

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Политехнический институт
Кафедра «Материаловедение и технологии обработки материалов»

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
_____ В. И. Темных

« _____ » _____ 2020 г.

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

**ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
МЕТОДОМ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ**

Направление: 22.04.01 – Материаловедение и технологии материалов

Профиль: 22.04.01.04 – Синтез и литье новых металлических материалов

Руководитель _____ доцент, канд. тех. наук А.М. Токмин
подпись, дата должность, ученая степень инициалы, фамилия

Выпускник _____ МТ19-01М О.А. Масанский
подпись, дата группа инициалы, фамилия

Рецензент _____ доцент, канд. тех. наук В.А. Падар
подпись, дата должность, ученая степень инициалы, фамилия

Красноярск 2020

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Политехнический институт
Кафедра «Материаловедение и технологии обработки материалов»

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
_____ В. И. Темных

« _____ » _____ 2020 г.

ЗАДАНИЕ
НА ВЫПУСКНУЮ КВАЛИФИКАЦИОННУЮ РАБОТУ
в форме магистерской диссертации

Студенту Масанскому Олегу Александровичу

Группа: МТ 18-01М

Направление (специальность): 22.04.01 **Материаловедение и технологии обработки материалов**

Профиль: 22.04.01.04 **Синтез и литье новых металлических материалов**

Тема магистерской диссертации: **Получение износостойких композиционных материалов методом индукционной наплавки**

Утвержденная приказом по университету № 17049, от 10.11.2015 г.

Исходные данные для диссертации: **информационный обзор, исследования на кафедре.**

Перечень разделов магистерской диссертации:

1. Современное представление о формировании структуры и свойств композиционных материалов
2. Выбор материалов для индукционной наплавки
3. Анализ и особенности протекания процессов в условиях высокоэнергетического индукционного нагрева
4. Технология получения биметаллического материала и методы проведения исследований
5. Экспериментальные исследования
6. Выводы

Перечень графического материала: Презентационный материал

Руководитель

подпись, дата

доцент, канд. тех. наук
должность, ученая степень

А.М. Токмин
инициалы, фамилия

Задание принял к исполнению

подпись, дата

О.А. Масанский
инициалы, фамилия

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	7
1 Современное представление о формировании структуры и свойств композиционных материалов.....	9
1.1 Влияние структурно-фазового состава на физико-механические свойства.....	9
1.2 Анализ факторов влияющих на процесс формирования структурно-фазового состава.....	10
1.3 Анализ технологии получения биметаллических материалов методом высокоэнергетического воздействия.....	11
2 Выбор материалов для индукционной наплавки.....	17
2.1 Выбор наплавляемого материала.....	17
2.2 Классификация износостойких материалов.....	21
2.2 Выбор компонента основы биметаллического материала.....	25
2.3 Выбор флюса.....	26
2.3.1 Требования к флюсам.....	26
2.3.2 Выбор флюса для проведения эксперимента.....	28
3 Анализ и особенности протекания процессов в условиях высокоэнергетического индукционного нагрева.....	32
3.1 Кинетика и параметры индукционного нагрева.....	32
3.2 Анализ физико-химических процессов протекающих при индукционном нагреве.....	37
3.3 Кинетика плавления металлических частиц.....	38
3.4 Особенности формирования структурно-фазового состава наплавляемого слоя.....	39
3.5 Образование границы раздела биметаллического материала.....	40
4 Технология получения композиционного материала и методы проведения исследований.....	43
4.1 Экспериментальное оборудование и оснастка.....	43
4.2 Технология получения биметаллического материала на установке УВГ 2 – 25.....	46

4.3 Методы проведения исследований и применяемое научное оборудование	48
4.3.1 Металлографические исследования	49
4.3.2 Определение твердости и микротвердости	50
5 Экспериментальные исследования.....	51
5.1 Исследование границы биметаллического материала	51
5.2 Исследование структурно-фазового состава.....	54
5.3 Рентгенофазовые исследования.....	58
5.4 Влияние технологических режимов на формирование границы раздела композиционного материала.....	59
5.5 Влияние технологических режимов и толщины наплавляемого слоя на формирование структурно-фазового состава.....	61
5.6 Анализ твердости	63
5.7 Повышение износостойкости в условиях ударного и ударного абразивного воздействия	66
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ.....	70
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	71

Аннотация

Объект исследования – композиционные материалы, полученные с применением высокоэнергетического индукционного нагрева.

Предмет исследования – технологии и технологические режимы регулирования структурообразованием и свойствами композиционных материалов.

Цель магистерской диссертации. Влияние скоростей нагрева и охлаждения на формирование структуры и свойств, при получении композиционных материалов с методом высокоэнергетического индукционного нагрева.

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

1. Получить износостойкий композиционный материал с заданными структурой и свойствами методом высокоэнергетического индукционного нагрева.
2. Изучить влияние частоты тока на скин-эффект и скорость нагрева.
3. Определить влияние технологических режимов, скоростей нагрева и охлаждения, химического состава наплавляемой шихты на структурообразование, физико-механические и эксплуатационные свойства слоистого композиционного материала.

Методы проведения исследований. Для решения поставленных задач использовались современные методы исследования с применением оптической и электронной микроскопии, энергодисперсионный, рентгенофазовый, анализ твердости.

В результате выполненной работы получен композиционный материал с заданными структурой и свойствами.

Ключевые слова: композиционный материал, индукционная наплавка, износостойкость.

ВВЕДЕНИЕ

Модернизация современного производства связана с внедрением нового оборудования и инновационных решений. Применение композиционных материалов с градиентно-слоистой структурой в различных отраслях промышленности, позволяет получить требуемое сочетание механических и эксплуатационных свойств.

Применение высокоэнергетического воздействия позволяет управлять скоростями нагрева и охлаждения, что приводит к получению максимально неравновесных структур, которые, при определенных условиях, могут обеспечить требуемый комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств. Управление структурообразованием материалов заданного состава, в условиях далеких от термодинамического равновесия, позволяет обеспечить требуемую стойкость рабочей зоны изделия при воздействии высоких контактных и динамических нагрузок в условиях абразивного, ударно-абразивного и ударного износа.

Разработка технологии регулирования структурообразованием материалов, за счет скоростей нагрева и охлаждения, в условиях высокоэнергетического нагрева дает возможность использовать материалы заданного состава, для формирования требуемого комплекса свойств с учетом характера износа. Основным отличием такого нагрева от нагрева внешними источниками тепла является то, что нагрев протекает непосредственно в металле за счет электромагнитного поля создаваемого индуктором.

Разработка таких технологий требует четкого представления о распределении электромагнитных полей и глубины проникновения тока в заготовку, определяющие распределение температурных полей и скорости нагрева.

Содержание структуры и описание работы.

Диссертация представлена объемом 76 страниц, содержит 30 рисунков, 12 таблиц и 51 источник литературы.

Работа состоит из введения, пяти разделов, выводов и списка используемой литературы. Во введении изложена актуальность работы и кратко приведены ключевые концепции. В первом разделе рассмотрено современное представление о формировании структуры и свойств композиционных материалов. Рассмотрены факторы, определяющие формирование структуры и свойств материала полученного методом высокоэнергетического индукционного воздействия. Во втором разделе приведено обоснование выбора компонентов для получения композиционного материала. Третий раздел посвящен изучению процессов, протекающих при высокоэнергетическом индукционном воздействии. Четвертый раздел посвящен применяемому оборудованию и технологии получения композиционного материала. Приведено научно исследовательское оборудование и методы проведения исследований. Пятый раздел посвящен результатам исследований полученного композиционного материала. В выводах представлены результаты работы.

1 Современное представление о формировании структуры и свойств композиционных материалов

Одним из способов получения биметаллических композиционных материалов является нанесение на компонент основу металлического расплава, в условиях высокоэнергетического нагрева. Применение таких технологий дает возможность получения требуемого комплекса физико-механических свойств, с учетом условий эксплуатации. Износостойкость получаемого биметаллического материала зависит от его структурно-фазового состава, формирование которого определяется не только химическим составом, но и технологическими режимами его получения. Управление структурообразованием формируемого, дает возможность применения металлических порошков одного и того же состава, для получения биметаллических материалов, с различным комплексом свойств и с учетом условий эксплуатации.

1.1 Влияние структурно-фазового состава на физико-механические свойства

Структурно-фазовый состав материала, является одним из основных факторов, определяющих сопротивление материала износу [1, 5, 6].

Основными видами износа, которым подвергаются рабочие органы строительной-дорожной и горнодобывающей техники в процессе эксплуатации, являются абразивный, ударно-абразивный и ударный износ.

Высокая износостойкость материала при абразивном износе обеспечивается высокой твердостью. Получение высокой твердости может быть достигнуто в результате термической обработки, за счет образования мартенситной структуры, а также в результате формирования в структуре металла высокодисперсной карбидной фазы легирующих элементов которые характеризуются высокой твердостью.

Измельчение карбидной фазы обеспечивается за счет ускорения процесса кристаллизации, введения модификаторов и т.п.

При условии ударного или ударно-абразивного износа высокая твердость способствует охрупчиванию сплава и снижению его износостойкости. Следовательно, количество карбидной фазы в таких изделиях должно быть ограничено. Для таких условий эксплуатации хорошо зарекомендовали сплавы с нестабильной аустенитной структурой, за счет поверхностного упрочнения и формирования мартенсита деформации при воздействии ударных нагрузок.

Формирование метастабильной аустенитной матрицы достигается путем легирования сплава Ni и Mn, которые способствуют подавлению $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения [2, 3, 10, 11].

1.2 Анализ факторов влияющих на процесс формирования структурно-фазового состава

Получение биметаллических композиционных материалов в условиях высокоэнергетического нагрева требует решения вопросов связанных не только с режимами технологического процесса и их влиянием на формирование структурно-фазового состава материалов, но и распределение температурных полей в системе наплавляемый материал – материал подложки [13].

Обоснованный выбор компонентов биметаллического материала, без учета технологических режимов его получения, не может обеспечить формирование требуемого комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств. Большое влияние на структурообразование материалов, полученных путем нанесения расплава, оказывает время жидко-твердофазного взаимодействия компонентов, скорость нагрева и охлаждения, энергетические режимы.

Анализ влияния скорости охлаждения на формирование структуры полученного слоя показывает [2, 13, 14], что снижение скорости охлаждения способствует формированию более равновесной структуры матрицы и увеличению размера частиц упрочняющей карбидной фазы в структуре полученного металла. Увеличение скорости охлаждения может способствовать образованию неравновесной структуры матрицы. Так, например, хром и кремний, которые являются ферритообразующими элементами, при быстром охлаждении с высоких температур, задерживая превращения аустенита, косвенно действуют как аустенитообразующие [4, 15]. Увеличение скорости охлаждения, так же способствует получению высокодисперсной карбидной фазы, которая характеризуется высокой твердостью.

Немаловажную роль на формирование структурно-фазового состава оказывает распределение температурных полей. Наиболее важный момент при высокоэнергетическом нагреве металла происходит при достижении температуры точки Кюри. Магнитная проницаемость в интервале температур 600–700 °С почти не зависит от температуры, но при дальнейшем нагреве до температур 765–780 °С (температуры точки Кюри) сталь переходит в парамагнитное состояние, магнитная проницаемость резко падает и становится равной единице. В результате таких трансформаций будут происходить изменения в распределении тепловых полей, и, как следствие, в скоростях нагрева.

1.3 Анализ технологии получения биметаллических материалов методом высокоэнергетического воздействия

В настоящее время в современной промышленности применяются различные методы и способы поверхностного упрочнения изделий и их восстановления [16, 17, 18, 19]. Исследованию различных способов восстановления изношенных деталей строительно-дорожной,

сельскохозяйственной, горной и др. техники посвящены работы многих отечественных и зарубежных ученых: Вологдин В.В [20], Доценко Н.И. [21], Кряжков В.М. [12], Лившиц Л.Г. [22], Ткачев В.Н. [2] и др., Результаты исследования данных авторов позволили определить, что наиболее перспективными методами получения износостойких биметаллических материалов, является нанесение на компонент-основу расплава металлических сплавов, с применением современных технологий и оборудования.

Получение биметаллических материалов, в условиях высокоэнергетического нагрева, неизбежно связано с частичным оплавлением поверхностного слоя металла компонента основы и перемешиванием его с наплавляемым металлом. Такое взаимодействие приводит к изменению химического состава наносимого расплава, и, как следствие, не дает возможности определения структурно-фазового состава и комплекса физико-механических свойств формируемого слоя и биметаллического материала в целом [23, 24]. Поэтому при выборе способа получения биметаллических материалов необходимо учитывать данный фактор, что позволит прогнозировать свойства получаемого материала на этапе разработки технологических режимов и выбора материалов.

Индукционный метод, имеет широкое распространение в современном производстве, как при изготовлении новых, так и для восстановления изношенных деталей. Преимущества данной технологии, заключаются в том, что получение расплава из металлического порошка происходит за счёт действия высокочастотного индуктируемого тока. Нагрев изделия происходит при помощи индуктора представляющий собой один или несколько витков медной трубки или шины, по которому протекает ток высокой частоты (ТВЧ.) создающий переменное электромагнитное поле возбуждающее вихревые токи в поверхностном слое детали, что, в свою очередь, вызывает интенсивный нагрев этого слоя и расплавление присадочного материала. С увеличением частоты тока, глубина проплавления, а, следовательно, доля металла

компонента основы в расплаве металлического порошка уменьшается. При таком способе получения биметаллических материалов толщина границы раздела наплавляемый металл – металл подложки может составлять от нескольких десятков микрон.

Получение биметаллических материалов индукционным методом, осуществляется с применением металлических порошков различного химического состава [2, 26]. При составе шихты размер частиц порошка может иметь широкий гранулометрический диапазон и составляет от 0,1 до 1 мм.

Предварительное спекание применяемых металлических порошков флюсовой частью шихты исключает притягивание ферромагнитных составляющих шихты к индуктору при включении его на нагрев, а в случае применения парамагнитных порошков предварительное спекание или брикетирование не обязательно.

Применение индукционного метода позволяет формировать слой на изделиях цилиндрической формы. Для этого шихту наносят на разогретую до 300–400 °С поверхность изделия, спекают ее флюсовой частью, формируя конфигурацию изделия. Расплав металлического порошка сохраняют (поддерживают) в горизонтальном положении.

В настоящее время существуют различные способы нанесения расплавов металла на поверхность изделия с применением токов высокой частоты:

- армирование расплавленного поверхностного слоя металла компонента основы тугоплавкой или труднорастворимой присадкой;

- заливка жидкого присадочного металла на подогретый компонент основу;

- расплавление непосредственно на компоненте основы пасты, состоящей из смеси порошкообразных твердых сплавов со связующим веществом;

– погружение подогретой детали в форму – тигель с расплавленным металлом;

– центробежная заливка деталей цилиндрической формы;

– расплавление специальной порошковой шихты, нанесённой на упрочняемую поверхность (по методу Ростовского-на-Дону НИИТМа).

Расплавление непосредственно на компоненте основы пасты, состоящей из смеси порошкообразных твёрдых сплавов со связующим веществом был опробован Г. И. Глушковым и М. Г. Лозинским применительно к наплавке плужных лемехов. Порошкообразный твёрдый сплав (сталинит) фракций определённых размеров смешивают со связующей жидкостью (патокой мялассой). Полученную пасту наносят на упрочняемый участок изделия и просушивают в течение 3–4 ч вначале на воздухе, а затем в печи при температуре 100 °С. Эта операция обеспечивает плотное прилегание наплавляемого металла к металлу подложки. После этого в изолированном многовитковом индукторе, имеющем форму сплюснутой спирали, нанесённую пасту доводят до полного расплавления. Генератором токов высокой частоты служит ламповая установка ГЗ-46. Минимальное время индукционного нагрева составляет 2 мин. Полученный слой стеллита имеет твёрдость 600 НВ, его структура состоит из эвтектики и карбидов игольчатой и ромбической формы. По мнению авторов, образование монолитного и прочного соединения объясняется частичным оплавлением поверхностного слоя основного металла и последующей диффузии углерода из твёрдого сплава в сталь. Достоинством этой работы является расплавление более легкоплавкого, чем сталь, твёрдого сплава непосредственно на упрочняемом участке компонента основы [2].

Получение биметаллического материала по методу Ростовского-на-Дону НИИТМа основано на использовании токов высокой частоты для нагрева компонента основы и расплавления присадочного материала, в качестве которого используется специальная порошковая шихта. Шихта состоит из гранулированного металлического порошка и флюсов на основе

буры, борного ангидрида, силикокальция, фтористого кальция и др. Необходимо отметить, что состав применяемой шихты при использовании данного метода можно приготовить непосредственно перед началом процесса, путем перемешивания порошков различного химического состава и флюса. Шихту наносят на поверхность компонента основы слоем определённой толщины, которая зависит от требуемой толщины получаемого слоя. Затем деталь с нанесённым слоем шихты подводят под индуктор, питаемый от высокочастотной установки, подобно тому, как это делается при индукционной закалке.

При прохождении тока высокой частоты через контур индуктора в поверхностных слоях компонента основы индуктируются токи Фуко, и наружный слой металла быстро разогревается. Слой шихты, расположенный между индуктором и нагреваемой поверхностью, в связи с высоким сопротивлением металлического порошка слабо реагирует на воздействие переменного электромагнитного поля. Нагрев шихты происходит за счёт теплопередачи от металла компонента основы. В связи с этим температура окончания плавления шихты должна быть ниже температуры солидус металла компонента основы, а скорость подвода тепла к нагреваемой поверхности должна быть значительно больше скорости его отвода вглубь изделия и потерь в окружающую среду.

Флюс, входящий в состав шихты удаляет окисную плёнку с поверхности компонента основы и частиц металлического порошка, выполняет защитные функции, предотвращая взаимодействие расплавленного металла с кислородом воздуха, и задерживает теплоотдачу в окружающую среду. Состав флюсов выбирается с таким расчётом, чтобы раскисление расплава металлического порошка протекало в течение нескольких секунд. Источником питания, как правило, служат ламповые высокочастотные установки типа ЛЗ с частотой 70 кГц.

В настоящее время в «ЦКБ «Геофизика» г. Красноярска разработан и внедрен в производство высокочастотный транзисторный генератор нового

поколения УВГ 2-25 имеющий высокий промышленный КПД. Применение данного генератора способствует снижению продолжительности нагрева почти в 2 раза (рис. 1.1).

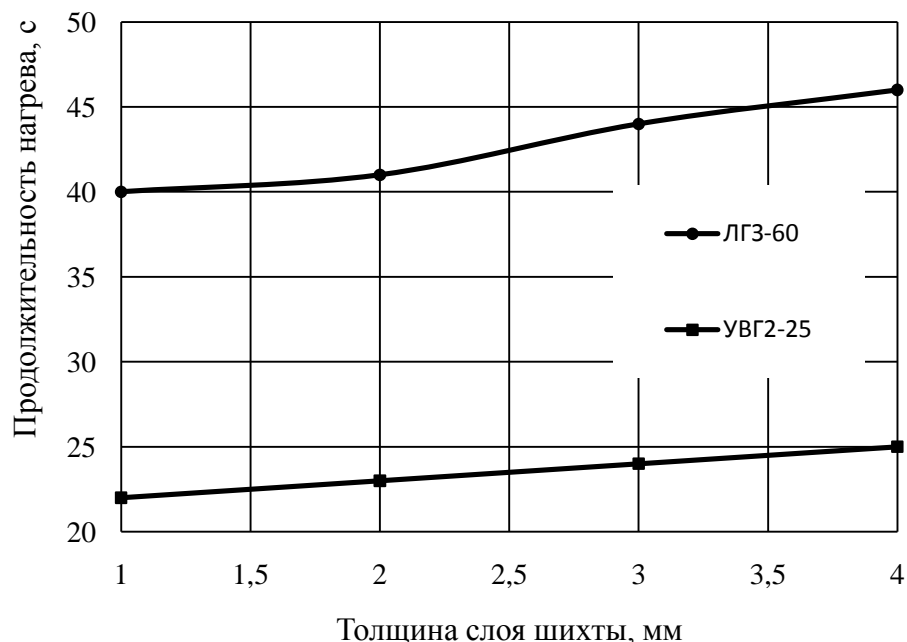


Рисунок 1.1 – Зависимость времени нагрева от толщины слоя шихты

При максимально возможной выходной мощности 25 кВт генератор потребляет не более 30 кВт мощности. Потребление электроэнергии в 3 раза меньше по отношению к генераторам лампового типа. Скорость формирования слоя составляет около 1 $\text{дм}^2/\text{мин}$. Быстрый выход на рабочий режим и возможность быстрой смены технологической операции значительно повышают коэффициент производственной загрузки установки. Применение данного генератора позволяет получать биметаллические материалы с заданной скоростью нагрева и глубиной проплавления металла компонента основы. Получение слоистого композиционного материала при рабочей частоте генератора 44 или 66 кГц позволяет минимизировать границу раздела до 5–10 мкм, а механизм ее образования происходит за счет адгезии при жидко-твердофазном взаимодействии компонентов и протекании диффузионных процессов. Такое преимущество может быть направлено на

регулирование структуры и свойств биметаллического материала, с учетом характера износа детали.

Технологическая схема данного метода получения слоистого композиционного материала относительно проста, стабильна в условиях массового производства и приемлема к упрочнению деталей самого различного назначения [2].

2 Выбор материалов для индукционной наплавки

В современной промышленности применяется достаточно большое количество износостойких материалов. Их состав разнообразен и изменяется в широких пределах – от простых железоуглеродистых сплавов, содержащих 1,5–2 % легирующих элементов, до сплавов на основе никеля, кобальта и вольфрама, концентрация которых достигает 90–96 %. Химический состав наплавляемого материала, как об этом было сказано выше, определяет формирование комплекса физико-механических свойств, для заданных условий эксплуатации.

2.1 Выбор наплавляемого материала

Материалы, применяемые для повышения износостойкости, после плавления и последующей кристаллизации могут иметь крупнозернистое строение, содержать газовые пузыри, неметаллические включения, крупные дендриты и т.п., что в значительной степени снижает прочностные характеристики. После получения упрочняющего покрытия последующая обработка (термическая, обработка давлением и пр.) таких изделий практически не производится. Следовательно, требуемый комплекс физико-механические свойства получаемого биметаллического материала должен формироваться в процессе наплавки, а именно

параметрами кристаллизации, что, в свою очередь, обеспечивается технологическими режимами наплавки.

Большая часть наплавочных материалов, применяемых для получения покрытий с целью повышения износостойкости, характеризуются наличием в структуре большой доли карбидной фазы, объем которой определяется повышенным содержанием углерода и карбидообразующих элементов. Входящие в сплав легирующие элементы, растворяются в твердых растворах или образуют карбиды легирующих элементов. Распределение легирующих элементов между матрицей и карбидной фазой определяется скоростями нагрева и охлаждения наплавляемого слоя и может изменяться в широком диапазоне.

К материалам, применяемым для получения биметаллических материалов методом индукционной наплавки, предъявляются особые требования [2]:

- температура плавления наплавляемого металла должна быть на 100–150 °С ниже температуры плавления металла компонента основы;
- применяемый материал, по методу НИИТМа, должен использоваться в виде металлического порошка;
- для упрощения технологического процесса применяемая шихта должна иметь минимальную магнитную проницаемость;
- грануляция частиц металлического порошка должна находиться в пределах 0,1–1,0 мм, пылевидная фракция (размер частиц менее 0,1 мм) ухудшает свойства шихты.

Стоит отметить, что при выборе компонентов для получения биметаллического материала необходимо учитывать линейный коэффициент температурного расширения (ЛКТР). Разница ЛКТР между компонентами биметаллического материала может привести к короблению или растрескиванию. Следовательно, уменьшение разницы

значений ЛКТР между компонентами получаемого биметаллического материала, позволяет уменьшить количество подобных дефектов.

Выбор химического состава наплавляемого материала определяется влиянием вводимых легирующих элементов на формирование комплекса физико-механических и с учетом требуемых эксплуатационных свойств.

Рассмотрим влияние некоторых из них. легирующих элементов применяемых для повышения износостойкости, в зависимости от условий износа.

Как уже было отмечено, основным компонентом определяющим долю карбидной фазы, является углерод, количество которого в износостойких материалах может составлять от 0,2 % до 5,5 %. [8, 27]. Соотношение углерода и карбидообразующих элементов определяет тип карбидной фазы: Me_3C , $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , расположение карбидов представлено в порядке увеличения твердости.

К наиболее распространенной группе износостойких наплавочных материалов относятся белые чугуны легированные, основными легирующими элементами которых являются Cr, Ni, Mn, и Si, которые определяют тип карбидной фазы и металлическую матрицу. При этом хром является основным карбидообразующим элементом.

Изотермическое сечение диаграммы системы Fe – Cr – C (рис. 2.1) показывает, что с повышением содержания углерода, повышается и концентрация хрома, необходимая для формирования карбидной фазы типа $(Cr,Fe)_7C_3$ и $(Cr,Fe)_{23}C_6$ [53]. Чтобы исключить образование карбидов типа Me_3C при 3% углерода, нужно не менее 23–25 % хрома. Исключение этих карбидов позволяет получить аустенитную хромисто-карбидную эвтектику с изолированными тригональными карбидами типа Me_7C_3 . Образование карбидной фазы типа $(Cr,Fe)_7C_3$ в структуре белого чугуна приводит к повышению твердости и износостойкости [28].

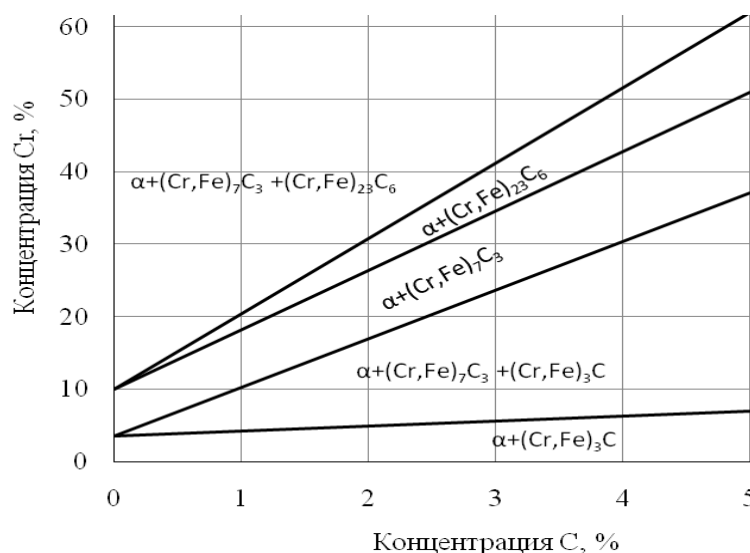


Рисунок 2.1 – Изотермическое сечение диаграммы состояния железо – хром – углерод

Кремний уменьшает растворимость углерода в аустените, смещая эвтектическую концентрацию влево. Строение эвтектоида становится более тонким, что обусловлено увеличением количества жидкой фазы, к моменту эвтектического превращения. Введение кремния приводит к увеличению количества карбидной эвтектики и уменьшению содержания аустенита [7].

Введение марганца способствует отбеливанию чугуна. Замедляя процесс графитизации. Введение марганца в количестве не более 1,5 % приводит к увеличению прочности и твердости. Для повышения износостойкости белых чугунов содержание марганца может достигать 10 %, что приводит к стабилизации аустенита и цементита [29, 30]. При введении марганца не более 4 %, в структуре белого высокохромистого чугуна формируется аустенит претерпевающий наклеп в процессе пластической деформации, что способствует повышению износостойкости при эксплуатации в условиях ударно-абразивного износа. При большем содержании марганца увеличивается устойчивость аустенита и снижается склонность к наклепу [9].

Никель, при содержании около 3 %, приводит к стабилизации аустенита. Характеризуется не ограниченной растворимостью в γ - железе. При совместном введении с хромом настолько стабилизирует аустенит и снижает температуру мартенситного превращения, что металлическая матрица состоит преимущественно из аустенита. Не зависимо от скоростей охлаждения, получение мартенситной структуры и продуктов диффузионного распада в таких сплавах не возможно. [7, 9, 31].

Введение титана способствует измельчению структуры чугуна, и как следствие, к повышению износостойкости. Формирующиеся карбиды титана TiC располагаются в форме изолированных включений и характеризуются высокой твердостью и прочностью [32, 33].

Бор, аналогично титану, измельчает структуру чугуна и повышает прочностные характеристики и износостойкость. Введение бора более 0,15 % приводит к увеличению количества боридов в структуре чугуна, что влечет охрупчивание сплава и снижение эксплуатационной стойкости [7, 32, 34].

2.2 Классификация износостойких материалов

Результаты проведенных научных разработок и исследований позволяют сделать вывод о целесообразности применения белых высоколегированных чугунов в качестве износостойкого материала для изготовления деталей, эксплуатация которых происходит при различных условиях износа: абразивный, ударно-абразивный или ударный [28, 35, 36, 37, 38, 39]. Высокие показатели износостойкости этих сплавов определяются формированием в структуре сплава легированных карбидов железа и (или) карбидов легирующих элементов.

Изучение износостойких материалов позволило определить три основные группы, имеющих практическое применение для получения

биметаллических материалов с применением индукционной технологии [2, 39, 40].

К первой группе относятся высокохромистые и хромомарганцевые чугуны.

Вторая группа - стеллиты (кобальтохромвольфрамовые сплавы) и дисперсионно-твердеющие сплавы, представляющие собой композиции на железокобальтовой основе с добавлением молибдена или вольфрама.

Третья группа – псевдосплавы.

Более наглядное представление об условиях эксплуатации, характера износа, а также достоинства и недостатки износостойких материалов применяемых для индукционной наплавки представлены в таблице 2.1. Химический состав износостойких материалов приведен в таблице 2.2.

Большая часть износостойких высокоуглеродистых материалов в процессе кристаллизации и последующего охлаждения образуют сеть трещин, наличие которых не всегда относится к дефектам. Их образование устраняет напряжения, сформировавшиеся на границе раздела между наплавленным металлом и металлом компонента основы получаемого биметаллического материала, предотвращая растрескивание последнего.

На основании проведенного обзора наплавочных износостойких материалов для проведения экспериментальных исследований был выбран сплав сормайт в виде металлического порошка с размером фракции от 0,1 до 0,5 мм. Химический состав порошка Сормайт №1 приведен в табл. 2.2. Данный сплав характеризуется низким коэффициентом трения и противостоит интенсивному абразивному и умеренному ударному износу. Температура плавления составляет около 1250 °С.

Стоит отметить, что температурный коэффициент линейного расширения данного материала составляет 12×10^{-6} , после плавления и кристаллизации, ввиду сохранения большого количества остаточного аустенита, значение коэффициента линейного расширения может достигать

17×10^{-6} . Температурный коэффициент линейного расширения для низкоуглеродистой стали составляет $14,3 \times 10^{-6}$.

Таблица 2.1 – Рекомендации по применению износостойких материалов

Условия эксплуатации	Рекомендуемый сплав	Достоинства	Недостатки
Абразивный износ в почвенной среде, сыпучим абразивом	Псевдосплавы различных марок	Отсутствие дефектов в слое, использование не дефицитных материалов, значительное повышение срока службы	Недопустимость эксплуатации с ударными нагрузками
Изнашивание агрессивной абразивной средой без ударного воздействия	ФБХ – 6 – 2	Высокое сопротивление истиранию	Повышенная хрупкость при статическом и особенно динамическом нагружении
Изнашивание в абразивной – коррозионной среде	Стеллиты различных марок	Обладают высокой жаропрочностью, хорошим сопротивлением абразивному износу, коррозии и эрозии	Основной недостаток высокая стоимость из-за наличия вольфрама и кобальта
Изготовление литых деталей, используемых при абразивном изнашивании в интервале низких и средних температур	Нихард	Хорошая сопротивляемость истиранию при низких и средних температурах	Чувствителен к ударам и резким колебаниям температуры. Требуется термическая обработка
Абразивный износ в сочетании с ударными нагрузками	Сормайт № 1 ПГС - 27	Хорошая сопротивляемость ударно-абразивному износу, не требуется термической обработки	Более низкий коэффициент износостойкости по отношению к сплавам: ФБХ – 6 – 2 псевдосплавы

Таблица 2.2 – Химический состав материалов

Марка материала	Химический состав, %										
	C	Cr	Ni	B	Si	Mn	V	Co	W	Ti	Fe
Сормайт	2,5-3,5	25,0-31,0	3,0-5,0	-	2,8-4,2	0,5-1,5		-	-	-	ОСНОВА
ПГС – 27	3,9	28,0	2,5	-	1,2	0,8		-	-	-	
ФБХ – 2	3,5-5,5	32,0-37,0	-	1,5-2,2	1,0-2,5	1,5-4,0		-	-	-	
ХТ 5У	3,5-4,0	28,0-30,0	-	-	4,5-5,5	1,5-2,0	1,5-2,0	-	-	3,2-3,7	
Нихард	2,7-3,6	1,5-2,6	3,0-5,0	-	0,4-0,7	0,4-0,7	-	-	-	-	
ВИСЧХОМ-9	2,5-4,8	2,0-4,5	-	-	0,4-0,7	4,0-6,5	-	-	-	-	
Колмонои	До 1,0	8,0-18,0	основа	1,5-4,0	1,0-5,0	-	-	-	-	-	
Стеллит В2К	1,8-2,5	27,0-33,0	2,0	-	1,0-2,0	До 1,0	-	47,0-53,0	13,0-17,0	-	
Стеллит В3К	1,0-1,5	28,0-32,0	2,0	-	2,5	До 1,0	-	58,0-62,0	4,0-6,0	-	2,0
НХ13С2Р2	0,2-0,35	12,0-14,0	основа	1,8-2,0	2,0-2,2	До 0,4	-	-	-	0,2	3,0
Релит	3,8-4,0	-	-	-	-	-	-	-	95,0	-	-
Псевдосплав ПС – 3	Сормайт № 1 + релит										
Псевдосплав ПС – 4	Сормайт № 1 + феррохром										
Псевдосплав ПС – 5	Сормайт № 1 + феррохром (58%) + ферротитан (2%)										

Стоит отметить, что температурный коэффициент линейного расширения данного материала составляет 12×10^{-6} , после плавления и кристаллизации, ввиду сохранения большого количества остаточного аустенита, значение коэффициента линейного расширения может достигать

17×10^{-6} . Температурный коэффициент линейного расширения для низкоуглеродистой стали составляет $14,3 \times 10^{-6}$.

Сормайт №1 выпускается в промышленном масштабе в виде электродов и гранулированного порошка. Основная доля потребления сормайта приходится на восстановление рабочих органов строительной дорожной техники, а также, в сельскохозяйственном машиностроении для аналогичных целей на почвообрабатывающих машинах. Использование сормайта позволяет получать слои толщиной до 5–6 мм.

Наряду с сормайтом достаточно широкое применение имеет сплав ПГС-27, с аналогичными свойствами, областью применения и составом, за исключением наличия вольфрама в количестве 0,5 % и молибдена 0,3–0,4 %.

2.2 Выбор компонента основы биметаллического материала

Материал основного компонента получаемого биметаллического материала должен иметь температуру плавления на 100–150 °С выше температуры плавления наплавляемого материала. Такая разница необходима для полного исключения или минимального ее проплавления в процессе наплавки. Данное условие позволит определять механизм взаимодействия компонентов биметаллического материала. Так как температура плавления наплавляемого материала составляет 1250 °С, то температура плавления основного компонента будет находиться в пределах 1350–1400 °С. Компонент основы должен иметь сочетание высокой прочности с достаточной жесткостью, хорошей теплопроводностью, свариваемостью и обработкой резаньем, а так же невысокой стоимостью. Учитывая вышеприведенные требования, в качестве основного компонента биметаллического материала, с целью проведения экспериментальных исследований была выбрана конструкционная низколегированная строительная сталь 09Г2С ГОСТ 1577-93 [44].

Данная сталь легирована марганцем и кремнием, имеет низкое содержание углерода, хорошо сваривается. Температурный коэффициент линейного расширения стали 09Г2С составляет $13,8 \times 10^{-6}$. Температура плавления, соответствует предъявляемым требованиям.

2.3 Выбор флюса

Получение слоистых композиционных материалов с применением высокоэнергетического индукционного нагрева, как правило, осуществляется в обычной атмосфере, где неизбежно протекают процессы, связанные с взаимодействием расплава металлического порошка с кислородом, азотом, парами воды и т.д. Для защиты расплавленного и находящегося при высоких температурах исходного и закристаллизовавшегося металла необходимо обеспечить надлежащую защиту. Для этой цели используют флюсы, которые защищают металл от окисления на всем этапе получения слоистого композиционного материала. В составе шихты содержится 70–80 % (по объему) металлического порошка и 20–30 % флюса [2, 41, 42].

2.3.1 Требования к флюсам

Следует отметить, что флюсы, могут оказывать рафинирующее действие на жидкий металл. В результате воздействия переменного электромагнитного поля происходит движение расплавленного металла, что обеспечивает его взаимодействие с флюсом. В результате такого взаимодействия обеспечивается рафинирование жидкого металла, в частности, уменьшается содержание кислорода, который находится в виде окислов на поверхности каждой частицы, кроме того, флюс задерживает теплоотдачу в окружающую среду, а также может легировать расплавленный металл. Состав флюсов следует выбирать таким образом, чтобы раскисление металла протекало в течение нескольких секунд. Флюс должен обеспечивать

плотный защитный слой шлака над расплавленным металлом. Во время нагрева шихты и компонента основы, в первую очередь должно происходить плавление флюса, т.е. он должен иметь температуру плавления значительно ниже температуры плавления компонентов слоистого композиционного материала.

Флюсы играют важную роль в процессе плавления металла, поэтому к ним предъявляется целый ряд требований. Они должны обеспечивать надежную защиту зоны плавления от воздействия атмосферы, гарантировать хорошее формирование металлического слоя. Легкую делимость шлаковой корки, отсутствие пор, трещин и других дефектов.

Таким образом, к флюсам для индукционного метода предъявляют следующие требования:

- при взаимодействии флюса с жидким металлом не должно происходить легирование металла элементами, ухудшающими физико-механические свойства сплава;

- температура плавления флюса должна быть значительно ниже температуры плавления компонентов слоистого композиционного материала. Жидкий флюс должен до расплавления металлического порошка очистить поверхность его частиц, а также и поверхность компонента основы от пленки окислов и защитить основной металл и частицы сплава от дополнительного окисления при нагреве до температуры наплавки;

- при колебаниях температуры флюс не должен изменять значительно свой состав. Такие изменения могут быть вызваны испарением составляющих флюсов или взаимодействием между ними или расплавленным металлом;

- образующийся шлак должен иметь минимальную плотность, что способствует выводу неметаллических включений из расплавленного металла;

- шлак должен обладать минимальной вязкостью и высокой газопроницаемостью при температуре кристаллизации металла. При повышении вязкости шлака газовые пузыри, достигая границы раздела металл – шлак, оказывают давление на слой шлака и жидкий металл и при

низкой газопроницаемости слоя шлака выдавливают на поверхности жидкого металла углубления (кратеры), которые ухудшают равномерность слоя полученного металла и портят внешний вид поверхности;

- флюс в интервале рабочих температур не должен образовывать и выделять токсичных соединений;

- смесь флюса с гранулированными сплавами не должны разделяться на составляющие фракции при транспортировке, хранении и наплавке.

2.3.2 Выбор флюса для проведения эксперимента

Для определения направления процесса флюсования можно пользоваться стандартными тепловыми эффектами реакций окисления металлов, приведенными в таблице 2.3 [2].

Таблица 2.3 – Величина теплового эффекта реакции окисления

Реакции	Тепловой эффект, <i>кал/моль</i>
$\text{Ca} + 0,5\text{O}_2 = \text{CaO}$	303400
$2\text{Al} + 1,5\text{O}_2 = \text{Al}_2\text{O}_3$	262200
$2\text{B} + 1,5\text{O}_2 = \text{B}_2\text{O}_3$	232600
$\text{Ti} + \text{O}_2 = \text{TiO}_2$	220000
$\text{Si} + \text{O}_2 = \text{SiO}$	208300
$2\text{Na} + 0,5\text{O}_2 = \text{Na}_2\text{O}$	198900
$\text{Mn} + 0,5\text{O}_2 = \text{MnO}$	186200
$2\text{Cr} + 1,5\text{O}_2 = \text{Cr}_2\text{O}_3$	182600
$3\text{Mn} + 2\text{O}_2 = \text{Mn}_3\text{O}_4$	168250
$2\text{Mn} + 1,5\text{O}_2 = \text{Mn}_2\text{O}_3$	155200
$3\text{Fe}_\alpha + 2\text{O}_2 = \text{Fe}_3\text{O}_4$	133250
$2\text{Fe}_\alpha + 1,5\text{O}_2 = \text{Fe}_2\text{O}_3$	130100
$\text{Fe}_\alpha + 0,5\text{O}_2 = \text{FeO}$	129000
$\text{Mn} + \text{O}_2 = \text{MnO}_2$	123000
$\text{Ni} + 0,5\text{O}_2 = \text{NiO}_2$	116800

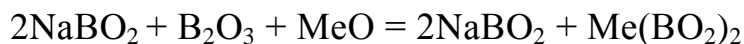
Каждый элемент в приведенном ряду тепловых эффектов может восстанавливать окислы нижестоящего элемента. Чем больше разница в тепловых эффектах, тем более сильным раскислителем является вышестоящий элемент по отношению к нижестоящему.

Среди флюсов, используемых при индукционном методе, наиболее распространена система $B_2O_3 - Na_2B_4O_7$, соотношение компонентов в которой главным образом зависит от температуры процесса: чем выше температура, тем больше рекомендуется вводить борного ангидрида [43]. Борный ангидрид, плавящийся при температуре $570\text{ }^\circ\text{C}$, малолетуч, однако летучесть его значительно возрастает при наличии воды или щелочных окислов. С окислами никеля и железа борный ангидрид образует легкоплавкие бораты, метабораты и другие соединения типа B_2O_3 , Me_2O_3 , $4MeO$. Окислы хрома и кремния малорастворимы в борном ангидриде, поэтому последний в чистом виде не пригоден в качестве флюса при использовании сплавов, легированными этими элементами. Кроме того, расплав борного ангидрида имеет высокую вязкость, что, очевидно, зависит от атомной структуры трехоксида бора, которая достаточно стабильна.

Плавляная бура $Na_2B_4O_7$ действует более энергично, чем борный ангидрид, она весьма устойчива по отношению к нагреванию. В жидком состоянии бура распадается на натрий метаборат и борный ангидрид: $Na_2B_4O_7 \rightarrow 2NaBO_2 + B_2O_3$. Бура способна взаимодействовать с окислами металлов, образуя относительно легкоплавкие бораты, которые при нагревании склонны к улетучиванию. При высокой температуре бура недостаточно хорошо защищает жидкий металл от окисления. Низкая вязкость не обеспечивает необходимую толщину слоя шлака, что, в свою очередь, способствует дополнительному окислению жидкого металла.

В процессе плавления металлического порошка с использованием флюсов, содержащих буру, протекают следующие процессы. При нагревании бура распадается на соль метаборной кислоты $NaBO_2$ и

борный ангидрид B_2O_3 , которые, соединяясь с окислами металлов, дают двойные соли натрия и металла метаборной кислоты, обладающие низкой температурой плавления и небольшой плотностью:



При избытке во флюсе борного ангидрида идет процесс образования борнокислых солей, которые также легко всплывают в жидкой ванне.

Применение для индукционного метода флюсов, состоящих из буры и борного ангидрида, способствует образованию стекловидных шлаков, прочно связанных с полученным слоем металла. Прочная связь шлака с металлом объясняется тем, что на поверхности образуются окислы типа вюстита FeO , кристаллическая решетка которого достраивает решетку α -железа.

Для обеспечения делимости шлака необходимо, чтобы флюс по составу был нейтральным или его кислые свойства были минимальными. В этом случае окислы типа вюстита на поверхности полученного слоя металла отсутствуют и отделение шлака происходит без дополнительных механических воздействий. Следует считать, что чем полнее прошел процесс раскисления жидкого металла, тем менее вероятно появление вюстита на поверхности закристаллизованного металла.

Чтобы повысить активность раскисления, в состав флюса вводят силикокальций, который состоит из силицида кальция $CaSi_2$ и примесей алюминия, железа, магния, серы и фосфора. Силициды кальция применяются в металлургической промышленности как активные восстановители окислов металлов, способствующие интенсивному выводу неметаллических включений в шлак. Силикокальций резко уменьшает вязкость шлака в интервале температур от момента завершения плавления металлического порошка вплоть до полной кристаллизации металла и обеспечивает более полную дегазацию ванны. Силикокальций предотвращает появление на

поверхности сплава пленки окислов типа вюстита и принимает участие в рафинировании сплава за счет удаления неметаллических включений, содержащих до 30 % кальция [41, 42].

Более полному удалению шлаковой корки способствует добавление к борсодержащим флюсам сварочного флюса АН-348А, который усиливает различие в коэффициентах линейного расширения шлака и сплава. При содержании 35–45 % флюса АН-348А шлаковая корка практически полностью отделяется, особенно при большой толщине полученного слоя. Недостатком флюсов, содержащих АН-348А, является увеличение растекаемости. Снижение растекаемости обеспечивается уменьшением содержания борного ангидрида и увеличением количества буры в составе флюса.

На основании изложенного для получения экспериментальных образцов слоистого композиционного материала выбран флюс следующего состава: 30–35 % – борного ангидрида, 20–25 % – обезвоженной плавленной буры, 8–12 % – силикокальция, 25–35 % – флюса марки АН-348, в количестве 20–30 % (по объему), с последующей оптимизацией состава путем проведения эксперимента.

3 Анализ и особенности протекания процессов в условиях высокоэнергетического индукционного нагрева

Создание гетерогенных биметаллических систем с требуемым комплексом физико-механических свойств возможно при условии комплексного подхода к решению поставленной задачи. Как уже было сказано, требуемый комплекс формируемых свойств зависит не только от химического состава применяемых материалов, но и в большей степени от размера, формы, типа, а так же и характера распределения фаз и природы их происхождения.

Использование индукционной технологии, основанной на высокоэнергетическом воздействии, дает возможность управлять процессами структурообразования материала в процессе плавления, кристаллизации и последующего охлаждения.

3.1 Кинетика и параметры индукционного нагрева

Продолжительность высокоэнергетического индукционного воздействия является одним из основных параметров, определяющим как качество и свойства получаемого биметаллического материала, так и производительность и экономичность применяемой технологии. Время нагрева, которое определяется скоростью перемещения наплавляемого изделия относительно индуктора, зависит от следующих параметров:

- частота тока;
- мощность высокочастотной установки;
- толщина формируемого слоя;
- физические свойства шихты.

При получении биметаллического материала необходимо достигнуть минимального прогрева и последующего проплавления компонента основы, для предотвращения его перемешивания с наплавляемым

материалом и сохранения его химического состава. Наплавляемая шихта, ввиду изолированности частиц между собой, имеет низкий коэффициент теплопроводности, а, следовательно, для достижения температуры плавления в верхних слоях шихты потребуется тем больше времени, чем больше ее слой.

Изучение процессов, происходящих при нагреве и плавлении порошковой шихты, позволило определить условия и параметры нагрева. Прежде всего, следует отметить влияние частоты тока на кинетику нагрева и плавления частиц металлического порошка.

При пропускании переменного тока наибольшая противоэлектродвижущая сила индуктируется в центре проводника, который охватывается полным магнитным потоком. Чем ближе к поверхности проводника, тем слабее магнитное поле, а, следовательно, меньше противоэлектродвижущая сила. Существование этой силы равноценно появлению в проводнике некоторого добавочного сопротивления, носящего название индуктивного сопротивления цепи. Встречая в центре проводника наибольшее индуктивное сопротивление, ток будет стремиться пройти в направлении наименьшего сопротивления и вытисниться к поверхности проводника.

Свойство тока высокой частоты протекать только по поверхностному слою проводника принято называть поверхностным эффектом, или скин-эффектом.

Плотность тока для различных точек сечения проводника будет неодинаковой. Чем выше частота тока, тем больше в центре проводника индуктивное сопротивление и меньше плотность тока. Такое распределение индукционных токов приводит к неравномерному прогреву по сечению изделия: поверхностные слои нагреваются очень быстро до высоких температур, а сердцевина нагревается незначительно, за счет теплопроводности материала.

Для количественной оценки явления поверхностного эффекта введено понятие глубины проникновения тока (δ). При этом считают, что переменный ток протекает только в поверхностном слое, толщина которого равна глубине проникновения тока, и имеет на этой глубине равномерную плотность (рис.3.1).

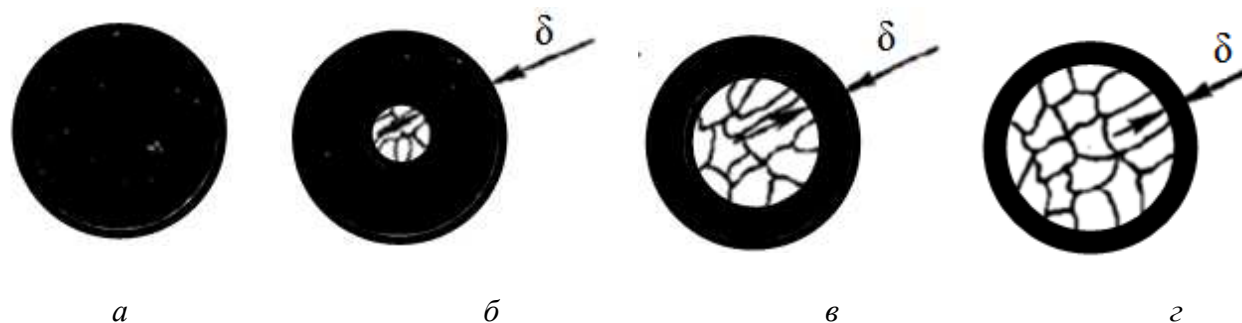


Рисунок 3.1 – Глубина проникновения тока в металл в зависимости от его частоты:
a – постоянный; *б, в, г* – переменный с частотой 50, 10 000, 125 000 Гц соответственно

Глубина проникновения тока или толщина скин-слоя определяется по формуле 1:

$$\Delta = \sqrt{\frac{2\rho}{\omega\mu\mu_0}}, \text{ м} \quad (1)$$

где $\omega = 2\pi f$ – циклическая частота генератора, μ – магнитная проницаемость вещества, μ_0 – магнитная постоянная, ρ – удельное сопротивление вещества.

Оценка толщины скин-слоя (материал – Сормайт, частота $f=100$ кГц, для парамагнетиков $\mu = 1$, $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Ф/м, $\rho = 10^{-8}$ Ом/м) дает величину около 150–300 мкм, что сравнимо со средним размером частиц металлического порошка. Следовательно, в этом случае частицы со средним размером около 200 мкм прогреваются равномерно. В свою очередь, ферромагнитная подложка, компонента основы, прогревается намного интенсивнее, причем толщина скин-слоя компонента основы составляет около 16 мкм вплоть до перехода материала его в

парамагнитное состояние. Такое поведение компонента основы может являться одним из способов регулирования процессов протекающих при высокоэнергетическом индукционном нагреве.

Сначала происходит быстрый разогрев подложки, т. к. поглощаемая мощность пропорциональна $\sqrt{\rho\mu}$, где ρ – удельное сопротивление материала подложки, μ – его магнитная проницаемость. Глубина проникновения тока δ_n на частоте около $50 \cdot 10^3$ Гц при комнатной температуре компонента основы составляет $\delta_n = 0,06$ мм. По мере разогрева эта величина растет как за счет увеличения удельного сопротивления, так и за счет уменьшения магнитной проницаемости материала подложки. При температуре 1300 °С глубина проникновения равна $\delta_n = 1,8$ мм [48, 49].

Если магнитоанизотропный материал поместить в магнитное поле, то химический потенциал атомов в зерне будет зависеть, кроме обычных скалярных параметров, еще и от ориентации зерна в магнитном поле, также следует учитывать энергетическое состояние поверхности частицы. Частицы металлического порошка имеют небольшие размеры, около 500 мкм, т.е., достаточно большое количество атомов находится на ее поверхности, и имеют химический потенциал, отличный от потенциала атомов, находящихся на некотором удалении от поверхности. За счет повышенного термодинамического потенциала поверхности частицы начало ее оплавления возможно при температурах несколько меньших, чем требуется для расплавления всего объема частицы [50]. Важно отметить, что такой процесс может протекать в условиях равновесной термодинамики т.к. следует учитывать, что плавление носит диффузионный характер, и для его осуществления необходимо определенное время.

Коэффициент диффузии хрома, как основного легирующего элемента, в железо [51], при формировании границы раздела слоистого

композиционного материала, в результате жидко-твердофазного взаимодействия компонентов определяется по формуле 2:

$$D = 13,8 \cdot \exp \left[-\frac{31600}{T} \right], \text{ см}^2/\text{с} \quad (2)$$

где T – температура, К.

Для ориентировочного определения продолжительности нагрева в зависимости от требуемой толщины наплавляемого слоя можно воспользоваться данными, представленными на рисунке 3.2.

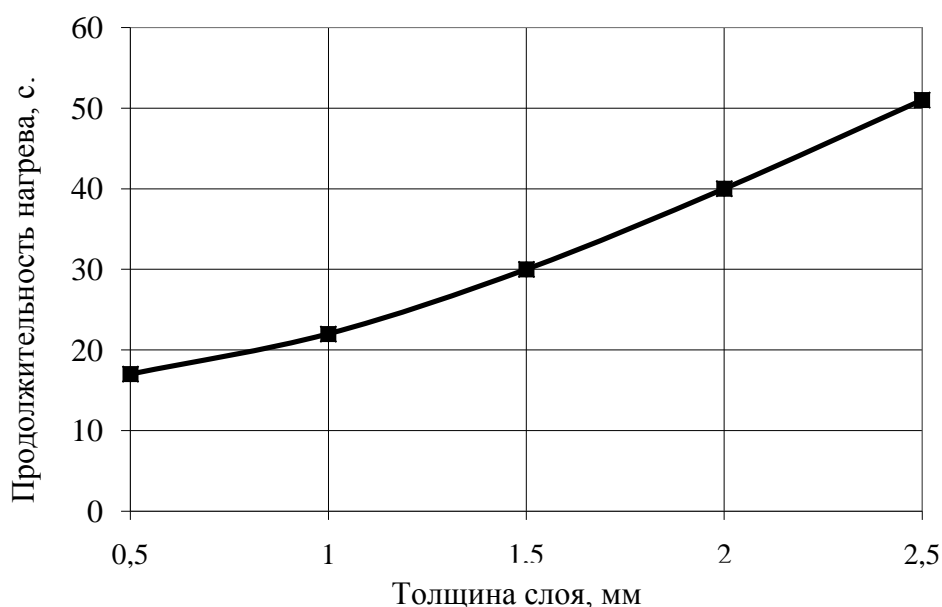


Рисунок 3.2 – Продолжительность нагрева в зависимости от толщины слоя

На приведенном графике показано увеличение времени нагрева с повышением толщины наплавляемого слоя. Однако использование имеющихся данных, для осуществления поставленных целей в данной работе, невозможно, так как они были получены на высокочастотных установках лампового типа, выходные параметры которых имеют существенную разницу с транзисторным генератором нового поколения УВГ

2 – 25. Оптимальные режимы для данного генератора определены не достаточно четко, поэтому для решения поставленной задачи, необходимо получение биметаллического материала при постоянной толщине слоя со скоростью от 5 до 8 м/ч, дальнейшее исследование которых позволит определить оптимальные режимы наплавки.

3.2 Анализ физико-химических процессов протекающих при индукционном нагреве

К основным отличиям получения биметаллических материалов методом индукционной наплавки, с технологической и энергетической точек зрения, относятся способ подвода тепла и кинетика нагрева [25, 45, 46, 47]. Нагрев и плавление нанесенной шихты на начальном этапе происходит за счет теплоотвода от основного материала, что вносит определенные особенности в протекание процессов. Происходит отставание роста температуры наплавляемой шихты от температуры компонента основы.

Первый этап нагрева до точки Кюри ($768\text{ }^{\circ}\text{C}$) приводит к нагреву наружного слоя материала компонента основы глубиной около 0,1 мм, ввиду поверхностного эффекта распределения индуктируемого тока. Применяемая наплавочная шихта обладает парамагнитными свойствами, поэтому начальная стадия характеризуется опережающим нагревом компонента основы и увеличением температурного градиента между компонентами получаемого биметаллического материала.

Большинство сталей претерпевают магнитные превращения в интервале критических температур $765\text{--}780\text{ }^{\circ}\text{C}$ (т. Кюри), в результате которых магнитная проницаемость резко снижается и ее значение становится равной единице. После потери сталью магнитных свойств и переходе α -железа в γ -железо, глубина проникновения тока резко возрастает, скорость нагрева снижается, температурный градиент по объему металла компонента основы выравнивается.

Плавление флюса начинается при прогреве шихты до температуры 600–750 °С (в зависимости от состава флюса). На этом этапе происходит оседание частиц металлического порошка ввиду большей плотности, всплывание и удаление газов. Градиент температур между наплавляемой шихтой и компонентом основы в этот период достаточно велик и достигает 250–300 °С. После плавления шихтовой части, скорость теплопередачи в присадочном материале значительно возрастает и температурный градиент между компонентами резко падает. Расплавленный флюс активно смачивает окисленную поверхность компонента основы и частиц металлического порошка.

При достижении температуры около 800 °С расплавленный флюс вступает во взаимодействие с окисными пленками и тонким поверхностным слоем компонента основы, переводя их в жидкий шлак, защищая материалы от дальнейшего окисления, что создает требуемые предпосылки для формирования прочного соединения между компонентами получаемого биметаллического материала. Расплавленный металлический порошок смачивает раскисленную поверхность металла компонента основы, растекается и сливаются друг с другом. На этом этапе начинают протекать диффузионные процессы, формирующие границу раздела получаемого биметаллического материала.

3.3 Кинетика плавления металлических частиц

Условия, при которых происходит нагрев в случае индукционного высокоэнергетического воздействия, далеки от условий равновесной термодинамики. В первую очередь это объясняется высокими скоростями нагрева которые достигают около 800 °С/с, а, следовательно, определяющую роль в кинетике нагрева и плавления частиц металлического порошка будут играть неравновесные процессы. Толщина скин-слоя частицы, которая для конкретного материала во многом определяется частотой тока в индукторе и

параметрами материала, может существенно изменяться в зависимости от режимов нагрева. При этом слой порошка сормаита греется слабо, т. к. частицы порошка электрически изолированы друг от друга оксидным слоем на их поверхности и флюсовой частью шихты. Вследствие этого каждая частица греется независимо от других, глубина проникновения волны δ_c в сормайт при температуре 18–20 °С составляет около 0,16 мм, что совпадает со средним размером частиц металлического порошка. В случае применения парамагнитных порошков, у которых магнитная проницаемость $\mu = 1$, возможно управление толщиной скин-слоя за счет изменения частоты тока. Это позволяет управлять кинетикой плавления частиц в широком диапазоне: 1 – с частичным растворением карбидов в жидкой фазе, 2 – с полным растворением, 3 – с полным расплавлением и изотермической выдержкой в течение определенного времени [48].

3.4 Особенности формирования структурно-фазового состава наплавляемого слоя

Структура и свойства наплавляемого слоя полученного путем нанесения расплава металлического порошка на компонент основы получаемого биметаллического материала в большей степени будут зависеть от температуры и продолжительности жидко-твердофазного взаимодействия между компонентами.

Проведенные ранее исследования позволяют сделать вывод, что для прогнозирования фазового состава формируемого слоя можно использовать трехкомпонентную диаграмму железо – углерод – хром. Однако наличие в составе сормаита таких элементов как никель и хром, ограничивают возможность ее применения. Наличие этих элементов, которые оказывает значительное влияние на положение критических точек диаграммы, приводит к расширению γ – области до комнатных температур, повышая устойчивость аустенита.

Как это известно, кремний и хром относятся к ферритообразующим элементами, но при ускоренном охлаждении с области высоких температур, приводят к стабилизации аустенита. В связи с этим, при выборе технологических режимов получения биметаллических материалов, необходимо принимать во внимание кинетику распада аустенита при непрерывном охлаждении с области высоких температур.

Проведенные исследования в этой области показывают, что микроструктура сормайта, полученная методом гидравлического распыления состоит из дисперсной смеси карбидов в матрице γ – твердого раствора. Такая микроструктура обусловлена высокой степенью переохлаждения при кристаллизации жидкого металла, что, как известно, расширяет область квазиэвтектических структур.

Также необходимо отметить отличительную особенность сормайта в том, что при получении его методом гидравлического распыления он обладает низкой магнитной проницаемостью, которая обусловлена замедленным распадом аустенита при ускоренном охлаждении.

3.5 Образование границы раздела биметаллического материала

Механизм формирования границы раздела между компонентами получаемого биметаллического материала зависят технологических режимов и в большей степени от продолжительности жидко-твердофазного взаимодействия.

Для формирования монолитного соединения между двумя материалами, имеющими большую разницу по химическому составу, после устранения окисных пленок их необходимо сблизить на расстояние 10^{-8} – 10^{-7} см, что сопоставимо с атомными радиусами. При таком сближении начнется энергетическое взаимодействие, что приведет к образованию металлического типа связи. Проведенные ранее исследования показали, что для обеспечения сближения на указанные расстояния достигается путем смачивания твердой

поверхности расплавом металлического порошка. Образование соединения возможно и без взаимной объемной диффузии взаимодействующих металлов. В зависимости от характера протекающих процессов прочность соединения может быть или больше, или меньше прочности соединяемых металлов.

Формирование границы раздела между компонентами биметаллического материала сопровождается протеканием диффузионных процессов легирующих элементов и железа шихты в основной компонент. На начальном этапе диффузия протекает по границам зерен, причем в этих участках образуется жидкая фаза, в которой происходит растворение выступающих «островков» металла компонента основы. При температурах, близких к точке солидуса сормайта (1260–1280 °С), характер диффузии изменяется из межкристаллитной, в объемную (фронтальную). Соответственно выравнивается поверхность границы раздела. При этих температурах скорость диффузии углерода и легирующих элементов значительно превышает скорость плавления компонента основы.

Следующая стадия соответствует температурам на 10–50 °С выше, чем температура ликвидус металлического порошка (примерно 1280 – 1320 °С). Скорость растворения компонента основы увеличивается (особенно сильно после завершения плавления шихты) и приближается к скорости диффузии углерода, однако качественно процесс расплавления продолжает оставаться фронтальным. В микроструктуре границы раздела четко выделяется граничная полоска.

При нагреве до температур, приближающихся к точке солидуса компонента основы, наступает завершающая стадия: по границам зерен аустенита начинается капиллярное проникновение расплава, сопровождающееся переходом пограничных объемов компонента основы в жидкую фазу. В микроструктуре металла компонента основы появляются межкристаллитные прослойки, состоящие из легированного аустенита или

аустенито – карбидной смеси. Таким образом, формирование границы раздела при высокоэнергетическом индукционном нагреве можно выделить следующие основные стадии:

- стадия граничной диффузии и контактно – реактивного плавления;
- стадия фронтальной диффузии и интенсивного плавления металлического порошка;
- стадия прогрессирующего растворения компонента основы в расплавленном металле;
- стадия межкристаллитного капиллярного проникновения расплава в металл компонента основы.

4 Технология получения композиционного материала и методы проведения исследований

Одной из поставленных задач данной работы, является разработка технологических режимов получения биметаллических материалов методом высокоэнергетического индукционного нагрева с применением металлического порошка сормайта.

В приведенном разделе рассмотрено необходимое экспериментальное оборудование и технологическая оснастка. Изложена технология получения биметаллических материалов, приведены методы проведения исследований и применяемое научное оборудование.

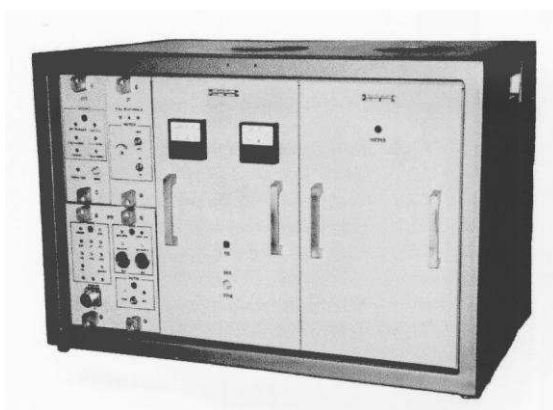
4.1 Экспериментальное оборудование и оснастка

Экспериментальные образы биметаллического материал получали с применением высокочастотной индукционной установки типа УВГ 2-25, с генератором ГНОМ-25М1, разработанного в ЦКБ «Геофизика» г. Красноярска, общий вид которой приведен на рисунке 4.1. Использование данного генератора позволяет в значительной степени уменьшить количество возможных негативных факторов возникающих при использовании индукционного метода получения покрытий.

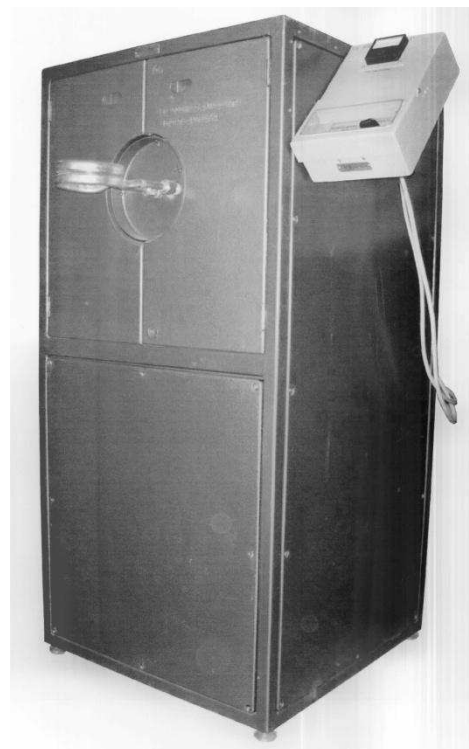
Генератор УВГ 2-25 питается от обычной трехфазной сети 380/220 В, с частотой 50 Гц и полностью выполнен на полупроводниковых элементах. Он компактен, долговечен и имеет высокий промышленный коэффициент полезного действия в сравнении с генераторами лампового типа. При максимально возможной выходной мощности 25 кВт генератор потребляет не более 30 кВт мощности. Входную частоту 50 Гц генератор преобразует в рабочие частоты 44 или 66 кГц, питающие индуктор.

Габаритные размеры генератора 720×500×470 мм, масса 60 кг. К согласующему устройству генератор подсоединяется гибким кабелем, а к

системе охлаждения – водоохлаждающими шлангами. Охлаждение генератора автономное обеспечивающее замкнутый круг циркуляции охлаждающей жидкости, что в свою очередь позволяет повысить технико-экономические показатели данного оборудования. В качестве охлаждающей жидкости применяется проточная вода с давлением на выходе 2–5 атм.



a



б

Рисунок 4.1 – Установка УВГ 2-25;

a – индукционный генератор ГНОМ-25М1; *б* – выносной нагрузочный контур

Конструкция индуктора для получения биметаллического материала в форме пластины, представляет собой четырехвитковую спираль с ферритовым концентратором внутри (рис. 4.2).

Вертикальное и горизонтальное перемещение детали относительно индуктора осуществляется при помощи стола (рис. 4.3). Вертикальное перемещение стола обеспечивается при помощи рукоятки 13 и ходового винта 10, которые приводят в действие рычаги 3 и 4, обеспечивая перемещение в вертикальном направлении среднего стола 1. На средний

стол, крепится ходовая гайка 8 с ползуном 7. Ползун приводится в действие при помощи рукоятки 12 и ходового винта 11, перемещая при этом, в горизонтальном направлении, стол 6.

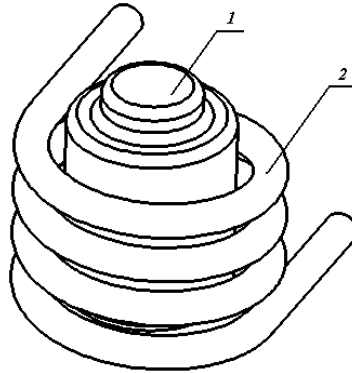


Рисунок 4.2 – Витковый индуктор с ферритным сердечником;
1 – водоохлаждаемая кварцевая колба с ферритным сердечником; 2 – витковый индуктор

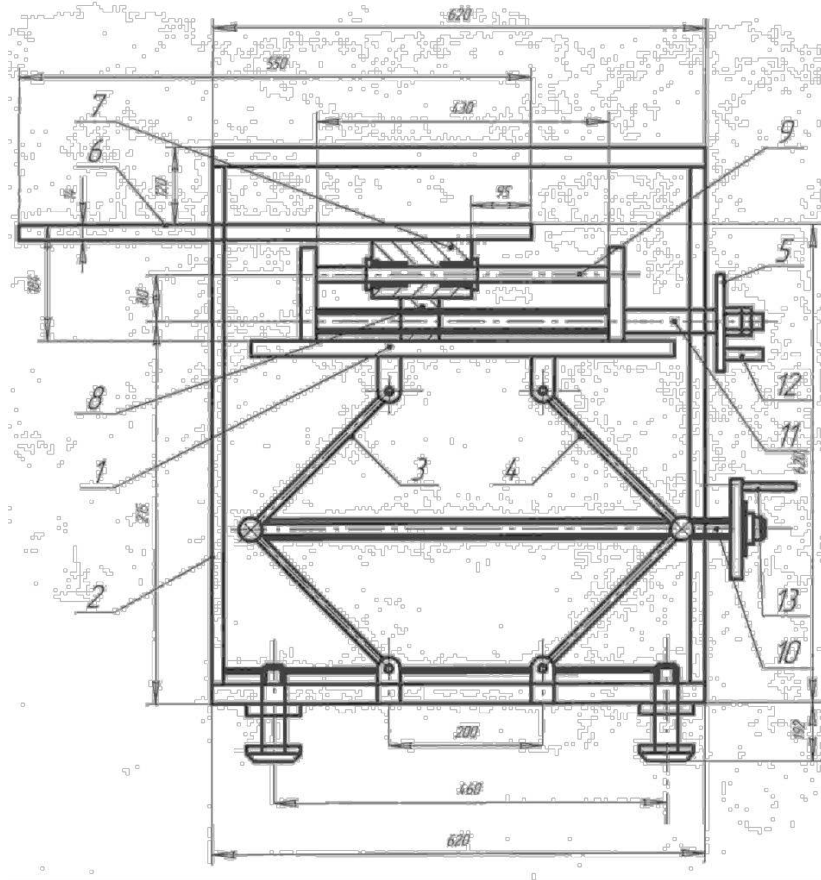


Рисунок 4.3 – Стол для вертикального и горизонтального перемещения детали
1 – стол средний; 2 – каркас; 3, 4 – рычаг; 5 – колонка; 6 – стол верхний; 7 – ползун; 8 – гайка ходовая; 9 – направляющая; 10, 11 – винт ходовой; 12, 13 – рукоятка.

Приготовленная шихта, состоящая из флюса и металлического порошка, наносится на поверхность компонента основы слоем равномерной толщины при помощи дозирующего устройства, либо выравниванием лопаткой до требуемой высоты. Наличие парамагнитных свойств применяемого металлического порошка упрощает технологию получения биметаллического материала, так как отсутствует необходимость в брикетировании наплавляемой шихты для устранения электромагнитного взаимодействия (намагничивания) металлического порошка с индуктором.

4.2 Технология получения биметаллического материала на установке УВГ 2 – 25

1. Подготовка наплавляемой шихты. Наплавляемый шихтовой материал состоящий из металлического порошка и флюса составляется в строгой пропорции, при помощи весового или дозирующего оборудования. Смешивание компонентов шихты в производственных масштабах осуществляется в специальных смесителях пальцевого типа, для получения экспериментальных образцов перемешивание можно выполнить в ручную, с достижением высокой степени однородности. Полученная шихта обладает парамагнитными свойствами, производить брикетирование полученного наплавочного материала или его защиту от электромагнитных полей индуктора не обязательно.

2. Подготовка компонента основы. Компонент основы биметаллического материала представляет собой металлическую пластину размером 100×200×10 мм. Для определения влияния качества подготовленной поверхности, на формирование границы раздела компонентов биметаллического материала, были использованы пластины с различной степенью подготовки:

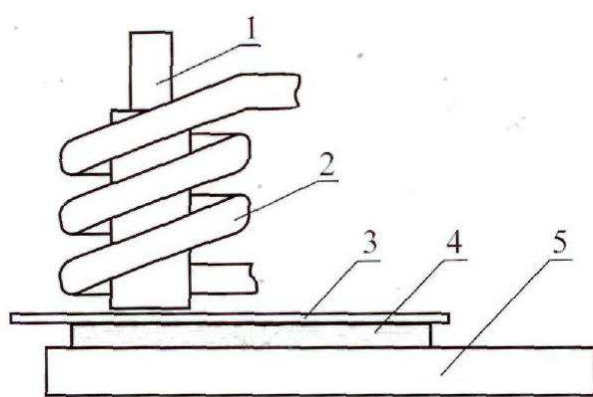
- механически не обработанные, с наличием ржавчины и других загрязнений;

- механически обработанные, без наличия загрязнений, жировых пленок и ржавчины;

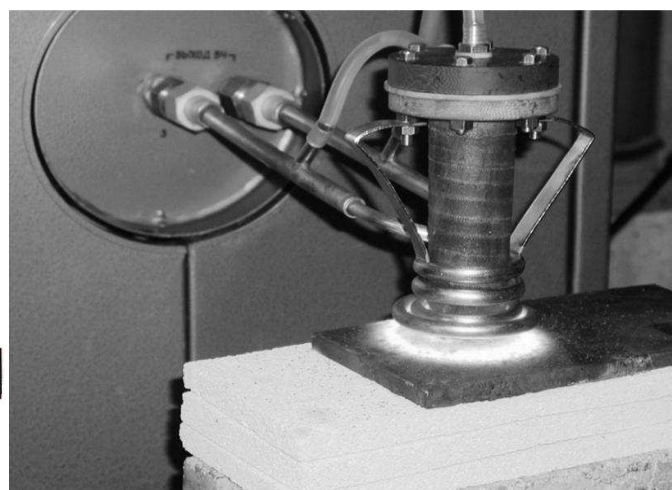
- механически обработанные на фрезерном станке с рельефной поверхностью шагом $3,0 \times 1,0$ и $4,0 \times 1,5$ мм.

3. Подбор флюса. Для получения экспериментальных образцов биметаллического материала количество флюса добавляемого в шихту, составляло 15 %, 20 %, 25 % и 30 %.

4. Высокоэнергетический индукционный нагрев. На поверхность пластины компонента основы наносится слой шихты при помощи с последующим выравниванием при помощи лопатки. Толщина слоя наносимой шихты составляет 1,5–10,0 мм. Соотношение толщины наплавленного слоя к толщине слоя шихты составляет 1:2. После нанесения шихтового материала, образец подводится под индуктор таким образом, чтобы зазор между торцом индуктора и шихтой составлял не более 3–5 мм (рис. 4.5). Включается высокоэнергетический индукционный нагрев. Скорость перемещения образца формируемого биметаллического материала относительно индуктора варьировалась от 5 до 8 м/ч.



а



б

Рисунок 4.5 –Получения биметаллического материала на установке УВГ 2 – 25;

а – схема: 1– ферритный сердечник; 2 – витковый индуктор; 3 – шихта;

4 – компонент основа; 5- стол. *б* – общий вид

Для проведения исследований из экспериментальных партий были отобраны образцы, полученные при различных технологических режимах, различной толщиной наплавленного слоя, а также с разным качеством подготовки поверхности компонента основы.

4.3 Методы проведения исследований и применяемое научное оборудование

Полученные экспериментальные образцы биметаллического материала для проведения дальнейших исследований подвергались механической обработке для получения нужных размеров.

Исследование полученных образцов осуществлялось с применением стандартных методик и оборудования:

- металлографические – методом оптической микроскопии с применением светового микроскопа "Carl Zeiss Axio Vision", электронной микроскопии с применением растровых электронных микроскопов "НИТАСНИ ТМ-1000", РЭМ-100У и JEOL JSM 7001F;

- энергодисперсионный и химический анализ в растровом электронном микроскопе JEOL JSM 7001F, оснащенный энергодисперсионным спектрометром фирмы Oxford Instruments;

- анализ твердости на приборе ТК-2М по методу Роквелла в соответствии с ГОСТ 2999-75;

- рентгенофазовые исследования проводились на дифрактометре T8-ADVANCE;

- анализ карбидной фазы, методом количественной металлографии в программной среде SIAMS–600;

4.3.1 Металлографические исследования

Проведение металлографических исследований направлено на установление зависимости между формируемым структурно-фазовым составом, механическими и эксплуатационными свойствами биметаллических материалов с учетом условий эксплуатации.

Проведение металлографических исследований осуществлялось с применением специально отобранных образцов из экспериментальных партий из которых были приготовлены микрошлифы. Наибольший интерес при проведении металлографических исследований представлял структурно-фазовый состав наплавленного слоя и граница раздела компонентов полученного биметаллического материала. По этой причине плоскость приготовления микрошлифа была перпендикулярно полученному образцу (рис. 4.6).

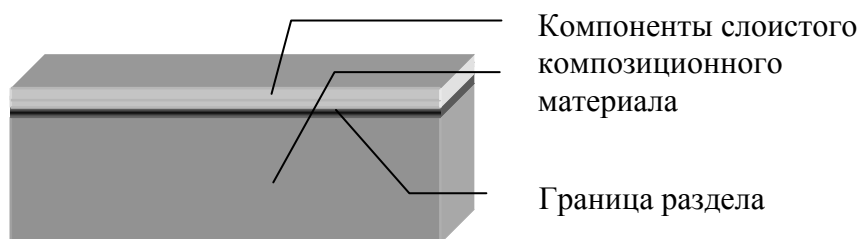


Рисунок 4.6 – Модель композиционного материала

Выявление структурных составляющих после шлифования и полирования производили путем холодного травления полученных микрошлифов. Травление осуществлялось по стандартной методике с использованием одно-молярного раствора HNO_3 в $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$.

Для выявления микроструктуры наплавленного слоя применяли реактив, состав которого приведен в таблице 4.1.

Условия травления:

- время от 3 до 5 мин.;
- нагрев до температуры 50–60 °С.

Таблица 4.1 – Состав реактива

Химический реактив	Объём, мл
Серная кислота	8,5
Азотная кислота	5,5
Вода	до 100

4.3.2 Определение твердости и микротвердости

Определение твердости наплавленного слоя полученного биметаллического материала обусловлено тем, что твердость является косвенным критерием оценки износостойкости в условиях абразивного износа. Измерение твердости проводили по методу Роквелла – ГОСТ 2999–75 на приборе ТК -2, шкала «С».

5 Экспериментальные исследования

Полученные экспериментальные образцы были использованы для проведения комплексных исследований, что позволило получить наиболее полное представление о влиянии технологических режимов и параметров наплавки на формирование структурно-фазового состава и границы раздела компонентов полученного биметаллического материала.

5.1 Исследование границы биметаллического материала

Формирование границы раздела компонентов биметаллического материала начинается с процессов смачивания расплавом наплавляемого металла, металла компонента основы и последующей диффузии элементов шихты в основной металл.

Проведенный энергодисперсионный анализ позволил проследить изменение химического состава в плоскости поперечного сечения и определить характер взаимодействия высоколегированного наплавляемого материала с материалом компонента основы, а также химический состав присутствующих фаз.

Линия спектров, представленная на рисунке 5.1, проходит через три зоны исследуемого образца: наплавленный слой (слева) – граница раздела – компонент основа. Межспектральное расстояние составляет 1 мкм. Химический состав исследуемых спектров приведен в таблице 5.1, на основании которого был построен график изменения концентрации легирующих элементов по границы раздела и прилегающих к ней участков (рис. 5.2).

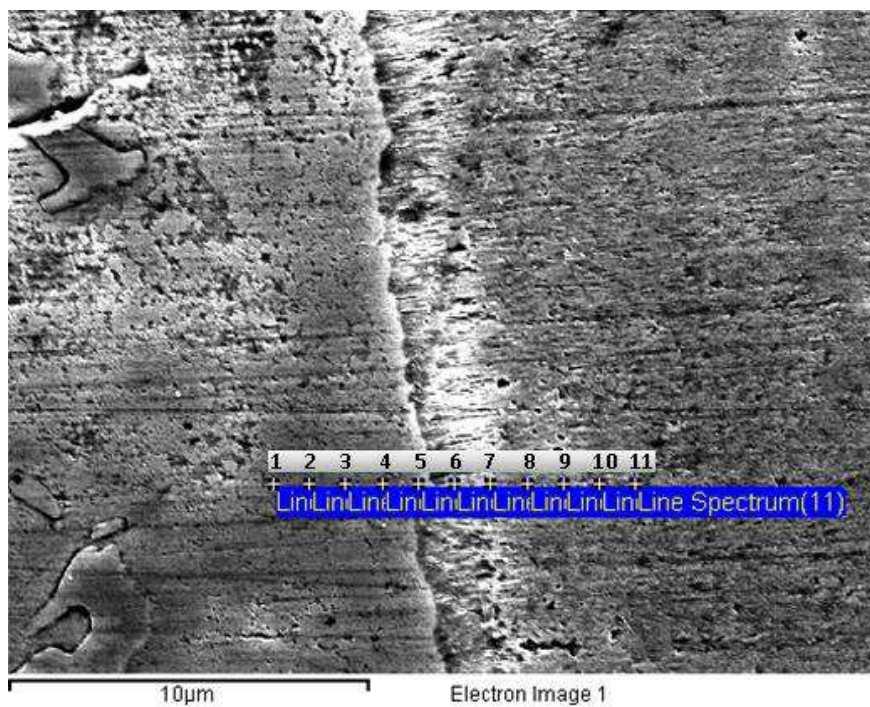


Рисунок 5.1 – Линия проведения энергодисперсионного анализа

Таблица 5.1 – Химический состав исследуемых спектров

№ п/п спектра	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Количество легирующих элементов, %											
Si	0,85	0,77	0,75	0,77	0,61	0,58	0,46	0,38	-	-	0,33
Cr	11,51	11,31	11,15	10,64	9,58	7,04	2,92	1,13	0,68	0,53	0,47
Mn	0,72	-	-	-	-	0,6	0,63	0,75	0,87	0,75	0,74
Ni	-	0,77	0,79	0,78	-	-	-	-	-	-	-

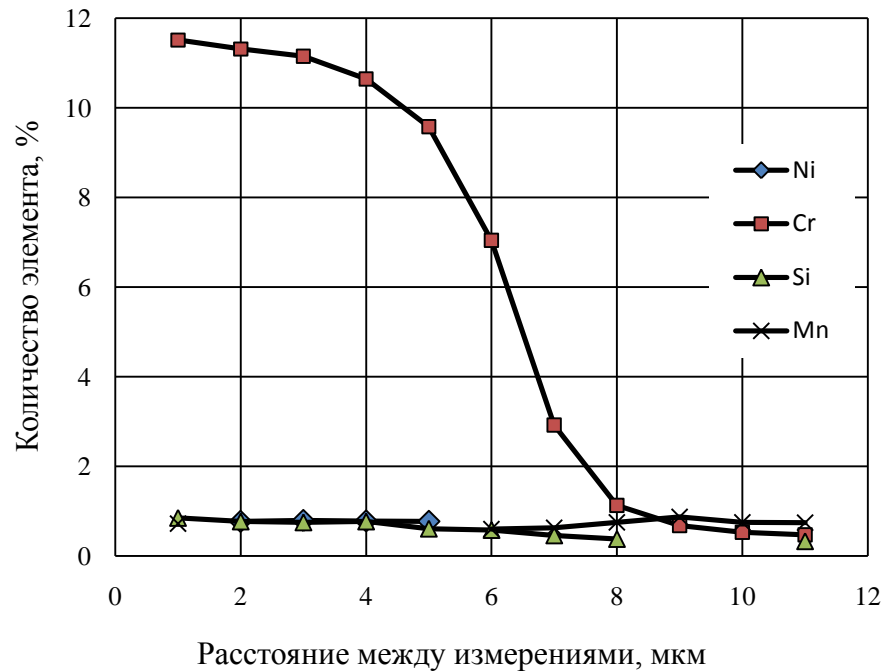


Рисунок 5.2 – Изменение концентрации легирующих элементов в исследуемой зоне

Анализ изменения легирующих элементов показывает резкое снижение концентрации хрома в диапазоне 5–7 спектров и отсутствие никеля в 5 и последующих спектрах. Так как хром и никель отсутствуют в составе компонента основы, такое изменение указывает, что толщина границы раздела находится в пределах 2–4 мкм, а ее формирование происходит за счет адгезии расплавленного металлического порошка с твердофазным компонентом основы и диффузии легирующих элементов в граничную зону.

На начальной стадии диффузия протекает преимущественно по границам зерен, а в дальнейшем, при температурах близких к точке солидуса металлического порошка, характер диффузии элементов изменяется и трансформируется из межкристаллитной в объемную (фронтальную), что приводит к выравниванию поверхности границы раздела (рис. 5.3).

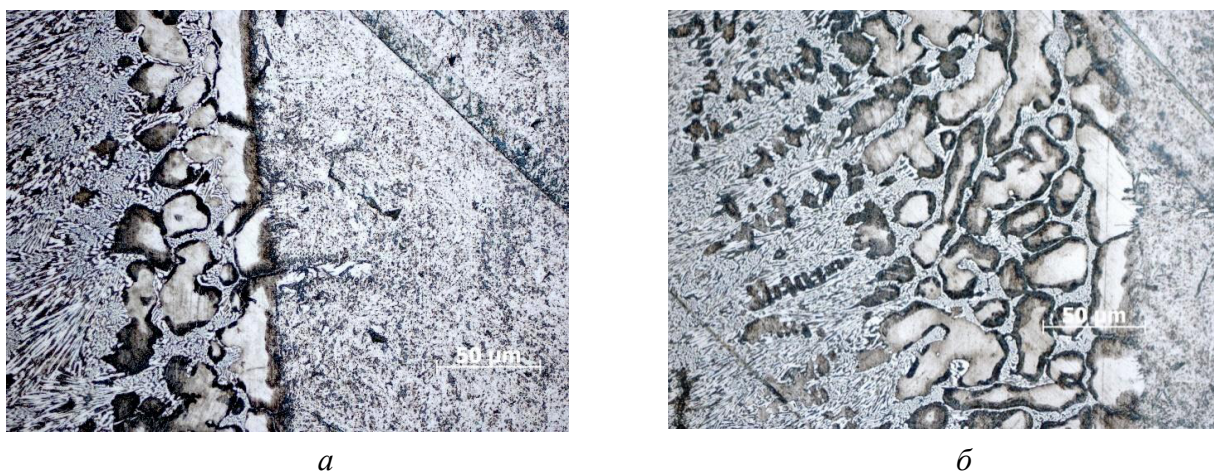


Рисунок 5.3 – Электронно-микроскопическое изображение формирования границы раздела

По мере увеличения времени воздействия высокоэнергетического индукционного нагрева, температура компонента основы увеличивается, и интенсифицируются диффузионные процессы. Согласно проведенному расчету, коэффициент диффузии хрома в сталь, при температуре около 1573 К (температура солидус металлического порошка), составляет $2,6 \cdot 10^{-8}$ см²/с.

Образование границы раздела толщиной 2–4 мкм, позволяет сделать выводы о минимальном или полном отсутствии проплавления основного металла, а, следовательно, изменение химического состава наплавляемого слоя не происходит, что дает возможность прогнозирования структурно-фазового состава и свойств получаемого биметаллического материала.

5.2 Исследование структурно-фазового состава

Химический состав наплавленного слоя, представленный в таблице 5.2, определяли объемным спектром (рис. 5.4.) площадью 0,04 мм² включающего совокупность фаз. Анализ полученных данных показал, что химический состав наплавленного слоя соответствует составу исходного металлического порошка (табл. 5.3). На основании такого соответствия можно предположить, что при воздействии высокоэнергетического индукционного нагрева, расплавления компонента основы не происходит.

Таблица 5.2 – Химический состав полученного слоя

	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Spectrum 1	3,18	0,58	30,60	0,59	61,79	1,52

Таблица 5.3 – Химический состав Сормайт

	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Сормайт	2,5-3,5	2,8-4,2	25,0-31,0	0,5-1,5	остальное	3,0-5,0

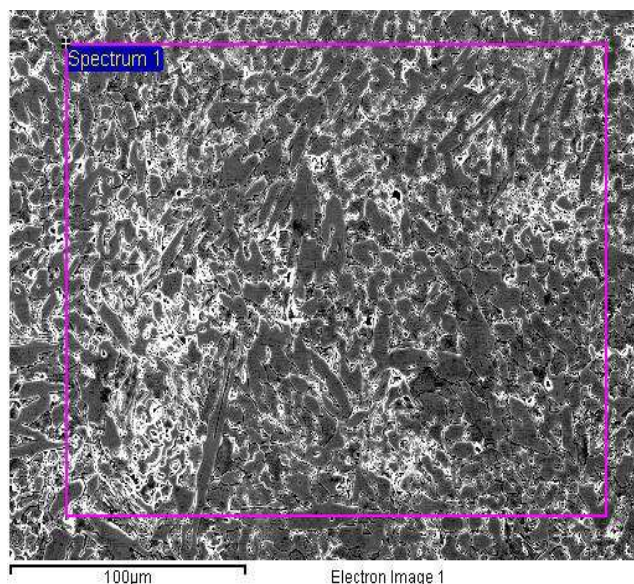


Рисунок 5.4 – Объемный спектр для определения химического состава полученного слоя

Косвенным критерием оценки износостойкости в условиях абразивного износа является твердость. Значение твердости применяемых материалов зависит от типа, размера и количества карбидной фазы. Определение фазового состава, при помощи энергодисперсионного анализа, проводилось на основании химического состава исследуемых фаз.

Известно, что формирование структурно-фазового состава легированного металла зависит от содержания углерода, карбидообразующих

элементов, а также количества аустенито- и ферритообразующих элементов. Полученный общий химический состав фаз, включенных в спектр измерения, показал наличие карбидообразующего элемента– хрома. Наличие никеля в составе сплава будет способствовать подавлению $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, и формированию аустенитной матрицы, легированной хромом и никелем.

Результаты химического анализа точечных спектров, которые соответствуют различным фазам полученного слоя (рис. 5.5) приведены в таблице 5.4. Полученные данные показывают, что в 1-ом и 2-ом спектрах, выявленное количество хрома и углерода значительно выше, чем в 3, 4 и 5 спектрах, при этом никель растворен в фазах, соответствующих 3, 4 и 5 спектрам.

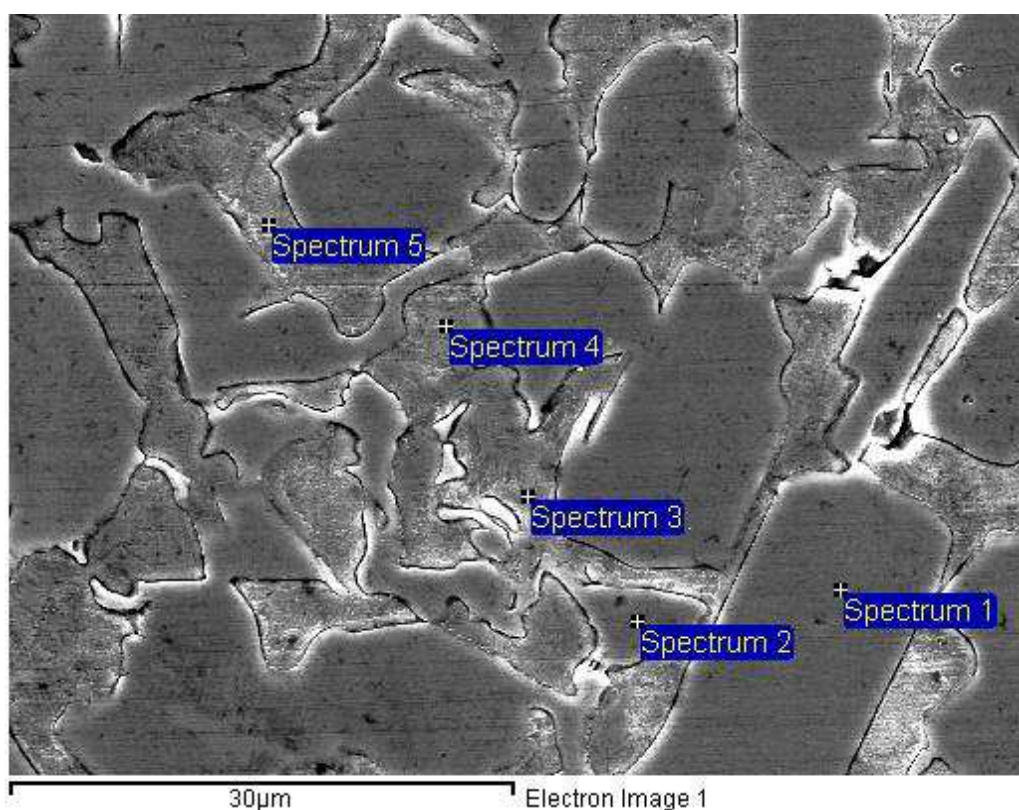


Рисунок 5.5 – Точечные спектры

Таблица 5.4 – Химический состав исследуемых фаз

	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Spectrum 1	3,29	0,3	53,31	0,70	41,20	-
Spectrum 2	3,86	0,42	54,48	0,58	39,76	-
Spectrum 3	1,14	0,88	9,38	-	85,12	1,87
Spectrum 4	1,42	0,82	11,55	-	82,96	1,92
Spectrum 5	1,82	0,81	12,69	-	82,78	1,90

Согласно изотермическому сечению диаграммы Fe–Cr–C (рис. 5.6), в структуре исследуемого сплава, содержащего 3,18 % углерода и 30,6 % хрома, присутствуют карбиды типа $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$. Как уже было отмечено, наличие никеля, в данном сплаве способствует подавлению $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, и формированию легированной аустенитной матрицы. Следовательно, фазовый состав полученного слоя будет состоять из аустенитной матрицы и карбидов хрома типа $(\text{Cr,Fe})_3\text{C}_7$.

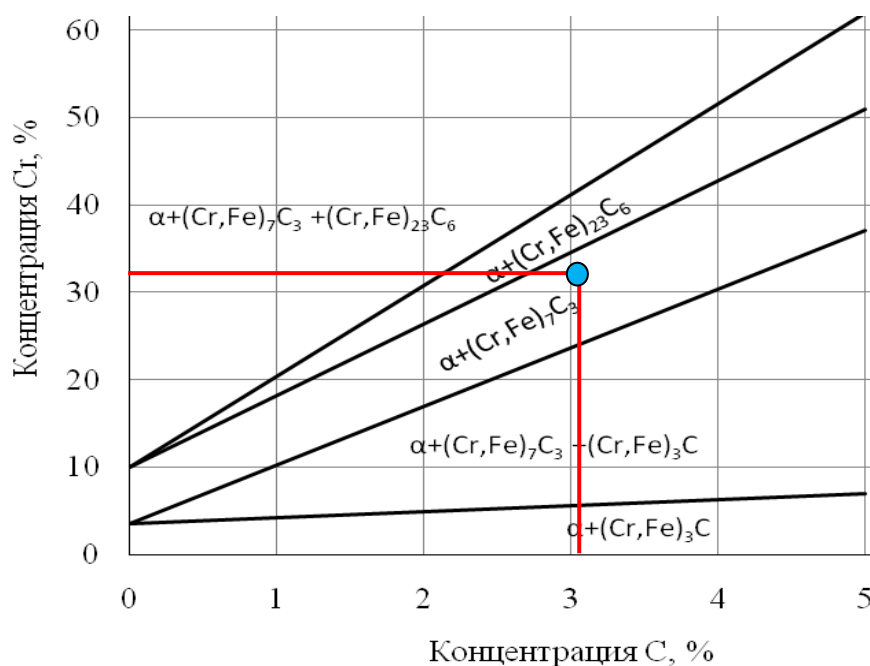


Рисунок 5.6 – Изотермическое сечение диаграммы состояния железо–хром–углерод

В процессе кристаллизации, в эвтектической составляющей формируются изолированные тригональные карбиды типа Me_7C_3 , в отличие от ледебурита с карбидами типа Me_3C , они не образуют непрерывную фазу (рис. 5.7). Чугуны, имеющие в структуре карбиды типа Me_7C_3 , обладают более высокой твердостью, по отношению к чугунам, в структуре которых, присутствуют карбиды цементитного типа или карбиды типа $(Cr,Fe)_{23}C_6$.

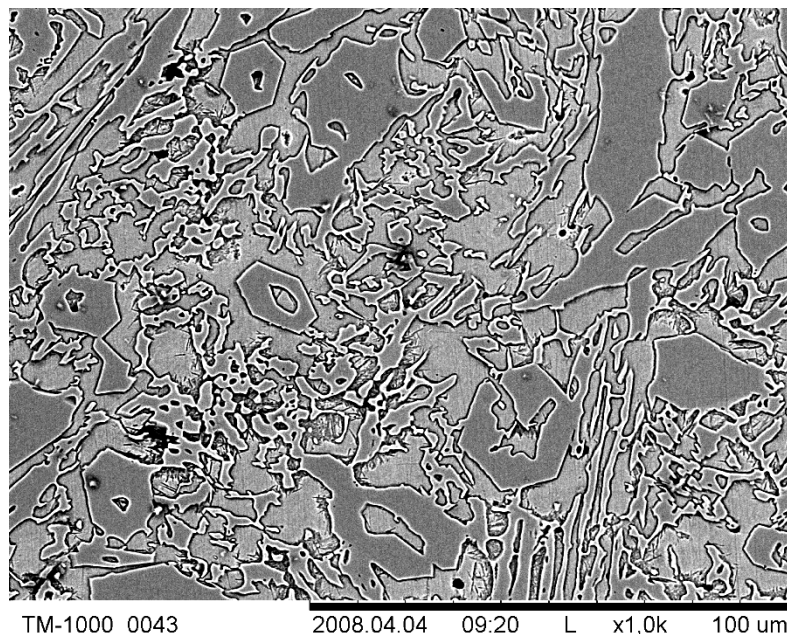


Рисунок 5.7 – Тригональные карбиды типа Me_7C_3

5.3 Рентгенофазовые исследования

Проведение рентгенофазовых исследований позволяет с высокой степенью достоверности определить типы фаз, выявление которых металлографическими методами представляет значительную сложность.

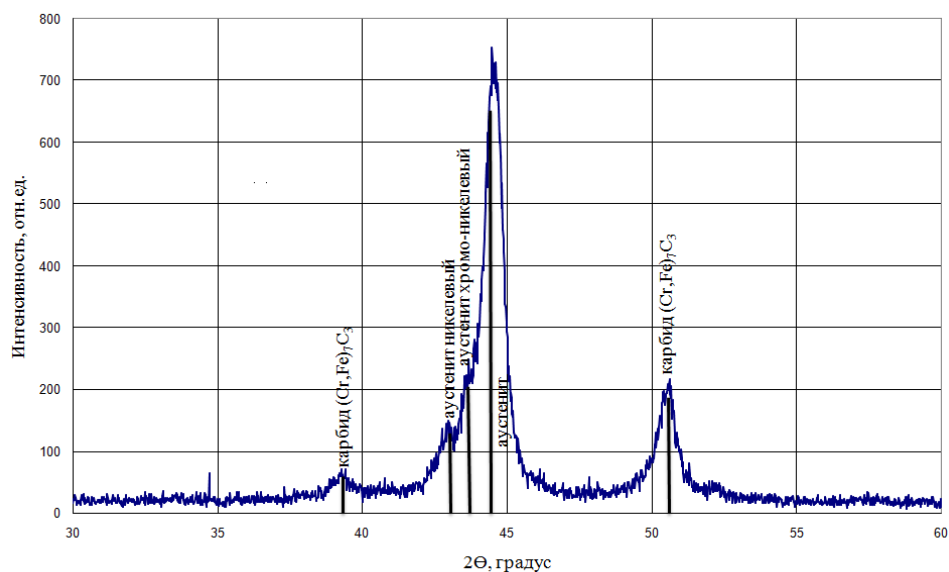


Рисунок 5.8 – Рентгенограмма полученного слоя

Рентгенофазовые исследования полученного слоя (рис. 5.8) показали наличие нескольких пиков интенсивности, анализ которых свидетельствует о наличии в структуре наплавленного слоя карбидов типа $(Cr,Fe)_7C_3$ и легированного аустенита. Большая ширина пиков может быть обусловлена как высоким уровнем внутренних напряжений в соответствующей фазе, так и ее мелкокристаллическим строением.

5.4 Влияние технологических режимов на формирование границы раздела композиционного материала

Скорость перемещения изделия относительно индуктора, определяет продолжительность воздействия высокоэнергетического индукционного нагрева.

Получение биметаллического материала со скоростью 8–9 м/час, сопровождается образованием дефектных участков на границе раздела (рис. 5.9). Образование подобно рода дефектов обусловлено не достаточным временем жидко-твердофазного взаимодействия компонентов, что препятствует адгезии компонентов и протеканию диффузионных процессов.

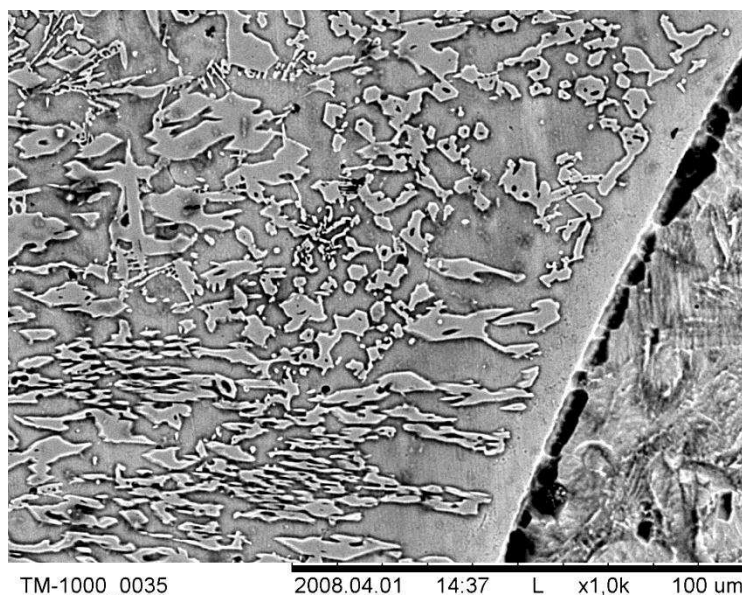
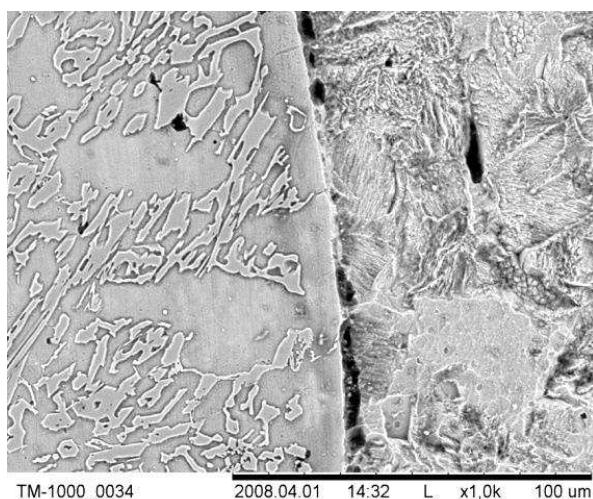
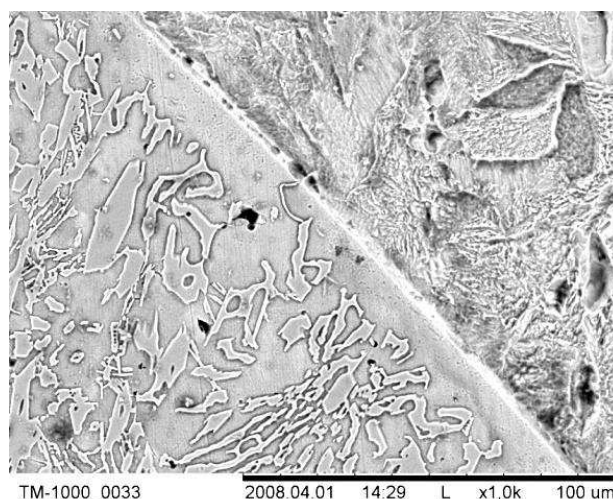


Рисунок 5.9 – Дефектные участки границы раздела, при скорости 8-9 м/час (полученный слой слева)

Снижение скорости до 7 м/час, позволят уменьшить протяженность дефектных участков границы раздела (рис. 5.10 а, б).



а



б

Рисунок 5.10 – Дефекты границы раздела, при скорости 7м/час:
а – дефектные участки; *б* – образование пор

При формировании наплавленного слоя со скоростью 6,5 м/час, граница раздела практически вырождена в линию и не имеет дефектных участков, а образующаяся карбидная фаза имеет дисперсное строение

(рис. 5.11, *a*). Снижение скорости до 5 м/час приводит к увеличению толщины границы раздела (рис. 5.11, *б*) и обеднение участка полученного слоя, приближенного к границе раздела, карбидной фазой.

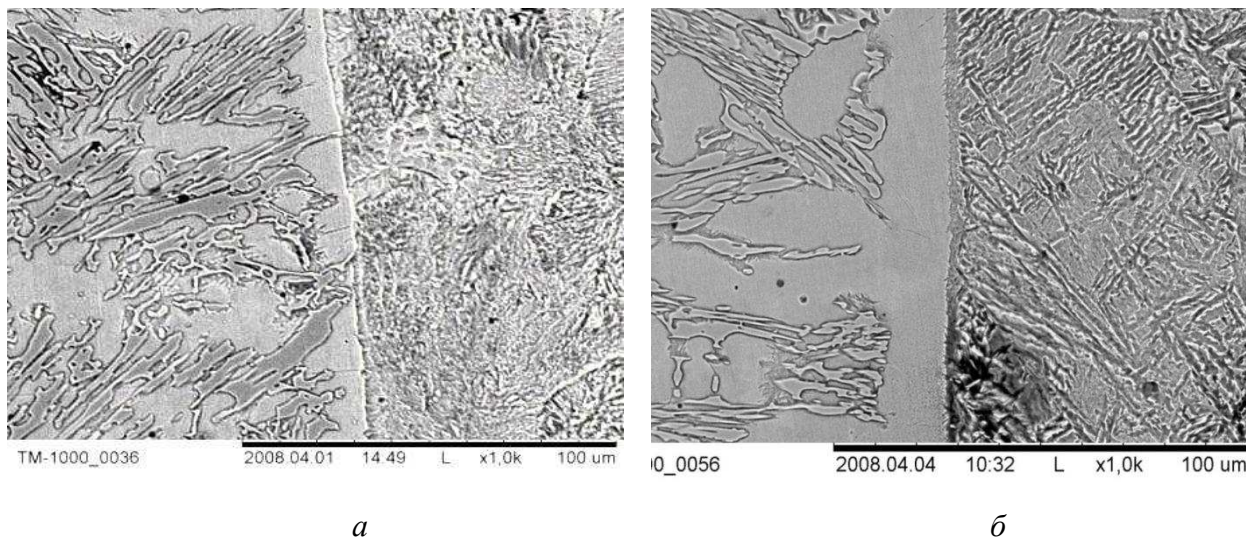


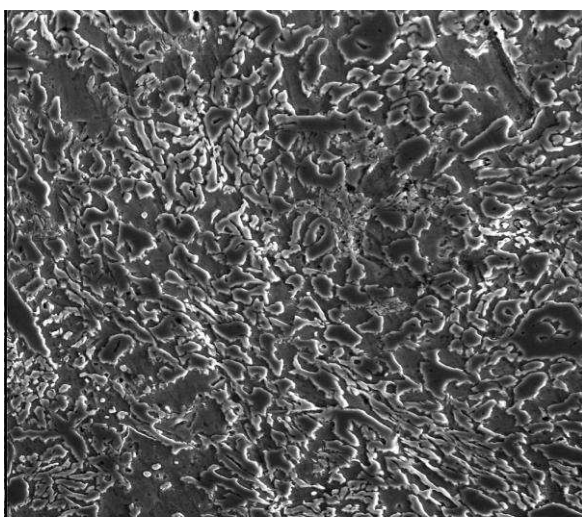
Рисунок 5.11 –Граница раздела и микроструктура полученного слоя (слева)
a – со скоростью 6,5 м/час; *б* – со скоростью 5 м/час

Такая разница в структуре очевидна, и связана с увеличением времени воздействия высокоэнергетического индукционного нагрева, что приводит к более сильному прогреву и частичному оплавлению компонента основы и снижению скорости охлаждения.

5.5 Влияние технологических режимов и толщины наплавляемого слоя на формирование структурно-фазового состава

Проведенные металлографические исследования позволили определить влияние скорости проведения наплавки на формирование структурно-фазового состава наплавляемого слоя – дисперсность и распределение фаз в структуре полученного слоя.

Формирование слоя со скоростью 7,5 м/ч, способствует получению высокодисперсной структуры (рис. 5.12), образование которой характерно для высоких скоростей охлаждения и реализации процесса с частичным растворением карбидов в жидкой фазе. Полученная микроструктура имеет строение близкое к структуре исходного металлического порошка (рис. 5.13).



КГТУ * РЭМ-100У * 30kv x 500 — 40mk*

Рисунок 5.12 – Микроструктура слоя, полученного со скоростью 7,5 м/ч

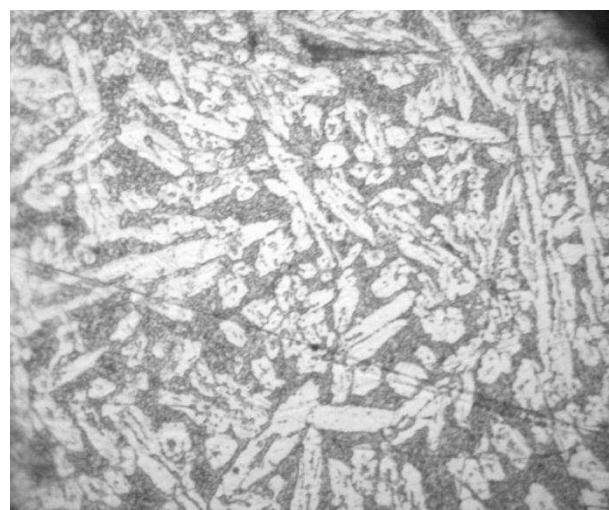
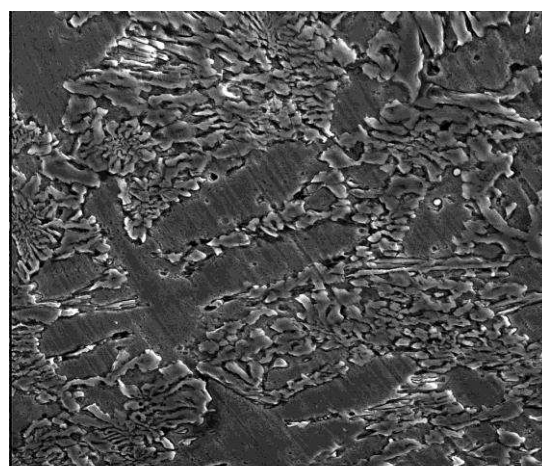


Рисунок 5.13 – Микроструктура частицы порошка сорбайта

Структура, формирующаяся при наплавке со скоростью 5 м/ч, характеризуется повышенным содержанием аустенита и огрублением карбидной фазы (рис. 5.14), что объясняется большим прогревом компонента основы и полному растворению карбидов в жидкой фазе.

Повышение толщины слоя, как и в случае снижения скорости, оказывает аналогичное влияние. На рисунке 5.15



КГТУ * РЭМ-100У * 30kv x 500 — 40mk*

Рисунок 5.14 – Микроструктура полученного слоя со скоростью 5 м/ч

отчетливо наблюдается увеличение размера карбидной фазы при увеличении толщины наплавляемого слоя.

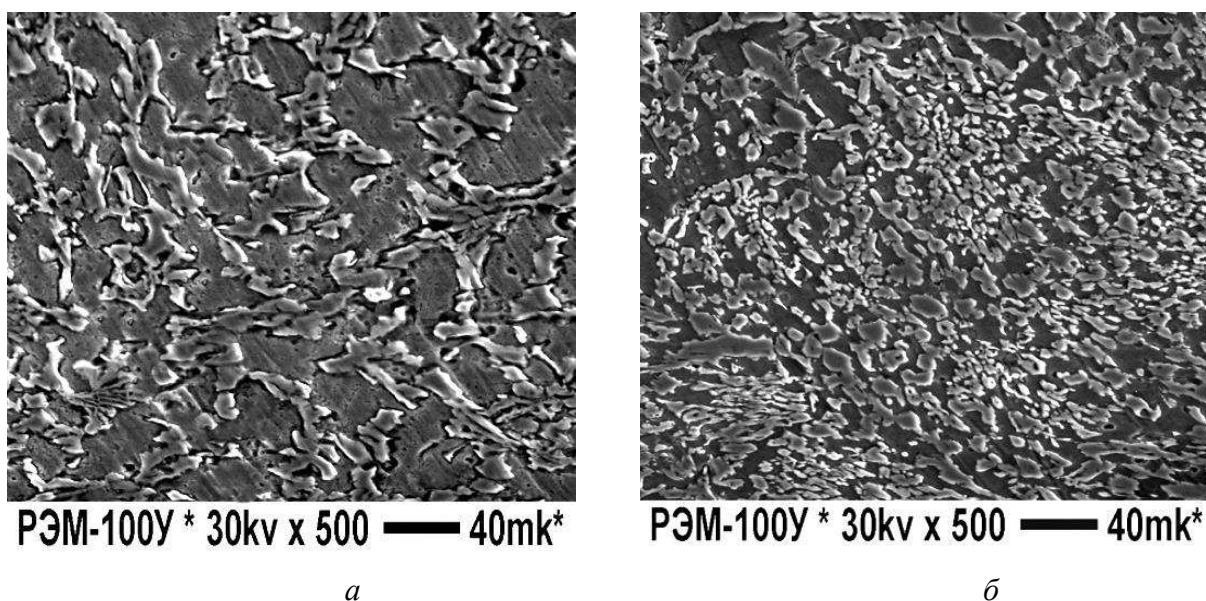


Рисунок 5.15 – микроструктура наплавленного слоя:
a – толщина 4 мм; *б* – толщина 2 мм

Проведенные в этой области исследования позволяют предположить, что увеличение скорости наплавки и уменьшение толщины наплавляемого слоя способствует повышению его твердости.

5.6 Анализ твердости

Проведение анализа твердости обусловлено тем, что твердость является одним из косвенных критериев оценки износостойкости при различных условиях износа. Результаты анализа твердости, приведенные в таблице 5.5, позволили определить влияние скорости наплавки и толщины наплавляемого слоя на формирование комплекса физико-механических свойств.

Полученные результаты показывают, что при увеличении скорости наплавки, с постоянной толщиной слоя и при постоянной скорости, с уменьшением толщины наплавляемого слоя твердость возрастает.

Таблица 5.5 – Зависимость изменения твердости от скорости и толщины полученного слоя

Скорость, м/ч.	5,0	5,5	6,0	6,5	7,0	7,5	8,0	8,5
Толщина слоя, мм	Твердость, HRC							
0,5	-	-	-	-	55	56	57	58
1,0	-	-	-	53	55	56	57	-
1,5	-	-	51	52	54	56	-	-
2,0	-	47	49	51	54	-	-	-
3,0	43	45	48	51	-	-	-	-
4,0	42	44	47	-	-	-	-	-
4,5	41	43	45	-	-	-	-	-
5,0	41	43	-	-	-	-	-	-

По полученным результатам анализа твердости полученных образцов, построен график изменения твердости в зависимости от скорости наплавки и толщины наплавляемого слоя (рис. 5.16) который показывает, что увеличение скорости и снижение толщины полученного слоя способствует повышению твердости.

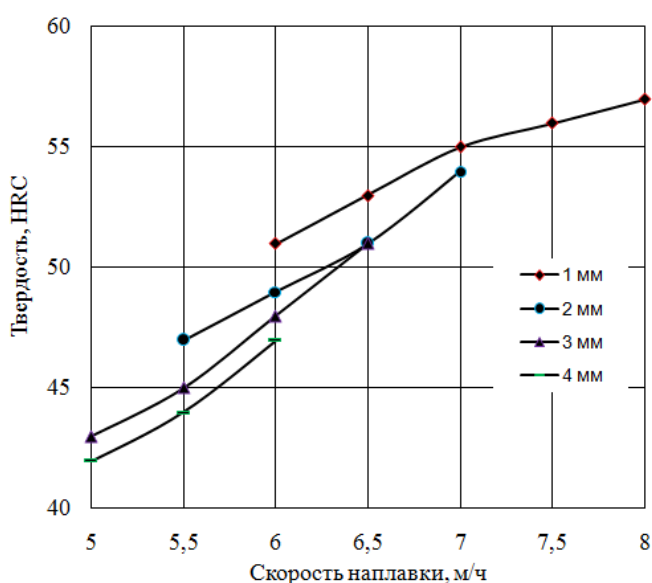


Рисунок 5.16 – График изменения твердости, в зависимости от скорости и толщины слоя

Анализ изменения твердости с учетом результатов металлографических исследований, позволил установить оптимальную скорость наплавки с учетом толщины наплавляемого слоя и получения максимальной твердости (рис. 5.17, 5.18).

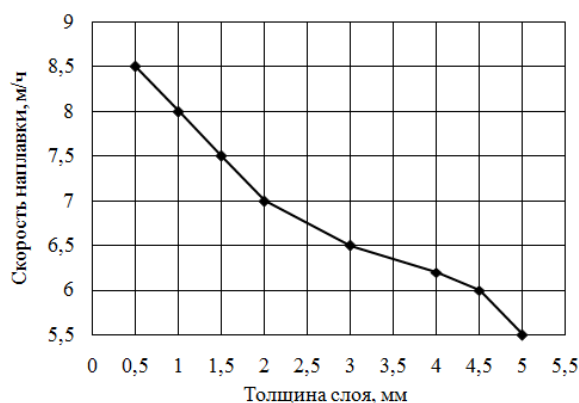


Рисунок 5.17 – Зависимость скорости наплавки от толщины полученного слоя

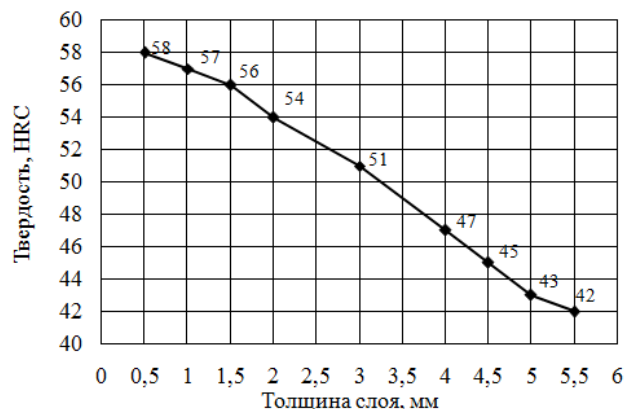


Рисунок 5.18 – Зависимость твердости от толщины полученного слоя

Проведенный комплекс исследований позволил установить закономерности формирования структуры и свойств биметаллического материала и определить технологические режимы его получения.

Отметим, что получение высокой твердости необходимо при условии абразивного износа, т.к. при воздействии ударных нагрузок высокая твердость способствует охрупчиванию материала. Снижение твердости при увеличении времени воздействия высокоэнергетического индукционного нагрева на шихту приводит к увеличению количества метастабильного аустенита. Согласно проведенному анализу износостойких материалов, наличие нестабильной аустенитной структуры, при условии ударно-абразивного и ударного износа, способствует повышению износостойкости, за счет превращения метастабильного аустенита, в поверхностных слоях, в мартенсит деформации и выделение дисперсных карбидов по плоскостям скольжения, при воздействии нагрузок ударного характера в процессе эксплуатации.

5.7 Повышение износостойкости в условиях ударного и ударного абразивного воздействия

С целью обеспечения повышения износостойкости в условиях ударного и ударно-абразивного износа булла выполнена наплавка с применением наплавочной шихты, в составе которой 85 % порошка «Сормайт» и 15 % ПР-Н73Х16СЗРЗ, химический состав последнего приведен в таблице 5.6.

Таблица 5.6 – Химический состав порошка ПР-Н73Х16СЗРЗ

Марка сплава	Химический состав, %					
	С	В	Si	Ni	Cr	Fe
ПР-Н73Х16СЗРЗ	0,6-0,9	2,3-3,0	2,7-3,7	основа	15-17	до 5

Введение в состав наплавляемой шихты металлического порошка ПР-Н73Х16СЗРЗ, содержащего 72–77 % никеля, обусловлено получением высоколегированной никелем аустенитной матрицы наплавляемого слоя, которая характеризуется сочетанием высокой прочности и вязкости, что оказывает благоприятное влияние при воздействии нагрузок ударного характера.

Результаты энергодисперсионного анализа объемных спектров (рис. 5.19), которые соответствуют различным областям полученного слоя, приведены в таблице 4.7.

Полученные результаты показывают, что в 1-ом и 3-ем спектрах, в которых отчетливо наблюдается наличие дисперсной структуры, повышенное содержание хрома и углерода, а во 2-ом спектре повышенное содержание никеля. Такая разница в химических составах позволяет предположить, что в структуре 1-ого и 3-его спектрах содержится основная доля карбидной фазы, а 2-ой спектр соответствует структуре высоколегированной никелем матрицы. Также стоит отметить, что микроструктура участков соответствующих 1 и 3 спектру, аналогична

исходной микроструктуре порошка сормайта (см. рис. 5.13), а область, в которой находятся спектры, имеет сферическую форму. Такие данные могут свидетельствовать о том, что процесс плавления шихты начинается с плавления самофлюсующегося порошка ПР-Н73Х16СЗР3, а порошок сормайта имеет частичное оплавление.

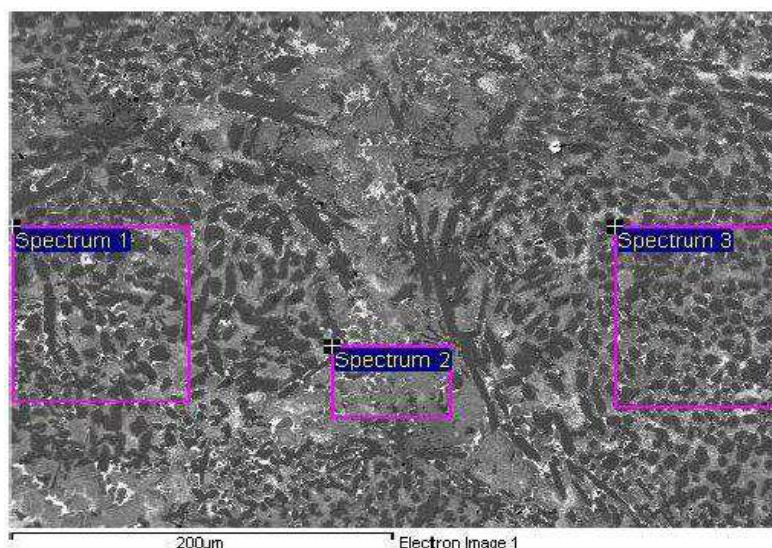


Рисунок 5.19 – Объемные спектры для определения химического состава

Таблица 5.7 – Химический состав объемных спектров

№ Spectrum	Ni, %	Cr, %	C, %
Spectrum 1	36.45	32.89	6.05
Spectrum 2	57.38	11.16	1.21
Spectrum 3	35.82	33.40	6.33

Результаты энергодисперсионного анализа выборочных точечных спектров (рис. 5.20), приведены в таблице 5.8.

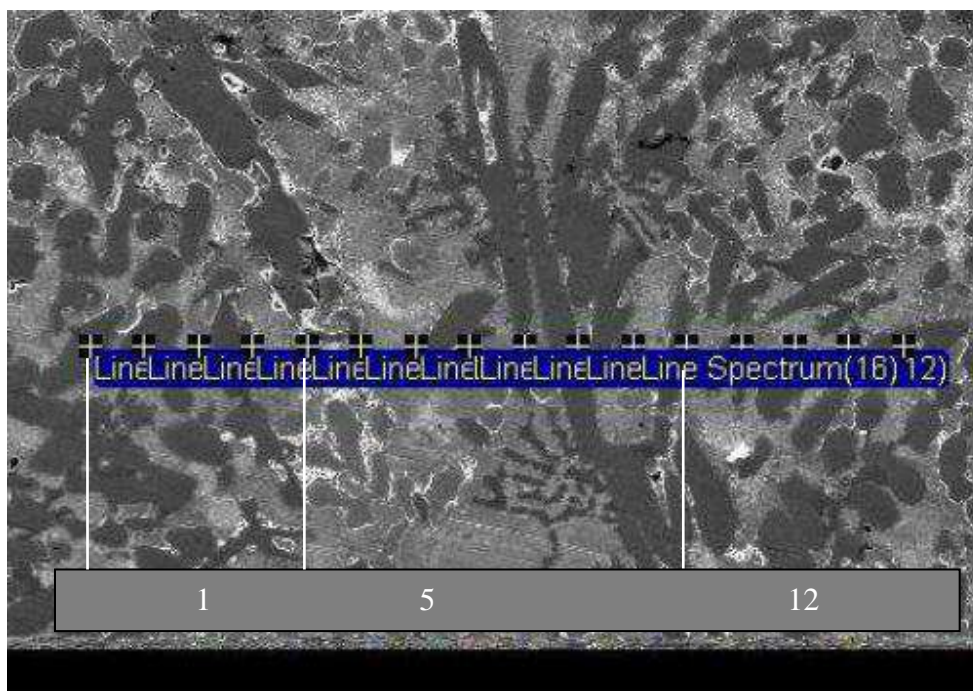


Рисунок 5.20 – Линия точечных спектров

Таблица 5.8 – Химический состав точечных спектров

№ Spectrum	Ni, %	Cr, %	C,%
Spectrum 1	3.63	55.46	9.00
Spectrum 5	66.34	5.82	0.56
Spectrum 12	49.35	15.32	0.93

Полученные результаты показывают наличие большого количества хрома (55,46 %) в первом спектре и повышенным содержанием никеля в 5 и 12 спектрах. Такая разница в химических составах может свидетельствовать о наличии карбидной фазы и аустенитной, высоколегированной никелем матрицы полученного композиционного материала.

Проведенный анализ твердости (рис. 5.21) показывает, что введение в состав наплавляемой шихты металлического порошка ПР-Н73Х16С3РЗ не снижает твердости наплавленного слоя, по отношению к слою наплавленного сормайтотом.

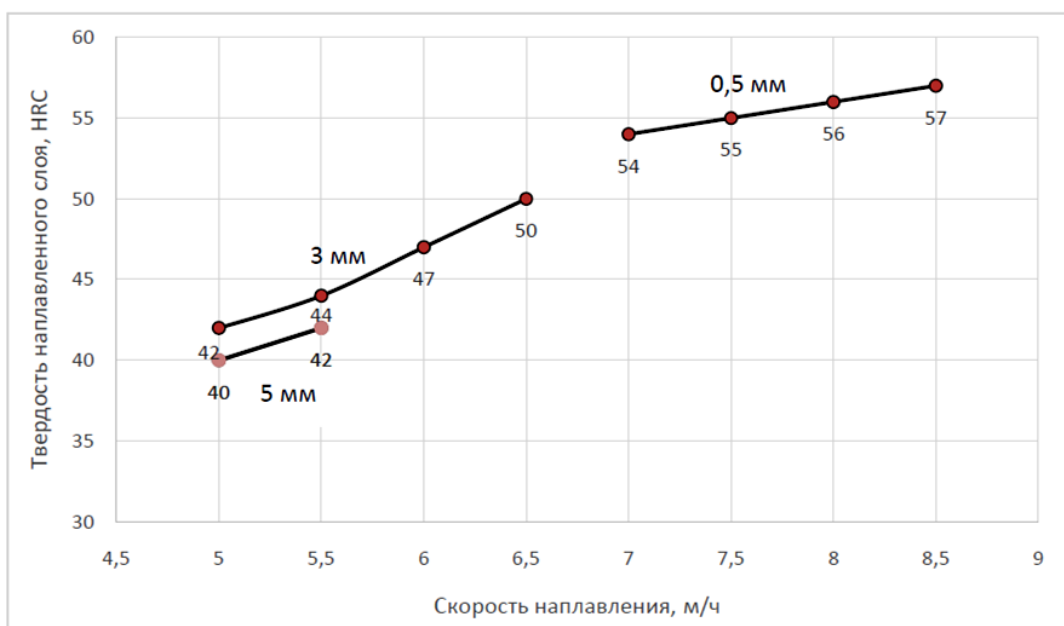


Рисунок 5.21 Анализ твердости наплавленного слоя (сормайт+ ПР-Н73Х16С3Р3)

Полученные результаты свидетельствуют о целесообразности применения наплавочной шихты в составе которой 85 % порошка «Сормайт» и 15 % ПР-Н73Х16С3Р3, что позволит повить износостойкость биметаллического материала при воздействии ударных нагрузок.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ

1. Получен износостойкий биметаллический материал, путем нанесения расплава высоколегированного металлического порошка Сормайт на тугоплавком компоненте основы, выполненном из низколегированной конструкционной стали 09Г2С с применением высокочастотного транзисторного генератора нового поколения УВГ2-25.

2. Установлено, что толщина границы раздела компонентов биметаллического материала составляет 2–4 мкм и определяется продолжительностью высокоэнергетического индукционного нагрева.

3. Установлены закономерности структурообразования биметаллического материала, определяющие формирование механических и эксплуатационных свойств, при индукционном нагреве. Снижение времени высокоэнергетического воздействия способствует формированию дисперсных карбидов типа $(Cr, Fe)_7C_3$. Полученный слой характеризуется повышенной твердостью (53-58 HRC) и износостойкостью в условиях абразивного износа. Увеличение времени нагрева приводит к увеличению размера карбидной фазы, твердость слоя снижается до 42-43 HRC. Продолжительность индукционного нагрева определяется скоростью перемещения получаемого биметаллического материала относительно индуктора.

4. Установлено, что применение наплавочной шихты в составе которой 85 % порошка «Сормайт» и 15 % ПР-Н73Х16СЗРЗ позволяет повысить износостойкость материала при воздействии нагрузок ударного характера, за счет сочетания высокой твердости с достаточной вязкостью, которая обеспечивается высоколегированной никелем аустенитной матрицей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Виноградов В.Н., Сорокин Г.М. Механическое изнашивание сталей и сплавов. - М.: Недра, 1996. - 364 с.
2. Ткачев В.Н., Фиштейн Б.М., Казинцев Н.В., Алдырев Д.А. Индукционная наплавка твердых сплавов.- М.: Машиностроение, 1970.- 184 с.
3. Лившиц Л.С. Наплавочные материалы и технология наплавки для повышения износостойкости и восстановления деталей машин. / Лившиц Л.С. // Сварочное производство - 1990.- №1.- с. 15-17.
4. Хрущев М.М. Бабичев М.А. Износостойкость и структура твердых наплавов.-М.: Машиностроение, 1971.- 91 с.
5. Косицина И.И. Влияние структуры на свойства белых хромистых чугунов / Косицина И.И., Сагарадзе В.В., Макаров А.В. // Металловедение и термическая обработка металлов, 1996, №4.- с. 7-10.
6. Рожкова Е.В. Влияние металлической основы на износостойкость хромистых чугунов / Рожкова Е.В. // Металловедение и термическая обработка металлов, 1986, № 6. -с.30-32.
7. Воинов Б.А. Износостойкие сплавы и покрытия. - М.: Машиностроение, 1980.-126 с.
8. Цышин И.И. Белые износостойкие чугуны. - М.: Metallurgy, 1983. -256 с.
9. Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов. -М.: Машиностроение, 1984. - 104 с.
10. Филипов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. - М: Metallurgy, 1988. -256 с.
11. Лившиц Л.С. Условия устойчивости против ударно-абразивного изнашивания нестабильно-аустенитных хромомарганцевых сталей / Лившиц Л.С, Мищенко А.Н., Левин СМ // Труды института МИНХ и ГП

им.И.М.Губкина.-1985.-№195.-с.17-22.

12. Кряжков В.М., Баранов Ю.Н., Буйлов К.Н. и др. Восстановление деталей сельскохозяйственной техники механизированной наплавкой с применением упрочняющей технологии. - М.: ГОСНИТИ, 1972. - 208 с.
13. Пулька, Ч. В. Влияние режимов индукционной наплавки на структуру и свойства наплавленного металла / Пулька Ч. В., Шаблей О. Н., Письменный А. С. // Автоматическая сварка – 2004, №10 – с. 19-21.
14. Белый А.В., Макушок Е.М., Коболь И.Л. Поверхностная упрочняющая обработка с применением концентрированных потоков энергии. -Минск: Наука и техника, 1990. - 52 с.
15. Хоменко А.О. Прогнозирование методами термодинамики фазового состава конструкционных сталей с добавками карбидообразующих элементов/ Автореф. дис. к-та техн. наук. - Екатеринбург, 1994
16. Гольдштейн Я. Е., Гольдштейн В. А. Металлургические аспекты повышения долговечности деталей машин. - Челябинск: Металл, 1995.- 512 с.
17. Кусков Ю.М., Скороходов В.Н., и др. Электрошлаковая наплавка -М.: Наука и технологии/ 2001 – 180 с.
18. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление, - М.: Машиностроение, 1985 – 240 с.
19. Сидоров А.И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой.- М.Машиностроение, 1987.- 187 с.
20. Вологдин, В. В. Пайка и наплавка при индукционном нагреве, – М.: Машиностроение, 1965 – 62 с.
21. Доценко Н.И. Восстановление автомобильных деталей сваркой и наплавкой. - М.: Транспорт, 1972. - 351 с.
22. Лившиц Л.Г., Поляченко А.В. Восстановление автотракторных деталей. - М.: Колос, 1966. - 479 с.
23. Волоченко В.Н., Ямпольский В.М. Винокуров В.А. и др., Теория

- сварочных процессов. – М.: Высш.шк., 1988. – 559 с.
24. Руденская Н.А. Структура границы раздела оплавленное покрытие – сталь / Руденская Н.А., Швейкин Г.П., Копысов В.А., Руденская В.М. // Доклады академии наук, – 2011, Т. 441, №4.- с. 495-498.
 25. Немков В.С., Демидович В.Б. Теория и расчет устройств индукционного нагрева. - Л.: Энергоиздат, 1988. – 280 с.
 26. Гринберг Н.А.Износостойкие наплавочные материалы для упрочнения трущихся поверхностей в условиях абразивного и газоабразивного изнашивания / Гринберг Н.А., Арабей А.Б. // Сварочное производство – 1992, №5 - с. 7-9
 27. Колокольцев В.М. Теоретические и технологические основы разработки литейных износостойких сплавов системы железо-углерод-элемент: Дис. д-ра. техн. наук. - Магнитогорск, 1995. - 427 с.
 28. Горбачев П.А., Русин Ю.Г. Исследование физико-механической и эксплуатационных свойств износостойкого сплава ИЧХ15Г4НТ. - ВКГТУ, Усть-Каменогорск 2002, - 44 с.
 29. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. Т I-II. / Под ред. И.И. Новикова, и И.Л. Рогельберга. -М.: Metallurgizdat, 1962, Т. I, -608 с ; Т. II, -1488 с.
 30. Элиот Р. П. Структуры двойных сплавов. Т I-II. -М.: Metallurgiya, 1970, т I, -456 с; т. II, -472 с.
 31. Бобро Ю.Г, Легированные чугуны. - М.: Metallurgiya. 1976. -288 с.
 32. Емелюшин А.Н. Влияние титана и бора на износостойкость чугуна предназначенного для механической обработки неметаллических материалов инструмента из хромистых чугунов / Емелюшин А.Н. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия - 2000, №2.- с. 28-29.
 33. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. - М.:Metallurgiya, 1986. -272 с.

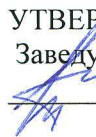
34. Росляков А.С. Износостойкий бористый чугун для барабанов бортовых фрикционов / Росляков А.С., Митрович В.П., Желтова Н.Ф. // Литейное производство - 1993, №1.- с. 3-4.
35. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны - эволюция и перспективы / Цыпин И.И. // Литейное производство - 2000, №9.- с. 15-16.
36. Бунин К.П. Структура и свойства стали и чугуна. - М.: Металлургия, 1970.-144 с.
37. Ри Х. Влияние легирующих элементов на кристаллизацию, структурообразование и физико-механические свойства белого чугуна / Ри Х., Э.Х. Ри, В.А. Тейх и др. // Литейное производство - 2000, №10. -с. 15-17.
38. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. - М.: Металлургия, 1983.-176 с.
39. Переpletчиков Е.Ф. Структура и свойства высокоуглеродистых сплавов на железной основе для наплавки / Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А., Васильев В.Г. // Металловедение и термическая обработка металлов-2003, №5.- с. 36-40.
40. Портной, К. И. Бабич Б. Н., . Светлов И. Л. Композиционные материалы на никелевой основе. - М.: Металлургия, 1979. - 264 с.
41. Лакедемонский, А. В. Справочник паяльщика / А. В. Лакедемонский, В. Е. Хряпин. – М.: Машиностроение, 1967. – 48 с.
42. Потапов, Н. Н. Основы выбора флюсов при сварки сталей. - М.: Машиностроение, 1979. – 168 с.
43. Журда А.П. К вопросу выбора борсодержащих шихтовых материалов для сердечника порошковой проволоки / Журда А. П., Кривчиков С.Ю., Петров В. В. // Автоматическая сварка – 2044, №4 – с.55-56.
44. Шишков М.М. Марочник сталей и сплавов: Справочник. Изд. 3-е дополненное. Донецк: Юго-Восток, 2002. - 456 с.
45. Мюльбауэр А.,Краткая история техники индукционного нагрева и

плавки / Мюльбауэр А., Васильев А.С.// Материалы международной конференции «Актуальные проблемы теории и практики индукционного нагрева» - С-Пб 2005 - с. 24 – 43.

46. Кинев Е.С. Математическое моделирование физических процессов при индукционном нагреве / Кинев Е.С., Головенко Е.А. // Оптимизация режимов работы электротехнических систем: межвуз. Сб. науч. Тр. – Красноярск: ИПЦ КГТУ, 2006. – с. 19 – 30
47. Бабат Г.И. Индукционный нагрев металлов и его промышленное применение. - М.-Л.: Энергия, 1965. – 522с.
48. Токмин А.М. Исследование структуры и свойств слоя, полученного индукционной наплавкой металлических порошков / Токмин А.М., Теремов С.Г., Масанский О.А.// Технология машиностроения - 2008г №9, с. 15-18
49. Топтыгин И.Н. Современная электродинамика. Ч.2. Теория электромагнитных явлений в веществе. - Москва-Ижевск: НИЦ Регулярная и хаотичная динамика, 2005. 848с.
50. Страумал Б.Б. Фазовые переходы на границах зерен. М.: Наука, 2003. 327 с.
51. Пономаренко В.Н. и др. Получение пластичных хромовых покрытий на легированных сталях.//Известия АН СССР. Металлы-1971, №4-С.249–257

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Политехнический институт
Кафедра «Материаловедение и технологии обработки материалов»

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
 В. И. Темных

« ____ » _____ 2020 г.

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

**ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
МЕТОДОМ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ**

Направление: 22.04.01 – Материаловедение и технологии материалов

Профиль: 22.04.01.04 – Синтез и литье новых металлических материалов

Руководитель


подпись, дата

доцент, канд. тех. наук
должность, ученая степень

А.М. Токмин
инициалы, фамилия

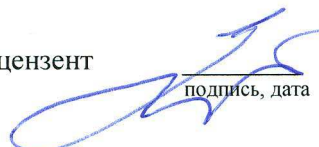
Выпускник


подпись, дата

MT19-01M
группа

О.А. Масанский
инициалы, фамилия

Рецензент


подпись, дата

доцент, канд. тех. наук
должность, ученая степень

В.А. Падар
инициалы, фамилия

Красноярск 2020