-Cu-Sn, ставят ряд практических проблем в части технологии промышленного осуществления и получения покрытий системы Fe-Cu/Fe-Cu-Sn. К таким проблемам относятся: высокая вероятность расслоения; неравномерное распределение фаз (в основном связанные с соотношением Fe/Cu).

Степень разработанности темы исследования. На основании результатов исследований сплавов и покрытий несмешивающихся систем, включая Cu, Fe, Cr и др., было установлено, что при высокой дисперсности вышеприведенных элементов, их оптимальных концентрациях, пропорциях, достигаются требуемые свойства, такие как высокая износостойкость, коррозионная стойкость, теплостойкость. Однако несмешивающиеся сплавы Fe-Cu, полученные традиционными методами

затвердевания, подвержены сегрегации микроструктуры, которая вызвана двумя жидкими расплавами с разной плотностью, что стало основным препятствием для ограничения применения несмешивающихся сплавов Fe-Cu в промышленности. Поэтому поиск соответствия между технологическими параметрами и исходными составами сплавов является основной целью для устранения недостатков этих материалов. Добавление карбидов хрома повышает упрочняющие свойства мягкой матрицы системы Fe-Cu и Fe-Cu-Sn.

Для получения поверхностного слоя на основе композиции железа и меди существуют два основных способа: поверхностное легирование сталей или чугунов с помощью меди или медных сплавов и поверхностная наплавка механической смеси на основе Fe-Cu или медных сплавов. Анализ результатов опубликованных работ показал, что для получения поверхностного слоя на основе Fe-Cu необходимо оплавление поверхности металла. Эффективность использования высококонцентрированных источников энергии для реализации режима поверхностного оплавления металлов с целью упрочнения неоднократно доказана в работах ряда авторов (В.П. Кривобоков, Г.М. Григоренко, А.Г. Григорьянц, В.А. Батаева, О.В. Чудиной, К. Хоу, В.А. Короткова, А.Е. Балановский, и др.). Плазменный нагрев в режиме прямой дуги дает возможность улучшения растворимости сплавов меди в стальной матрице, однако при этом должна быть использована высокая тепловая мощность источника нагрева (Q.Y. Hou, S. Nair, P. Kucita и др.). Для получения поверхностного слоя системы Fe-Cu/Fe-Cu-Cr существуют два основных способа: нанесение обмазки смеси сплавов меди и железа с помощью распыления и оплавление поверхностной части стальной подложки при локальном тепловом нагреве обмазки – пасты из смеси сплавов. В тоже время, в литературе практически нет работ, связанных с изучением влияния плазменного нагрева сплавов системы Fe-Cu-X (X: Cr, Ni, Mn, C и др.) на структуру и комплекс свойств полученных новых материалов. Структурно-фазовые преобразования, происходящие в процессе плазменного оплавления системы Fe-Cu-X (X: Cr, Ni, Mn, C и др.) в научно-технической литературе практически не описаны. Таким образом, актуальность настоящих исследований состоит из поиска технологических параметров для обеспечения оптимального насыщения стальной поверхности в режиме оплавления смесью оловянной бронзы и карбида хрома, повышения степени дисперсности и взаимной растворимости сплавов, а также эффективности использования высококонцентрированных источников для плавления сплава в твердой фазе.

Цель и задачи исследований. Целью диссертационной работы является повышение твердости и износостойкости поверхности низкоуглеродистой конструкционной стали за счет создания легированного слоя при плазменном нагреве в режиме оплавления с использованием композиции оловянной бронзы и карбида хрома.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Изучить структурно-фазовые и химические превращения в процессе формирования легированных слоев Fe-Cr-C-Cu-Sn на заготовках из низкоуглеродистой конструкционной стали;
2. Выполнить подбор составов обмазки, содержащих оловянную бронзу, карбид хрома и связующее вещество, и разработать технологию приготовления и нанесения обмазки на поверхность низкоуглеродистой конструкционной стали.

3. Установить влияние основных параметров плазменного поверхностного оплавления обмазки оловянной бронзы и карбида хрома на структуру и фазовый состав получаемых поверхностных слоев низкоуглеродистой конструкционной стали.

4. Оценить расположение по глубине и ширине упрочненного слоя микроструктуры и провести измерения микротвердости низкоуглеродистой конструкционной стали после создания на поверхности легированных слоев Fe-Cr-C-Cu-Sn;

5. Установить влияние микроструктуры легированных слоев Fe-Cr-C-Cu-Sn образцов из конструкционной стали на стойкость к истиранию в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц, а также в условиях сухого трения скольжения.

6. Оценить теплостойкость легированных слоев при температурах: 300, 500, 700 °C;

7. Изучить влияние легированных слоев Fe-Cr-C-Cu-Sn на коррозионную стойкость низкоуглеродистой конструкционной стали в растворе NaCl с концентрацией 3 масс. %.

8. Разработать предложения по технологическим и техническим требованиям к процессу формирования на поверхности заготовок из конструкционной стали износостойких слоев Fe-Cr-C-Cu-Sn с использованием плазменной дуги.

Научная новизна работы:

1. Выявлены закономерности формирования структуры легированных слоев в поверхностном слое низкоуглеродистой конструкционной стали в результате плазменного оплавления обмазки, состоящей из смеси оловянной бронзы и карбида хрома, в зависимости от режима плазменного нагрева (тепловой мощности плазменной дуги, скорости обработки) и подготовки обмазки (толщины слоя, размера частиц и состава). Глубина легированных слоев составляет 800 – 1300 мкм, значения микротвердости 400 – 700 HV.

2. Установлено, что при формировании оплавленного слоя на поверхности конструкционной стали основными фазами и структурами легированного слоя системы Fe-Cu-Sn являются твердый раствор углерода в α и γ -Fe, твердый раствор меди с оловом α -Cu, ε -Cu, δ -Cu₄₁Sn₁₁ и β' -Cu_{13,7}Sn, а для легированного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn: твердый раствор углерода в α и γ -Fe, мартенсит, эвтектический карбид (Fe₃C), твердый раствор меди с оловом α -Cu, карбид M₂₃C₆. Идентифицированы два вида частиц ε -Cu: первого типа размерами 20 – 30 мкм и второго типа со средним размером ~ 250 нм.

3. Определено, что устойчивость конструкционной стали (с легирующим поверхностным слоем) к абразивному износу уменьшается в ряду: легированный слой системы Fe-Cr-C-Cu-Sn > Fe-C-Cu-Sn > Cu-Sn. При сухом трении скольжения износостойкость легированного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn в 2 – 3 раза выше по сравнению с легированными слоями систем Cu-Sn, Fe-Cu-Sn и литейной оловянной бронзой.

4. Установлено, что в растворе NaCl с концентрацией 3 мас. % и кислотностью pH 6,5 легированный слой системы Cu-Sn имеет наименьшую плотность тока коррозии (в 2 раза меньше, чем остальные слои), а потенциал коррозии слоя Fe-Cr-C-Cu-Sn выше на 90 и 70 мВ по сравнению со слоями Cu-Sn и Fe-Cu-Sn. Экспериментально доказана роль хрома в составе обмазки в смещении потенциала питтинга в сторону более положительных значений при повышении пассивирующей

способности легированного слоя Fe-Cr-C-Cu-Sn. Коррозионная стойкость увеличивается в ряду систем легированных слоев: Fe-Cu-Sn < Fe-Cr-C-Cu-Sn < Cu-Sn.

Теоретическая и практическая значимость работы

1. Полученные при выполнении исследований результаты работы расширяют представления о структурных и фазовых превращениях, происходящих при плазменном поверхностном оплавлении смеси сплава системы Cu-Sn с упрочняющей добавкой карбида хрома, с получением легированного поверхностного слоя на конструкционной стали системы Fe-Cr-C-Cu-Sn. Полученные в работе новые данные в дальнейшем будут учитываться другими исследователями в процессе выбора различных типов обмазок для получения поверхностно-легированных слоев на конструкционных сталях по технологии плазменного поверхностного оплавления.

2. Продемонстрирована возможность сочетания сплава меди (оловянной бронзы) и карбида хрома для создания на конструкционной стали поверхностного легированного слоя с оптимальными свойствами (по твердости, износостойкости и коррозионностойкости) в режиме оплавления.

3. Разработаны технологические основы для создания на поверхности низкоуглеродистой конструкционной стали поверхностного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn, толщиной 1 – 2 мм из обмазки системы Cu-Sn с упрочняющей добавкой карбида хрома, при толщине наносимого на поверхность стали слоя обмазки 0,5 мм, скорости обработки 2 – 3 мм/с и силе тока 100 – 140 А.

4. Доказана возможность повышения поверхностной твердости деталей машин и инструментов, работающих в условиях трения скольжения до 600 – 700 HV с использованием обмазки смеси оловянной бронзы и карбида хрома.

Методы исследования

При выполнении диссертационной работы применялись следующие методы исследования: измерение микротвердости; испытание на коррозионную стойкость; испытание на абразивное изнашивание; испытание в условиях сухого трения скольжения; испытание на теплостойкость; металлографический, рентгено-флуоресцентный и оптико-эмиссионный анализы. Для определения скорости нагрева и охлаждения при плазменной обработке и оптимизации технологических параметров процесса нагрева использовались современные методы численного моделирования. Исследования проводились с применением современного аналитического и технологического оборудования, лабораторных установок и соответствующих методик проведения экспериментов, дающих достоверные результаты.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты оценки влияния параметров плазменного оплавления обмазки, наносимой на конструкционную низкоуглеродистую сталь, на коэффициент разбавления формируемого легированного слоя материалом основы, глубину, структуру и характеристики полученных слоев.

2. Оптимальные параметры слоя обмазки, включающие процентное содержание компонентов, размер частиц, толщину обмазки, обеспечивающие получение качественного легированного слоя, наносимого на конструкционную низкоуглеродистую сталь, при различных режимах обработки.

3. Результаты исследования структуры и фаз оплавленного поверхностного слоя из смеси оловянной бронзы и карбида хрома, созданного на поверхности конструкционной низкоуглеродистой стали, при использовании плазменной дуги.

4. Результаты сравнения структуры и твердости слоев, полученных на поверхности конструкционной низкоуглеродистой стали, после плазменного и лазерного нагрева.

5. Результаты экспериментальных исследований износостойкости, теплостойкости, коррозионной стойкости легированного слоя, созданного на поверхности конструкционной низкоуглеродистой стали.

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность результатов работы достигается применением современных методов с достаточной статистической вероятностной повторяемостью. Высокая корреляция результатов экспериментов и постоянство свойств легированных слоев подтверждаются современными методами анализа структуры металлов. Результаты исследования не противоречат существующим научным положениям и согласуются с результатами работ других авторов, которые используют другие источники нагрева металлов. Полученные результаты диссертационной работы были обсуждены на следующих конференциях: 1. X Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации)» (г. Иркутск, НИ ИрГТУ, 2019 г.). 2. X Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации)» (г. Иркутск, НИ ИрГТУ, 2020 г.).

Личный вклад автора

Личный вклад автора заключается в разработке плана исследований, оценке и подготовке исследуемых материалов, изготовлении образцов для обработки, изучении характеристик и исследовании свойств полученных плазменных слоев, анализе и обработке полученных результатов, построении выводов, подготовке научных материалов для публикации.

Публикации

Основные результаты диссертации опубликованы в 16 научных статьях, из них 5 статьи в международной системе SCOPUS, 4 статьи в журналах, внесенных в перечень ВАК.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, основных выводов, списка литературных источников и приложений. Содержит 207 страниц машинописного текста, 106 рисунков и 24 таблицы. Библиография включает 224 наименование.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель и задачи исследования, раскрыта научная новизна и практическая значимость полученных результатов, перечислены основные положения, выносимые на защиту.

Первая глава посвящена анализу материалов на основе сплавов системы Fe-Cu, методов обработки поверхностных легированных слоев и постановке задач исследований. Проведенный анализ используемой литературы показал, что материалы системы Fe-Cu-Sn обладают наилучшими механическими и трибологическими свойствами по сравнению с материалами систем Fe-Cu и Fe-Sn. В исследованиях отмечается, что добавление хрома обеспечивает улучшение свойств композитных материалов и покрытий системы Fe-Cu, а сочетание хрома и углерода в виде карбида обеспечивает твердые фазы, повышающие твердость. При обработке лазером, термическом напылении было обнаружено, что основными недостатками полученных покрытий являются неоднородность слоя (подслои, нерастворимые частицы), дефекты (поры, трещины) и низкая твердость. При исследовании покрытий Fe-Cr-C-Cu-Sn было отмечено, что качество покрытий связано с дисперсностью несмешивающейся системы, зависящей от соотношения компонентов, их взаимной растворимости, температуры и условий обработки.

Вторая глава посвящена описанию исследуемых материалов и методов исследования. В качестве подложки используется сталь СтЗсп. Выбраны материалы для создания обмазки: основной сплав – оловянная бронза (ПРВ-БрО10) с размером частиц менее 150 мкм; упрочняющий компонент, содержащий карбид хрома; связующий материал (канцелярский силикатный клей). Гранулометрический состав частиц порошка карбида хрома показан на рис. 1. В качестве источника плазмы использованы, Kempi PSS5000. Установка плазменной обработки показана на рис. 2. Лазерная обработка образцов осуществляется с помощью лазерного источника Квант 15. В ходе экспериментов в процессе поверхностного оплавления образцы охлаждались на воздухе до комнатной температуры после прекращения оплавления обмазки. С целью увеличения скорости охлаждения часть образцов после прекращения оплавления обмазки охлаждалась в воде. Микроструктура определялась с помощью металлографического микроскопа MET-2, твердость измерялась микротвердомером HNV-G21. Химический анализ определен с помощью анализаторов EDS и ARC-MET 8000. Эксперименты на износостойкость проведены с помощью шлифовально-полировального станка Struers Tegramin-25. Изучение коррозионной стойкости приведено с помощью потенциостат-гальваностата «ПИ-50-Pro».

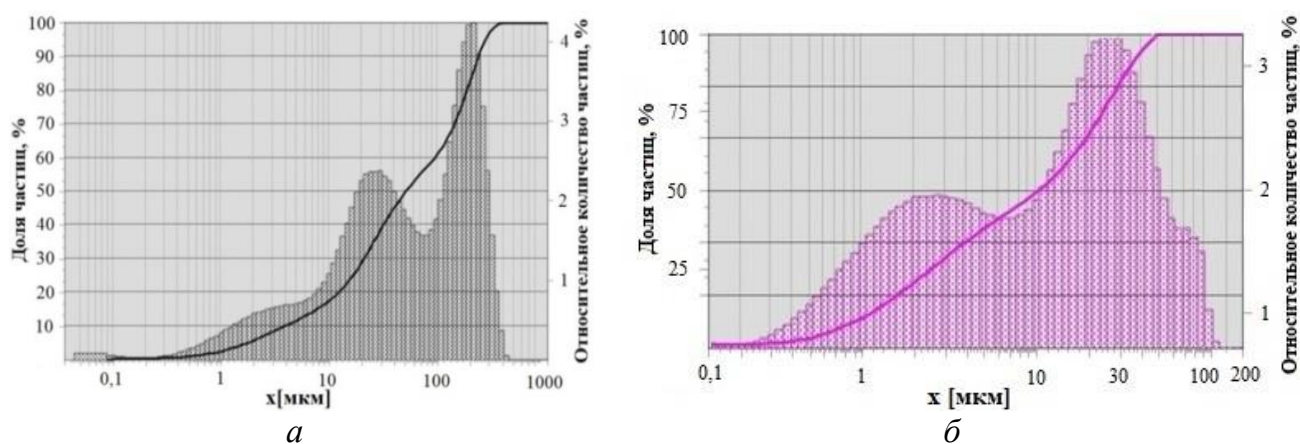


Рисунок 1 – Гранулометрический состав частиц порошка карбида хрома:
a – первая фракция; *б* – вторая фракция

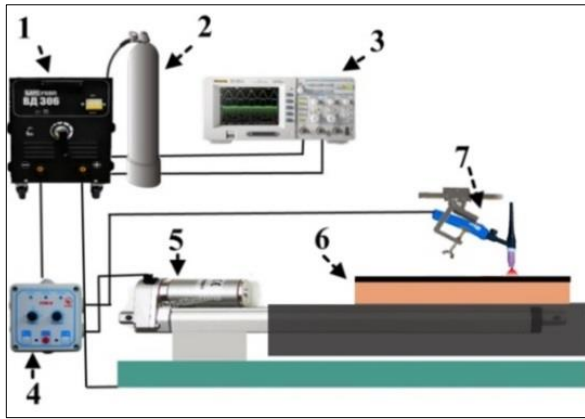
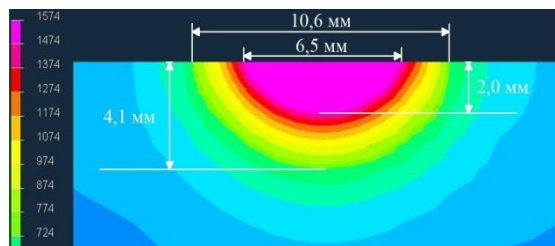


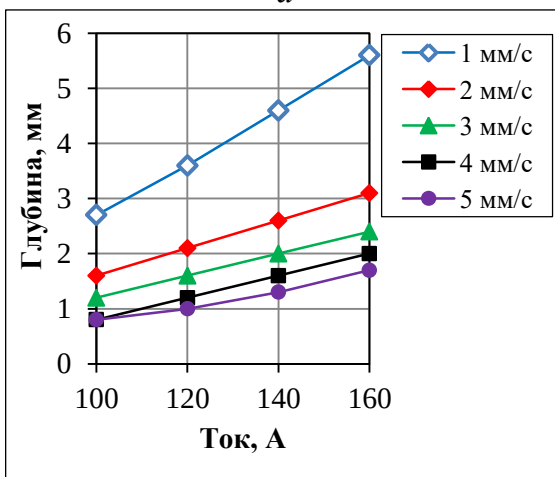
Рисунок 2 – Установка плазменной обработки:

- 1 – источника питания;
- 2 – баллон подачи аргона;
- 3 – осциллограф;
- 4 – дистанционное управление;
- 5 – электрический двигатель;
- 6 – стальная подложка с обмазкой;
- 7 – плазменная горелка

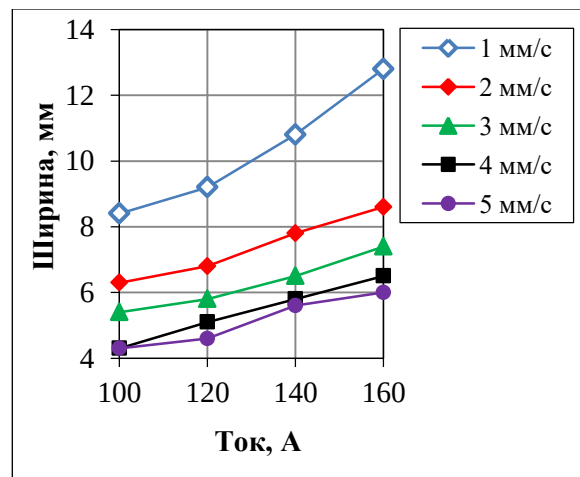
В третьей главе содержатся результаты получения легированных поверхностных слоев при плазменном нагреве обмазки смесей оловянной бронзы и карбида хрома. Моделирование процесса оплавления поверхности стали проведено с помощью лицензионного программного комплекса VISUAL-ENVIRONMENT 8.6 (рис. 3). В результате моделирования установлены зависимости глубины и ширины упрочненных зон поверхности стали от силы тока и скорости обработки. Результаты моделирования позволяют установить оптимальные параметры при проведении экспериментов с оплавлением слоя обмазки смеси оловянной бронзы и карбида хрома.



а



б

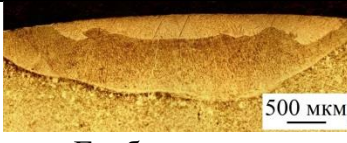
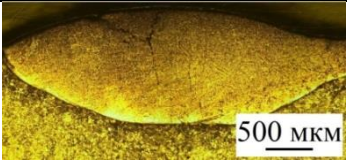
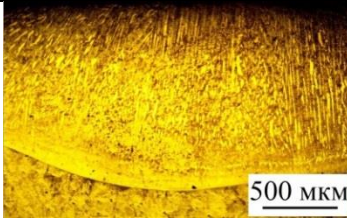
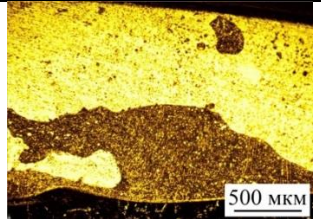
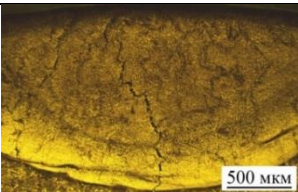
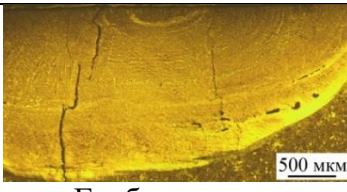
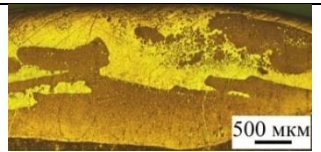


в

Рисунок 3 – Результаты моделирования при режиме оплавления: а – распределение температуры в упрочненной зоне (при токе $I = 140$ А); б, в – зависимость ширины и глубины зоны расплава от силы тока

В ходе проведенных экспериментов были получены легированные слои с применением слоя обмазки оловянной бронзы различных толщин (0,25; 0,50; 1,00 мм) и различных значений силы тока (100, 140, 160 А) при плазменном нагреве. Характеристики полученных слоев приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Виды поперечного сечения легированных слоев

Тока	Толщина обмазки		
	0,25 мм	0,5 мм	1 мм
100 А	 Глубина слоя – 1250 мкм	 Глубина слоя – 1150 мкм	 Глубина слоя – 1470 мкм
140 А	 Глубина слоя – 1240 мкм	 Глубина слоя – 1300 мкм	 Глубина слоя – 1630 мкм
160 А	 Глубина слоя – 1437 мкм	 Глубина слоя – 1810 мкм	 Глубина слоя – 2020 мкм

Видно, что при толщине обмазки 0,25 мм и различных силах тока все слои были получены с отсутствием расслоения и сильным разбавлением подложки, при 140 и 160 А появлялись микротрещины, а при 100 А – отсутствовали. При использовании обмазки толщиной 0,5 мм и силы тока 100 А полученный слой не был однородным, получился с расслоением. При силе тока 160 А и слое обмазки 0,5 мм полученный слой однороден, но с трещинами в глубину от поверхности. При силах тока 140, 160 А, полученные слои из обмазки толщиной 1 мм не имеют трещин и пор, но в них образовались различные беспорядочные зоны расслоения. Однородность легированного слоя сильно зависит от степени растворения массы оловянной бронзы и разбавленной поверхностной части стали

Установлено влияние силы тока плазменной дуги на процессы расслоения в ванне. Когда сила тока плазменной дуги составляет 90 – 110 А, то тепловая энергия, поглощаемая расплавленной ванной подложки, меньше. Следовательно, средняя температура расплавленной ванны относительно низкая, что приводит к более низкой смешиваемости между расплавом Cu и расплавом Fe-подложки. Для большинства расплавов сплавов вязкость расплава сплава имеет отрицательную зависимость от температуры. Это означает, что более низкая температура ванны расплава приведет к большему межфазному натяжению и более высокой вязкости расплава между Cu и Fe в ванне расплава. Очевидно, что при силе тока 100 А в зону расплава обмазки и Fe-подложки вводится лишь небольшое количество частиц меди, и на поверхности образуется слой, богатый медью. По мере увеличения силы тока, формирующийся расплав поглощает больше энергии, и средняя температура расплавленной ванны становится выше. Более высокая температура ванны расплава снижает вязкость расплава и межфазное натяжение. Кроме того, при интенсивной конвекции расплавы

в ванне перемешиваются и циркулируют. Это круговое перемешивающее движение не только способствует полному растворению расплава меди, но также позволяет равномерно диспергировать элемент меди в ванне расплава железа. Наконец, он образует однородную расплавленную ванну композиции Fe-Cu. Сравнительная оценка микротвердости представлена на рис. 4 диаграммой «Ящик с усами» с обработкой выбросов по 5-му/95-му перцентилю. Установлено, что большинство значений микротвердости насыщенных зон железом всех слоев находится в пределах 400 – 600 HV. Зоны насыщения слоев образцов № 1, 2, 3, 5, 6 имеют минимальный степени разброса (дисперсии) за пределами верхнего и нижнего квартилей рис. 4. Среднее значение для каждого слоя составляет 497, 549, 446, 443, 486, 550 HV, соответственно.

При плазменном нагреве смеси сплава ПРВ-BrO10 и карбида хрома первой фракции, характеристики слоев, полученных в режиме: силы тока 140 А, скоростью обработки 2,7 мм/с, приведены в табл. 2. Установлено, что полученные легированные слои на основе смеси «ПРВ-BrO10 + 10/20 % карбида хрома» являются наиболее качественными, обладающими более низкой степенью появления дефектов и высокой однородностью.

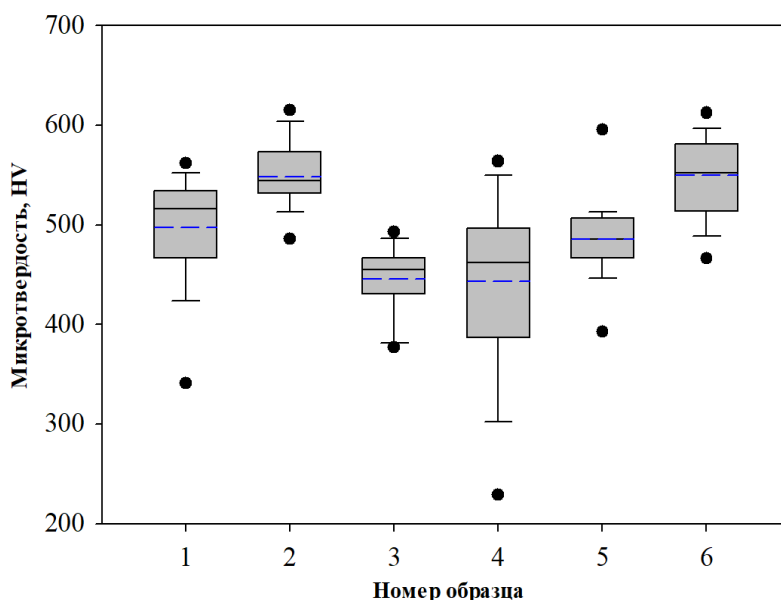


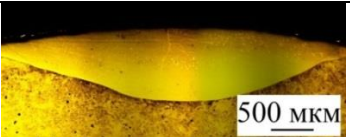
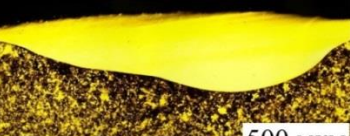
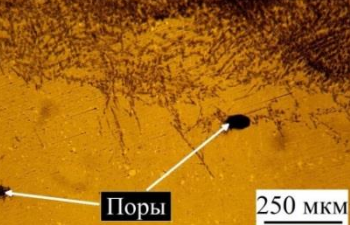
Рисунок 4 – Дисперсия микротвердости богатых железом областей легированных слоев, полученных при режимах:

№1 – 0,25 мм, $I = 100$ А; №2 – 0,50 мм, $I = 100$ А; №3 – 0,25 мм, $I = 140$ А;
 №4 – 0,50 мм, $I = 160$ А; №5 – 0,50 мм, $I = 160$ А; №6 – 1,00 мм, $I = 160$ А

Увеличение доли карбида хрома до 20 %, т.е. снижение содержания бронзы в исходном составе, приводит к увеличению твердости. Это представлено структурой легированных слоев на основе смесей «ПРВ-BrO10 + 10/20 % карбида хрома», показанной на рис. 5. Эти слои имеют верхний тонкий подслой с толщиной около 50 мкм и твердостью 199 HV и 303 HV, соответственно.

В ходе второй серии опытов приведены составы использования второй фракции карбида хрома с охлаждением в воде и на воздухе после плазменного нагрева.

Таблица 2 – Характеристики легированных слоев после плазменной обработки

№	Исходный состав	Поперечное сечение	Замечание
1	ПРВ-BrO10 + 10 % карбида хрома		Глубина – 900 мкм
2	ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома		Глубина – 850 мкм
3	ПРВ-BrO10 + 30 % карбида хрома		Неоднородный слой, поры, трещины
4	ПРВ-BrO10 + 40 % карбида хрома		Неоднородный слой, Поры

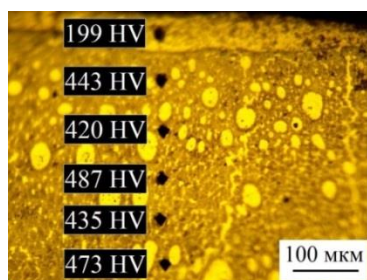
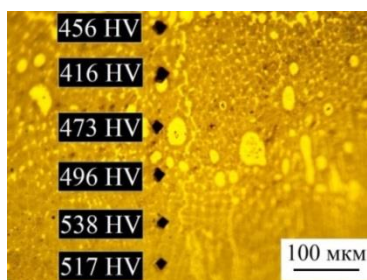
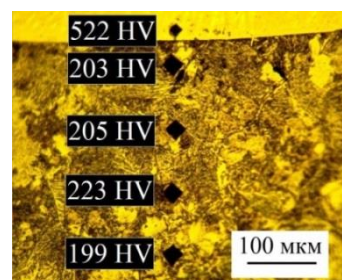
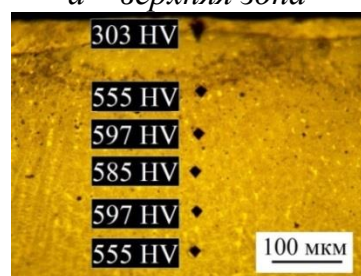
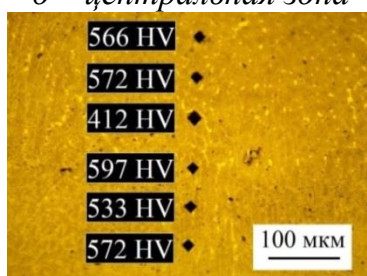
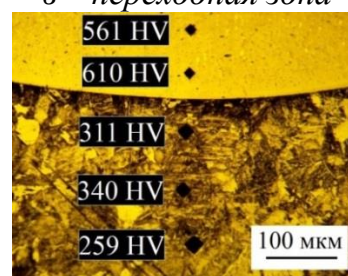
*а – верхняя зона**б – центральная зона**в – переходная зона**г – верхняя зона**д – центральная зона**е – переходная зона*

Рисунок 5 – Распределение значения микротвердости по глубине от поверхности легированных слоев на основе смеси: ПРВ-BrO10 + 10 % карбида хрома (*а, б, в*); ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома (*г, д, е*)

На рис. 6 показано распределение микротвердости поперечного сечения легированных слоев на основе смеси оловянной бронзы и карбида хрома различных долей (20 %) с охлаждением в воде (рис. 6, *в, г*), 10 и 20 % – на воздухе (рис. 6, *а, в, д, е*).

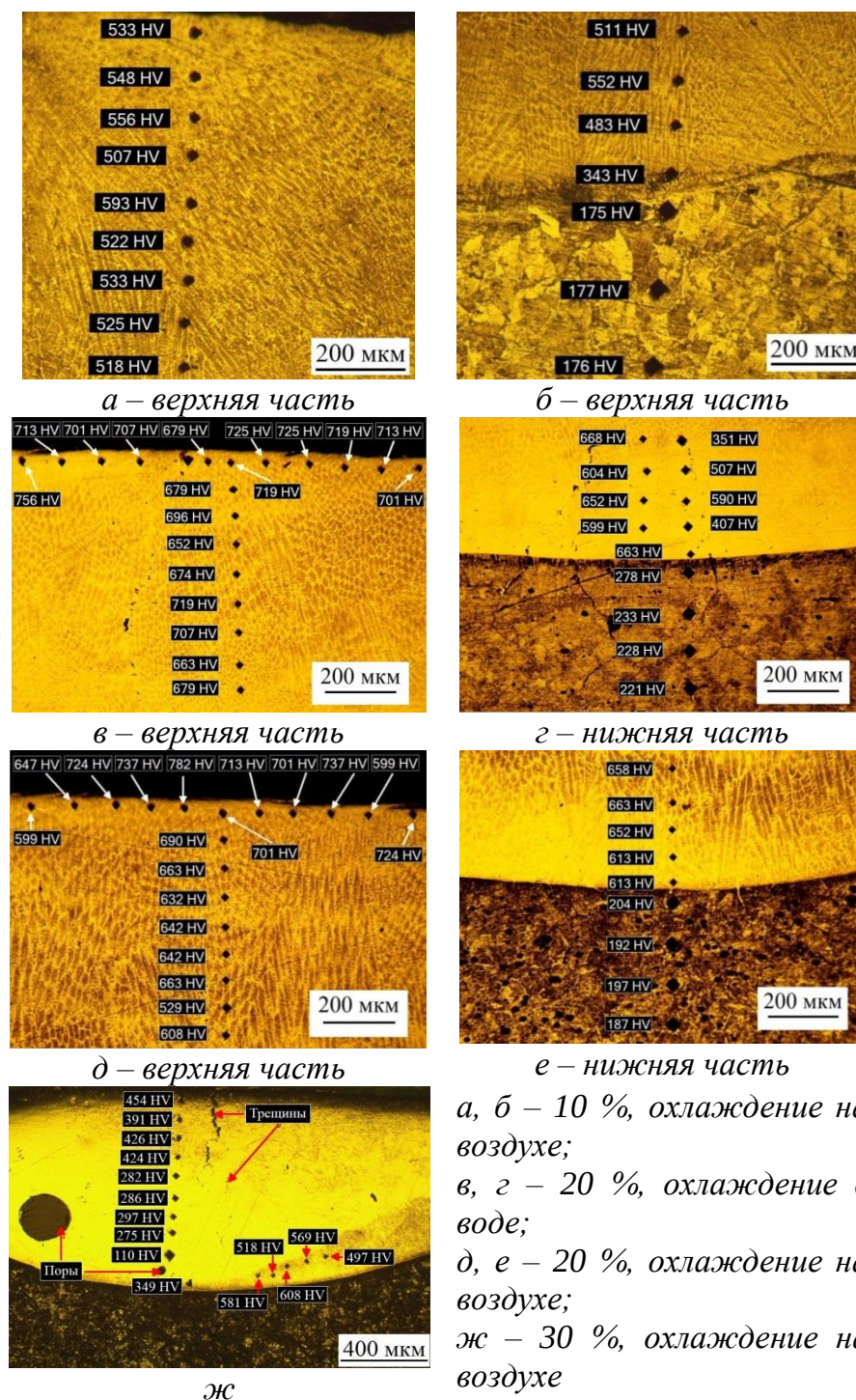


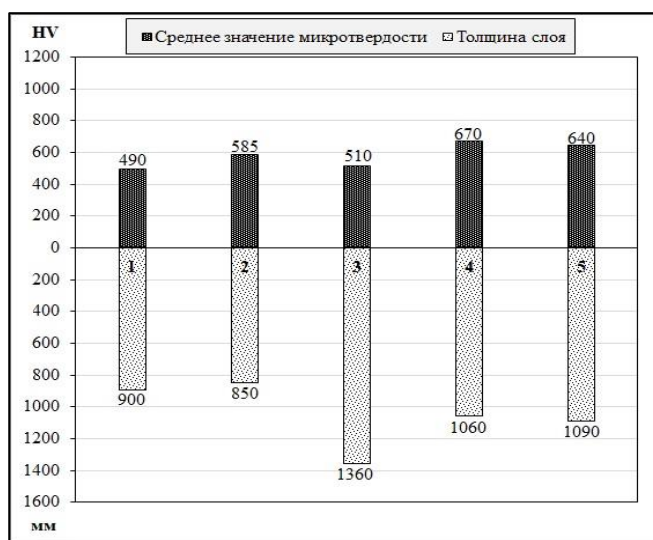
Рисунок 6 – Распределение микротвердости по глубине легированных слоев на основе смеси ПРВ-BrO10 и различных долей карбида хрома

Установлено, что полученный слой на основе смеси «ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома» и охлаждения водой имеет трещины в центральной зоне, часть точек измерения микротвердости приходилась на микротрещину и вблизи нее, поэтому текущие значения правого ряда ниже, чем левого ряда. Среднее значение микротвердости слоев, соответственно, составляет 510, 664 и 751 HV.

Проведенный анализ показал, что если не учитываются часть точек измерения микротвердости затронутые трещиной, то значения микротвердости с охлаждением водой имеют минимальный степени разброса (дисперсии) за пределами верхнего и

нижнего квартилей, чем с охлаждением воздухом. Это зависит от скорости охлаждения, т.е. высокая степень переохлаждения обеспечивает более мелкозернистую микроструктуру и высокую твердость. Рост интенсивности переохлаждения вызывает увеличение количество зародышей, что приводит к уменьшению размера зерна. При небольшой степени переохлаждения число зародышей мало, и как следствие этого есть условия для роста зерна. Полученный слой на основе смеси «ПРВ-BrO10 + 30 % карбида хрома» имеет трещины и поры. Значения микротвердости имеют максимальные степени разброса (дисперсии) за пределами верхнего и нижнего квартилей значений микро твердости.

На рис. 7 показаны среднее значение микротвердости богатых железом областей и толщина полученных слоев на основе смеси оловянной бронзы и карбида хрома. Видно, что использование второй фракции карбида хрома (содержит 80 % объема частиц размером менее 30 мкм) позволяло получить слой с более большей толщиной и высокой твердостью, чем для первой фракции (содержит менее 34 % объема частиц размером менее 30 мкм).



- 1 – ПРВ-BrO10 + 10 % карбида хрома (первой фракции), охлаждение водой
- 2 – ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома (первой фракции), охлаждение водой
- 3 – ПРВ-BrO10 + 10 % карбида хрома (второй фракции), охлаждение воздухом
- 4 – ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома (второй фракции), охлаждение водой
- 5 – ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома (второй фракции), охлаждение воздухом

Рисунок 7 – Среднее значение микротвердости по глубине (толщине) легированных образцов на основе смесей ПРВ-BrO10 и карбида хрома

В ходе экспериментов была применена обмазка толщиной 0,50 мм для смеси «ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома» при силе тока 140 А и скорости обработки 1,9 мм/с. Вид полученного легированного слоя показан на рис. 8. Видно, что поверхность полученного слоя неравномерна, а на ее краях наблюдаются спеченные частицы размером несколько сотых микрометров (рис. 8, а). Установлено, что «толстый» слой обмазки, т. е. большая масса, препятствует теплопередаче во всех зонах расплава поверхностного слоя. Низкая скорость обработки сопровождается возникновением турбулентизации плазменной струи. В результате происходит неупорядоченное движение жидкого металлического раствора с выбросом спеченных частиц и неполным насыщением поверхности стали.

Полученный легированный слой имеет три различных зоны (рис. 8, а). Первая зона имеет глубину 300 – 400 мкм с низкой твердостью и с появлением богатых железом частиц (круглой формы) в матрице бронзы (рис. 8, б), вторая и третья зоны – глубиной 1370 мкм характеризуются высокой твердостью, составляющей 400 – 700 HV (рис. 8, б, в, г). В первой зоне наблюдались частицы с различными размерами,

богатые железом в матрице оловянной бронзой, и в верхней границе второй зоны замечены округлые небольшие зоны, богатые оловянной бронзой в матрице, богатой железом с размером несколько десятков микрометров. В независимости от толщины обмазки, основными структурами легированных слоев, полученных из смеси «ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома» являются равноосные, столбчатые и ячеистые зерна. В процессе наблюдений отмечено, что размер зерна кристаллов, полученных из обмазки толщиной 0,25 мм, больше чем для толщины 0,50 мм.

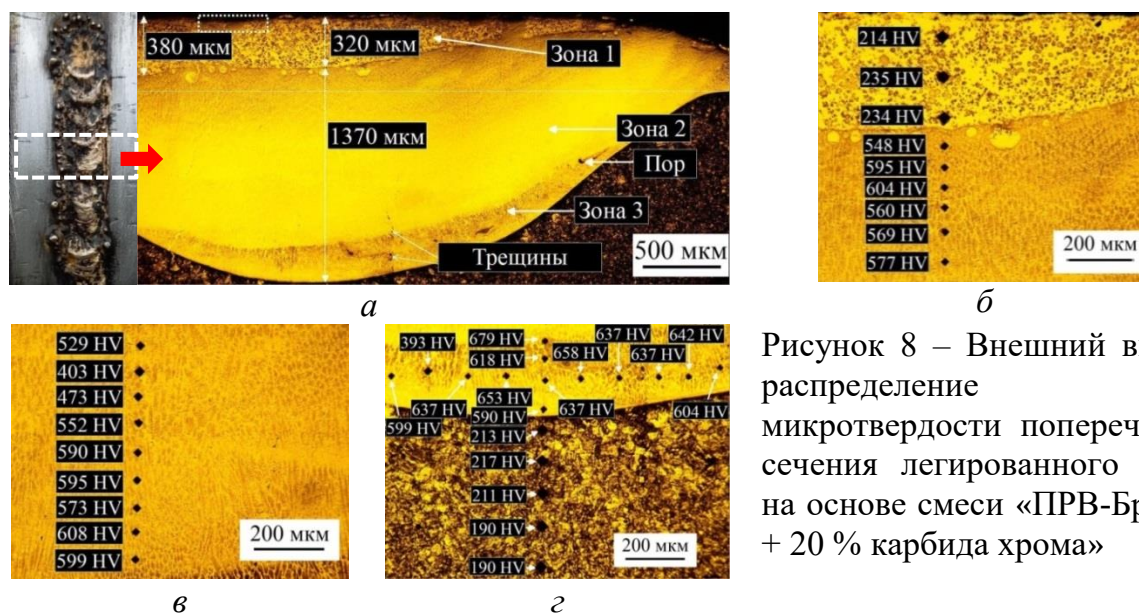


Рисунок 8 – Внешний вид и распределение микротвердости поперечного сечения легированного слоя на основе смеси «ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома»

При плавлении нанесенной обмазки на поверхность металла плазменной дугой формируется широкая дорожка, что приводит к образованию большой ванны расплавленной обмазки и подложки, как следствие этого формируется легированный слой глубиной 1 – 1,3 мм и шириной 4 – 8 мм. После лазерного нагрева и оплавления покрытия с перекрытием дорожек оплавления (ширина дорожки составляет не более 500 мкм) поверхностный слой металла оплавляется на максимальную глубину 200 мкм.

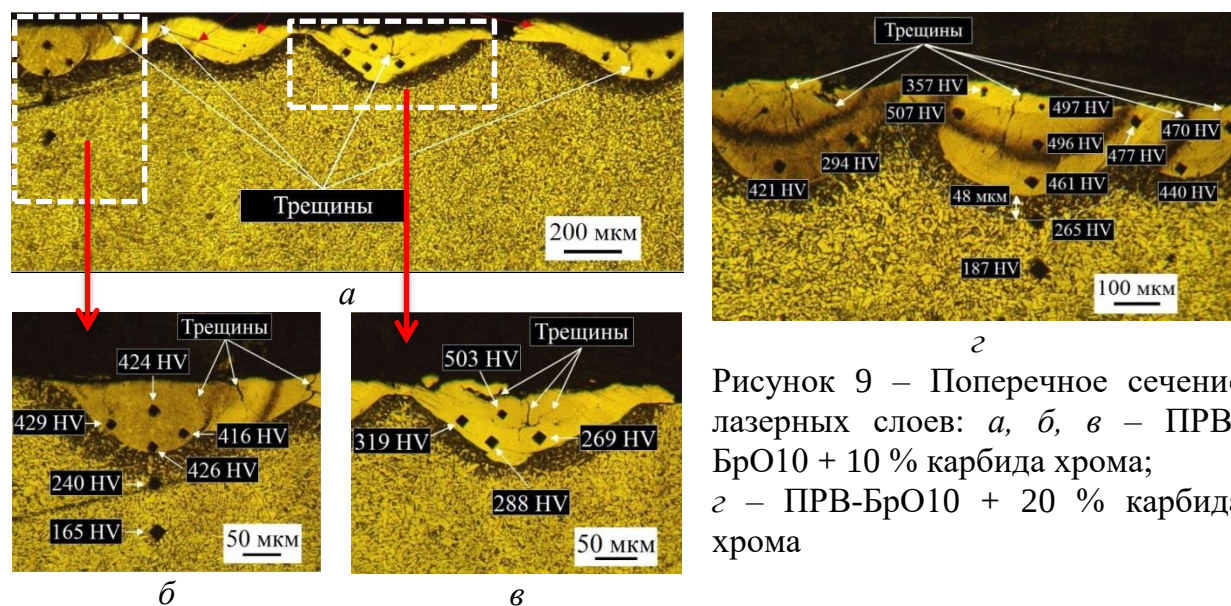


Рисунок 9 – Поперечное сечение лазерных слоев: а, б, в – ПРВ-BrO10 + 10 % карбида хрома; г – ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома

Вне зависимости от режима охлаждения, поверхностные слои, сформированные плазменным оплавлением при однократной дорожке на основе «ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома» обладают значительно высокой микротвёрдостью, находящейся в пределах 600 – 700 HV. При этом лазерные слои имеют низкую микротвёрдость, находящуюся в пределах 250 – 500 HV и много микротрещин (рис. 9).

В четвертой главе приведены результаты определения химического и фазового составов, изучение особенности микроструктуры полученных слоев. Химический состав нескольких точек легированного слоя системы Fe-Cu-Sn показан на рис. 10, а. Отмечены в процессе наблюдений зоны, богатые оловянной бронзой большого размера, включающие до 100 мкм в длину и до 20 мкм в ширину, а также поблизости расположены зоны, богатые железом (рис. 10, б).

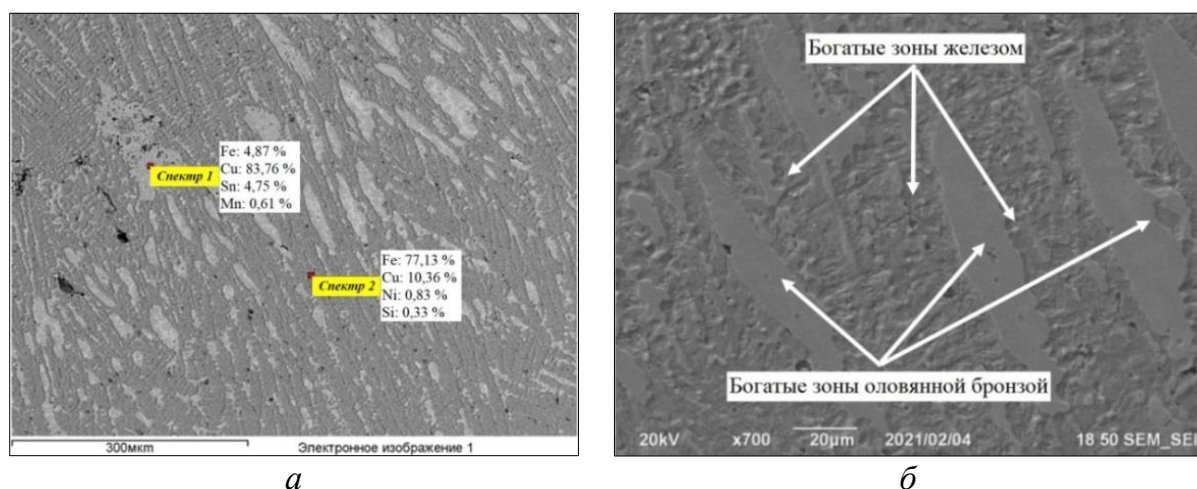


Рисунок 10 – Результат определения химического состава и структур легированного слоя на основе сплава ПРВ-BrO10

Для определения химического состава (использовали рентгеновский энергодисперсионный спектрометр (ЭДС) в комплектации растрового электронного микроскопа) легированного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn был выбран образец на основе смеси оловянной бронзы и 20 % карбида хрома. Результат химического анализа показал, что в центральной зоне слоя содержание меди составляет 14 %, олова – 1,33 % и хрома 2,35 % (рис. 11, а). Высокая доля кислорода (1,65 %) может быть вызвана его выделением из силикатного клея в процессе оплавления. По химическому составу для точки 1 (рис. 11, б) установлено, что соотношение долей меди и хрома в богатой железом зоне незначительно отличается от исходного состава в смеси обмазки. На это указывает тот факт, что растворимость меди в железе значительно увеличилась при плазменной обработке с оплавлением.

Химический и рентгенофазовый анализ образцов показал, что фазовый состав легированного слоя системы Fe-Cu-Sn состоит из твердого раствора углерода в α и γ -Fe, твердым раствором меди с оловом α -Cu, ε -Cu, δ -Cu₄₁Sn₁₁ и β' -Cu_{13.7}Sn (рис. 12, а б). Для легированного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn состоит из твердого раствора углерода α и γ -Fe, мартенсита, эвтектического карбида (Fe₃C), твердым раствором меди с оловом α -Cu, карбида M₂₃C₆ (рис. 12 в, г). Количество остаточного аустенита в образцах не превышало 5%.

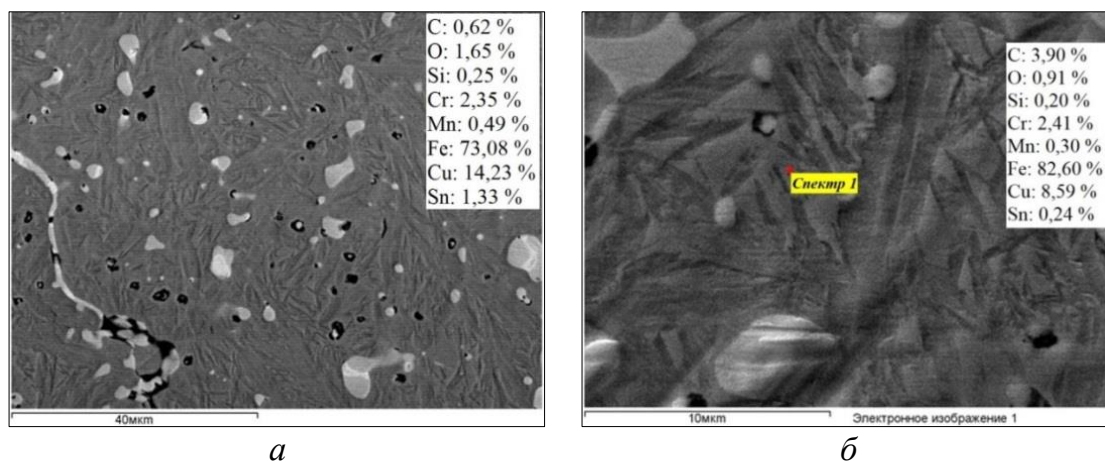


Рисунок 11 – Структура центральной зоны покрытия Fe-Cr-C-Cu-Sn

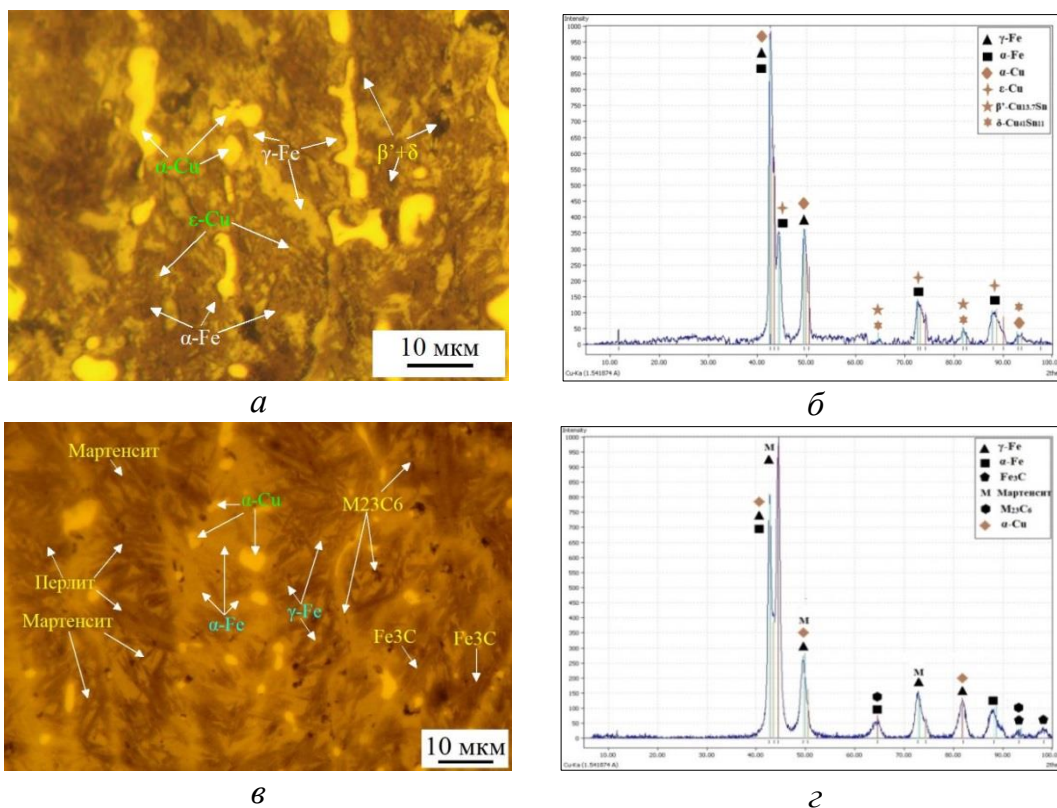


Рисунок 12 – Рентгенограммы легированного слоя системы Fe-Cu-Sn

В результате получения слоев на основе оловянной бронзы структуры зон, богатых железом, показаны на рис. 13. Видно, что при использовании тонкого слоя обмазки 0,25 мм и силы тока 100 А размер зон, богатых бронзой, составляло не более 20 мкм по длине (рис. 13, а). Увеличение массы оловянной бронзы со слоем обмазки 0,50 мм и силы тока 140 А приводило к увеличению размера богатых этой бронзой зон в несколько десятых по длине и ширине (рис. 13, б). При увеличении силы тока (160 А) основная структура слоев на основе 0,50 мм слоя обмазки – дендрито-столбчатая с высокой плотностью расположения (рис. 13, в). При той же силе (160 А) и толстом слое обмазки (1,00 мм) богатые железом зерна крупнее, чем в других слоях (рис. 13, г).

Определено, что размер мартенситной структуры увеличивается с увеличением доли карбида хрома: 10 % < 20 % < 40 % (рис. 14). Увеличение доли карбида хрома

(40 %) сопровождается выделением избыточного углерода, превращающегося в мартенсит, а также способствует увеличению доли остаточного аустенита. (рис. 14 в). При оплавлении только карбида хрома (100%), большая часть углерода превращается в мартенсит и увеличивается доля остаточного аустенита (рис. 14 з).

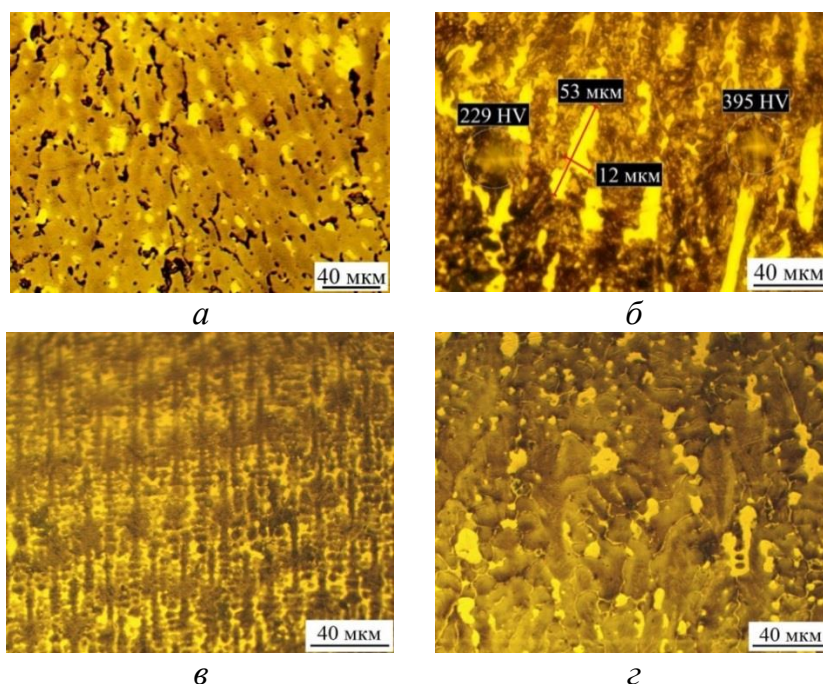


Рисунок 13 – Структура насыщенных областей железом легированных слоев, полученных при режимах: *а* – 0,25 мм, $I = 100\text{ A}$; *б* – 0,50 мм, $I = 140\text{ A}$; *в* – 0,50 мм, $I = 160\text{ A}$; *з* – 1 мм, $I = 160\text{ A}$

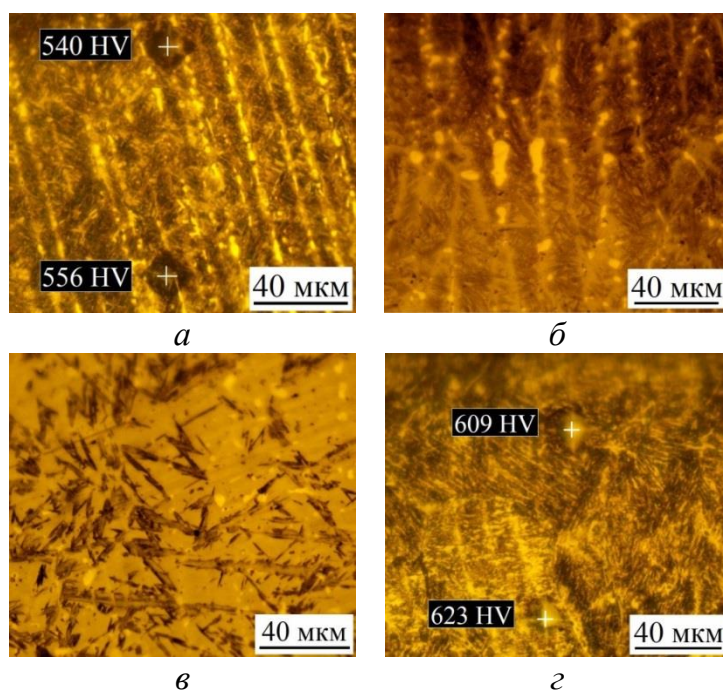


Рисунок 14 – Виды мартенсита в легированных слоях из смесей оловянной бронзы и карбида хрома с его долей: 10% (*а*); 20% (*б*); 40% (*в*); 100% (*з*)

Установлено, что легирование поверхности стали оловянной бронзой в основном происходит в жидком состоянии при оплавлении металлов. При большой массе смеси и недостаточной теплопередаче в сформированном слое сплава появляются различные подслои: верхний – расплавленный сплав, богатый оловянной бронзой, с наличием мелких частиц, богатых железом; нижний – богатый железом, легированным медью, оловом за счет их растворения в стальной матрице и хромом и углеродом за счет их связи с железом. Отмечено, что наличие мартенсита, и карбидов металлов сопровождается увеличением микротвёрдости для богатых железом зон, легированных медью и оловом.

В пятой главе представлены результаты исследования свойств поверхностных легированных слоев.

Для оценки абразивной износостойкости по закрепленному абразиву полученных слоев было проведено испытание с использованием абразивных шкур. Оценку проводили по удельной скорости изнашивания (рис. 15, *а*). **В режимах сонаправленного вращения** постоянно использовались: скорость абразивного круга – 100 об/мин и скорость держателя – 100 об/мин при примененных нагрузках – 5, 20, 50 Н.

Исследуемый образец имел легированный слой системы Cu-Sn, толщину слоя после шлифования 780 мкм, твердость легированной зоны 170 – 200 HV; для образца слоя системы Fe-Cu-Sn – 800 мкм и 385 – 495 HV; для образца слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn – 770 мкм и 500 – 700 HV, соответственно.

Для всех исследуемых образцов твердость зоны термического влияния находится в диапазоне 170 – 220 HV.

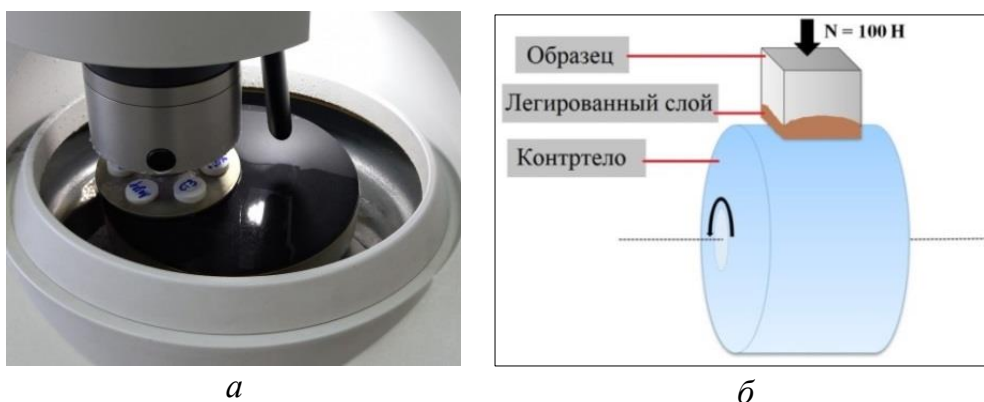


Рисунок 15 – Вид испытания на износостойкость материалов:

а – шлифовально-полировальный станок Struers Tegramin-25 для испытания на абразивную износостойкость;

б – схема испытания материалов в условиях сухого трения скольжения

Под нагрузкой 5 Н удельная скорость изнашивания для слоев систем Fe-Cu-Sn и Fe-Cr-C-Cu-Sn больше, чем для слоя Cu-Sn. Под нагрузками 20 и 50 Н удельная скорость изнашивания материалов уменьшается по ряду легированных слоев систем: Cu-Sn > Fe-Cu-Sn > Fe-Cr-C-Cu-Sn.

В режимах противонаправленного вращения использовались наждачная бумага SiC 220, нагрузка 50 Н, скорость вращения абразивного круга 500 об/мин, скорость держателя 150 об/мин с водяным охлаждением.

Исследуемый образец имел легированный слой системы Cu-Sn, толщину слоя после шлифования 810 мкм, твердость легированной зоны 165 – 220 HV; для образца

слоя системы Fe-Cu-Sn – 820 мкм и 300 – 564 HV; для образца слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn – 790 мкм и 500 – 700 HV, соответственно. Для всех исследуемых образцов твердость зоны термического влияния находится в диапазоне 170 – 210 HV. Установлено, удельная скорость изнашивания материалов уменьшается в ряду легированного слоя систем: Cu-Sn > Fe-Cu-Sn > Fe-Cr-C-Cu-Sn.

Испытания материалов в условиях сухого трения скольжения представлены по схеме «блок по кольцу», показанные на рис. 15, б. В качестве эталонного образца использовался образец из стали Ст3. Установлено, что все легированные слои обладают более высокой износостойкостью, чем эталонный образец из стали Ст3. Легированный слой системы Fe-Cr-C-Cu-Sn обладает наиболее высокой износостойкостью. Коэффициент трения для эталонного образца и легированных слоев различается. Сталь Ст3 имеет коэффициент трения 0,36; а для литейной бронзы (CuSn10) – 0,34; слой Cu-Sn – 0,32; слой Fe-Cu-Sn – 0,29; слой Fe-Cr-C-Cu-Sn – 0,22.

Шероховатость поверхности образцов (R_a) уменьшается по ряду легированных слоев систем: литейная бронза (1,035) > Cu-Sn (0,765) > Fe-Cu-Sn (0,524) > Fe-Cr-C-Cu-Sn (0,358). Это значение R_a для легированных слоев значительно ниже по сравнению с эталонным образцом (1,761).

Оценку теплостойкости легированных слоев систем Cu-Sn, Fe-Cu-Sn и Fe-Cr-C-Cu-Sn проводили по изменению твердости металла после выдержки в печи в течение 2 ч при температурах 300, 500 и 700 °C (табл. 3).

Таблица 3 – Среднее значение микротвердости легированных слоев после нагрева при различных температурах

Легированный слой	Комнатная температура	300 °C	500 °C	700 °C
Cu-Sn	210	174	158	–
Fe-Cu-Sn	497	494	400	–
Fe-Cr-C-Cu-Sn	641	639	609	346

Установлено, что значения микротвердости для всех слоев после нагрева имеют минимальный степени разброса (дисперсии) за пределами верхнего и нижнего квартилей, чем исходные значения. В табл. 3 приведено среднее значение микротвердости для всех слоев после нагрева. Для слоев систем Fe-Cu-Sn и Fe-Cr-C-Cu-Sn среднее значение уменьшились незначительно после выдержки в печи при температуре 300 °C. После нагрева при температуре 500 °C среднее значение для слоя системы Cu-Sn уменьшилось от исходного значения на 52 HV, для слоя системы Fe-Cu-Sn – на 97 HV, а слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn – при 33 HV.

Контроль коррозионного поведения образцов проведен в растворе NaCl концентрацией 3 масс. % с кислотностью pH 6,5. Плотность тока коррозии ($i_{\text{корр}}$) и потенциал коррозии ($E_{\text{корр}}$) получены из поляризационных кривых методом экстраполяции Тафеля (рис. 16). Полученные значения приведены в табл. 4.

Установлено, что легированный слой системы Cu-Sn имеет наиболее низкую плотность тока коррозии (2 раза меньше, чем у остальных), а потенциал коррозии слоя Fe-Cr-C-Cu-Sn выше на 90 и 70 мВ по сравнению со слоями Cu-Sn и Fe-Cu-Sn соответственно. Способность легированных слоев противостоять локальному воздействию коррозии на пассивную пленку зависит от области ее пассивирования ($\Delta E_{\text{п}} = E_{\text{пит}} - E_{\text{корр}}$). При изучении механизма коррозии было отмечено, что присутствие хрома может обеспечить более высокую пассивацию за счет образования

стабильных продуктов, таких как FeCr_2O_4 , Cr_2O_3 и $\text{Cr}(\text{OH})_3$, а в отсутствие хрома – низкую пассивацию из-за нестабильных продуктов коррозии. Значения ΔE_p слоя Cu-Sn больше, чем у других. Питтинговый потенциал слоя Fe-Cr-C-Cu-Sn имеет близкие значения к значению питтингового потенциала слоя Cu-Sn, чем для слоя Fe-Cu-Sn.

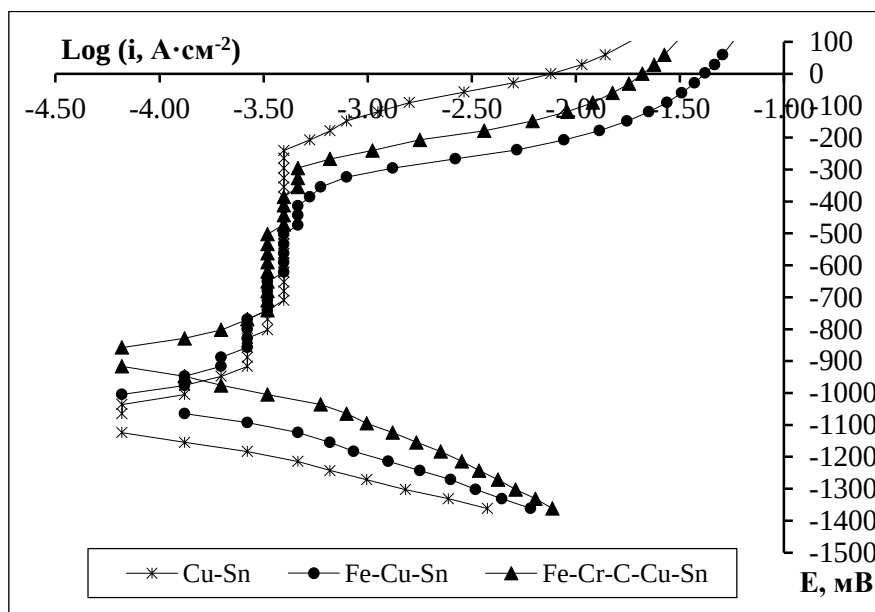


Рисунок 16 – Зависимость потенциала от логарифма плотности тока для анодной и катодной поляризационных кривых у легированных слоев систем Cu-Sn, Fe-Cu-Sn и Fe-Cr-C-Cu-Sn

Таблица 4 – Параметры электрохимической коррозии для легированных слоев в растворе NaCl концентрацией 3% масс. (pH 6,5)

Легированный слой	$I_{\text{корр}}$, $\text{mA} \cdot \text{cm}^{-2}$	$E_{\text{корр}}$, мВ	$E_{\text{пит}}$, мВ	ΔE_p ($E_{\text{пит}} - E_{\text{корр}}$), мВ
Cu-Sn	0,049	-1060	-184	876
Fe-Cu-Sn	0,109	-991	-347	564
Fe-Cr-C-Cu-Sn	0,114	-847	-288	559

В табл. 5 представлен сравнительный уровень твердости, износостойкости, теплостойкости и коррозионной стойкости. При этом использовались результаты анализа литературных источников и исследования свойств наших легированных слоев систем Cu-Sn/Fe-Cu-Sn/Fe-Cr-C-Cu-Sn.

Композиционные материалы, в том числе углеродистые стали с легированными поверхностными слоями, могут заменить дорогостоящие бронзовые материалы, используемые для создания плит скольжения, износостойких пластин, а также повысить износостойкость и снизить себестоимость изготовления изделий.

Таблица 5 – Сравнение свойств легированных слоев

Легированные слои		Cu-Sn	Fe-Cu-Sn	Fe-Cr-C-Cu-Sn
Твердость		низкая	средняя	высокая
Износостойкость	в абразивном изнашивании	низкая	средняя	высокая
	в сухом трении скольжения	средняя	средняя	высокая
Теплостойкость		низкая	средняя	высокая
Коррозионная стойкость		высокая	низкая	средняя

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Анализ результатов проведенных исследований позволяет сформулировать следующие выводы:

1. Доказана принципиальная возможность получения легированных слоев с высокой однородностью из композиции оловянной бронзы и карбида хрома при режиме оплавления поверхности низкоуглеродистой конструкционной стали. Разработан состав обмазки оловянной бронзы, карбид хрома от 10 до 20 %, связующее вещество, который позволяет получить на поверхности конструкционной стали легированный слой системы Fe-Cr-C-Cu-Sn, имеющий глубину 800 – 1300 мкм, микротвердость, равную 400 – 800 HV при оптимальном режиме плазменной обработке: сила тока 140 А, длина дуги 5 – 6 мм, скорость обработки 2,7 мм/с.

2. Результаты проведенного моделирования показали, что увеличение силы тока плазменной дуги свыше 160А и большая длительность обработки приводит к нагреву образца по всему объёму. Интенсивность увеличения температуры скорости нагрева увеличивается по ряду в зависимости от скорости обработки: 1 мм/с < 2 мм/с < 3 мм/с < 4 мм/с < 5 мм/с. Скорость охлаждения наоборот уменьшается с увеличением силы тока, и интенсивность ее снижается по ряду скорости обработки: 1 мм/с < 2 мм/с < 3 мм/с < 4 мм/с < 5 мм/с.

3. Использование фракций порошка карбида хрома с основным содержанием частиц размером менее 30 мкм в составе обмазки толщиной 0,25 мм, позволяет получить более однородные легированные слои системы Fe-Cr-C-Cu-Sn на поверхности образцов низкоуглеродистой конструкционной стали. При использовании фракции карбида хрома с основным содержанием частиц размером 30 – 300 мкм в составе обмазки толщиной 0,25 мм, формируются неоднородные легированные слои системы Fe-Cr-C-Cu-Sn.

4. Установлено, что после плазменного оплавления обмазки поверхностный слой состоит из отдельных зон, где зона 1 (линия сплавления расплавленной ванны и основного металла) показывает чисто эпитаксиальный рост, за которой следует переходная зона 2, где эпитаксиальный рост заканчивается и зарождаются равноосные зерна, и зона 3, состоящая из полностью равноосных зерен. Основными фазами и структурами легированного слоя системы Fe-Cu-Sn являются твердый раствор углерода в α и γ -Fe, твердый раствор меди с оловом α -Cu, ε -Cu, δ -Cu₄₁Sn₁₁ и β' -Cu_{13,7}Sn, а для легированного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn: твердый раствор углерода в α и γ -Fe, мартенсит, эвтектический карбид (Fe₃C), твердый раствор меди с оловом α -Cu, карбида металлов M₂₃C₆.

5. Показано, что после плазменного оплавления обмазки из смеси сплава ПРВ-БрО10 (80, 90 %), карбида хрома (10, 20 %) и силикатного клея в качестве связующего вещества, получаемые легированные слои системы Fe-Cr-C-Cu-Sn, обладают большей глубиной, микротвердостью и низкой вероятностью появления дефектов по сравнению с легированными слоями, полученными с применением лазера. В частности, с использованием смеси оловянной бронзы и 20 % карбида хрома легированный слой после плазменной обработки имеет микротвердость, составляющую 500 – 700 HV, а для легированного слоя после лазерной – не выше 500 HV.

6. Проведенные испытания показали, что в обоих режимах (сонаправление и противонаправленное движение) абразивная износостойкость полученных слоев

увеличивается в последовательности: $\text{Cu-Sn} < \text{Fe-Cu-Sn} < \text{Fe-Cr-C-Cu-Sn}$. При сухом трении скольжения износостойкость легированного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn выше в 2 – 3 раза по сравнению с легированными слоями систем Cu-Sn , Fe-Cu-Sn и литейной оловянной бронзой.

7. Установлено, что легированный слой на основе смеси оловянной бронзы и карбида хрома обладает большей теплостойкостью, чем слой на основе оловянной бронзы. Уменьшение микротвёрдости легированного слоя Fe-Cu-Sn происходит после нагрева до 500°C , а для легированного слоя Fe-Cr-C-Cu-Sn после нагрева до 700°C .

8. Коррозионная стойкость исследуемых образцов в 3 масс. % растворе NaCl увеличивается по ряду: слой $\text{Fe-Cu-Sn} < \text{слой Fe-Cr-C-Cu-Sn} < \text{слой Cu-Sn}$. Присутствие хрома в составе разработанной обмазки обеспечивает смещение потенциала слоя Fe-Cr-C-Cu-Sn к более положительным значениям по сравнению со слоем Fe-Cu-Sn .

9. Разработана технология изготовления износостойкой пластины на примере деталей типа плит скольжения из двух материалов: базовая сталь (сталь Ст3) с легированным слоем системы Fe-Cr-C-Cu-Sn , что обеспечивает замену бронзового материала, обладающего низкой износостойкостью и высокой стоимостью. Данная технология позволяет сформировать поверхностный легированный слой на основе Fe-Cr-C-Cu-Sn с целью повышения износостойкости 1,5 – 3 раза и снижения себестоимости изготовления материалов (вместо плит скольжения изготовленных полностью из бронзы).

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ:

Статьи, опубликованные в изданиях, рекомендованных ВАК РФ:

1. Повышение твердости поверхностного слоя малоуглеродистой стали за счет плазменной обработки модифицирующей обмазки / В.Ч. Нгуен // Вестник Иркутского государственного технического университета. – 2020. – Т. 24. – № 1 (150). – С. 52–63.

2. Сравнительная оценка твердости легированных покрытий из обмазки смеси CuSn-CrxCu при упрочнении плазмой и лазером / В.Ч. Нгуен, Н.А. Астафьева, А.Г. Тихонов, А.Е. Балановский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2021. – Т. 17. – № 4 (196). – С. 166–172.

3. Исследование коррозионной стойкости легированного поверхностного слоя составом CuSn-CrxCu после плазменного упрочнения / В.Ч. Нгуен, Н.А. Астафьева, А.Е. Балановский, А.Н. Баранов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2021. – Т. 17. – № 5 (197). – С. 215–220.

4. Исследование износостойкости плазменных покрытий из смеси сплавов CuSn/CrxCu / А.Е. Балановский, Н.А. Астафьева, А.Г. Тихонов, В.Ч. Нгуен // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2021. – Т. 17. – № 8 (200). – С. 371–377.

Статьи, опубликованные в изданиях, входящих в систему SCOPUS:

1. Surface Saturation with Carbon Using Plasma Arc and Graphite Coating / V.H. Vu, A.E. Balanovskiy, V.T. Doan, V.T. Nguyen // Tribology in Industry. – 2021. – Vol. 43 (2). – Pp. 211–221.

2. Study of the Formation of the Alloyed Surface Layer During Plasma Heating of Mixtures of Cu-Sn/CrxCu Alloys / V.T. Nguyen, N.A. Astafeva, A.E. Balanovskiy // Tribology in Industry. – 2021. – Vol. 43 (3). – Pp. 386–396.

3. Evaluation of the Hardness and Wear Resistance of Alloyed Coatings From Fastening CuSn/CrxCu Mixture Hardened by Plasma and Laser / V.T. Nguyen, N.A.

Astafeva, A.G. Tikhonov, A.E. Balanovskiy, V.H. Vu // Tribology in Industry. – 2022. – Vol. 44 (1). – Pp. 87–96.

4. Microstructure and wear resistance of plasma surface layers based of alloyed mixture CuSn10/CrxCy / A.E. Balanovskiy, V.T. Nguyen, N.A. Astafeva, V.H. Vu // Tribology in Industry. – 2022. – Vol. 44 (2). – Pp. 212–220.

5. Characteristics and Abrasive Wear Resistance of Plasma Alloyed Layers Based on Tin Bronze and Chromium Carbide / A.E. Balanovskiy, V.T. Nguyen, V.V. Nguyen, N.A. Astafieva // Tribology in Industry. – 2022. – Vol. 44 (3). – Pp. 518–527.

Статьи и материалы конференций:

1. Получение упрочняющих покрытий при плазменном нагреве обмазки содержащей сплава NiCrBSi / А.Е. Балановский, В.Ч. Нгуен // В сборнике: Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации). Материалы X Всероссийской научно-технической конференции с международным участием. – 2020. – С. 54–65.

2. Возможность получения насыщенного хромированного слоя на поверхности стали при плазменном нагреве / А.Е. Балановский, В.Ч. Нгуен // В сборнике: Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации). материалы IX Всероссийской научно-технической конференции с международным участием. – 2019. – С. 27–34.

3. Повышение твердости поверхности низкоуглеродистой стали при плазменном нагреве обмазки смеси CuSn-CrxCy / А.Е. Балановский, В.Ч. Нгуен // Современные материалы, техника и технологии. – 2021. – № 3 (36). – С. 21–27.

4. Изучение химического механизма процесса формирования при плазменном нагреве смеси сплавов олово-бронза и карбида хрома / А.Е. Балановский, В.Ч. Нгуен // Современные материалы, техника и технологии. – 2021. – № 3 (36). – С. 15–20.

5. Increasing hardness of surface layer of low-carbon steel by account of plasma treatment of coating modification / A.E. Balanovskiy, N.V. Trieu // Solid State Phenomena. – 2021. – T. 316. – С. 794–802.

6. Influence of plasma arc power on the melting of the envelope layer containing NiCrBSi alloy and the surface coating quality during plasma heating / Nguyen Van Chie, A.E. Balanovskiy, S.K. Kargapol'tsev, V.E. Gozbenko, Yu I Karlina, M.G. Shtayger, A.I. Karlina // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 1111. – 2021. – 012044.

7. Increase in corrosion resistance of carbon steel surface due to plasma surface modification with powder mixtures of NiCrBSi alloy and chrome carbide / Nguyen Van Chie, A.E. Balanovskiy, S.K. Kargapol'tsev, V.E. Gozbenko, Yu I Karlina, M.G. Shtayger, A.I. Karlina // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 1103. – 2021. – 012022.