

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
Брянская государственная сельскохозяйственная академия

на правах рукописи

КИСЕЛЬ ЮРИЙ ЕВГЕНЬЕВИЧ

**ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ
СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОЙ ТЕХНИКИ
ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ КОМПОЗИЦИОННЫХ
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ**

Специальность 05.20.03 – технологии и
средства технического обслуживания в
сельском хозяйстве

Диссертация на соискание ученой степени
доктора технических наук

Брянск 2014 г.

СОДЕРЖАНИЕ:

ВВЕДЕНИЕ	6
1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА.....	12
1.1. Износостойкие композиционные электрохимические покрытия (КЭП) для восстановления сельскохозяйственной техники .	-
1.2. Электротехнологии модификации износостойких КЭП ..	18
1.3 Проблемы электромодификации КЭП.....	21
2. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ И ОБЩАЯ МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ	25
2.1 Постановка задачи	-
2.2 Общая методика исследований	28
2.3 Специальные методики исследования свойств КЭП	34
2.3.1 Определение объемного содержания дисперсной фазы в композите методом микротвердости	36
2.3.2 Определение параметров субмикроструктуры покрытий по их дилатации	42
2.3.3 Определение оптимальной износостойкости КЭП по их шероховатости	46
2.3.4 Расчет модуля упругости зернистых композитов методом конечных элементов	50
2.4 Обработка результатов исследований	65
3. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КЭП.....	67
3.1 Вопросы исследований	-
3.2 Взаимосвязь прочностных свойств электролитических осадков с их структурой	69
3.3 Взаимосвязь структуры, прочности и износостойкости электролитических композитов	78

3.4 Формирование связи дисперсной фазы и матрицы электрохимических композитов	90
3.5 Электротермическая обработка и ее влияние на прочностные свойства КЭП	99
3.6 Физико-термические процессы при электротермической обработке КЭП	106
3.6.1 Физико-термические процессы при обработке КЭП лазерным излучением (ЛИ)	-
3.6.2 Физико-термические процессы при обработке КЭП ТВЧ	109
Выводы.....	112
4 ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА КЭП	114
4.1 Вопросы исследований	-
4.2 Порядок проведения исследований	116
4.3 Результаты исследований и их обсуждение	130
4.3.1 Взаимодействие между компонентами КЭП при электронагреве	-
4.3.2 Влияние электротермической обработки на структуру и некоторые свойства КЭП	134
4.3.3 Влияние электротермической обработки на износостойкость и другие эксплуатационные свойства деталей с покрытиями .	160
Выводы.....	168
5 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ, ПРОИЗВОДСТВЕННОЕ ВНЕДРЕНИЕ И ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КЭП	169
5.1. Вопросы исследований	-
5.2. Порядок проведения исследований	172

5.3. Результаты исследований и их обсуждение	176
5.3.1 Повышение равномерности покрытий	-
5.3.2 Организация восстановления и упрочнения деталей электромодифицированными КЭП	178
5.3.3 Рекомендации по подбору и эксплуатации ЭС для КЭП с последующей электромодификацией	186
5.3.4 Особенности выбора оборудования для электромодифи- кации КЭП ТВЧ и ЛИ	193
5.3.5 Технологический процесс и оснастка для нанесения и электромодификации КЭП	199
5.4 Порядок испытания и внедрения технологического про- цесса	205
5.5 Испытания технологического процесса и опытная про- верка деталей с электромодифицированными КЭП	213
5.6 Техничко-экономическая оценка технологического про- цесса	221
Выводы	224
Общие выводы.....	226
Список использованных источников	228
Приложения	250
Приложение А. Методы расчета композиционных структур ..	251
Приложение Б. Определение содержания ДФ в КЭП методом микротвердости	285
Приложение В. Расчет упругих и прочностных свойств ком- позитов	296
Приложение Г. Зависимость шероховатости КЭП от содер- жания ДФ в покрытии	324
Приложение Д. Влияние обработки ТВЧ и ЛИ на свойства	

КЭП	327
Приложение Е. Влияния состава электролита на равномерность покрытий	355
Приложение Ж. Выбор оборудования для обработки ТВЧ ...	367
Приложение И. Технологический процесс упрочнения деталей нанесением КЭП с последующей обработкой ТВЧ	373
Приложение К. Технологический процесс упрочнения деталей нанесением КЭП с последующей обработкой ЛИ	381
Приложение Л. Исследование равномерности распределения твердых частиц в электролите-суспензии при механическом и струйном перемешивании	389
Приложение М. Расчет экономической эффективности повышения долговечности деталей электромодифицированными КЭП	392
Приложение Н. Акты испытаний, опытной проверки и внедрения технологических процессов восстановления деталей модифицированными КЭП	397
Приложение П. Методика оценки количественных показателей долговечности деталей сельскохозяйственной техники	412

ВВЕДЕНИЕ

Современная техника испытывает острую необходимость в материалах, способных выдерживать длительные высокие механические и тепловые нагрузки, успешно противостоять вредному воздействию износа, агрессивных сред, знакопеременных и контактных нагрузок. Для повышения долговечности и упрочнения деталей в машиностроении и ремонте широко применяются гальванические покрытия, совершенствуются способы их нанесения на детали и модификации различными способами (механической, химико-термической обработкой и другими видами). Государственная программа развития сельского хозяйства и регулирования рынков сельскохозяйственной продукции, сырья и продовольствия на 2008...2012 годы (утверждена постановлением Правительства Российской Федерации от 14 июля 2007 г. № 446) предусматривает инновационное развитие отрасли, ускоренный переход к использованию новых высокопроизводительных и ресурсосберегающих технологий. Однако анализ технической оснащенности сельского хозяйства показывает, что остается низкой обеспеченность сельскохозяйственных товаропроизводителей машинами и оборудованием.

Перспективным направлением развития технологии восстановления и повышения износостойкости является электроосаждение износостойких покрытий из электролитов-суспензий (ЭС) с последующей электротермической обработкой. Оно перспективно, как в области повышения качества композиционных электрохимических покрытий (КЭП), позволяющих создавать материалы с высокой износостойкостью, так и в области получения новых материалов с уникальными свойствами при полном переплавлении покрытия.

В предлагаемой диссертации разработаны технологические основы восстановления и повышения долговечности деталей сельскохозяйственной техники износостойкими КЭП с последующей электротермической обработкой с целью восполнить пробел в области теоретических и прикладных аспектов ре-

шения важнейшей народнохозяйственной проблемы экономии материально-энергетических ресурсов.

В работе впервые выполнено теоретическое обоснование получения электролитическим осаждением высокопрочного состояния металлов путем формирования их высокодисперсных неравновесных дислокационных структур, определяющих служебные свойства. Выполнен анализ экспериментальных данных на примере железа, его сплавов и КЭП на их основе. Получены закономерности изменения механических свойств износостойких покрытий в зависимости от формирующейся в процессе их получения (электролиза, в постэлектролизный период и в процессе электротермической обработки) дислокационной структуры. Показана её связь с кинетическими параметрами электродных процессов и параметрами электротермической обработки. Электротермическое воздействие приводит к изменению физико-механических свойств покрытий и их общей гетерогенной структуры (электромодификации). Установлена область применения модифицированного электролитического железа для восстановления и упрочнения деталей и предложен метод повышения износостойкости покрытий посредством формирования прочных межфазных связей и снижения остаточных внутренних напряжений.

Изучена взаимосвязь структуры, прочности и износостойкости композиционных материалов с металлической матрицей, образующей непрерывный каркас, в котором равномерно распределены дисперсные твердые частицы, и показано, что твердая дисперсная фаза (ДФ) может значительно увеличивать износостойкость материалов за счет распределения внешней нагрузки между компонентами композиции, сокращения процессов деформации и разрушения связующего. Получены расчетные уравнения для определения объемного содержания наполнителя в наиболее прочных композициях, размеров наиболее прочных частиц и расстояний между ними. Найдены зависимости износостойкости композиций от природы составляющих, размеров и объемного содержания дисперсной фазы.

Впервые теоретически обоснован и предложен механизм электромодификации КЭП. Предложены его модели, позволяющие объяснить и прогнозировать влияние факторов электротермической обработки на формирование свойств КЭП. Разработаны основы теории повышения износостойкости электротермической обработкой КЭП. Показана взаимосвязь структуры и дилатации КЭП. Вскрыты закономерности активирования физико-химических реакций межфазного взаимодействия и предложены модели управления процессом образования прочных связей между дисперсной фазой и матрицей КЭП. Показано, что температура активации взаимодействия компонентов КЭП зависит от особой структуры гальванических покрытий. Выполнена экспериментальная проверка предложенных теорий, подтверждены их основные положения и установлены закономерности получения модифицированных КЭП. Показана связь свойств композитов с их геометрической структурой, природой составляющих, размерами дисперсных частиц.

Впервые теоретически обосновано и экспериментально подтверждено, что для повышения износостойкости и прочности КЭП необходимо обеспечить прочную взаимосвязь между его компонентами, не допуская объемного взаимодействия ДФ с матрицей. Показано, что для повышения износостойкости необходимо сохранить гетерогенную макроструктуру материала и не допускать объемных реакций между компонентами КЭП с образованием новых фаз, что возможно при температуре до 0,3...0,4 сходственной. Превышение этой температуры нагрева КЭП приводит к увеличению внутренних напряжений и снижению работоспособности деталей с покрытиями в условиях динамического нагружения. Вместе с тем, предложено новое направление повышения усталостной прочности восстановленных деталей (деталей с покрытиями). При этом необходимо использовать ДФ, частицы которой при взаимодействии с матрицей образуют соединения, приводящие к увеличению общего объема покрытия.

Впервые теоретически обоснованы, экспериментально изучены и внедрены в производство способы модификации КЭП электротермической обработкой лазерным излучением (ЛИ) и токами высокой частоты (ТВЧ), приме-

няемые при восстановлении и повышении износостойкости быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники. Разработаны и апробированы технологические операции модификации КЭП ТВЧ или ЛИ. Рассмотрена классификация деталей восстановленных КЭП с последующей обработкой ЛИ или ТВЧ.

Разработаны и апробированы новые методы экспресс-оценки определения объемного содержания ДФ В КЭП методом микротвердости. Теоретически и экспериментально обоснованы методики оптимизации износостойкости композитов по их установившейся шероховатости и расчета упругих характеристик композиционных материалов с дисперсными включениями методом конечных элементов.

Основные теоретические и экспериментальные положения работы апробированы посредством издания двух монографий, 40 статей в рецензируемых журналах и материалах международных научно-практических конференций. Разработанные при участии автора технологические процессы и оборудование внедрены на ремонтных предприятиях Брянской области для восстановления и повышения долговечности широкой номенклатуры деталей машин с суммарным экономическим эффектом более 800 тыс. рублей.

На защиту выносятся:

- теоретические и экспериментальные закономерности формирования структуры и свойств износостойких покрытий при электролизе. Обоснование субструктурного упрочнения металлов методом электроосаждения и повышения их износостойкости дисперсными включениями;

- теоретические и экспериментальные основы модификации КЭП термической обработкой ЛИ и ТВЧ, применяемые при восстановлении и повышении износостойкости быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники;

- экспериментальные закономерности влияния условий электротермической обработки КЭП на структуру, физико-механические свойства, износостойкость и другие свойства покрытий;

- новые методы определения объемного содержания ДФ в КЭП методом микротвердости, оптимизации износостойкости композитов по их установившейся шероховатости, расчета упругих характеристик композиционных материалов с дисперсными включениями методом конечных элементов;

- разработанные, апробированные и внедренные в производство технологические процессы модификации КЭП ТВЧ или ЛИ. Классификация деталей и рекомендации по их восстановлению КЭП с последующей модификацией ЛИ или ТВЧ. Технологические процессы апробированы и внедрены в производство со значительным экономическим эффектом.

Работы выполнены в период 1995 - 2011 г.г. Исследования - 1995...2002 гг. по изучению условий получения качественных композиционных осадков, улучшения служебных свойств и работоспособности электролитического железа и его сплавов, проводившиеся на кафедре «Тракторы и автомобили» Брянской государственной сельскохозяйственной академии (БГСХА), позволили предложить ремонтному производству и машиностроению эффективный способ повышения износостойкости серийных и восстановленных деталей композиционными покрытиями на основе сплавов железа с улучшенными физико-механическими свойствами. Поиски были обобщены в кандидатской диссертации "Повышение износостойкости быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники композиционными электрохимическими покрытиями на основе сплавов железа» (Москва, РГАЗУ, 2002 г).

В работе был изучен механизм соосаждения металлов и твердых дисперсных веществ при электролизе, установлена связь между изменением свойств осадков и их структурой, экспериментально найдены условия создания износостойких покрытий на основе сплавов железа с включениями твердых дисперсных карбидов и оксидов. Показано, что изменение свойств металлической матрицы обусловлено влиянием частиц на процесс электрокристаллизации железа.

Затем в 2003...2011 гг. исследования были продолжены в БГСХА и на кафедре механики Брянской государственной инженерно-технологической академии (БГИТА). Они позволили развить и теоретически обосновать основные

положения механизма электротермической обработки КЭП. Впервые было рассмотрено влияние прочности сцепления наполнителя и матрицы на износостойкость покрытий, изучены закономерности активации физико-химических реакций между матрицей и наполнителем. Необходимо отметить, что впервые изложенные автором теоретические представления нашли поддержку в независимо выполненных работах российских и зарубежных исследователей.

Экспериментальные исследования по получению КЭП и их электромоdifикации проводили в БГСХА и в лаборатории физики металлов и на кафедре ТКМ и ремонта машин БГИТА. Рентгеноструктурные исследования модифицированных КЭП выполняли в лаборатории физики твердого тела кафедры теоретической физики Брянского государственного университета (БГУ). Электротермическую обработку КЭП с помощью ТВЧ выполняли на Брянском экспериментальном заводе по ремонту дизельных машин. Экспериментальные исследования по влиянию лазерной обработки на свойства КЭП проводили на ОАО «Брянксельмаш». Металлографические исследования структуры покрытий выполняли на кафедре «Трение и износ» Брянского государственного технического университета (БГТУ).

Автор благодарит за помощь и консультации по общим вопросам технологии электротермической обработки КЭП своего учителя академика РАЕН РФ, доктора технических наук, профессора Гурьянова Г.В., выражает благодарность коллективам лабораторий и кафедр Брянской ГСХА, Брянской ГИТА, Брянского ГТУ, Брянского ГУ, ГНУ ГОСНИТИ, РГАЗУ, Саратовского ГАУ, Саратовского ГТУ за поддержку при выполнении данной работы, участие в обсуждении результатов, ценные замечания и практическую помощь.

1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

1.1 ИЗНОСОСТОЙКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ (КЭП) ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОЙ ТЕХНИКИ

Композиционные материалы находят все большее применение для восстановления и упрочнения деталей сельскохозяйственной техники [1-20].

Формирование износостойких слоев гетерогенного материала на поверхности углеродистых сталей, используемых для изготовления деталей, возможно за счет выделения твердых включений при последующей их термомеханической, химико-термической обработке или других видов технологий (борирование, науглероживание, карбонитрирование и другие), или нанесения покрытий, содержащих твердые включения, цементированные пластичной матрицей (ручная сварка и наплавка, газо-плазменное, гальваника и другие) [21-28].

Наиболее эффективным, ввиду существенных преимуществ перед другими способами, является гальванический метод получения композиционных электрохимических покрытий (КЭП). Разработка данного направления, исследования свойств электрохимических композитов, вопросы теории и практики их получения и применения отражены в статьях и монографиях Л.И. Антропова, М.И. Быковой, А.И. Борисенко, А.Ф. Иванова, С.С. Кругликова, Н.Т. Кудрявцева, Т.П. Конжиной, Ю.Ю. Матулиса, М.А. Мицкуса, В.Ф. Молчанова, Ю.Н. Петрова, Г.В. Гурьянова, Р.С. Сайфулина, Ю.М. Полукарова, И.М. Федорченко, Г.А. Астахова, Е.М. Юдиной, Д.М. Кроитору и других [29-37], а также в работах зарубежных исследователей Т.У. Томашевски, Г. Брауна, Дж.К. Визерса, Н. Гуглиельми, В. Метцегра, Т. Флориана и других [38-43].

КЭП совмещают в себе положительные свойства металлов и жаропрочность, химическую стойкость, твердость, износостойкость неметаллических веществ. Гальванический способ нанесения КЭП на детали с целью их восстановления и повышения износостойкости или упрочнения имеет ряд достоинств: возможность регулирования состава, структуры и свойств покрытий; простота нанесения равномерного слоя требуемой толщины; отсутствие термического воздействия на деталь и покрытие; возможность исключения последующей механической обработки; низкая себестоимость. Процесс получения КЭП легко управляем, относительно просто регулируется и допускает автоматизацию. Однако внедрение КЭП в практику машиностроительных и ремонтных предприятий сдерживается ограниченностью сведений об условиях получения и свойствах композиционных покрытий.

Большинство исследований износостойкости КЭП посвящено покрытиям на основе железа и его сплавов [34,37,44-46], никеля [12,31, 47,48], меди [49-52] и хрома [53-55]. Несмотря на то, что испытания проводились при различных режимах трения и принципиально отличающихся друг от друга условиях с применением в качестве контртела различных материалов, все авторы показывают относительную износостойкость КЭП, значительно большую (в десятки раз) в сравнении с «чистыми» покрытиями. Наибольшее распространение на ремонтных предприятиях получил процесс получения КЭП на основе железа и его сплавов [56-61]. Процесс получения КЭП из таких электролитов имеет высокую производительность, экономичность, экологичность в сравнении с другими покрытиями [62-66]. Вместе с тем, ряд важнейших свойств покрытий практически не изучен. Крайне мало исследованы прочность покрытий при растяжении, ударная вязкость, внутреннее трение, электропроводность, модуль упругости, отражающие связь структуры и свойств покрытий.

Основной целью разработки КЭП являлось повышение износостойкости деталей сельхозтехники. Износостойкость КЭП на основе железа исследовали в основном при трении со смазкой [39,67], без смазки [68,69], при повышенных температурах [70, 71], тогда как работы по определению долговечности в ус-

ловиях изнашивания нежесткозакрепленным абразивом практически отсутствуют. Первые поисковые исследования Г.В. Гурьянова, Е.М. Юдиной, Д.М. Кроитору по применению КЭП на основе железа для восстановления деталей сельхозмашин работающих в массе абразива показали перспективность применения покрытий для повышения износостойкости таких деталей, как плужные лемеха, лапы культиваторов и другие [72-74].

Износостойкость КЭП зависит от природы компонентов материала и их взаимодействия, размеров ДФ, объемного содержания ДФ в КЭП. Для того, чтобы получение композиций на стадии технологического конструирования материала было доступно производству и управляемо, необходимо развитие принципов создания износостойких материалов, критериев выбора составляющих КЭП фаз и связи компонентов структуры материала с его свойствами.

В работах Р.С. Сайфулина, Г.В. Гурьянова и других авторов, посвященных износостойкости КЭП с включением частиц второй фазы различной природы, различных размеров и содержания, проведены исследования по изучению влияния дисперсных частиц на износостойкость и другие физико-механические свойства КЭП. Твердость частиц второй фазы в этих покрытиях изменялась от 1.0 до 50.0 ГПа, размер - от 0.5 до 40 мкм [9, 12, 27, 32-36, 46-48]. Для получения износостойких КЭП используют самые разнообразные химические соединения – от полимерных порошков до алмазов. В работе [53] для повышения износостойкости в условиях абразивного изнашивания использовали наночастицы. Такое разнообразие применяемых дисперсных частиц объясняется тем, что в настоящее время нет единых критериев их выбора по физико-механическим свойствам, размерами, содержанию частиц второй фазы для получения наиболее износостойких покрытий.

Вместе с тем, для формирования износостойких КЭП, работающих в условиях абразивного изнашивания, ввиду особых требований к материалу дисперсной фазы (высокая твердость и прочность; химическая стойкость по отношению к компонентам электролитам; частицы должны смачиваться раствором;

высокая агрегативная и седиментационная устойчивостью) наибольшее применение нашли дисперсные частицы электрокорунда и карбида бора.

На стадии проектирования для априорной оценки прочности КЭП часто пользуются теориями дисперсного упрочнения, в соответствии с которыми частицы упрочняют матрицу, стабилизируя ее субструктуру и лимитируя предельный свободный путь дислокаций [75-79]. Наш опыт использования для оценки прочностных свойств дисперсно-упрочненных КЭП показал их неприемлемость (приложение А и В). Действительно, в КЭП ДФ выступает еще и как активная часть гетерогенного материала, воспринимающая основную нагрузку и распределяющая ее в матрице. Авторы работ [9, 34, 36, 37], посвященных теоретическому анализу причин высокой износостойкости КЭП и исследованиям взаимосвязи их триботехнических свойств со структурой и свойствами материалов, оптимальный состав связывают с прочностью матрицы и способностью удерживать частицы ДФ. В работе [80] предполагается, что оптимальная концентрация ДФ формируется на поверхности в зависимости от условий трения. В ряде работ в качестве первопричины выдвигается формирование твердыми включениями благоприятного рельефа поверхности контртела [9, 81]. Вместе с тем, расчеты оптимального состава КЭП на основе железа с включением электрокорунда и карбида бора, отвечающего наивысшей износостойкости, в литературе имеют очень широкий диапазон: оптимальное объемное содержание ДФ в КЭП – 10...40%(об.); оптимальный размер частиц – 1...40 мкм [9, 12, 46-48].

Таким образом, до настоящего времени не установлены теоретические зависимости, определяющие основные требования, предъявляемые и к структуре и оптимальному составу износостойких КЭП, работающих в условиях абразивного изнашивания. В связи с этим задача определения оптимального состава износостойких КЭП и установление его взаимосвязи с условиями эксплуатации деталей остается весьма актуальной.

Динамические условия работы некоторых восстановленных КЭП деталей машин не могут быть охарактеризованы только усталостной прочностью и из-

носостойкостью. Статистика показывает, что большое количество поломок и аварий в технике является результатом непогашенных колебаний, которые упругие системы не могут погасить. Особую роль играет рассеяние энергии в процессе колебаний, связанное с явлением резонанса. По причине плохих демпфирующих свойств для изготовления валов двигателей и других ответственных деталей не нашли применения многие высокопрочные легированные стали [82]. Имеющиеся в литературе данные о влиянии пористого хрома, серебра и олова указывает на существенное влияние покрытий на демпфирование упругих колебаний [83,84]. Вместе с тем, влияние железа и композиционных электрохимических покрытий на их основе, несмотря на его широкое применение в ремонтном производстве, практически не изучено.

Упругие характеристики композиционных материалов обычно определяются в результате механических испытаний. Получение таких данных во многих случаях представляет достаточно трудоемкую задачу, что делает актуальным развитие методов расчета упругих свойств композитов. Широкое распространение получили приближенные методы, точность которых не вполне удовлетворяет исследователей (приложение А) [85-91]. В то же время вопрос о применении метода конечных элементов, который принципиально позволяет уточнить вычисление упругих характеристик и установить характер распределения напряжений в КЭП еще не нашел достаточного отражения в литературе.

Одним из ярких показателей, характеризующих процесс трения и изнашивания, является шероховатость поверхности [92-94]. Трение и изнашивание КЭП во многом определяется субмикроструктурными характеристиками. Твердые частицы способствуют накоплению дислокационных петель, рассеиванию текстуры, что уменьшает число участков активного адгезионного взаимодействия при трении. Развита за последние десятилетия теория контактирования, трения и изнашивания твердых тел позволяет установить связь между некоторыми параметрами шероховатости поверхности и важнейшими эксплуатационными свойствами [92-94].

Специфичность строения композиционных покрытий (высокая твердость частиц и относительно низкая твердость матрицы) должна сказываться на развитии особого эксплуатационного рельефа при трении, так как различные по твердости фазы композиций оказывают не одинаковое сопротивление деформации и изнашиванию [89-92]. В случае малого содержания ДФ в КЭП шероховатость будет определяться упруго-пластическими свойствами матрицы. При большом объемном содержании, когда всю нагрузку воспринимают твердые включения, профиль будет формироваться за счет неровностей, образуемых твердыми включениями, разрушающимися под нагрузкой. Необходимо учесть третий случай формирования установившейся шероховатости КЭП в процессе изнашивания, когда происходит выкрашивание частиц ДФ в связи с ограниченной прочностью матрицы и недостаточным их сцеплением с матрицей. Таким образом, анализ рельефа поверхности КЭП может служить методом определения оптимального содержания частиц ДФ. Однако работы в данной области практически отсутствуют.

Микротвердость матрицы КЭП зависит от параметров субмикроструктуры, изменение которых определяется главным образом влиянием частиц дисперсной фазы (ДФ) на процесс электроосаждения металла и выделения водорода [9, 12]. Априори наличие ДФ в покрытии повышает рассеяние значений микротвердости матрицы, так как отпечатки могут попадать как в основу, так и в твердые включения, скрытые под слоем металла. Рассеяние измеряемой величины вокруг среднего значения математически выражают через коэффициент ее вариации. Представляет практический интерес исследовать влияние содержания ДФ в КЭП на коэффициент вариации микротвердости матрицы, с целью поиска связи между ним и объемным содержанием ДФ в КЭП.

Образование прочных физико-химических связей между частицами ДФ и матрицей должно изменить характер разрушения покрытий и улучшить их физико-механические свойства [9,12]. Вместе с тем, влияние прочности связи ДФ и матрицы на износостойкость КЭП практически не изучено. технология формирования связи ДФ и матрицы в износостойком покрытии практически не

изучена. Методики, позволяющие определить момент формирования связи, практически отсутствуют.

Образование новых фаз, прочных химических связей между компонентами композиции возможно в случае сообщения извне материалу определенного количества энергии [95-97]. Последнее условие в связи с функциональным назначением покрытий и, как правило, некогерентностью сочетания кристаллических решеток материала матрицы и дисперсной фазы может быть выполнено различными технологическими приемами, в частности нагревом детали с покрытием, например ТВЧ, ЛИ и другими методами [96-98]. В процессе термохимических реакций между составляющими гетерогенного материала можно получить на поверхности детали новый материал с заданными свойствами [99-104]. Вместе с тем, работ, посвященных теоретическому обоснованию и практическому применению электротехнологий к формированию взаимосвязи ДФ и матрицы (для повышения физико-механических свойств композитов) и активизации диффузионных процессов на границе фаз (для получения из компонентов КЭП новых материалов на поверхности деталей), крайне недостаточно или они носят поисковый характер.

1.2 ЭЛЕКТРОТЕХНОЛОГИИ МОДИФИКАЦИИ ИЗНОСОСТОЙКИХ КЭП

В последние годы произошло значительное расширение сферы использования электротехнологий (лазерных, ТВЧ, плазменных, электроннолучевых и других) в производстве. В промышленности методы модификации поверхности с помощью таких технологий наиболее широкое распространение нашли для упрочнения деталей авиационной, автотракторной, сельскохозяйственной техники, оборудования химических, нефтехимических, металлургических и других производств [20, 98, 102-104, 105-117].

Электротехнологии модификации поверхностей деталей используют для улучшения их износостойкости, жаропрочности, коррозионной стойкости и

других свойств [118-122]. Основными преимуществами способа являются: возможность получения покрытия с заданным составом; высокая скорость нанесения; возможность нанесения на детали со сложной конфигурацией; независимость конечной толщины таких покрытий от режима химико-термической обработки и возможность ее регулирования; возможность получения покрытий на металлах и сплавах, не подлежащих модификации химико-термическими методами [123].

Модификацию гальванических покрытий выполняют их насыщением легирующими элементами с последующей термической обработкой для активации физико-химических процессов между наполнителем и матрицей. Насыщение легирующими элементами покрытий осуществляют в процессе электролиза (добавлением солей легирующих металлов, органических соединений, дисперсных частиц) [102, 124-129] или последующей химико-термической обработки (азотирование, цементация, борирование и другие) [130-132]. Для активации физико-химических реакций используют большое количество разнообразных источников: ТВЧ, электронно-лучевой, лазерное излучение (ЛИ), концентрированные световые потоки, а также нагрев в жидких теплоносителях [133-139]. Ввиду существенных преимуществ наиболее широкое применение для модификации гальванических покрытий нашли обработка ТВЧ и ЛИ [140-143].

К дополнительным преимуществам применения обработки ТВЧ для модификации покрытий можно отнести широкое распространение на производстве и относительно небольшую стоимость установок [115,116]. Нагрев ТВЧ достаточно производителен, допускает автоматизацию. К недостаткам можно отнести то, что при нагреве ТВЧ решающее значение приобретают размеры, форма и материал изделия. Неравномерный зазор между индуктором и деталью часто приводит к неравномерности нагрева [114-116].

Анализ работ по модификации покрытий с применением ТВЧ показал, что для термической обработки можно использовать установки серийного изготовления со встроенными пирометрами [114-116]. Частота тока индуктора опреде-

ляется из теплового расчета технологического процесса нагрева. При расчете задается глубина нагреваемого слоя равная толщине наносимого слоя покрытия, температура поверхности и температура на глубине нагрева. В приближенных расчетах параметров индуктора и глубины проникновения тока в металл можно пользоваться усредненные характеристики стали [116]. Вместе с тем, при разработке технологии модификации покрытий с применением ТВЧ необходимо уточнение ряда параметров, например, необходимую температуру обработки КЭП, длительность термического воздействия и другие.

Широкое применение получил метод поверхностного нагрева с использованием лазера [97, 107, 111,112, 117]. Большинство лазерных технологических процессов основывается на тепловом воздействии лазерного излучения на поверхность металлов [97, 117]. Процесс взаимодействия излучения с различными веществами, в том числе с и электролитическим железом, изучен в работах [97, 152-157]. С помощью лазерного излучения можно осуществлять контролируемый нагрев металла, осуществляя процессы модификации в твердой фазе или с равномерным переплавлением тонкого поверхностного слоя. Лазерный луч для получения необходимой плотности мощности излучения может фокусироваться с помощью специальной оптической системы в пятно небольших размеров. Высокая плотность лазерного излучения дает возможность избежать нагрева металла на значительную глубину и почти полностью исключает деформацию деталей. Кроме того, большая глубина фокусировки лазерного луча позволяет упрочнять изделия неправильной формы, например шейки и кулачки коленчатых и распределительных валов тракторов и автомобилей, без подстройки оптической системы [156]. Высокие скорости нагрева и охлаждения сталей с различным содержанием углерода способствуют получению модифицированного слоя твердостью выше, чем при закалке ТВЧ [158,159]. К недостаткам лазерной обработки можно отнести высокую стоимость лазерных установок. В связи с этим применение установок эффективно только в массовом и крупносерийном производстве.

Модификацию гальванических покрытий с применением ЛИ и ТВЧ изучали на примере КЭП железо-углерод [102, 103], железо-бор и железо-карбид бора [104]. Анализ работ по модификации КЭП с включением частиц ДФ показывает, что их целью было совершенствование свойств матрицы (повышение износостойкости, жаропрочности и других) без сохранения гетерофазности материала [102, 104]. В качестве ДФ использовали коллоидные (0,05...0,1 мкм) или высокодисперсные (0,1...1,0 мкм) частицы. Повышение износостойкости в разнообразных условиях составляло 1,5...2 раз в сравнении с «чистыми» покрытиями. Вместе с тем, исследования по модификации КЭП с дисперсными частицами диаметром 10...20 мкм, обеспечивающими наибольшую износостойкость в условиях абразивного изнашивания, не проводились. Не исследовано влияние методов электромодификации покрытий на важнейшие физико-механические свойства и работоспособность в условиях динамического нагружения. Хотя во всех работах отмечается, что модифицированные покрытия обладают более высоким уровнем внутренних напряжений [104,157].

Таким образом, можно сделать следующие выводы: обработка ЛИ КЭП возможна и приводит к общему изменению структуры покрытий, частичному растворению частиц ДФ и образованию новых химических соединений; позволяет повысить микротвердость основы до 9...10 ГПа, что возможно за счет образования карбидов и боридов железа, обладающих высокой твердостью; покрытия после обработки лазером не отслаиваются, в случае неполной обработки всего слоя покрытия будут иметь прочность сцепления на уровне «чистых» покрытий; лазерная обработка может быть финишной операцией, так как незначительно изменяет микрогеометрию поверхностного слоя КЭП.

1.3 ПРОБЛЕМЫ ЭЛЕКТРОМОДИФИКАЦИИ КЭП

Наибольшее внимание проблемам взаимодействия дисперсной фазы и матрицы в композитах уделяли внимание при изучении покрытий полученных плазменным путем и спеканием материалов [160 - 163]. Согласно теории [160], обра-

зование соединения между частицами ДФ и матрицей протекает в три последовательных стадии: образование физического контакта между частицей и матрицей; химическое взаимодействие материалов на границе раздела фаз; объемное взаимодействия, сопровождающееся релаксацией упругих сил.

Физический контакт между компонентами КЭП является наиболее важным условием, определяющим дальнейшее химическое взаимодействие материалов матрицы и ДФ. Получение компактных осадков, в которых ДФ плотно окружена матрицей, зависит от природы ДФ, ионного состава электролита и его рН, условий электролиза, добавок поверхностно-активных веществ [9, 12].

Наши экспериментальные данные и опыт других исследователей показывает, что формирование КЭП с дисперсными частицами легче происходит из электролитов железнения. Режимы, при которых из электролитов железнения получают плотные гладкие осадки с заданными свойствами, широко изучены в работах [8-10, 12-16]. Наиболее гладкие покрытия получают в случае, если в качестве ДФ используют диэлектрики и полупроводники [9]. К материалу ДФ предъявляются особые требования: химическая стойкость по отношению к компонентам электролита; частицы должны смачиваться раствором; обладать высокой агрегативной и седиментационной устойчивостью. Наиболее полно этим требованиям удовлетворяют электрокорунд, карбид бора, карбид кремния, диоксид кремния [9, 12, 32]. Вместе с тем, необходимо изучить влияние легирующих добавок на формирование монолитных равномерных осадков железа с ДФ.

В КЭП формирование контакта между частицами ДФ и материалом основы происходит за счет микропластической деформации, обусловленной особенностями процесса электролитической кристаллизации. Существенным обстоятельством, способствующим этому, является тесная взаимосвязь компонентов покрытия, наличие структурных несовершенств поверхности раздела ДФ и матрицы. Прочность сцепления частиц с матрицей по противоречивым данным разных авторов колеблется от 1 до 10 МПа [9, 12, 32]. Вместе с тем, априори, можно утверждать, что энергии процесса электрокристаллизации не-

достаточно для образования прочных связей в гетерогенном материале и активации химических реакций между ДФ и матрицей. По сравнению с энергией активации большинства металлов (1,35...1,65 эВ) или неметаллических частиц (3,5 эВ и более) значение энергии дислокаций при кристаллизации металла при электролизе составляет 0,02...0,03 эВ на атом, что недостаточно для обеспечения связи ДФ с матрицей [97,160-162].

Энергия активации зависит от природы дисперсных частиц и матрицы [160-166]. Для активации оксидов, требуется значительно большая энергия, чем для соединений металлов, а следовательно, более высокая температура начала процесса химического взаимодействия. Объемные процессы взаимодействия развиваются быстрее у тех пар металл-частица, у которых атомные диаметры металлов отличаются не более чем на 10%. В общем случае энергия активации равна половине энергии связи атомов для металлов или половине энергии сублимации для неметаллических частиц [160-162]. Развитию химического взаимодействия между ДФ и матрицей способствует так называемое контактное эвтектическое плавление, наблюдаемое при контактировании металла и карбидообразующих соединений [160]. В отличие от плазменных покрытий и порошковой наплавки КЭП имеют высокую прочность сцепления с основой (до 500 МПа), без пор, ДФ плотно окружена материалом матрицы. В КЭП формирование контакта происходит за счет микропластической деформации, обусловленной особенностью процесса электрокристаллизации. Таким образом, для образования химических связей потребуется значительно меньше энергии, что снизит температурное воздействие на упрочняемую деталь. Однако частицы ДФ могут быть покрыты различными хемсорбированными соединениями, гидроксидом железа, что может влиять на образование химических связей на границе между частицами и матрицей.

В литературе особое внимание уделяется взаимодействию ДФ и матрицы композитов при борировании [164-166]. Повышенный интерес к данному процессу обусловлен возможностью получения в поверхностной зоне изделий моно- или многофазных боридных слоев, характеризующихся уникальным ком-

плексом физико-химических свойств при обработки широкой гаммы конструкционных и инструментальных сталей и сплавов. Использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения порошковых насыщающих сред позволяет, не изменяя общей схемы процесса, в широких пределах варьировать исходными компонентами металлооксидной композиции и получать в результате насыщающие среды различных типов, требуемой активности и гранулометрического состава. Рассмотренные в литературе физико-химические аспекты образования боридов железа и экспериментальные исследования показали, что ответственным фактором получения того или иного типа боридного покрытия является главным образом вид борсодержащего вещества [165]. Так, для получения боридного слоя на железе и его сплавах, в качестве основы насыщающей среды можно использовать бор, бориды металлов, карбид бора. При осаждении КЭП из ЭС, наиболее приемлемы из них оксид и карбид бора [165,166].

Вместе с тем, требуют дальнейшего изучения и вопросы структурных изменений, происходящие при высокотемпературном нагреве покрытий, так как они в значительной степени определяют их физико-механические свойства и износостойкость [9,47,83,167].

При протекании реакции между компонентами КЭП можно получить соединения, приводящие к изменению объема покрытий и к соответствующему изменению уровня их остаточных внутренних напряжений (ВН) [168-170]. Они будут зависеть от кристаллической структуры и удельного объема (плотности) образующихся соединений, что приведет либо уменьшению, либо к увеличению ВН. Это особенно важно учитывать при восстановлении деталей, работающих в условиях динамического нагружения [171-174]. Таким образом, необходимо рассмотреть объемные изменения покрытий при использовании в качестве ДФ соединений различной природы (например, карбида кремния, карбида ванадия и других).

2. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ И ОБЩАЯ МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Применение КЭП для повышения ресурса восстановленных и новых деталей сельскохозяйственной техники является актуальным и представляет большой практический интерес. Вопросы теории, исследование свойств КЭП, практика их получения и применения нашли отражение в статьях и монографиях советских ученых [1-20 и др.], а также в работах зарубежных исследователей [38-43 и др.]. Обобщение литературных данных позволяет сделать вывод, что получение композиционных покрытий является важным направлением развития современной гальваностегии, которое отвечает возрастающим требованиям современной техники к надежности и долговечности конструкционных материалов.

Исследователи, создающие износостойкие КЭП, руководствуются теориями, которые недостаточно учитывают физико-химические аспекты взаимодействия материалов матрицы и ДФ при формировании общей прочности и износостойкости материалов [75-79]. Вместе с тем, свойства КЭП зависят не только от физико-химических свойств составляющих, но и от прочности связи между ними [9,12]. Максимальная прочность и износостойкость КЭП достигается, если на границе между матрицей и наполнителем происходит образование прочной химической связи, что можно обеспечить термическим воздействием на поверхность детали, например, с помощью ТВЧ или ЛИ [96-98]. Вместе с тем, термическое воздействие может привести к изменению как физико-механических свойств покрытий, так и их общей гетерогенной структуры (растворению дисперсной фазы в матрице с образованием новых фаз), что нарушит основной принцип формирования износостойкости – правило Шарпи [160-166]. Вместе с тем, в известных нам исследованиях данные вопросы модификации покрытий не рассматривали.

Все исследователи отмечают в качестве одного из главных достоинств КЭП значительное (в десятки раз) повышение износостойкости и прочности. Однако до настоящего времени не установлены зависимости износостойкости и прочности КЭП от структурных свойств их компонентов [9,12,46-48]. Работа разнородных материалов, составляющих композит, дает эффект, равносильный созданию нового материала, свойства которого отличаются от свойств каждого из его составляющих. Вместе с тем, не определены основные требования, предъявляемые к структуре и физико-механическим свойствам материалов, используемых для их получения. Исследователи, создающие износостойкие КЭП, вынуждены руководствоваться лишь теориями дисперсного упрочнения материалов. Но эти теории в данном случае не приемлемы, так как функциональные свойства и назначение ДФ в дисперсноупрочненных и износостойких КЭП отличаются. Размеры частиц ДФ, используемых для получения КЭП варьируются от наноразмеров до 100 мкм [32-36]. Для их получения используют самые разнообразные химические соединения - от полимерных порошков и дисульфида молибдена до алмазов.

Для решения проблемы повышения качества матрицы КЭП разработаны различные технологические приемы [46-48, 56-61 и другие]. Однако их возможности раскрыты недостаточно вследствие ограниченности исследований взаимосвязи условий воздействия на обрабатываемую поверхность с физико-механическими свойствами покрытий, из которых "выпали" структурные аспекты проблемы. В большей степени вопросы поиска и анализа непосредственной зависимости механических свойств от дислокационной структуры осадков, полученных при различных условиях электролиза и других видах обработки покрытий, раскрыты на примере электролитического железа [16, 30, 37-44]. Свойства железных покрытий объяснены особенностями их структуры, возникающей в результате пластической деформации двойникованием, в процессе электрокристаллизации, роста осадков при электролизе и закрепления дефектов структуры чужеродными частицами (водородом, частицами гидроксидов и другими). Реализация природных возможностей упрочнения «чистого»

железа и его сплавов посредством его пластической деформации вплоть до предельного состояния и разрушения позволяет получить наибольшую износостойкость электролитических покрытий на уровне стали 45 закаленной до твердости 4,5...5,5 ГПа. Переупрочненные и разрушенные осадки в процессе трения и износа интенсивно диспергируются с поверхности вследствие развития и объединения субмикротрещин, возникающих при формировании покрытий. Для устранения противоречия между широкими технологическими возможностями электрохимического метода восстановления и упрочнения деталей и ограниченной областью рационального применения железных осадков необходимо изыскать новые технологические способы и приемы повышения их качества и износостойкости.

Структурно-чувствительные свойства металлов представляют большой интерес для анализа и контроля изменений их структуры в процессе модификации [169,175]. К ним относятся электрофизические свойства: электросопротивление и термоЭДС. Наличие зависимости между такими свойствами и структурой материала, в частности полученного в форме электролитических покрытий, позволяет, с одной стороны, создавать покрытия с разными свойствами, а с другой – дает возможность изучать и контролировать процесс их модификации при различных видах обработки (например, с помощью ТВЧ, лазера и других методов). Следует заметить, что контроль электросопротивления и термоЭДС легко осуществим, не требует больших затрат и сложного оборудования. Поэтому изучение изменений электрофизических свойств композиционных электрохимических покрытий (КЭП) и определение взаимосвязи этих свойств с фазовыми и структурными превращениями при термической обработке представляет интерес.

Изучение влияния электротехнологий модификации, на примере нагрева ТВЧ и ЛИ, на работоспособность КЭП и выбор оптимального сочетания структуры и состава покрытий позволит разработать технологический процесс электромодификации покрытий на деталях машин. Вместе с тем, окончательным критерием выбора технологических параметров процесса могут быть только

эксплуатационные испытания деталей с покрытиями.

Цель работы. Усовершенствовать технологию КЭП и разработать теоретические основы их электротермической обработки для восстановления деталей сельскохозяйственной техники.

В соответствии с целью были сформулированы **задачи работы:**

– определить направление развития технологии восстановления и повышения долговечности деталей сельскохозяйственной техники износостойкими КЭП на основе анализа достижений науки в области технической эксплуатации машин и оборудования;

– разработать теоретические основы электротермической обработки КЭП, обосновать возможность повышения их физико-механических свойств;

– изучить особенности влияния электротермической обработки КЭП на их структуру, основные физико-механические свойства и повышение работоспособности в условиях абразивного изнашивания; разработать методы прогнозирования и экспресс-мониторинга их некоторых физико-механических свойств;

– разработать технологические основы электротермической обработки КЭП, установить связь вида и параметров электротермической обработки КЭП с условиями эксплуатации и конструктивно-технологическими параметрами деталей;

– усовершенствовать существующие, разработать и внедрить новые технологические процессы восстановления и повышения долговечности быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники модифицированными КЭП, выполнить их технико-экономическое обоснование.

2.2. ОБЩАЯ МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Для решения поставленных в работе задач была принята следующий алгоритм исследований (рис.2.1).

Установка для нанесения покрытий на образцы включала электролизеры, источник тока, термостат, приборы для регулирования и контроля параметров электролиза (рис.2.2). Источником тока служили выпрямители типа ВСА-6А и ВАК – 600(12/6). Раствор подогревался и стабилизировался по температуре с точностью $\pm 1^\circ\text{C}$ с помощью термостата U-7. Кислотность контролировали иономером ЭВ-74. Анодную обработку образцов и деталей проводили в 30% растворе серной кислоты при плотности тока $70\dots 75 \text{ А/дм}^2$, температуре $18\dots 23^\circ\text{C}$ в течении $80\dots 90 \text{ с}$. Режимы проведения обработки назначались согласно рекомендациям литературы [9,29,47].

В качестве базового электролита железнения был выбран раствор железа хлористого ($\text{FeCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ – 500 г/л) - один из самых производительных и широко применяемых в практике [9,15,16 и др.].

Образцы для исследования влияния «чистого» электролитического железа и его сплавов на механические свойства получали в стеклянном цилиндре вместимостью 3 дм^3 (рис.2.2). При нанесении композиционных покрытий использовали специальную ванну объемом 5 дм^3 (рис.2.3).

Конструкция ванны с вогнутым дном и перегородкой, отделяющей пропеллерную мешалку от зоны расположения электродов, позволяла создавать восходящий поток с равномерным распределением частиц во всем объеме электролита. Поток ЭС в рабочую часть ванны поступал через перфорированное дно – успокоитель. Для контроля скорости потока был разработан и установлен в отдельной секции расходомер с дифференциальным манометром типа Вентури (5). Ванну, перфорированное дно – перегородку и все детали расходомера изготавливали из винипласта, которые после сборки обрабатывали 30% раствором серной кислоты для исключения выделения составляющих материала в процессе электролиза. Струйное перемешивание осуществляли с помощью пропеллерной мешалки (4), изготовленной на базе лабораторной мешалки МЛТ-3 со ступенчатой регулировкой частоты вращения привода, которую устанавливали в отдельной секции.

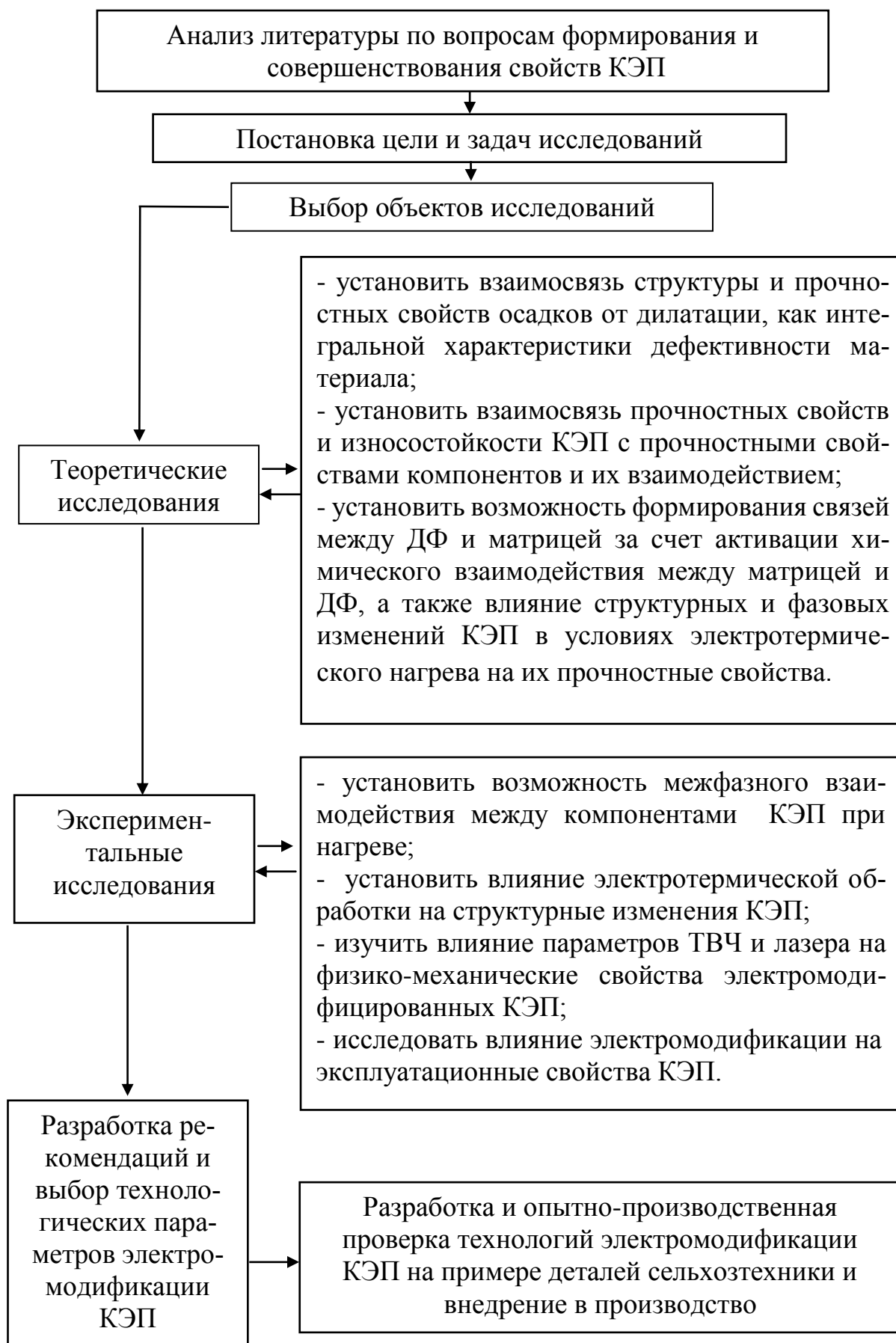
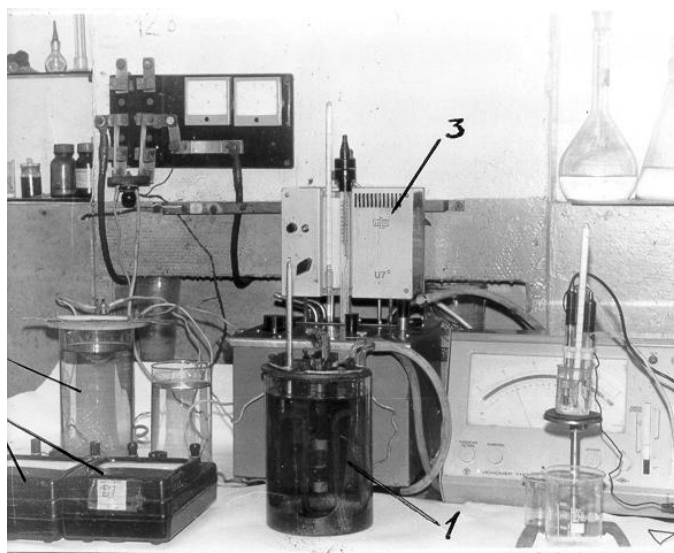


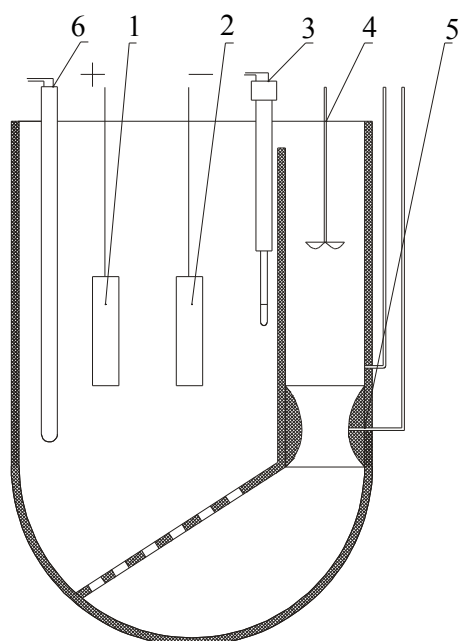
Рисунок 2.1 - Алгоритм исследований

Изготовление лопастей пропеллера мешалки из малоуглеродистой стали позволяет исключить накопление ионов Fe^{3+} в электролите. Скорость потока ЭС устанавливали на основании рекомендаций [46]. Равномерность содержания ДФ в ЭС контролировали весовым анализом проб, отобранных в строго установленных точках ванны.



- 1-ванна железнения;
- 2-ванна анодной обработки;
- 3-термостат;
- 4-приборы для контроля электрических параметров

Рисунок 2.2 – Экспериментальная установка для нанесения покрытий на образцы



- 1 - анод;
- 2 - катод;
- 3 - термометр;
- 4 - мешалка;
- 5 - расходомер Вентури;
- 6- контактный нагреватель

Рисунок 2.3 - Устройство для нанесения КЭП, с контролируемой гидродинамикой потока

Для изучения влияния легирующих и буферных добавок на свойства покрытия электролитические сплавы получали введением в базовый электролит железнения солей никеля ($\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ ГОСТ 4465-74, $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ГОСТ 4038-79), кобальта ($\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ ГОСТ 4462-78, $\text{CoCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ГОСТ 4525-77), алюминия ($\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ ГОСТ 3758-75) и натрия ($\text{Na}_2\text{H}_4\text{C}_4\text{O}_6 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ ГОСТ 22280-76). Кислотность растворов поддерживали добавлением разбавленной 1:5 соляной кислоты (ГОСТ 3118-77). Электролит-суспензию готовили введением в электролиты микропорошков электрокорунда белого (марок М2, М10, М14, М20, М40), карбида бора (М7, М10, М20), карбида кремния (М14), оксида кремния (М14). Содержание порошков изменяли в пределах 25...150 кг/м³. КЭП после нанесения стабилизировали в течение 10...20 суток хранения. Микропорошки перед введением в электролит предварительно не обрабатывали, навеску необходимой массы порошка смешивали с небольшим количеством раствора в отдельной емкости до полного смачивания частиц и доводили рН до рабочего значения, после чего небольшими порциями вводили в электролит при постоянном перемешивании. Рабочий раствор перемешивали в течении 0,5 часа, затем вновь контролировали по составу и корректировали по рН. Режим перемешивания во всех опытах поддерживали постоянным. Положение катодов относительно анодов и стенок электролизера строго фиксировались специальными приспособлениями.

Электролиты готовили из реактивов квалификации “ХЧ” и “ЧДА”, которые корректировали по концентрации компонентов и рН добавлением соответствующих кислот и солей. Состав электролитов поддерживали в пределах ± 1 г/л и контролировали с помощью количественного химического анализа по стандартным методикам [176-178].

Термическую обработку ТВЧ выполняли на установке типа ИЗ-250-66. Температуру нагрева (Т, от 200°С до 1200°С) контролировали пирометрически. Обработку ЛИ производили на установке «TRUMPF» L2530. Интенсивность термообработки изменяли мощностью ЛИ, скоростью перемещения пятна нагрева, расстоянием между параллельными дорожками. Частоту импульсов и

диаметр луча лазера во всех опытах поддерживали постоянными. Режимы лазерной обработки образцов с КЭП предусматривали нагрев без оплавления покрытия (мягкий режим), с частичным оплавлением покрытия (жесткий), полным переплавлением покрытия и подложки (очень жесткий). Температуру поверхности образцов в процессе обработки устанавливали расчетным методом [97].

В работе использованы экспериментальные методы изучения морфологии, структуры и текстуры покрытий и матриц КЭП: состава покрытий - стереометрическим металлографическим анализом [179]; металлографический анализ с помощью микроскопов МБС-9, МИМ-8; рентгенографический с помощью аппарата ДРОН-3М; электронномикроскопический с помощью РЭМ «Tesla BC-300», профилографирование с помощью прибора «MarSurf PS1».

При изучении электрофизических свойств покрытий определяли их плотность (ГОСТ 20018-74), термоЭДС и электросопротивление (четырёх контактная схема с помощью моста одинарного типа Р333) [49,169,175].

Основные механические методы изучения свойств покрытий включали: измерение микротвердости (по ГОСТ 9450-76), упругих свойств (динамическим резонансным методом) [84, 180], внутренних напряжений (метод гибкого катода) [49, 171], прочности сцепления (метод кольцевого сдвига) [29, 47], прочность покрытий на растяжение (метод разрыва колец из материала покрытия) [47,84,181], демпфирующей способности (метод измерения логарифмического декремента затухания поперечных колебаний консольных образцов) [84, 182], ударную вязкость (ГОСТ 9454 – 78). Исследование износостойкости покрытий проводили по схеме ролик-колодка (ГОСТ 23.208-79). Фазовые и химические превращения в КЭП изучали рентгенофазовым [183,184], дифференциальным термическим и термографическим анализом (с помощью дериватографа типа МОМ) [185], контролем термоЭДС и электросопротивления [186].

Эксплуатационные испытания быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники с модифицированными КЭП выполняли на предприятиях Брянской области.

2.3 СПЕЦИАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ КЭП

Одной из наиболее актуальных проблем обеспечения качества и надежности технологии нанесения КЭП является контроль состава, физико-механических и эксплуатационных свойств материала покрытия, основанный на косвенных измерениях [187-189]. В первую очередь это связано с разработкой методов и технических средств измерения и расчета, позволяющих оперативно получать требуемый объем информации. Решению этой проблемы посвящен настоящий раздел диссертационной работы, в котором предложены новые методы: определения субмикроструктуры матрицы КЭП по ее дилатации, определения содержания ДФ в покрытии по рассеянию микротвердости, оптимизации износостойкости КЭП по установившейся шероховатости и метод априорной оценки упругих свойств композитов с помощью МКЭ [229,233,234,240,241].

Микротвердость матрицы КЭП зависит от параметров субмикроструктуры, изменение которой определяется главным образом влиянием частиц дисперсной фазы (ДФ) на процесс электроосаждения металла и выделения водорода [9, 12]. Априори наличие ДФ в покрытии повышает рассеяние значений микротвердости матрицы, так как отпечатки могут попадать как в основу, так и в твердые включения, скрытые под слоем металла. Рассеяние измеряемой величины вокруг среднего значения математически выражают через коэффициент ее вариации [190]. Представляет практический интерес исследовать влияние содержания ДФ в КЭП на коэффициент вариации микротвердости матрицы, с целью поиска связи между ним и объемным содержанием ДФ в КЭП.

Приступая к анализу условий происхождения и формирования дефектов структуры электролитических железных покрытий с целью установления закономерностей изменения механических свойств, не имеет смысла давать подробное описание всех встречающихся в них дефектов, которые подробно изложены в работах [9, 191,192]. Все нарушения укладки атомов в решетке (дефекты структуры) точечные, одномерные, а также трехмерные дефекты (например, микропоры), которые по определению относятся к микроструктуре и не требуют

анализа на атомном уровне, неизбежно приводят к дилатации и изменению металла. Таким образом, для оценки общей дефективности материалов, на наш взгляд, при рассмотрении данной проблемы одним из параметров, характеризующих субмикроструктуру покрытий, которым можно оперировать, может являться дилатация.

Высокую износостойкость КЭП связывают с тем, что твердые частицы, выступая в процессе изнашивания из относительно мягкой матрицы, являются теми площадками контакта, которые при трении подвергаются наиболее интенсивному нагружению. Обладая высокими физико-механическими свойствами, они предотвращают адгезию металлических поверхностей и схватывание, а также способствуют лучшему распределению смазки по рабочей поверхности сопрягаемых деталей при ее недостаточной подаче в сопряжение. По моделям классической усталостной теории прочности, «лепестковой» теории изнашивания Н.П.Су, термофлуктуационной теории С.Н. Журкова и В.Р. Регеля, адгезионной Е.Арчарда и Е.Хорнбогена, энергетической Г.Флейшера и Г.Грегера трение обусловлено сочетанием свойств материалов матрицы и частиц, их поверхностной энергией, структурными особенностями, внешними условиями [193,194]. В случае приложения распределенной нагрузки, напряжения в приповерхностном слое матричного материала существенно ниже, чем в приповерхностном слое твердых включений. Это происходит потому, что равномерно распределенная нагрузка одинаково деформирует как матрицу, так и включения, однако, поскольку модуль упругости матрицы ниже, чем модуль упругости включений, напряжения в матрице оказываются соответственно меньшими [195]. Таким образом, анализ условий повышения износостойкости «чистых» покрытий и КЭП в различных условиях испытаний показал, что триботехнические свойства теснейшим образом связаны с прочностью взаимодействующих разнородных материалов, составляющих композицию. Вместе с тем, в ряде работ в качестве первопричины выдвигается формирование твердыми включениями благоприятного рельефа поверхности контртела [80, 194].

Упругие характеристики композиционных материалов обычно определяются в результате механических испытаний. Получение таких данных во многих случаях представляет достаточно трудоемкую задачу, что делает актуальным развитие методов расчета упругих свойств композитов. Теоретические оценки упругих характеристик композиционных материалов с дисперсными включениями рассматривались в ряде работ [196, 197]. Широкое распространение получили приближенные методы («правило смесей», энергетический метод, метод Рейли и др.), точность которых не вполне удовлетворяет исследователей. В то же время вопрос о применении в данном случае метода конечных элементов, который принципиально позволяет уточнить вычисление упругих свойств характеристик, еще не нашел достаточного отражения в литературе (приложение А). Изложенное выше потребовало разработки некоторых специальных методик исследования и экспресс-методов контроля свойств покрытий, которые были использованы в работе и рекомендованы производству [228,229,233, 240,241 и другие].

2.3.1 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЕМНОГО СОДЕРЖАНИЯ ДИСПЕРСНОЙ ФАЗЫ В КОМПОЗИТЕ МЕТОДОМ МИКРОТВЕРДОСТИ

Если исходить из известной модели расширяющейся сферической полуплоскости, образующейся под отпечатком диаметром d_H , линиями равной твердости и интенсивности деформаций (изостатами) будут семейства полусферических поверхностей с общим центром, находящимся в точке пересечения оси отпечатка с исходной поверхностью образца (рис. 2.4) [198]. В зоне отпечатка может находиться твердая частица с приведенным диаметром d_f , координаты расположения которой будем характеризовать диаметром изостаты D_{Hf} . Поверхность ее проходит через центр фазы при произвольном взаимном расположении фазы и отпечатка. Влияние координаты расположения фазы зависит от градиента напряжений и деформаций под отпечатком. Для оценки этого

градиента приравняем микротвердость удельной работе деформации A при вдавливании [199].

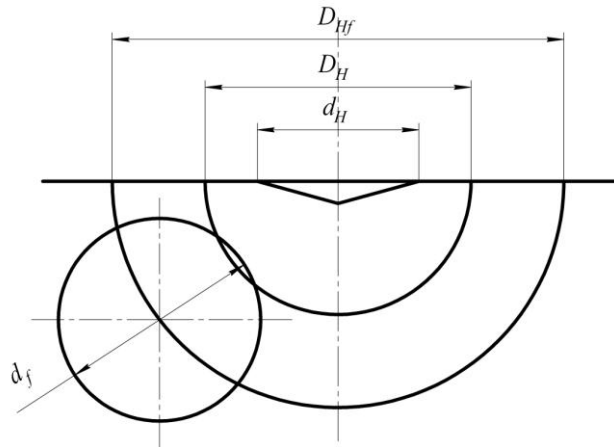


Рисунок 2.4 - Характерные размеры твердых частиц ДФ и отпечатка индентора для описания модели

Работа A связана с напряжениями σ , эквивалентными микротвердости H_μ , и эффективными деформациями ее под отпечатком известным интегралом

$$A = \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon, \quad (2.1)$$

где ε - относительная деформация.

Модель полуполости позволяет принять, что эта работа уменьшается с увеличением диаметра изостаты D_H по степенному закону $(d_H/D_H)^m$, который и будет определять характер изменения микротвердости под влиянием фазы, расположенной в зоне отпечатка [198, 199]. Очевидно, что при любых значениях m сохраняется неравенство $D_{Hf} > D_H > (D_{Hf} - d_f)$. Это неравенство получено из суперпозиции влияния на микротвердость структурно-неоднородного материала H_μ фактора аддитивности и степенного закона уменьшения работы A . Если встречное влияние этих двух факторов полностью компенсируется, то в интервале $D_{Hf} \geq D_H > (D_{Hf} - d_f)$ влияние фазы на изменение микротвердости H_μ будет постоянным. Поэтому можно записать, что $D_H = D_{Hf} - d_f + \Delta$, где Δ — некоторая искомая величина, пропорциональная по условиям нормирования, заложенным в степенном законе, размеру отпечатка. Величину Δ можно оценить из

граничных условий. В одном крайнем случае, когда диаметр d_H мал, а, следовательно, находится на достаточном удалении от твердого включения, присутствие ДФ не сказывается на величине измеряемой микротвердости и она равна микротвердости матрицы. С увеличением нагрузки на индентор наступает момент, когда $d_H = D_{Hf}$. При этом вся первая половина фазы оказывается перекрытой отпечатком, а влияние фазы на твердость H_μ достигает максимума. Когда фаза расположена в районе оси вдавливания, в момент отмеченного максимума и в дальнейшем $D_H = d_H$. В другом предельном случае фаза выходит на поверхность $d_f/D_{Hf} = 1$, измеряется твердость фазы $H_{\mu f}$.

С учетом приведенных рассуждений можно принять в первом приближении, что $\Delta = d_H (d_f/D_{Hf})$. Тогда для изменения микротвердости H_μ под влиянием двух рассмотренных геометрических факторов получим следующее выражение

$$\Delta H_\mu \sim C_f (d_f/D_{Hf})^2 (d_H/D_H)^m. \quad (2.2)$$

С учетом аддитивности влияния твердостей различных структурных составляющих на суммарную микротвердость КЭП получаем следующее выражение, удовлетворяющее отмеченным граничным условиям:

$$H_\mu \sim H_{\mu m} + (H_{\mu f} - H_{\mu m}) (C_f (d_f/D_{Hf})^2 (d_H/D_H)^m), \quad (2.3)$$

где $H_{\mu m}$ и $H_{\mu f}$ — микротвердость матрицы и ДФ.

Если взять два случая измерения микротвердости, в одном из которых под отпечатком нет частицы ДФ, а в другом оказывается частица диаметром d_f , то коэффициент вариации (ν) будет определяться выражением:

$$\nu = \frac{H_{\mu f} - H_{\mu m}}{H_{\mu f} + H_{\mu m}}. \quad (2.4)$$

Для равномерно распределенных частиц ДФ по объему зависимость коэффициента вариации микротвердости от размера отпечатка и его расположения (при $d_f/D_{Hf} = const$) приобретает вид, показанный на рис. 2.5. Из характера зависимостей $\nu = f(d_H/D_H)$ видно, что с увеличением диаметра отпечатка (нагрузки на индентор) коэффициент вариации увеличивается и пропорционален диаметру частицы. Если среднее расстояние между частицами, расположен-

ными в гексагональной решетке, принять за единицу, то объемное содержание будет определяться выражением [9]:

$$V_{\text{дф}} = 0,7405 d_f^3. \quad (2.5)$$

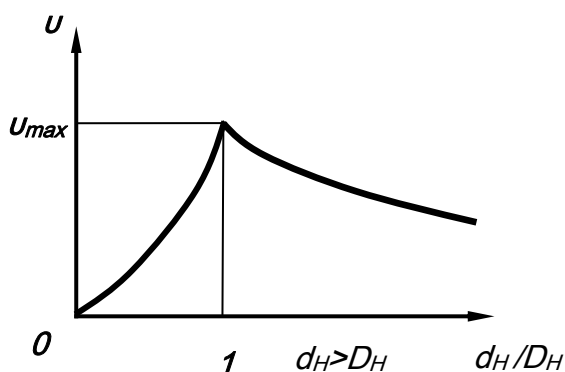


Рисунок 2.5 - Зависимость коэффициента вариации от размера отпечатка и расстояния между частицами ДФ при $d_f/D_{\text{дф}} = \text{const}$

Откуда следует, что максимум величины коэффициента вариации микротвердости пропорционален объемному содержанию ДФ в КЭП:

$$d_f/D_{\text{дф}} \sim V_{\text{дф}}^{1/3}. \quad (2.6)$$

При установлении эмпирической зависимости между объемным содержанием ДФ в КЭП ($V_{\text{дф}}, \% \text{об.}$) и коэффициентом вариации микротвердости ($v, \%$) использованы покрытия железо-никель-электрокорунд (порошок марки М14), полученные авторами в работе [46]. В исследованиях использовали образцы из стали 35, на которые наносили покрытия толщиной $0,5 \pm 0,1$ мм. Объемное содержание ДФ в КЭП определяли на микрошлифах методом количественной стереометрической металлографии [179]. Микротвердость матрицы ($H_{\text{мсп}}$) определяли с помощью прибора ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76. Число измерений микротвердости (n) составляло от 20 до 30. Коэффициент вариации микротвердости определяли с помощью следующего выражения [190]:

$$v = \frac{\sqrt{\sum_{i=1}^n (H_{\mu i} - H_{\text{мсп}})^2}}{\sqrt{n-1} \cdot H_{\text{мсп}}} \times 100\%, \quad (2.7)$$

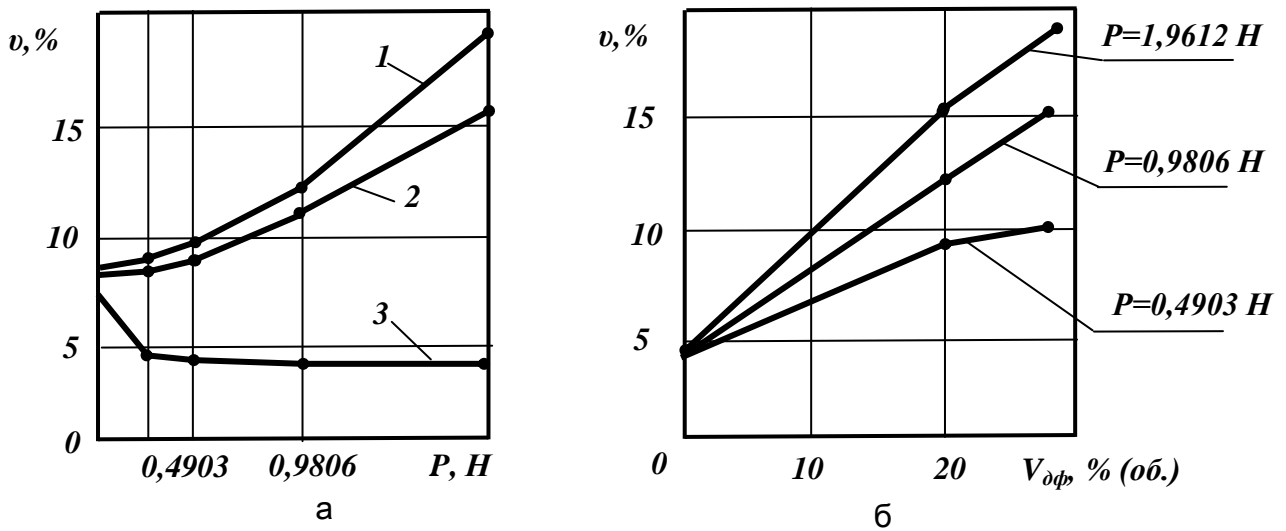
где $H_{\mu i}$, при $i=1, 2, \dots, n$ – значение микротвердости при i -ом измерении; $H_{\text{мсп}}$ – среднее значение микротвердости.

Для «чистых» гальванических покрытий значения ν минимальны для различных отпечатков (рис. 2.6,а). Очевидно, что для «чистого» электролитического железа изменение микротвердости от глубины проникновения индентора в большей степени зависит от вида подготовки поверхности образцов. При «большой» глубине проникновения алмазной пирамиды (нагрузках на индентор 0,9806 Н (100 гс) и более) микротвердость не зависит от величины приложенной нагрузки (см. рис. 2.5,а).

При вдавливании индентора в металл в силу высокой концентрации напряжений под вершиной алмазной пирамиды сразу реализуется размножение дислокаций, происходящее практически одновременно по всем возможным системам скольжения, и последующее упрочнение.

Если считать, что подвижность дислокаций вблизи поверхности выше, чем в объеме металла, то начальные этапы деформирования при микровдавливании должны характеризоваться повышенной скоростью деформации и степенью деформационного упрочнения металла под индентором. Значит, чем меньше нагрузка, тем больше результирующее упрочнение материала в области отпечатка, что проявляется в росте коэффициента вариации микротвердости (рис. 2.6,а) и общей величины микротвердости матрицы. Исходя из представлений о субмикроструктуре нарушенного слоя при механической обработке, можно считать, что экстремумы на кривой микротвердости в зависимости от глубины проникновения индентора, в первом приближении, соответствуют границам подслоев и глубина проникновения индентора, на которой микротвердость не изменяется, соответствует общей глубине нарушенного слоя. Это отмечается в литературе по изучению глубины нарушенного слоя различными методами [97].

Наличие ДФ в КЭП приводило к увеличению рассеяния микротвердости (рис. 2.6,а). Минимальное значение коэффициента вариации микротвердости для различного объемного содержания ДФ в покрытии наблюдалось при минимальной нагрузке на индентор (рис. 2.6,а). С увеличением нагрузки связь V_{df} с ν становилась более явно выраженной (рис. 2.6,б).



1 – $V_{дф}=28,4\%(об.)$; 2 – $V_{дф}=20,2\%(об.)$; 3 – $V_{дф}=0$

Рисунок 2.6 – Зависимость коэффициента вариации микротвердости:

а) от нагрузки на индентор P ; б) от содержания ДФ в КЭП

Изменение коэффициента вариации (при увеличении объемного содержания ДФ в КЭП ($V_{дф}, \%(об.)$)) от минимального значения до 28...30 % (об.) в зависимости от нагрузки на индентор, можно описать различными уравнениями регрессии II порядка, полученными на основе статистической обработки экспериментальных данных (приложение Б):

$$\text{при } P=0,4903 \text{ Н и } 4,8\% < v < 10\%, \quad V_{дф} = 0,438 v^2 - 2,129 v + 4,8; \quad (2.8)$$

$$\text{при } P=0,9806 \text{ Н и } 4,8\% < v < 15\%, \quad V_{дф} = 0,141 v^2 - 0,619 v + 4,8; \quad (2.9)$$

$$\text{при } P=1,9612 \text{ Н и } 4,8\% < v < 18\%, \quad V_{дф} = 0,103 v^2 - 0,595 v + 4,8. \quad (2.10)$$

Таким образом, используя зависимости (2.8)-(2.10) и рис. 2.6, по величине коэффициента вариации микротвердости КЭП при одинаковых нагрузках на индентор можно оценить объемное содержание ДФ.

Получено согласие экспериментальных и расчетных данных, выражающееся в том, что увеличение объемного содержания частиц в КЭП, приводит к увеличению разброса измеряемой величины микротвердости. Наличие корреляции между коэффициентом вариации микротвердости и объемным содержанием позволяет оценить содержание ДФ в покрытии.

2.3.2 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СУБМИКРОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ПО ИХ ДИЛАТАЦИИ

Теоретическая плотность металла (γ_n), имеющего идеальную кристаллическую решетку, может быть установлена довольно точно [17]. Все нарушения укладки атомов в решетке (дефекты структуры) неизбежно приводят к изменению плотности и объема металлов (дилатации). Соответственно, вклад дефекта в изменение удельного объема или плотности металла может послужить оценкой значимости вклада вида дефектов в изменение его субмикроструктуры. Например, равновесная концентрация вакансий в металлах (C_v) определяется, как отношение числа вакансий в решетке (n) к общему числу узлов в (N). Концентрация вакансий зависит от температуры нагрева и достигает наибольшей величины при точке плавления [17]:

$$C_v = A \cdot \exp\left(-\frac{\alpha_v}{\alpha_{пл} \Theta}\right), \quad (2.11)$$

где A – константа зависящая от типа решетки;

α_v - энергия вакансии;

$\alpha_{пл}$ - энергия плавления вакансии;

Θ - сходственная температура.

Таким образом, определяемая с помощью выражения (2.11) максимальная концентрация вакансий для электролитического железа, будет равна: $C_v = 10^{-3} \dots 10^{-6}$ (при $\alpha_{пл} = 0,019 \dots 0,04$, $\alpha_v = 0,25$ [17]). Соответственно, наибольшая дилатация (изменение объема и плотности) за счет вакансий составит: $\delta_V = \Delta V/V = \Delta \gamma/\gamma \approx n/N = 10^{-3}$. Избыток «замороженных» в процессе электрокристаллизации железа вакансий, стекая в петли, служат источником дислокаций [17,151,152].

Плотность дислокаций в электролитическом железе может быть чрезвычайно высокой и достигать $10^{12} \dots 10^{13}$ см⁻² [9,37,46 и другие]. Вместе с тем, существует верхний предел возможной плотности дислокаций, ограниченный допустимым расстоянием между ними $L=2r$, где $r = (2 \dots 3) b$ – радиус ядра

дислокации; b – кратчайшее расстояние в решетке. Когда останутся одни ядра, решетки не будет – в веществе выделить отдельные дислокации невозможно [17]. Следовательно, дислокации существуют лишь при их плотности $\rho \leq 10^{13} \dots 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Дилатация, обусловленная дислокациями, в соответствии с оценками $\delta_d = 1,5\rho b^2$ [210], для электролитического железа при предельной плотности дислокаций порядка $\rho_{np} = (6b)^{-2} = 4,52 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ составит $\delta_d = 5,56 \cdot 10^{-2}$. Несмотря на приближенность расчетов, эта величина достаточно хорошо совпадает с относительным изменением объема железа и большинства других «чистых» металлов при изменении термодинамической температуры от нуля до точки плавления $\Delta V/V \approx 6 \cdot 10^{-2}$ [17]. Сравнение δ_B и δ_d позволяет выделить плотность дислокаций в число основных параметров субмикроструктуры железа, ответственных за дилатацию (изменение плотности и объема).

Рентгеноструктурные исследования электролитического железа показали, что линейные дефекты сосредоточены внутри границ, разделяющих отдельные фрагменты, объем которых представляет собой участки металла с довольно совершенной структурой [9]. Ужесточение режимов электролиза (увеличение перенапряжения при выделении металла) приводит к уменьшению фрагментов и увеличению угла разориентировки между ними. Следует заметить, что размеры областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей (блоки мозаики – Д), принимаемые во многих работах за основную характеристику тонкой структуры электролитических покрытий, прямо связаны с плотностью дислокаций, сосредоточенных в субзеренных границах, например, зависимостью [75]:

$$\rho = 3 \text{ Д}^{-2}. \quad (2.12)$$

Для вывода зависимостей связывающих плотность дислокаций и размер блоков мозаики с дилатацией электролитического железа воспользуемся имеющимся в литературе соотношением для определения плотности дислокаций, сосредоточенных в границах субзерен [151,152]:

$$\rho = 2/3K \delta (\text{Д} b)^{-1}, \quad (2.13)$$

где K – коэффициент, зависящий от формы зерен.

Заменив в уравнении (2.13) ρ величиной блоков по формуле (2.12), получим соотношение, непосредственно связывающее дилатацию и размер блоков мозаики:

$$D = K_3^{-1} b \delta^{-1}, \quad (2.14)$$

где $K_3^{-1} = 2/9 K$, а для связи плотности дислокаций с дилатацией (плотностью электролитического железа) из уравнений (2.13) и (2.14) можно получить выражение:

$$\rho = 3 K_3^2 b^{-2} \delta^2. \quad (2.15)$$

Для предварительной оценки значения коэффициента K_3 воспользуемся уравнением Хирша, широко применяемым для экспериментального анализа дислокационной структуры электролитического железа [75]:

$$\rho = \beta (3 D b)^{-1}, \quad (2.16)$$

где β – угол разориентировки, определяемый экспериментально.

Принимая во внимание, что относительное удлинение образца $\varepsilon = \beta$ [17] и $\varepsilon = \delta/3$, произведя соответствующие замены в (2.16), получим:

$$\rho = \delta (9 D b)^{-1} \quad (2.17)$$

Сопоставление (2.13) и (2.17) позволяет предварительно установить значение $K = 1/6$ и краевые условия:

$$\text{при } \delta \rightarrow 0, D \rightarrow \infty, \rho \rightarrow 0; \quad (2.18)$$

$$\text{при } \delta \rightarrow \infty, D \rightarrow 0, \rho \rightarrow \infty. \quad (2.19)$$

Первое условие (2.18) кристаллографически соответствует идеальному материалу без дефектов (с идеальной кристаллической решеткой). Второе условие (2.19) не может быть выполнено, поскольку параметры субструктуры и дилатация металла ограничены предельными значениями D_{\min} , ρ_{\max} и δ_{\max} , отвечающими максимальной деформации, при которой металл теряет свою кристаллическую структуру (в первом приближении – это аморфный (жидкий) металл). Поэтому нижнее краевое условие (2.19) уравнений (2.12)-(2.15) следует уточнить, приняв за предельное состояние металла точку его плавления. Попытаемся это выполнить для железа, приняв минимальный размер блока равным

постоянной кристаллической решетки. Если по данным литературы [17, 152] принять изменение объема осадка $\Delta V=3\alpha T_{пл}$, температуру плавления железа $T_{пл}=1806\pm 5$ К, коэффициент теплового расширения $\alpha=(1,02\dots 1,43)\cdot 10^{-5}$ К⁻¹, плотность жидкого металла $\gamma_{ж}=7,0\dots 7,13$ г/см³, тогда $D_{min}=b=2,48\cdot 10^{-8}$ см; $K_3^{-1}=\delta_{max}=(\gamma_{и}-\gamma_{ж})/\gamma_{и}=0,064\dots 0,113$, $\rho_{max}=(1,08\dots 2,16)\cdot 10^{13}$ см⁻². Следует заметить, что значение плотности дислокаций ρ_{max} с ρ_{np} железа одинаковы по порядку. Зависимости плотности дислокаций ($\rho \times 10^{-13}$ см⁻²) и размеров блоков (D в Å) от дилатации примут вид (рис.2.7):

$$D = (15,3\dots 37,2) \delta^{-1}, \quad (2.20)$$

$$\rho = (2,1\dots 12,7) \delta^2. \quad (2.21)$$

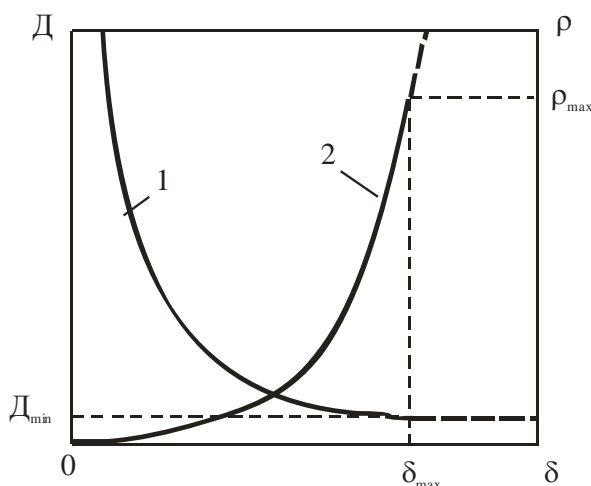


Рисунок 2.7 – Зависимость размеров блоков мозаики (1) и плотности дислокаций (2) электролитического железа от дилатации

Зависимость (2.21) можно уточнить в области максимальных размеров блоков и минимальной плотности дислокаций, используя ограничения рентгеноструктурного метода.

2.3.3 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ ИЗНОСТОЙКОСТИ КЭП ПО ИХ ШЕРОХОВАТОСТИ

Анализ условий повышения износостойкости «чистых» покрытий и КЭП в различных условиях испытаний показал, что триботехнические свойства теснейшим образом связаны с прочностью взаимодействующих разнородных материалов, составляющих композит. Вместе с тем, в ряде работ в качестве первопричины выдвигается формирование твердыми включениями благоприятного рельефа поверхности контртела (см.гл.1). Проверку данных проводили экспериментально.

КЭП получали из электролитов-суспензий (ЭС) на основе хлористого железа. В качестве дисперсной фазы (ДФ) служили микропорошки электрокорунда промышленного изготовления (марок М14). Исследования абразивной износостойкости проводили в соответствии с ГОСТ 23.208-79 (см.п.2.2). Профилограмму внешней части поверхности шероховатого слоя покрытий, подвергнутых износу в массе абразива, получали на приборе «MarSurf PS1». Опытные данные обрабатывали методами математической статистики [190]. Для построения функциональных зависимостей использовали регрессионный анализ (приложение Д).

При исследовании абразивной износостойкости КЭП было установлено, что их износ в контакте с нежесткозакрепленным абразивом зависит объемного содержания дисперсных частиц в покрытии (V_{df}), как на стадии приработки, так и при установившемся изнашивании. Износ КЭП на основе железо-никелевых сплавов с ростом содержания ДФ в покрытии уменьшался и проходил через минимум при содержании микропорошков порядка 18...25 % (об.) (рис.2.8). С ростом содержания ДФ в покрытии 30...35 % (об.) износостойкость КЭП снижалась.

Изучение изменения установившейся в процессе испытаний шероховатости поверхности образцов показало, что с увеличением объемного содержания ДФ в КЭП от 0 до 5...7% (об.) шероховатость несколько увеличивалась (рис.2.9).

С дальнейшим ростом содержания ДФ в КЭП до 18...20% (об.) она уменьшалась до $Ra=0,7...0,8$ мкм, достигая минимума при содержании частиц ДФ в покрытии, отвечающей наивысшей износостойкости гетерогенного материала, а затем относительно резко возрастала. Хотя износ покрытий при содержании в них ДФ выше оптимального увеличивался незначительно.

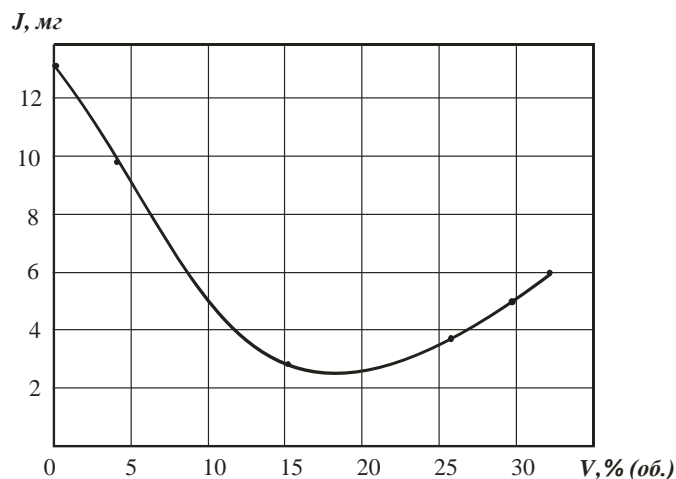


Рисунок 2.8 – Зависимость износа КЭП Fe-Ni-Al₂O₃ M14 от содержания и размеров ДФ в покрытии

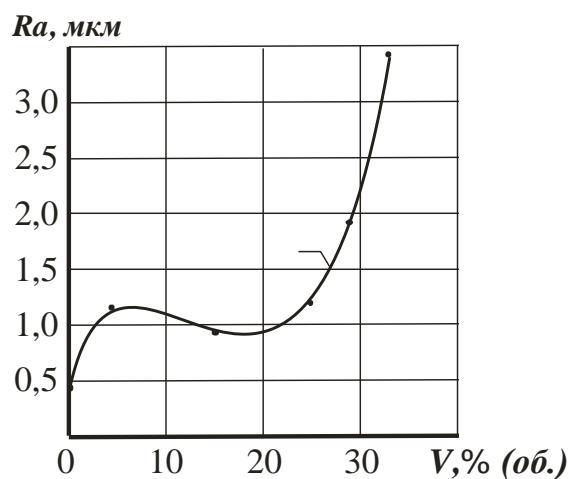


Рисунок 2.9. Зависимость шероховатости КЭП от содержания ДФ в покрытии (обозначение см. на рис.2.8)

Анализируя указанный характер изменения шероховатости поверхности покрытий после испытаний, его изменение можно описать следующим образом. При испытании «чистых» покрытий неровности их контактирующей с абрази-

вом поверхности формируются особенностями структуры и упруго-пластическими свойствами материала матрицы. Модель такой поверхности можно изобразить в виде набора сфер (рис.2.10,а).

С увеличением содержания частиц в КЭП до 5...7% неровности материала матрицы постепенно замещаются неровностями из твердых включений (рис.2.10, б). Обладая относительно высокой твердостью в сравнении с матрицей, они в процессе изнашивания выступают из изнашиваемой гетерофазной поверхности значительно выше и подвергаются значительно большему нагружению. В связи с этим, из-за ограниченной прочности связки и их связи с матрицей, происходит выкрашивание отдельных частиц ДФ (рис.2.10, б).

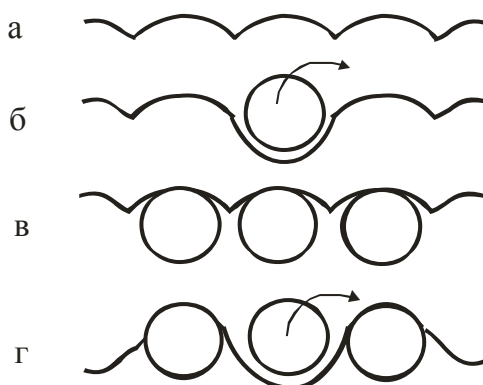


Рисунок 2.10 – Модель шероховатой поверхности «чистых» покрытий (а), покрытий с до оптимальным (б), оптимальным (в) и постоптимальным (г) содержанием частиц ДФ

Дальнейший рост содержания частиц в КЭП до 15...22% (об.) приводил к более полному замещению неровностей матрицы «неровностями» из твердых включений (см. рис. 2.10, в). Взаимодействие неровностей твердой фазы увеличивалось, соответственно, росла прочность гетерофазного материала и шероховатость уменьшалась до минимума, отвечающего оптимальному содержанию частиц ДФ (см. рис. 2.9 и 2.10, в). С увеличением содержания ДФ в КЭП выше оптимального способность связки удерживать износостойкие частицы

снижается. Они в процессе изнашивания начинают разрушаться и также выкрашиваться, что приводило к резкому увеличению шероховатости (рис. 2.10, г).

Изменения установившейся шероховатости поверхности КЭП при их изнашивании, связь износа с упруго-пластическими свойствами матрицы и прочностью связи ДФ с матрицей особенно наглядно выявляется при построении графиков зависимостей шероховатости рабочей поверхности КЭП от их износа (рис.2.11).

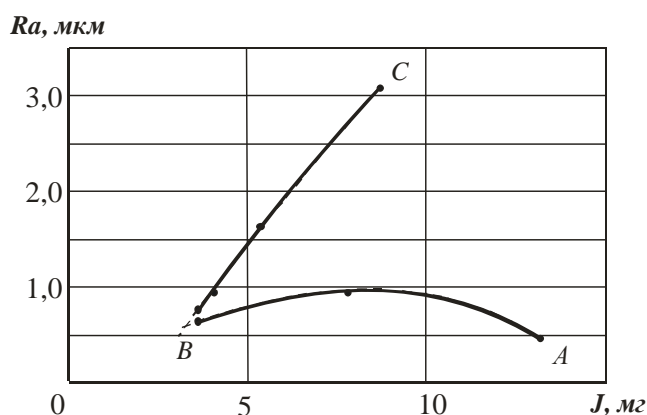


Рисунок 2.11 - Зависимость установившейся шероховатости поверхности от износа КЭП на основе *Fe-Ni* с частицами электрокорунда М14: АВ – объемное содержание ДФ в КЭП от 0 до оптимального значения; ВС – объемное содержание ДФ в КЭП более оптимального значения

Изменение шероховатости при уменьшении износа до минимального значения, а затем ее рост с превышением оптимального содержания ДФ в КЭП, можно описать различными уравнениями регрессии II порядка, полученными на основе статистической обработки экспериментальных данных:

$$\text{на участке } AB \quad Ra = -0,021J^2 + 0,352J - 0,433, \quad (2.22)$$

$$\text{на участке } BC \quad Ra = -0,011J^2 + 0,619J - 1,470; \quad (2.23)$$

Анализ зависимостей (2.22) и (2.23) показал, что оптимальную концентрацию ДФ в наиболее износостойких КЭП можно достаточно точно установить

расчетом, как точку пересечения ветвей зависимостей шероховатости от износа, соответственно, до оптимального содержания частиц ДФ и после.

Таким образом, исследование шероховатости гетерогенных материалов в зависимости от износа может служить методом определения оптимального содержания ДФ в композиционных материалах, отвечающих наивысшей износостойкости особенно в условиях абразивного изнашивания.

2.3.4 РАСЧЕТ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ЗЕРНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Будем рассматривать естественный композиционный материал с дисперсными включениями. Считаем, что на макроуровне материал является изотропным и линейно упругим. На микроуровне разделяем композит на основу и включения, описывая их как изотропные линейно-упругие среды. При построении расчетной модели объект разбивается на конечные элементы. Сцепление дисперсной фазы с матрицей композита считаем идеальным

Для анализа состава композиционного материала целесообразно представить дисперсные частицы в форме шаров с эквивалентным диаметром d [44]. Переход к действительной форме частиц легко выполняется с помощью коэффициентов формы и сферичности. Рассматриваем объемное содержание V_{df} и порозность ε частиц наполнителя в единице объема композиционной системы, которые связаны соотношением $\varepsilon = 1 - V_{df}$.

В пределе распределение частиц дисперсной фазы в композиционном материале отвечает регулярной плотнейшей упаковке монодисперсных шаров, которая обеспечивает наиболее равномерное взаимное расположение шаров и наибольшее заполнение пространства. При условии касания частиц объемное содержание $V_d = 0,745$. Координатное число данной плотнейшей упаковки $N_k = 12$, а ее геометрия отвечает либо гексагональной, либо кубической гранецентрированной решетке (рис.2.12, а и б) [45].

Математическое моделирование процесса последовательной упаковки шаров под действием силы тяжести с помощью ЭВМ позволило установить, что наиболее вероятное значение случайной упаковки шаров оказывается таким же, как для регулярной ромбоэдрической укладки (объемное содержание 0,605) [46]. Наиболее вероятное среднее значение координационного числа N_k при этом составляет 8. Изучение зависимости координационного числа N_k от порозности монодисперсного слоя шаров в регулярных упаковках, а также для случайных неупорядоченных структур, полученных в математических моделях и физических экспериментах, позволило установить связь между этими параметрами, которая имеет линейный характер и описывается уравнением $N_k = 19 - 28\varepsilon$ [47]

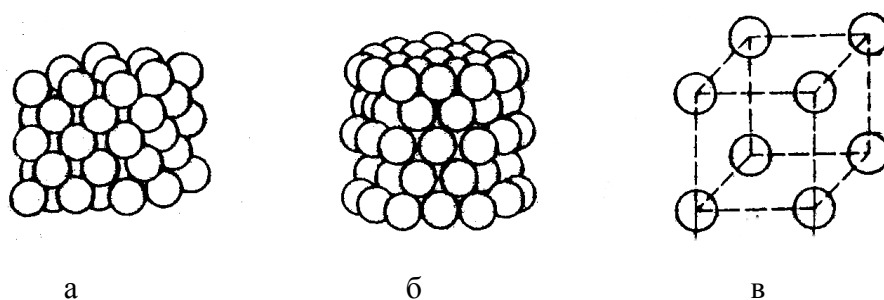


Рисунок 2.12 - Расположение частиц дисперсной фазы в композиционном материале в узлах плотнейшей кубической гранецентрированной (а), плотнейшей гексагональной (б) и простой кубической (в) решеток

При неупорядоченной укладке частиц одинакового размера правильной, но не сферической формы они образуют слои с порозностью, изменяющейся в том же интервале, что и для монодисперсных шаров. В полидисперсных моделях мелкие зерна могут теоретически располагаться в промежутках между крупными, снижая порозность композита [47].

Случайные структуры, возникающие при неупорядоченном образовании композиционных материалов и состоящие из монодисперсных шаров, частиц несферической формы и полидисперсных зернистых материалов, дают приблизительно одинаковые средние значения заполнения пространства. Тем не менее, обычно объемное содержание включений не превосходит 0,5, что позволяет для изучения принципиальных механических свойств композиционных

материалов использовать наиболее простую модель с монодисперсными шарами в простой кубической решетке (рис.2.12,в), для которой максимальное заполнение пространства шарами составляет 0,52. Допустимость моделирования структуры зернистых композиционных материалов такой шаровой упаковкой при расчетах их параметров упругости, прочности и пластичности подтверждается рядом совпадений экспериментальных данных с теоретическими результатами [48].

В простой кубической решетке объемное содержание наполнителя будет определяться зависимостью

$$V_d = \pi \frac{\left(\frac{R}{L}\right)^3}{6} \times 100\% , \quad (2.24)$$

где R – приведенный радиус частиц;

$2L$ – расстояние между частицами (рис. 2.12).

Значения V_d для различных соотношений $\frac{R}{L}$ приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Объемное содержание включений в кубической решетке

$\frac{R}{L}$	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1
$V_{дф}, \% об.$	0,052	0,41	0,45	3,35	6,54	11,31	17,96	26,81	52,35	52,35

В силу циклической симметрии исходной задачи будем рассматривать восьмую часть ячейки кубической формы (рис. 2.13). То есть ограничимся расчетом области композита в виде куба со стороной L , один из углов которого расположен в центре частицы.

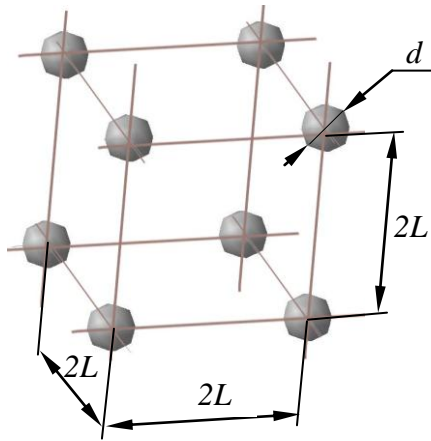
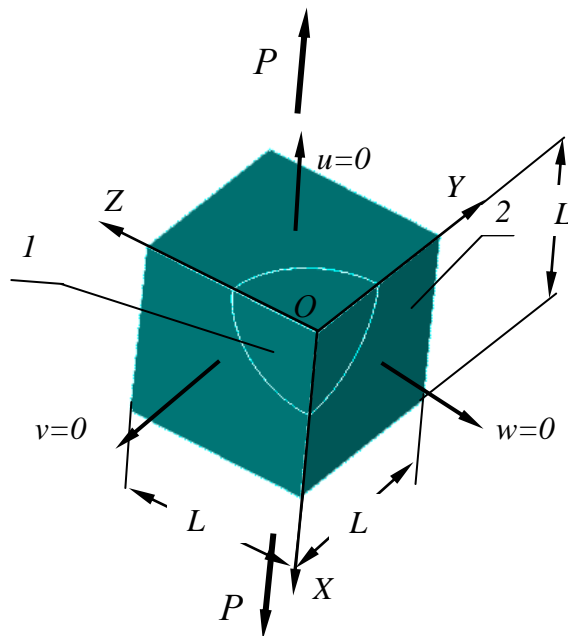


Рисунок 2.13 – Структура композита в виде кубической решетки:
 $2L$ – сторона куба; d – диаметр частиц

Этот куб растягивается силой P (см. рис. 2.14), взаимодействуя с соседними объемами материала.



1 – включение; 2 – матрица

Рисунок 2.14 – Рассматриваемый объем композиционного материала

Ввиду того, что формоизменение у соседних объемов такого вида будет одинаковым, на каждой грани куба должно иметь место равенство нормальных

перемещений по всей ее площади (см. рис.2.14). Грани куба при деформации остаются плоскими, и углы между ними не изменяются.

На каждой грани OXY , OXZ и OYZ устанавливаем нулевые перемещения по нормали к плоскости (рис. 2.15).

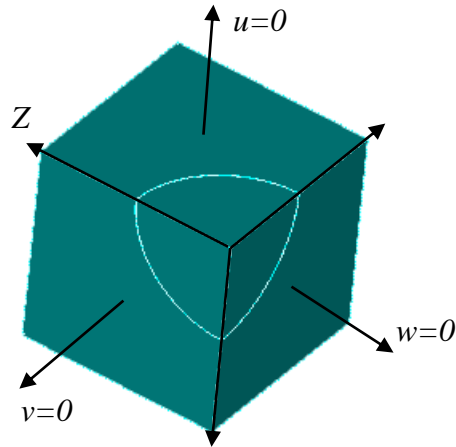


Рисунок 2.15 - Кинематические граничные условия на гранях OXY , OXZ и OYZ

На грани $X=L$ будем задавать перемещения ΔL_x (рис. 2.16). На гранях $Y=L$ и $Z=L$ должны получаться перемещения $\Delta L_y = \Delta L_z = const$.

Связь между растягивающей силой P и деформацией ΔL_x можно представить в виде следующего выражения:

$$\Delta L_x = \frac{P}{E_k A}, \quad (2.25)$$

где E_k – приведенный модуль упругости композита; $A=L^2$ – площадь грани куба.

Приведенный модуль упругости композиционного материала тогда будет определяться выражением:

$$E_k = \frac{P}{4\Delta L_x A}. \quad (2.26)$$

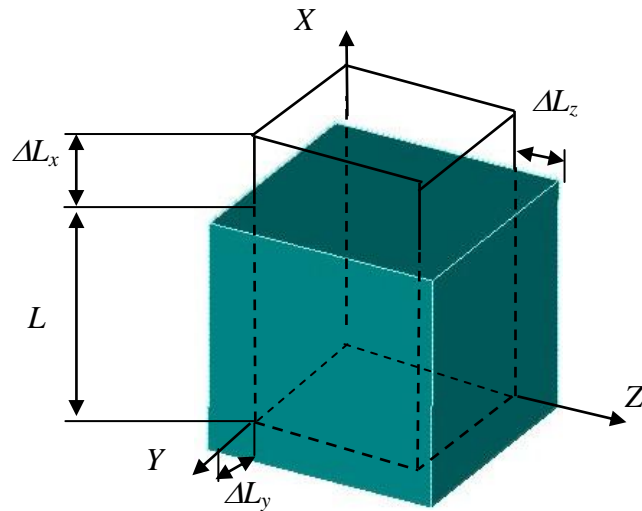


Рисунок 2.16 – Условия деформации модели композита

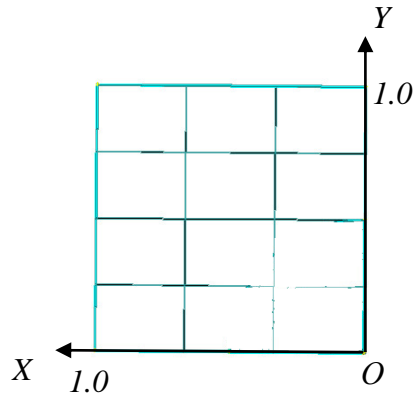
Задавая перемещение ΔL_x и вычислив для него усилие P с помощью метода конечных элементов, можно найти значение E_k по формуле (2.26). Коэффициент Пуассона композиционного материала μ_k при этом будет определяться следующей зависимостью:

$$\mu_k = \frac{\Delta L_y}{\Delta L_x} = \frac{\Delta L_z}{\Delta L_x}. \quad (2.27)$$

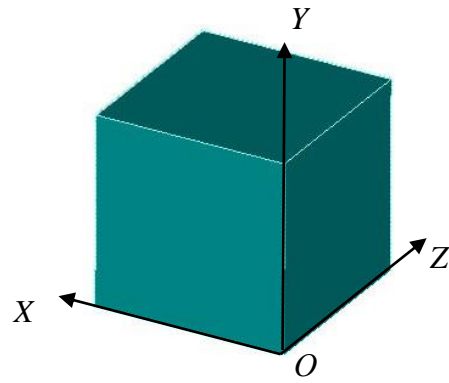
Создание твердотельных геометрических объектов (Solid) и выполнение операций над ними осуществляем с помощью процедур и функций твердотельного моделирования программного комплекса MSC/NASTRAN for WINDOWS версии 4 (MSC/N4W) [49].

Для создания геометрии основы без твердого включения первоначально построим сплошной куб, а затем вырежем в нем сектор шара, соответствующий включению. Куб формируем с помощью базового набора твердотельных примитивов.

В рабочей плоскости OXY создадим поверхность в виде квадрата со стороной равной 1,0 (рис. 2.17, а). Для формирования объемного тела выдавим квадрат по нормали к рабочей плоскости на 1,0 (рис. 2.17,б).



а



б

Рисунок 2.17 – Формирование модели основы: а – квадрат в рабочей плоскости OXY ; б – куб, полученный выдавливанием квадрата вдоль оси Z

Для формирования выреза установим рабочую плоскость по грани куба OXY . Затем, используя команды раздела «Геометрия», создадим граничную поверхность в центре с координатами $(0,0,0)$ и радиусом R (рис. 2.18,а). Вращением граничной поверхности на угол 90 вокруг оси Y (ребра куба OY) получим новое твердое тело, моделирующее шаровидное включение (рис. 2.18,б). Вырез в кубе выполним исключением из объема куба объема восьмой части шаровидного включения. Результат выполнения этих геометрических операций позволяет нам получить геометрическую модель основы композита без включения (рис. 2.19).

Для построения геометрической модели восьмой части включения создадим дугу с центром $(0,0,0)$ и радиусом R . Проведем из центра отрезки к началу и концу дуги (рис. 2.20,а). Сформируем граничную поверхность, указав дугу и отрезки, соединяющие ее края с центром.

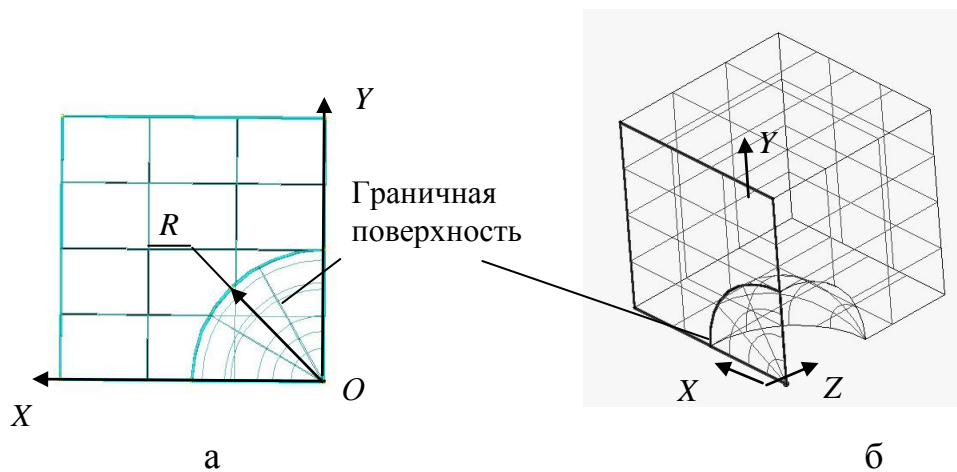


Рисунок 2.18 – Формирование основы композита без включения:
 а – граничная поверхность на грани куба; б – объем включения в кубе

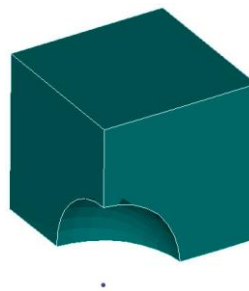


Рисунок 2.19 – Тело, моделирующее основу без включения

Тело, моделирующее восьмую часть твердого включения, получаем вращением относительно оси Y граничной поверхности на угол 90° (рис. 2.20,б). В результате выполнения данных операций получим модель включения, показанную на рис. 2.20, в.

Для создания конечно-элементной модели на основе геометрической модели рассматриваемого участка композиционного материала используем команды автоматического разбиения и редактирования сетки. Для каждой грани куба предварительно устанавливаем характерный максимальный размер конечного элемента, равный 0,2, для дуг окружности - размер элементов, равный 0,1.

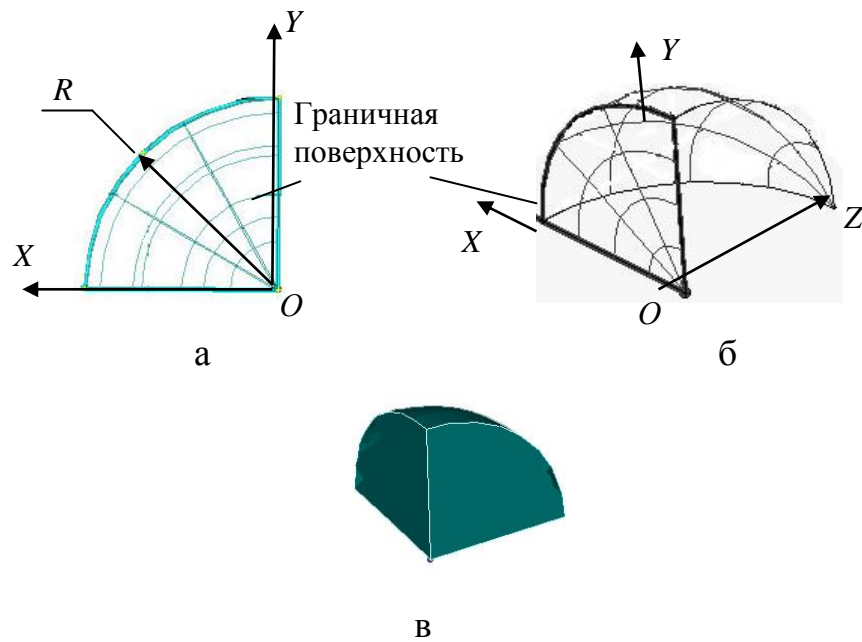


Рисунок 2.20 – Формирование модели включения композита:
 а – рабочая плоскость; б – каркас включения; в – тело,
 моделирующее твердое включение

С помощью команд автоматического разбиения предварительно сгенерируем на поверхностях тел, моделирующих основу и шаровидное включение, узлы и плоские конечные элементы. Это позволяет предварительно проконтролировать размер элементов и расположение узлов. На соприкасающихся поверхностях включения и основы необходимо обеспечить совпадение узлов. Для их перемещения используем команды модификации сетки конечных элементов. Затем производим окончательное разбиение твердых тел на объемные конечные элементы. Плоские элементы после этого удаляются.

В MSC/N4W для разбиения твердотельных моделей предусмотрено шесть основных типов конечных элементов (рис. 2.21). Линейные элементы (линейная функция формы) имеют только узлы при вершинах, квадратичные – узлы при вершинах и промежуточные узлы на сторонах элемента. Используем тетраэдральные конечные элементы.

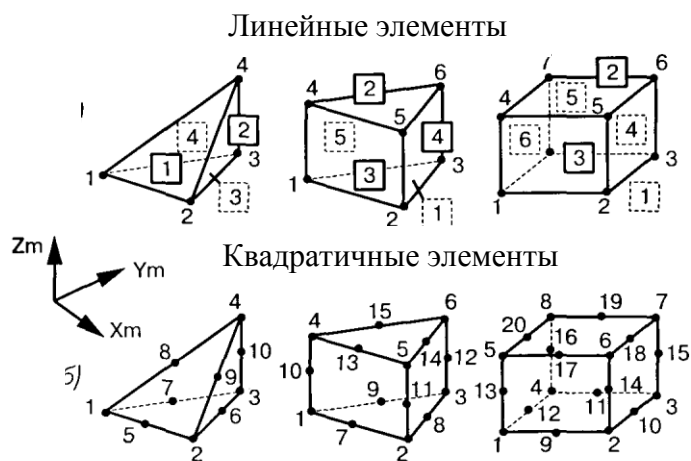
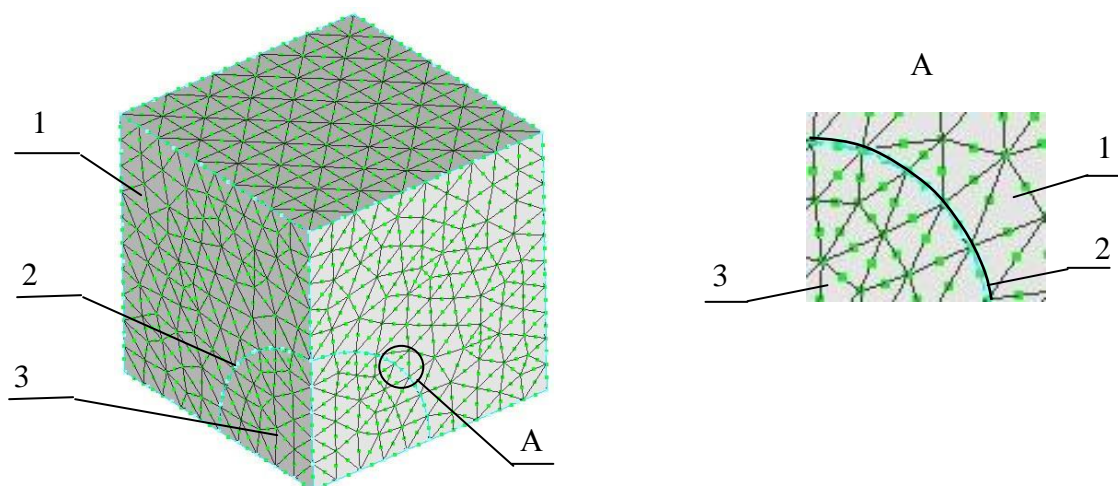


Рисунок 2.21 – Объемные конечные элементы в MSC/N4W

При окончательном разбиении тел на объемные конечные элементы указываем порядок аппроксимации функции формы – квадратичный и автоматический выбор способа выравнивания геометрии модели. Квадратичные функции формы обеспечивают более высокую точность решения задачи. Отказываемся от укрупнения сетки конечных элементов внутри объема тела, установив коэффициент роста размеров конечных элементов равным 1,0. Это обеспечивает сопоставимые размеры элементов вблизи поверхностей тел и на удалении от них. В результате получаем систему конечных элементов, которая показана на рис. 2.22.

Вводилось допущение, что сцепление дисперсной фазы с матрицей композита является идеальным. Узлы на поверхности, разделяющей основу и включение, автоматически не объединяются друг с другом. Для объединения этих узлов выполняем команды меню контроля совпадающих узлов. Первоначально выбираем все имеющиеся узлы. На вопрос о дополнительном диапазоне узлов для объединения указываем узлы только на соприкасающихся поверхностях. Устанавливаем максимальное расстояние между объединяющимися узлами равное 0,0001. После выполнения команды объединения узлов стыкующиеся конечные элементы шаровидного включения и основы композита должны иметь общие узлы на границе раздела. Таким образом, обеспечивается идеальное соединение матрицы и шаровидного включения (рис. 2.22).



1 – основа; 2 – граница раздела основы и включения;
3 – твердое включение

Рисунок 2.22 – Разбиение модели композита на конечные элементы

Для реализации кинематических граничных условий в узлах на грани OXY запретим перемещения вдоль оси Z , на грани OXZ - вдоль оси Y , в узлах на грани OYZ - вдоль оси X . На гранях $X=L$, $Y=L$ и $Z=L$ используем элементы типа Rigid (жесткий). С помощью такого элемента объединим на каждой грани все узлы по степени свободы, связанной с перемещениями по нормали (рис. 2.23).

Рассмотрим пример определения упругих параметров композиционного материала железо – карбид ванадия. Для материала основы (ферритного железа) зададим модуль упругости $E_m=200000$ МПа, модуль сдвига $G_m=80000$ МПа, коэффициент Пуассона $\mu_m=0,25$ [50]. Для материала включения (карбида ванадия) вводим следующие упругие константы: $E_d=430000$ МПа; $G_d=215000$ МПа; $\mu_d=0,3$ [50].

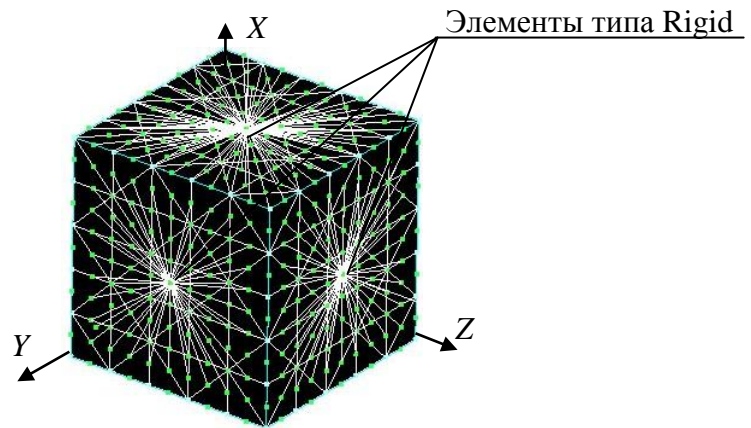


Рисунок 2.23 – Применение элемента типа Rigid для связывания узлов на грани модели

Нагружение задаем в виде перемещения узлов грани $X=L$ на ΔL вдоль оси X (рис. 2.24).

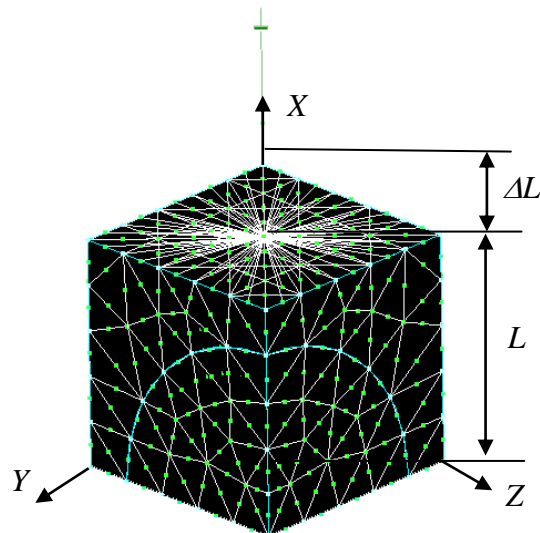


Рисунок 2.24 – Схема приложения кинематического нагружения

На основе сформированной конечно-элементной модели выполняем расчет композита. Полученный характер распределения эквивалентных напряжений $\sigma_{эkv}$ при $V_{df} = 6,2\%$ (об.) показан в виде изолиний напряжений (рис.2.25 и 2.26).

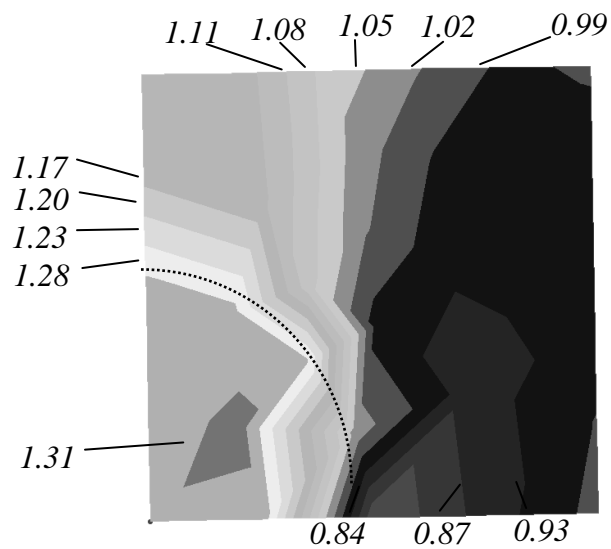


Рисунок 2.25 – Изолинии относительных напряжений σ_0 на грани $Y=L$ модели композита

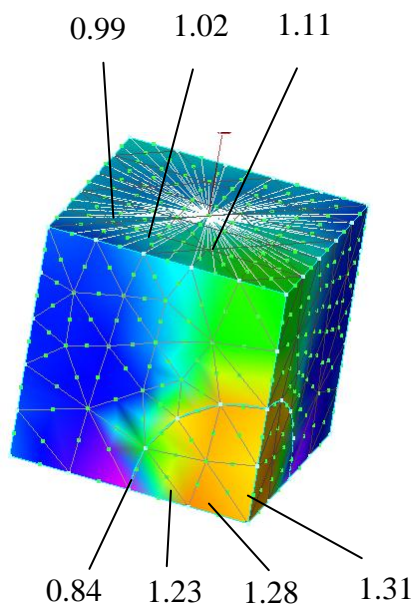


Рисунок 2.26 – Цветовое изображение распределения напряжений на поверхностях модели композита

Напряжения представлены величиной $\sigma_o = \sigma_{экв} / \sigma_m$. Здесь $\sigma_m = P/L^2$ – среднее значение нормальных напряжений σ_x . Эквивалентные напряжения при этом вычисляются в соответствии с гипотезой Мизеса [201].

Для расчет модуля упругости и коэффициента Пуассона разрабатывались модели с содержанием частиц от 0,0523 %(об.) до 52,358 %(об.) (рис. 2.27).

Некоторые результаты расчета модуля упругих параметров методом конечных элементов приведены в приложении В и Г.

Сопоставление результатов расчета модуля упругости композиционного материала по методу конечных элементов с результатами, установленными другими теоретическими методами, и экспериментальными данными показано на рис. 2.28,а. На рис. 2.28,б приведены некоторые расчетные значения коэффициента Пуассона (приложение Г).

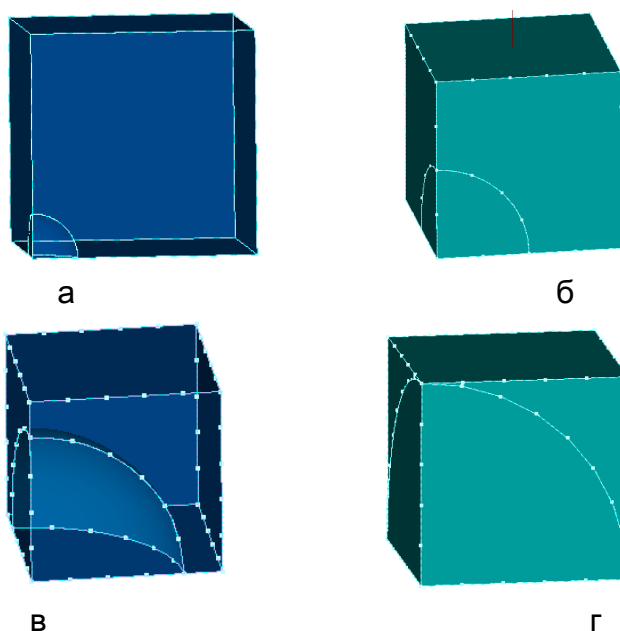
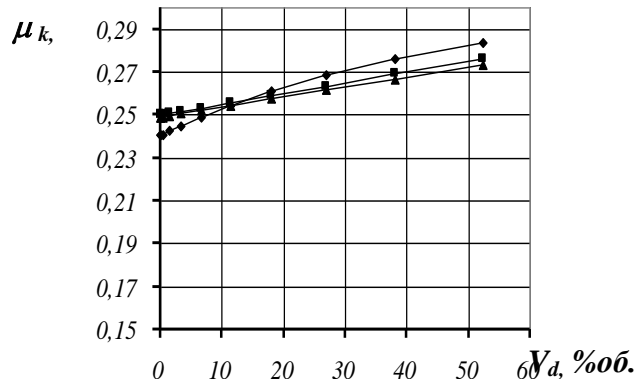
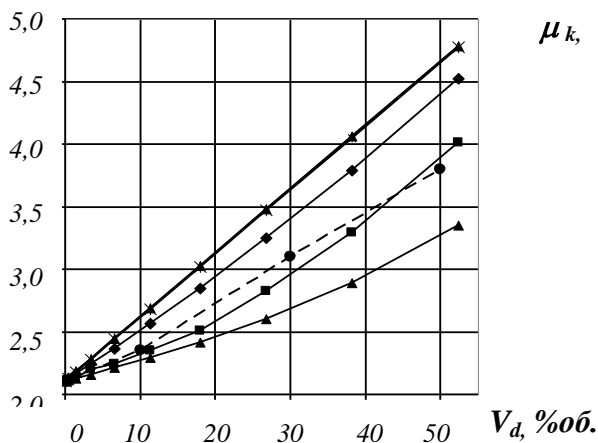


Рисунок 2.27 – Модель композиционного материала с объемным содержанием дисперсной фазы, % (об.):
а - 0,41; б - 6,54; в - 26,81; г - 52,35

Из рис. 2.28,а видно, что наиболее близкие к экспериментальным данным результаты расчета модуля упругости композита получены с помощью метода

конечных элементов. Отклонение от опытных значений величины E_k при $V_{дф}=30\%$ (об.) составляло для этого метода 5%, при $V_{дф}=50\%$ (об.) – 2%. Значения коэффициента Пуассона композиционного материала, полученные различными теоретическими методами, имеют несущественные отличия.

$E_k, \times 10^5 \text{ МПа}$



- а б
- ◆— - энергетический метод (верхняя и нижняя границы);
 - ▲— - метод Рейли;
 - ×— - правило смесей;
 - - метод конечных элементов;
 - - опытные значения [229]

Рисунок 2.28 – Значения модуля упругости (а) и коэффициента Пуассона (б) композита в зависимости от объемного содержания дисперсной фазы

Таким образом, представленная схема использования метода конечных элементов для расчета композиционных материалов с дисперсными включениями позволяет получать достаточно высокую точность определения упругих характеристик деформируемых объектов такого типа.

2.4 ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

Получение достоверных экспериментальных данных в исследованиях обеспечивалось применением постоянно поверяемых контрольно-измерительных приборов, выбором достаточного количества повторности опытов, их обработкой статистическими методами с применением теории вероятности. Опыты проводили с использованием планирования экспериментов по плану ЦКР 2^3 [202-204].

Реализация планов позволяла получать полиномы второго порядка в виде:

$$\eta = \beta_0 + \sum_{1 \leq i \leq k} \beta_i x_i + \sum_{1 \leq i-j \leq k} \beta_{ij} x_i x_j + \sum_{1 \leq i \leq k} \beta_{ii} x_i^2 \quad (2.28)$$

где: η - истинная величина отклика;

$\beta_i \beta_{ij} \beta_{ii}$ - истинные значения коэффициентов регрессии;

k – число факторов.

Расчет коэффициентов регрессии и их дисперсии выполнялся по рекомендациям [203]. Анализ моделей проводили по канонической форме уравнений. Графическую интерпретацию поверхностей откликов выполняли с помощью двумерных сечений, соответствующих пересечению пространственных фигур с плоскостями $x_i = \text{const}$.

Часть экспериментов выполняли при варьировании одного фактора и поддержании остальных параметров процесса на определенном уровне. С целью получения достоверных данных количество опытов в исследованиях составляло от 4 до 30. При этом результаты экспериментов обрабатывали по методу наименьших квадратов [202 - 204].

Вычисляли значение среднего из полученных результатов:

$$\bar{x} = \frac{\sum x}{n}, \quad (2.29)$$

величину стандартного отклонения:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum (\bar{x} - x)^2}{n-1}}, \quad (2.30)$$

коэффициент вариации:

$$v = \frac{\sigma}{\bar{x}} \quad (2.31)$$

и границы достоверности при уровне значимости $t = 95\%$:

$$\bar{x} - t_{(\alpha, f)} \frac{\sigma}{\sqrt{n}} \leq \tilde{x} \leq \bar{x} + t_{(\alpha, f)} \frac{\sigma}{\sqrt{n}} \quad (2.32)$$

где \tilde{x} - истинное значение измеряемой величины;

t – степень достоверности (зависит от числа степеней свободы N).

Определение функциональных зависимостей проводили, как указано выше, методом наименьших квадратов. Предполагаемый характер исследуемой функциональной зависимости оценивали коэффициентом корреляции [202-204].

3. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КЭП

Композиционные электрохимические покрытия (композиты, композиционные материалы) – это многокомпонентные гетерогенные материалы, представляющие собой объемное сочетание различных компонентов, из которых можно выделить связующее (основу – электролитическое покрытие) и наполнитель (дисперсные частицы, волокно и другие) и обладающие свойствами, которых не имеет отдельно взятые исходные компоненты. Износостойкие КЭП получают из ЭС в процессе гетероадагуляции частиц ДФ на катоде с последующим их зарастиванием электроосажденным железом [9,12,32,33-36]. Поэтому в КЭП формирование контакта между частицами ДФ и материалом основы происходит за счет микропластической деформации, обусловленной особенностями процесса электролитической кристаллизации [9,12]. Образование новых фаз, прочных химических связей между компонентами композита возможно в случае сообщения им извне определенного количества энергии в результате нагрева различными методами [160-163]. Энергия активации химического взаимодействия будет зависеть от природы и энергонасыщенности взаимодействующих материалов [97,160,169]. Энергонасыщенность и неравновесность структуры материалов полученных электролитическими способами может приводить к изменению температуры активации фазовых взаимодействий [98-101]. При получении КЭП этому вопросу не уделялось должного внимания [102, 104]. Таким образом, необходимо рассмотреть некоторые структурные и фазовые изменения КЭП в условиях высокотемпературного нагрева, исследовать влияние природы ДФ на физико-химические процессы.

3.1 ВОПРОСЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Анализ условий повышения износостойкости КЭП в различных условиях показал, что их триботехнические свойства теснейшим

образом связаны с прочностью взаимодействующих разнородных материалов, составляющих композит [9,12]. Функциональное назначение связующего КЭП состоит в том, чтобы удерживать зерна ДФ в композите и, при своей высокой пластичности и вязкости, релаксировать нагрузку, создавая максимальное сопротивление хрупкому разрушению КЭП при трении. Связующее также должно обладать достаточно хорошей прочностью, чтобы иметь максимальное сопротивление изнашиванию. Металлическая матрица должна представлять собой непрерывный каркас, прочно удерживающий частицы ДФ от выкрашивания. В качестве основы для КЭП наиболее широкое применение получило «чистое» электролитическое железо. Покрытия электролитического железа приближаются по твердости и износостойкости к закаленной среднеуглеродистой стали. Улучшение его свойств возможно за счет сплавообразования, либо за счет полного изменения свойств покрытий, приобретенных ими в процессе электроосаждения, последующей термо-механической или химико-термической обработкой (борированием, науглероживанием, карбонитрированием и другими) [9, 20-23]. В процессе электролиза осажденные слои железа приобретают специфические свойства, которые определяются их особой структурой [48-50]. Однако в исследованиях свойства электролитического железа и сплавов на его основе обычно связывают с условиями получения осадков, но не с особенностями его структуры, что затрудняет выбор оптимальных условий электролиза для получения качественных осадков [9,12,51-54]. В литературе накоплено большое количество зависимостей микротвердости, внутренних напряжений, прочности сцепления, хрупкости, износостойкости и других свойств осадков и деталей с покрытиями от плотности тока, рН, температуры, состава электролита [53-57]. Параллельно в ряде работ выполнено определение параметров субмикроструктуры и микроструктуры от тех же параметров, однако они не связаны между собой. Вместе с тем, как показывает обзор работ (см. глава 1). Связь физико-механических свойств со структурой осадков не изучалась достаточно глубоко [56].

Не менее важное значение в увеличении износостойкости должна играть прочность связи между матрицей и наполнителем. Причем сила взаимодействия между компонентами композита должна играть в работоспособности КЭП значительную роль, так как износ поверхности при упругом и пластическом контакте пропорционален контурному давлению, которое зависит от фактической площади контакта частицы ДФ и матрицы [92, 193]. В ряде работ первопричиной выдвигается формирование твердыми включениями благоприятного рельефа поверхности контртела [80]. Вместе с тем, как может это повлиять на износостойкость, серьезно не изучалось.

Поэтому вопросами теоретических исследований было:

- установить взаимосвязь структуры и прочностных свойств осадков с дилатацией, как интегральной характеристики дефективности материала;
- установить взаимосвязь прочностных свойств и износостойкости КЭП в зависимости от прочностных свойств компонентов и их взаимодействия;
- установить возможность формирования связей между ДФ и матрицей за счет активации химического взаимодействия между матрицей и ДФ, а также влияние структурных и фазовых изменений КЭП в условиях высокотемпературного нагрева на их прочностные свойства.

Решение этих вопросов позволит выявить приемы улучшения свойств покрытий, разработать технологические приемы совершенствования свойств КЭП, не удорожающие общую технологию, и использовать наиболее распространенное оборудование, допускающее его применение в условиях ремонтных предприятий.

3.2 ВЗАИМОСВЯЗЬ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ОСАДКОВ С ИХ СТРУКТУРОЙ

Рассмотрим зависимость прочности матрицы КЭП от ее структуры, формируемой в процессе электроосаждения. В теории деформационного упрочне-

ния указывает на два основных направления повышения прочностных свойств металлов путем изменения структуры [100,101,206]:

- увеличение плотности дефектов кристаллической решетки (точечных, линейных, плоскостных и других) (рис.3.1, II);

- уменьшение в кристаллической решетке металла плотности несовершенств, например, путем управления процессами кристаллизации металлов высокой чистоты, позволяющими выращивать монокристаллы бездефектными или близкими к идеальному строению (моноволокна, усы) (рис.3.1, I).

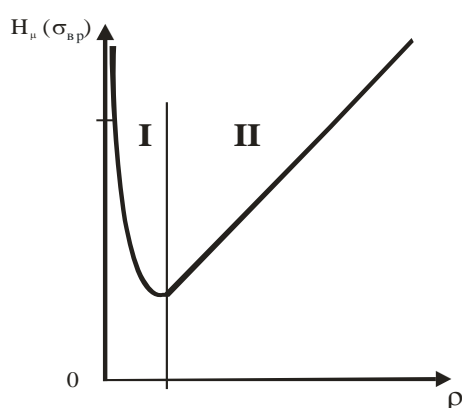


Рисунок 3.1 – Зависимость прочностных свойств «чистых» металлов от плотности дефектов кристаллической структуры (I и II – области снижения и увеличения дефектов кристаллической структуры, соответственно)

Наибольшее применение в настоящее время получило первое направление, связанное с различными комбинированными воздействиями (механико-термическим, термохимическим) на структуру металла. Повышение прочности и износостойкости «чистых» металлов происходит за счет увеличения количества дефектов и сопротивления их движению. Вместе с тем, повышение плотности дефектов структуры ограничено возможностью их предельного накопления материалом и переходом в неавнокристаллическое состояние, при котором плотность металла становится близкой к его плотности в расплавленном состоянии. При дальнейшем увеличении плотности дефектов структуры материала происходит его разупрочнение (разрушение) с образованием сетки

субмикротрещин (трещин). Плотность его становится ниже плотности жидкого металла. В ряде методов упрочнения при использовании жестких режимов обработки происходит переход материала в предельное (разупрочненное) состояние. К сожалению, границы между упрочнением и разупрочнением материалов четко не выражены. Поэтому ограничения методов упрочнения в рекомендациях практически отсутствуют, а их необходимо установить.

Приступая к анализу условий происхождения и формирования дефектов структуры электролитических железных покрытий с целью установления закономерностей изменения механических свойств, не имеет смысла давать подробное описание всех встречающихся в них дефектов, которые подробно изложены в работах [9,100,206 и другие]. Все нарушения укладки атомов в решетке (дефекты структуры) точечные, одномерные, двумерные, а также трехмерные дефекты (например, микропоры), которые по определению относятся к микроструктуре и не требуют анализа на атомном уровне, неизбежно приводят к дилатации и изменению металла. Таким образом, для оценки общей дефектности материалов, на наш взгляд, при рассмотрении данной проблемы одним из параметров, характеризующих субструктуру покрытий, которым можно оперировать, является дилатация (см. гл. 2).

Теоретическая прочность железа составляет ≈ 70 МПа [9]. Дефекты структуры ее изменяют. Как показано в главе 2, дилатация может служить интегральным показателем совершенства структуры электролитического железа и его прочности. Поэтому интересно проследить, как изменяется тонкая структура и плотность покрытий при различных условиях электролиза. Электролитическое железо отличается высокой степенью химической чистоты. Поэтому изменение его плотности может быть в основном обусловлено процессом деформации осадка в процессе электроосаждения, насыщением его дефектами структуры, а также следствием микротрещиноватости осадков, особенно полученных из холодных хлористых электролитов.

Экспериментальные исследования по определению влияния условий электролиза на параметры субмикроструктуры осадков показали, что ужесто-

чение режимов электролиза приводит к увеличению плотности дислокаций и измельчению блоков мозаики до предельных значений (при дилатации $\delta=0,06\dots0,07$), с последующим образованием в них устойчивых субмикротрещин (см. главу 2). Наиболее износостойкие покрытия соответствовали области перехода от монолитных осадков к трещиноватым [9, 37, 46].

Таким образом, наблюдалось упрочнение материала, обусловленное процессом пластической деформации осадка в процессе электролиза, аналогичное субмикроструктурному упрочнению при пластической деформации. Хотя при «жестких» режимах электролиза осадки были пронизаны густой сеткой субмикротрещин, их прочность на сдвиг и микротвердость повышались, но износостойкость снижалась [9, 37, 46].

Анализ изложенных в литературе экспериментальных данных [9, 37-44, 46-48 и других] позволил установить зависимость $D=f(\delta)$ (рис.3.2):

$$D = 17,45 \delta^{-1}. \quad (3.12)$$

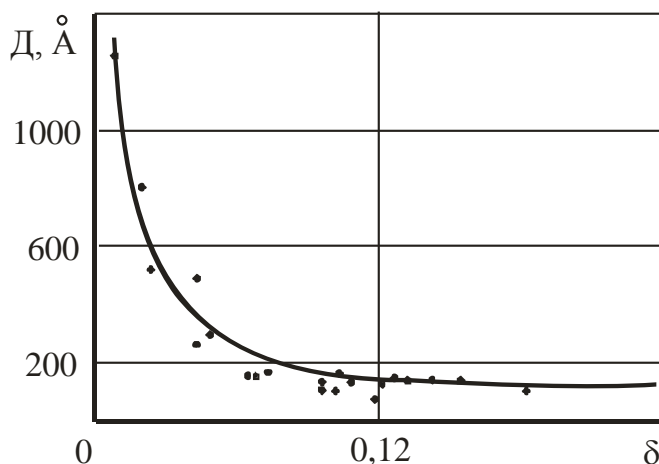


Рисунок 3.2 – Взаимосвязь между размером блоков мозаики и дилатацией электролитического железа

Зависимость $\rho=f(\delta)$ можно разделить на два участка (рис.3.3). На участке I при $\delta \leq 0,055\dots0,065$ функция имела вид:

$$\rho = 18,6\delta^2. \quad (3.13)$$

На участке II (при $\delta > 0,06 \dots 0,07$) зависимость $\rho = f(\delta)$ претерпевала излом и изменяла характер. При обработке экспериментальных данных была установлена линейная зависимость $\rho = f(\delta)$:

$$\rho = 1,16 + 3,52\delta. \quad (3.14)$$

Уравнения (3.13) и (3.14) позволяют связать прочностные параметры материалов с их дилатацией при изменении их субмикроструктуры в различных условиях электролиза. Вместе с тем, рассматривая механизмы пластической деформации реальных металлов, следует учитывать, что параметры субмикроструктуры могут характеризовать свойства до определенного предела – предельного упрочнения, соответствующего $\delta = 0,06 \dots 0,07$, после которого в структуре материала появляются новый вид дефектов – субмикротрещины.

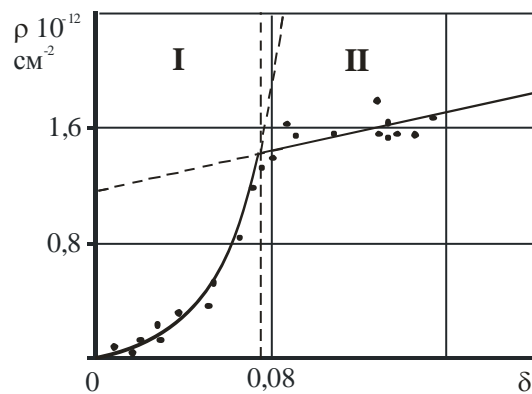


Рисунок 3.3 – Взаимосвязь между плотностью дислокаций и дилатацией электролитического железа: I – область осадков без трещин; II – область трещиноватых осадков

Экспериментальная зависимость $H_m = f(\delta^{1/2})$ также имела линейный характер с изломом в области $\delta = 0,06 \dots 0,07$ ($D = 250 \dots 350$ А). Участок кривой до перегиба характеризуется процессом пластической деформации при электролизе, измельчением блоков мозаики, ростом плотности дислокаций, за счет чего происходит упрочнение осадков до предельного состояния. В области трещиноватых осадков (за перегибом кривой) влияние трещин приводит к перегибу функции $H_m = f(\delta^{1/2})$. Поскольку трещины препятствуют движению дислокаций,

тем самым они упрочняют материал, однако закономерность их действия отличается от субструктурного упрочнения монолитных осадков.

До появления в структуре железа устойчивых микротрещин зависимость микротвердости (H_μ , ГПа) электролитического железа от дилатации имела вид (рис. 3.4):

$$H_\mu = 0,15 + 20,48 \delta^{1/2}, \quad (3.15)$$

а в области трещиноватых осадков:

$$H_\mu = 5,22 + 0,16 \delta^{1/2}. \quad (3.16)$$

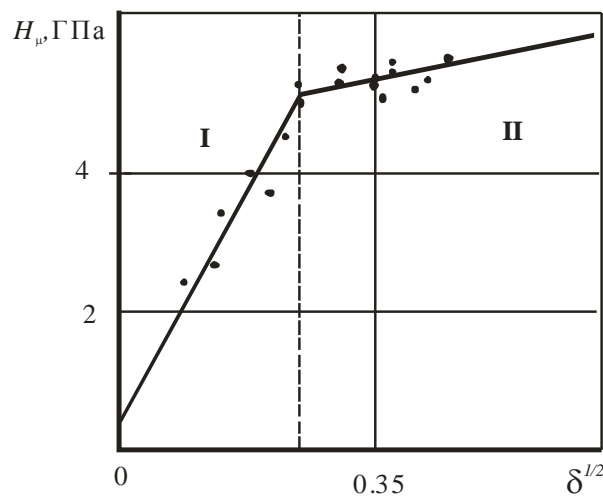


Рисунок 3.4 – Взаимосвязь между микротвердостью и дилатацией электролитического железа до (I) и после (II) образования субмикротрещин

Учитывая физическую природу микротвердости и соотношение $\sigma_m \approx \frac{1}{3} H_\mu$ [199], получим выражения для пределов текучести железных покрытий (σ_m , ГПа) до и после образования субмикротрещин, соответственно:

$$\sigma_m = 0,05 + 6,83 \delta^{1/2}, \quad (3.17)$$

$$\sigma_m = 1,74 + 5,33 \cdot 10^{-2} \delta^{1/2}. \quad (3.18)$$

Для бездефектных материалов модуль упругости будет одинаков как для микроскопически малого объема, так и для образцов любых размеров. Реальные материалы обладают различными дефектами, присутствие которых будет сказываться на величине модуля упругости. Действительно, сопоставление най-

денных величин модуля упругости и дилатации осадков и анализ полученных закономерностей, позволил установить линейность зависимости модуля упругости от дилатации, характеризующей структуру материала, не только в области пористых осадков, но и до их растрескивания. Причем область перегиба по дилатации достаточно точно совпадала с соответствующей областью на кривых зависимости параметров субмикроструктуры от дилатации. Можно предположить, что субмикротрещины в покрытиях появляются после предельно возможной деформации, которую можно компенсировать дроблением кристаллов на блоки и увеличением плотности дислокаций.

Математическая обработка экспериментальных данных [9,46,84] позволила получить уравнение линейной регрессии функции $E=f(\delta)$ до перегиба в следующем виде:

$$E=2,17-10,13\delta \quad (3.19)$$

В области пористых осадков зависимость описывается уравнением:

$$E=1,70-3,29\delta \quad (3.20)$$

Таким образом, полученные зависимости позволяют определить модуль упругости железных покрытий по дилатации осадков (рис. 3.5).

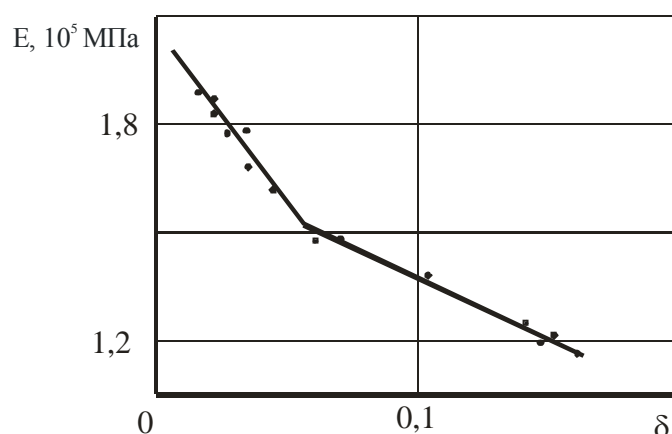


Рисунок 3.5 – Взаимосвязь между модулем упругости и дилатацией электролитического железа

Низкая прочность осадков электролитического железа объясняется особенностями формирования покрытия на катоде, исходной структурой и дефектами кристаллического строения. Действительно, если построить зависимость прочности при растяжении электролитического железа (σ_B) от дилатации и размеров блоков мозаики, можно установить, что эти величины весьма тесно взаимосвязаны друг с другом (рис.3.6, а и б). Причем зависимости $\sigma_B=f(\delta)$ и $\sigma_B=f(D^{-1/2})$, построенные по данным экспериментальных исследований [9,46], обнаруживают три характерные области: I – возрастания σ_B , связанную с увеличением дилатации, обусловленную измельчением блоков мозаики и увеличением плотности дислокаций вплоть до перехода структуры в «предельно» деформированное состояние, до появления субмикротрещин; II – линейного падения σ_B с увеличением дилатации, обусловленную образованием и увеличением плотности новых дефектов (субмикротрещин), развивающиеся в осадке при ужесточении условий электролиза; III – область практически вертикального падения прочности до разрушения осадков (при увеличении размеров субмикротрещин, пронизывающих осадок полностью). Таким образом, при достижении дилатации 0,06...0,07 покрытие перестает сопротивляться растягивающим нагрузкам. Такие осадки предельно хрупкие и не диспергируются с поверхности детали благодаря высокому сцеплению с основой и достаточно хорошему сдвигу в пределах размеров субзерен.

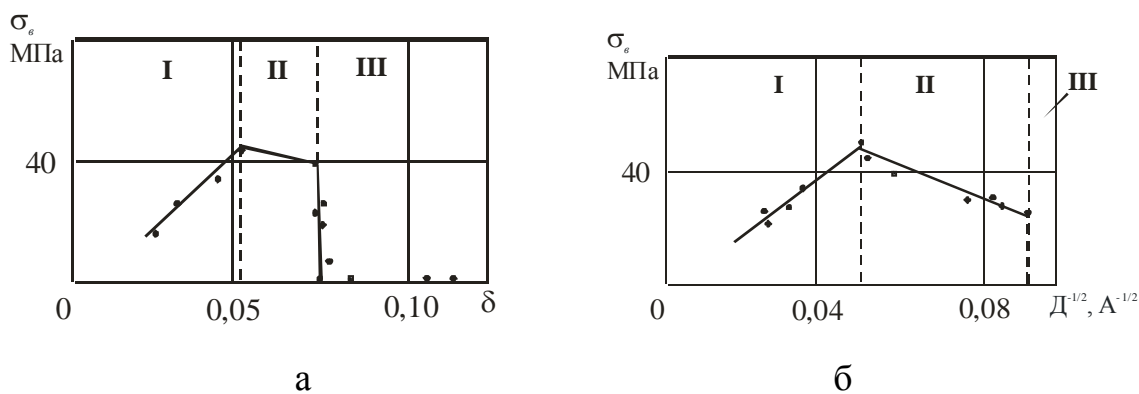


Рисунок 3.6 – Зависимость прочности на растяжение от дилатации (а) и размеров блоков мозаики (б) электролитического железа

Таким образом, выявленная зависимость прочности «чистых» электролитических покрытий от дилатации, показала, что область их упрочнения за счет субструктурных изменений ограничена $\delta_{\min} \dots \delta_T$ (область II, рис.3.7). В данной области формируются плотные монолитные осадки, обладающие наибольшей прочностью и износостойкостью. Для получения таких осадков рекомендуются мягкие режимы электролиза: $D_k=10\dots15$ А/дм²; $T=333\dots363$ К; $pH=0.5\dots0.8$ [9,46].

Область III ($\delta > \delta_T$) соответствует переходу структуры металла в «предельно» деформированное состояние с появлением субмикротрещин и падению его прочностных свойств. В данной области формируются разрушенные осадки, их износостойкость находится на высоком уровне благодаря высокой прочности сцепления с основой. Такие осадки можно использовать для получения покрытий со специальными свойствами, например, с повышенной маслостойкостью за счет создания сетки трещин.

В области I при $\delta \leq \delta_{\min}$ увеличение прочности возможно за счет минимизации дефектов структуры, что требует совершенствования технологических приемов или их обновления.

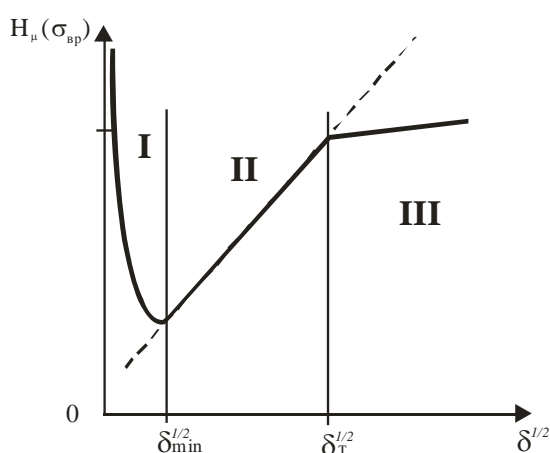


Рисунок 3.7 – Взаимосвязь между прочностными свойствами и дилатацией электролитического железа

Поскольку скорость процесса нанесения покрытий растет с ужесточением условий электролиза, но, вместе с тем, к осадкам предъявляются требования повышенной прочности и износостойкости, необходимо в послеэлектролизный период применять какие-либо технологические приемы, направленные на «залечивание» субмикротрещин. К таким способам можно отнести получение композиционных электрохимических покрытий на основе железа с включением твердых дисперсных частиц, например карбида бора, и нагрев деталей с покрытиями, например, ТВЧ, ЛИ или другими способами [101-104].

3.3 ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ, ПРОЧНОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Для предварительной оценки влияния прочности связи компонентов в композите на его износостойкость можно руководствоваться функциональным назначением составляющих КЭП, принимая следующие допущения [232 - 241]:

- функциональное назначение ДФ в КЭП заключается в том, чтобы воспринимать нагрузку и равномерно распределять ее в связующем;
- благодаря ДФ формируется рельеф поверхности трения, обеспечивающий лучшее сохранение смазочной пленки, предупреждается схватывание поверхностей;
- высокая прочность и твердость частиц ДФ предотвращает износ наиболее нагруженных выступающих участков микрорельефа рабочей поверхности детали, оказывая максимальное сопротивление пластической деформации (при нагружении царапанием, резанием, сжатием и смятием, которые имеют место при трении);
- электромодификация КЭП (обработка ТВЧ или ЛИ) приводит к образованию прочных физико-химических связей между компонентами КЭП.

В случае действия нормальной и касательной сил на поверхность КЭП со стороны контртела будет наблюдаться перераспределение площади касания поверхности частицы с матрицей (рис. 3.8).

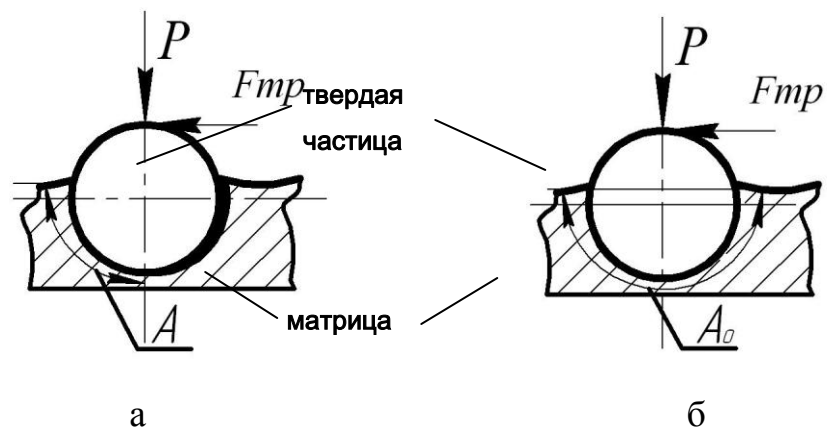


Рисунок 3.8 – Модель формирования поверхности контакта (A) твердой частицы и матрицы под действием нормальной (P) и касательной сил ($F_{тр}$):
а и б – до и после электромодификации КЭП, соответственно

При незначительных пластических деформациях и отсутствии связи между ДФ и матрицей контакт будет происходить в основном по фронтальной поверхности (A) (рис.3.8, а). После электромодификации КЭП и образования прочных физико-химических связей в случае действия нагрузки площадь соприкосновения будет оставаться по всей поверхности контакта частицы с основой (A_0) (рис. 3.8,б), что приведет к уменьшению контурного давления (p_0) и износа (I_0). Повышение износостойкости КЭП в следствии электромодификации можно оценить с помощью соотношения: $I_0 / I = p_0 / p = A_0 / A \approx 2$.

Установим оптимальный состав КЭП в зависимости от размеров частиц, минимального расстояния между ними и природы составляющих композита, считая, что композиционный материал будет обладать наивысшей прочностью, если его прочность будет равна теоретической прочности ДФ.

Рассматривая взаимосвязь структуры, прочности и износостойкости будем базироваться на соотношениях, определяющих прочность композиционного материала на сдвиг в соответствии с дискретными и континуальными теориями, уравнениями связи нормальных и тангенциальных напряжений и уравнениями расчета прочности частиц ДФ на разрыв и отрыв [79, 206, 210, 211]. Первой

причиной разрушения материала будем считать образование пустот возле поверхности частиц или вследствие нарушения адгезионных связей между фазами по поверхности их раздела. По мере деформации пустоты растут и в момент, предшествующий разрушению, соединяются друг с другом. Второй причиной может быть растрескивание самих частиц, так как прочность и характер частиц зависит от их размера [79]. С уменьшением размеров частиц их прочность растёт и в идеале может достичь прочности материала на сдвиг. Поэтому важно определить минимальный размер разрушающихся частиц, который в дальнейшем назовем критическим диаметром ДФ (d_k).

Принимаем, что прочность частиц (σ_p) зависит от их размера в соответствии с соотношением Гриффитса-Орована [206]:

$$\sigma_p^2 = \frac{8\gamma_p G_p}{(1 - \mu_p)d}, \quad (3.21)$$

где γ_p – удельная энергия разрушения частицы;

G_p – модуль сдвига частицы;

d – диаметр частиц;

μ_p - коэффициент Пуассона включений.

Для определения прочности материала матрицы (σ_m) воспользуемся тем же соотношением, только размер частиц заменим расстоянием между ними:

$$\sigma_m^2 = \frac{8\gamma_m G_m}{(1 - \mu_m)l}, \quad (3.22)$$

где γ_m – удельная энергия разрушения матрицы;

G_m – модуль сдвига матрицы;

l – расстояние между частицами;

μ_m - коэффициент Пуассона матрицы.

Частицы ДФ более прочные, чем матрица, задерживают ее разрушение, препятствуя распространению трещин. Рассмотрим явление в рамках дискретной и континуальной теорий, учитывая воздействие на препятствие как одно-стороннего, так и двухстороннего скопления дислокаций.

Среднее сдвиговое напряжение τ при одностороннем скоплении дислокаций по данным работы [79]:

$$\tau = \frac{Gb}{\pi(1-\mu)d} \quad (3.23)$$

где G и μ – модуль сдвига и коэффициент Пуассона материала, соответственно; b – вектор Бюргерса.

Для двустороннего скопления дислокаций по данным работы [206]:

$$\tau = \frac{Gb}{(1-\mu)d} \quad (3.24)$$

Наибольший размер неразрушающихся частиц может быть установлен из равенства теоретической прочности частиц на разрыв и прочности по Гриффитсу-Оровану, зависящей от размеров:

$$\sigma_p = \alpha_p \tau_p, \quad (3.25)$$

где α_p – коэффициент зависящий от типа укладки частиц ДФ в КЭП;

τ_p – сдвиговое напряжение в ДФ.

Подставляя в (3.23) выражение (3.25) с учетом того, что при хрупком разрушении частиц теоретическое значение:

$$\gamma_p = G_p b_p / C_p, \quad (3.26)$$

где G_p и b_p – модуль сдвига и вектор Бюргерса ДФ;

C_p – постоянная, зависящая от свойств материала ДФ.

Наибольшая прочность частиц составляет:

$$\sigma_p = \alpha_p G_p / C_p, \quad (3.27)$$

Согласно дискретной теории для роста трещины в пределах одного зерна ($d_{p\delta}$) и для континуальной теории при эллиптической (d_{pk}^p) и цилиндрической (d_{pk}^u) формах трещин:

$$d_{p\delta} = (2/\alpha_p^2) b_p C_p / (1-\mu); \quad (3.28)$$

$$d_{pk}^p = (4/\alpha_p^2) b_p C_p / (1-\mu); \quad (3.29)$$

$$d_{p\delta}^u = (8/\pi\alpha_p^2) b_p C_p / (1-\mu); \quad (3.30)$$

Минимальное расстояние между частицами, отвечающее наивысшей прочности композиции определяется из условия теоретической прочности на сдвиг композиции в соответствии с уравнением (3.24):

$$\tau_p^2 = 1/(1-\mu) (G_m b_m G_p)/(\pi \lambda C_p), \quad (3.31)$$

и теоретической прочности на сдвиг:

$$\tau_k = \tau_p \quad (3.32)$$

Подставляя значения величин для дискретной теории, получим критическое расстояние между частицами (λ_0):

$$\lambda_0 = 1/(1-\mu) (G_m b_m C_p)/(\pi G_p). \quad (3.33)$$

С помощью преобразования $\gamma_m = G_m b_m / C_m$ и $C_m \approx C_p$ – для матрицы выражение (3.33) примет вид:

$$\lambda_0 = 1/(1-\mu) (\gamma_m / \gamma_p) b_p C_m / \pi. \quad (3.34)$$

Для континуальной теории прочности выражение для распределения критического расстояния между частицами (λ_k):

$$\lambda_k = 1/(1-\mu) (\gamma_m / \gamma_p) b_p C_p. \quad (3.35)$$

Коэффициент концентрации напряжений в ДФ (K_p) можно определить по соотношению:

$$K_p = \sigma_p / \sigma_k = \beta \lambda / d. \quad (3.36)$$

Соотношение наивысшей прочности дисперсной фазы и композиции по условию (3.21) должно быть равно 1. Действительно, в идеальном случае наивысшая прочность композита может быть равна теоретической прочности частиц. Поэтому будет справедливо соотношение: $\sigma_p / \sigma_k = \beta \lambda_k / d_k = 1$, из которого $\beta = d_k / \lambda_k$. Тогда коэффициент концентрации напряжений в ДФ будет

$$K_p = (\lambda / d) (d_k / \lambda_k) = (d_k / \lambda_k) (\sqrt{\pi / 3V_{\text{ДФ}}} - \sqrt{2/3}). \quad (3.37)$$

С учетом выражения (3.21) определим K_p композита через физические параметры компонентов фаз и объемного содержания ДФ в КЭП:

- для дискретной теории:

$$K_{p0} = (2\pi / \alpha^2) (\gamma_p / \gamma_m) (\sqrt{\pi / 3V_{\text{ДФ}}} - \sqrt{2/3}). \quad (3.38)$$

- для континуальной теории: при прохождении через композит эллиптических трещин или петель дислокаций:

$$K_{pk}^e = (2\pi/\alpha^2)(\gamma_p/\gamma_m)(\sqrt{\pi/3V_{\text{оф}}} - \sqrt{2/3}), \quad (3.39)$$

и при прохождении цилиндрических трещин:

$$K_{pk}^u = (8/\alpha^2)(\gamma_p/\gamma_m)(\sqrt{\pi/3V_{\text{оф}}} - \sqrt{2/3}), \quad (3.40)$$

Коэффициент концентрации напряжений в матрице композиции K_m можно рассчитать, используя известное правило смесей:

$$K_m = (1 - V_{\text{оф}} K_p) / (1 - V_{\text{оф}}). \quad (3.41)$$

Анализ полученных соотношений показывает, что в зависимости от объемного содержания ДФ на кривых зависимости концентрации напряжений от объемного содержания частиц в КЭП должны наблюдаться перегибы.

Выполним расчет содержания ДФ в КЭП, отвечающего наивысшей прочности композиции при ее разрушении, когда трещина проходит через связующие и дисперсные частицы. Условием такого разрушения будет отношение

$$\sigma_p/\sigma_k = K_p = \beta\lambda_k/d_k \text{ или } \sigma_p^2/\sigma_k^2 = K_p^2 = (\beta\lambda_k/d_k)^2. \quad (3.42)$$

Так как расчет необходимо выполнить для всех случаев разрушения, рассмотрим его принципы на одном из вариантов, например, при применении к изучению прочности композита дискретной теории дислокаций и прохождения трещин внутри одного зерна.

Соотношение σ_p/σ_k для такого случая будет равно:

$$\frac{\frac{2\gamma_p G_p}{(1-\mu)d_k}}{\alpha_p^2 \frac{G_m b_m G_p}{\pi(1-\mu)\lambda C_p}} = \frac{2\pi \lambda \gamma_p}{\alpha_p^2 d_p \gamma_m}. \quad (3.43)$$

Из соотношения (3.42) следует:

$$\sigma_p^2/\sigma_k^2 = 4\lambda_k/(\pi d_k)^2 = \frac{2\pi \lambda \gamma_p}{\alpha_p^2 d_p \gamma_m}. \quad (3.44)$$

Выражение (3.43) позволяет определить отношение λ/d для искомого случая в виде:

$$\frac{\lambda}{d_p} = \frac{\pi^3 \gamma_p}{8\alpha_p^2 \gamma_m}. \quad (3.45)$$

Учитывая зависимость объемного содержания от соотношения λ/d [179]:

$$\frac{\lambda}{d_p} = \alpha \sqrt{\frac{\pi}{3V_{\text{оф}}}} - \sqrt{\frac{2}{3}}, \quad (3.46)$$

можно получить выражение, связывающее объемное содержание с прочностными свойствами компонентов КЭП:

$$\frac{\lambda}{d_p} = \frac{\pi^3 \gamma_p}{8\alpha_p^2 \gamma_m} = \sqrt{\frac{\pi}{3V_{\text{оф}}}} - \sqrt{\frac{2}{3}}. \quad (3.47)$$

Из выражения (3.46) получим объемное содержание ДФ, отвечающее наивысшей прочности КЭП в рамках дискретной теории:

$$V_{\text{оф}} = \frac{\pi}{3} \frac{1}{\left(\frac{\pi^3 \gamma_p}{8\alpha_p^2 \gamma_m} + \sqrt{\frac{2}{3}}\right)^2}. \quad (3.48)$$

Аналогичным образом, получим соотношения при прохождении трещин через поликристаллы в рамках континуальной теории:

$$V_{\text{оф}} = \frac{\pi}{3} \frac{1}{\left(\frac{\pi^3 \gamma_p}{\alpha_p^2 \gamma_m} + \sqrt{\frac{2}{3}}\right)^2}, \quad (3.49)$$

а также при рассмотрении континуальной теории для случаев двустороннего скопления дислокаций при движении эллиптических и цилиндрических, соответственно:

$$V_{\text{оф}} = \frac{\pi}{3} \frac{1}{\left(\frac{1}{\alpha_p^2} \frac{\gamma_p}{\gamma_m} + \sqrt{\frac{2}{3}}\right)^2}, \quad (3.50)$$

$$V_{\text{оф}} = \frac{\pi}{3} \frac{1}{\left(\frac{8}{\alpha_p^2} \frac{\gamma_p}{\gamma_m} + \sqrt{\frac{2}{3}}\right)^2}. \quad (3.51)$$

Соотношения, полученные выше, предполагают наличие идеальной связи между ДФ и матрицей на уровне наивысшей прочности композиции (например, для электролитического железа $\gamma_m^{\text{жс}} = 2000$ эрг/см²; меди $\gamma_m^{\text{м}} = 1200$ эрг/см²; никеля $\gamma_m^{\text{н}} = 1700$ эрг/см²; электрокорунда $\gamma_p = 3600$ эрг/см² [9, 12]). Ее действи-

тельная величина может находиться в пределах $0 \leq \sigma_{p-m} \leq \sigma_p$, что можно учесть, варьируя в соотношениях (3.49) - (3.51) величиной γ_p/γ_m .

Проверка полученных соотношений, на примере КЭП железо-электрокорунд, никель-электрокорунд и медь-электрокорунд [9,12] показала, что наиболее близки к действительным результаты расчета, основанные на континуальной теории, когда трещины моделируются как двухсторонние скопления дислокаций эллиптической формы. Соответственно объемное содержание, отвечающее наивысшей прочности покрытий по (3.51), в зависимости от прочностных свойств матрицы КЭП с включением электрокорунда показано на рисунке 3.9. Следует заметить, что результаты теоретических и экспериментальных исследований достаточно хорошо согласуются, если принять во внимание наличие краевых условий теоретических исследований (см. рис. 3.9). Выводы теории подтверждают возможность повышения износостойкости КЭП с ростом прочности матрицы при введении в железо кобальта, никеля и других элементов. Осаждаемые сплавы в сравнении с «чистым» электролитическим железом имеют более высокие упруго-пластические свойства, износостойкость и прочность сцепления с основой, меньшие внутренние напряжения [9,46 и др.].

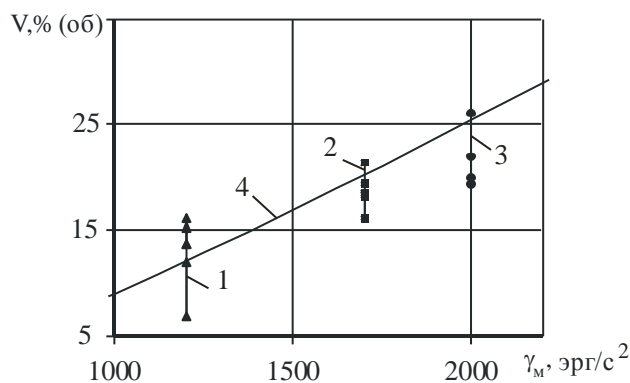


Рисунок 3.9 - Влияние прочности матрицы и прочности связи ДФ и матрицы на оптимальное объемное содержание частиц электрокорунда в КЭП на основе: 1 – меди; 2 – никеля; 3 – железа; 4 – по выражению (3.51)

Таким образом, повышение прочности матрицы и связи ДФ с матрицей является весьма важным фактором повышения износостойкости гетерогенных

материалов. В процессе электролиза прочность матрицы можно повысить легированием электролитического железа никелем или кобальтом. Присутствие этих легирующих добавок в электролите способствует предотвращению зашлакования прикатодного слоя и выпадению гидроксидов железа, отрицательно влияющих на свойства осадков. Осаждаемые сплавы в сравнении с «чистым» электролитическим железом имеют более высокие упруго-пластические свойства, износостойкость и прочность сцепления с основой, меньшие внутренние напряжения [9, 29, 46].

Предварительный анализ закономерностей усталостного изнашивания показал, что введение ДФ в материал влияет на его износостойкость вследствие изменения упруго-пластических свойств композитов, распределение нагрузки между структурными составляющими композиционных материалов и изменения напряженного состояния фаз, что должно отражаться на влиянии твердых включений на микрорельеф трущихся поверхностей (глава 2).

При исследовании абразивной износостойкости КЭП было установлено, что их износ в контакте с нежесткозакрепленным абразивом в значительной мере зависит от размеров и объемного содержания дисперсных частиц в покрытии, как на стадии приработки, так и при установившемся изнашивании [240, 241]. Износ КЭП на основе железо-никелевых и железо-кобальтовых сплавов с ростом содержания ДФ в покрытии уменьшался и проходил через минимум при содержании микропорошков порядка 18...25 % (об.) (рис.3.10).

С ростом содержания ДФ в покрытии 30...35 % (об.) износостойкость КЭП снижалась. Необходимо отметить, что КЭП с более прочной матрицей имели наибольшую износостойкость. Так, оптимальная износостойкость КЭП на основе железо-кобальтовых покрытий (содержание ДФ 22...26% (об.)) была выше, чем КЭП на основе железо-никелевых покрытий (содержание ДФ 18...20% (об.)).

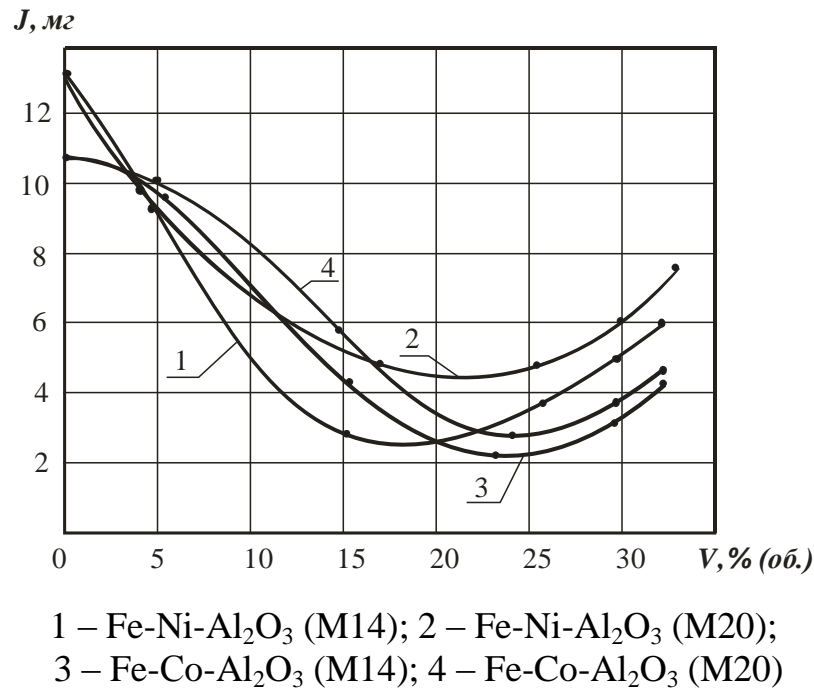


Рисунок 3.10 – Зависимость износа КЭП (J , мг) от содержания (V , %(об.)) и размеров ДФ в покрытии

Изучение изменения установившейся в процессе испытаний шероховатости поверхности образцов показало, что с увеличением объемного содержания ДФ в КЭП от 0 до 5...7 %(об.) шероховатость несколько увеличивалась (рис. 3.11, прил. Д). С дальнейшим ростом содержания ДФ в КЭП (до 18...25 %(об.)) шероховатость уменьшалась (до Ra 0,5...0,7 мкм), достигая минимума при содержании частиц ДФ в покрытии, отвечающей наивысшей износостойкости гетерогенного материала, а затем относительно резко возрастала. Хотя износ покрытий при содержании в них ДФ выше оптимального увеличивался незначительно. Весьма характерно, что менее прочные и более мягкие железо-никелевые КЭП после изнашивания обладали более высокой шероховатостью, чем железо-кобальтовые.

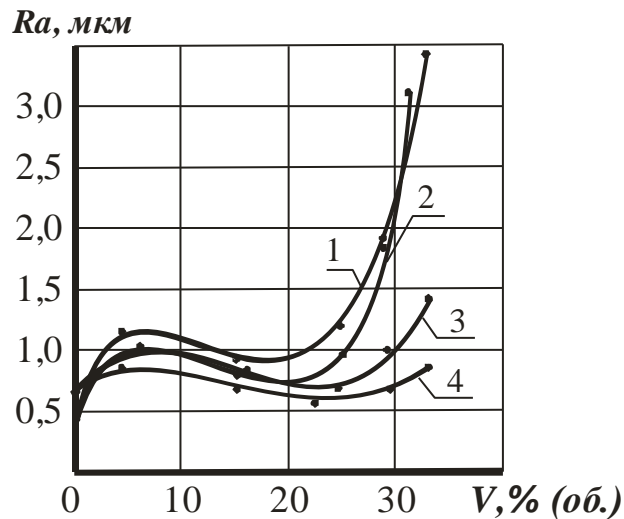


Рисунок 3.11 – Зависимость шероховатости КЭП от содержания ДФ в покрытии (обозначения см. на рис.3.10)

Анализ данных (см. рис.3.10 и 3.11) позволил установить изменение шероховатости образцов при уменьшении их износа до минимального значения износа, а затем ее рост после превышения оптимальной концентрации ДФ в КЭП, которое описывается различными уравнениями регрессии 2-го порядка, полученными на основе статистической обработки экспериментальных данных (рис.3.12, а и б):

$$\text{на участке } AB, Ra = -0,021J^2 + 0,352J - 0,433, \quad (3.52)$$

$$\text{на участке } BC, Ra = -0,011J^2 + 0,619J - 1,470; \quad (3.53)$$

$$\text{на участке } AD, Ra = -0,029J^2 + 0,446J - 0,413, \quad (3.54)$$

$$\text{на участке } DE, Ra = -0,149J^2 + 1,989J - 3,755; \quad (3.55)$$

$$\text{на участке } FG, Ra = -0,062J^2 + 0,961J - 2,417, \quad (3.56)$$

$$\text{на участке } GH, Ra = -0,028J^2 + 0,492J - 0,707; \quad (3.57)$$

$$\text{на участке } FK, Ra = -0,021J^2 + 0,302J - 0,118, \quad (3.58)$$

$$\text{на участке } KL, Ra = 0,092J^2 - 0,503J + 1,192. \quad (3.59)$$

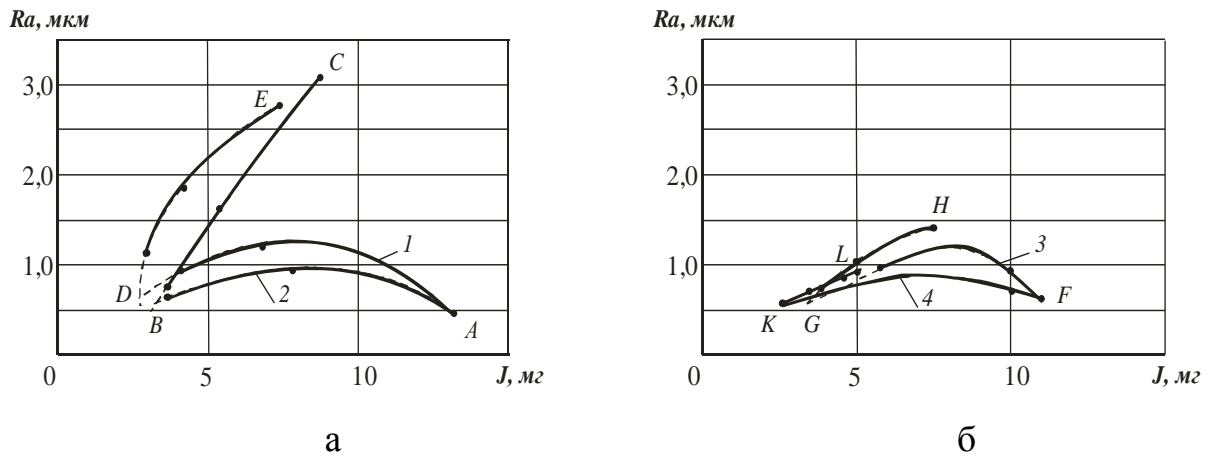


Рисунок 3.12 – Зависимость установившейся шероховатости поверхности от износа КЭП на основе *Fe-Ni* (а) и *Fe-Co* (б) (обозначение см. на рис.3.10)

Сопоставление износостойкости и шероховатости КЭП показывает, что более износостойкие покрытия обладают меньшей шероховатостью. Это совпадает с выводами работ С.Н. Айнбиндера, о том, что в процессе изнашивания на поверхностях трения устанавливается равновесная шероховатость, которая зависит от их упруго-пластических свойств и условий изнашивания [80].

Определим оптимальное объемное содержание, учитывая, что все неровности заменены выступающими из матрицы частицами ДФ. Для моделирования выступов шероховатой поверхности наибольшее распространение получили сферические сегменты с одинаковым радиусом и различной высотой. Тогда, среднее расстояние между частицами (L_{cp}) можно определить с помощью выражения [209]:

$$L_{cp}^2 = 8 \cdot R \cdot R_z \quad (3.60)$$

где R – радиус неровностей;

R_z – шероховатость.

Среднее расстояние между центрами двух ближайших частиц в плоскости при гексагональной укладке [179]:

$$L_{cp}^2 = (\pi/3) d_p^2 / N_{df} \quad (3.61)$$

Подставляя выражение (3.61) в (3.60) получим зависимость объемного содержания от установившейся шероховатости поверхности в виде:

$$V_{\text{ДФ}} = \pi d_p^2 / (24 \cdot R \cdot R_z). \quad (3.62)$$

Учитывая, что $R_z = 0.86 R_a$, для $V = f(d, R_a)$ получим выражение:

$$V_{\text{ДФ}} \approx \pi d_p^2 / (20,64 \cdot R \cdot R_a). \quad (3.63)$$

Таким образом, зависимость (3.63) позволяет оценить объемное содержание ДФ в КЭП по шероховатости поверхности в процессе изнашивания.

3.4 ФОРМИРОВАНИЕ СВЯЗИ ДИСПЕРСНОЙ ФАЗЫ И МАТРИЦЫ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Для построения теории процесса формирования химических связей ДФ и матрицы КЭП весьма важным является изучение возможных механизмов взаимного «припекания» твердых тел широко известных в практике порошковой металлургии [95-97, 160-163]. КЭП можно рассматривать как максимально уплотненную смесь порошков, состоящую из двух компонентов: «чистого» электролитического железа и частиц ДФ. Тогда можно предположить, что взаимодействие между компонентами КЭП будет протекать в три последовательных стадии: образование физического контакта между частицей и матрицей; химическое взаимодействие материалов на границе раздела ДФ и матрицы; объемное взаимодействие, сопровождающееся релаксацией упругих сил. Образование новых фаз, прочных химических связей между компонентами композиции возможно в случае сообщения им извне определенного количества энергии в результате нагрева различными методами [95, 160].

Образование физико-химической связи между разнородными кристаллическими материалами является процессом существенно более сложным, чем формирование связей однородных материалов, так как одновременно с самодиффузией, обуславливающей перенос массы в область граничного пространства, должно происходить диффузионное выравнивание концентраций разно-

именных атомов [160,161]. В весьма распространенном случае, когда самодиффузия и взаимная диффузия осуществляются с помощью одного и того же вакансионного механизма, оба процесса оказываются взаимосвязанными. На разных этапах формирования связи эта взаимосвязь может приводить к различным эффектам, влияющим на кинетику образования связей [160].

В материалах кроме непосредственного контакта между разнородными и взаимнорастворимыми металлами имеются свободные поверхности, кинетика процесса диффузионной гомогенизации осложняется наличием нескольких различных механизмов переноса массы — объемной диффузии, поверхностной диффузии, диффузии через газовую фазу. Весьма существенным для процесса образования связей является зарождение и развитие диффузионной пористости, сопутствующее процессу диффузионной гомогенизации; наличие свободных поверхностей влияет и на этот процесс [160].

С целью проследить основные физические процессы, сопутствующие образованию связей разнородных материалов, рассмотрим формирование физико-химических связей в двух случаях:

а) контактирующие тела взаимно нерастворимы и, таким образом, взаимная диффузия исключена;

б) контактирующие тела растворимы неограниченно.

В первом случае формирование связи между матрицей и ДФ, состоящих из атомов различных сортов характеризуется уменьшением свободной поверхностной энергии [95]. Рост прочности связи между двумя поверхностями веществ, имеющих присущие им удельные поверхностные энергии, энергетически целесообразен при условии, если возникающая новая граница имеет поверхностную энергию меньшую, чем сумма поверхностных энергий двух поверхностей веществ, равных по площади возникшей границе и исчезнувших при ее образовании [95,160].

Длительность этапа сближения атомов поверхности матрицы и ДФ с помощью механизма поверхностной гетеродиффузии можно оценить с помощью известного соотношения [160]:

$$t = L / D_0, \quad (3.65)$$

где L – путь, который должны пройти диффундирующие атомы,

D_0 - коэффициент поверхностной гетеродиффузии.

Коэффициент диффузии материала зависит от плотности дефектов кристаллической решетки. Коэффициент диффузии в среде с дислокациями (D'_0) определяется соотношением [160]:

$$D'_0 = D_0 \left(1 + \rho \frac{D_0 S}{D_0} \right), \quad (3.66)$$

где D_0 – коэффициент диффузии вдоль дислокаций;

ρ - плотность дислокаций;

S – площадь поверхности.

В области низких температур влияние дислокаций особенно существенно [163]. Так по данным [160] плотность дислокаций $\rho = 10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$ может приводить к увеличению D_0 в $10^2 \dots 10^3$ раз.

Таким образом, длительность первого этапа зависит от формирования пограничных слоев матрица - ДФ. Процесс зарастания ДФ металлом зависит от природы дисперсной фазы (проводник или диэлектрик) и соотношения скоростей электрохимических реакций на компонентах КЭП. Оно происходит без осложнений, если частица имеет хорошую адгезионную связь с катодом и непосредственно контактирует с ним, лишая питания находящиеся под ней кристаллы или их грани [9, 209].

Частицы проводников, имеющие с матрицей электрическую связь, зарастают обычно у основания и с вершины, благодаря чему для их закрепления на катоде необходимы относительно тонкие слои металла [9]. Поверхность КЭП при этом значительно развивается и приобретает микрошероховатость, так как проводящие частицы, находясь на фронте роста осадка, играют роль трехмерных зародышей кристаллизации. Поэтому попытки получить толстые слои КЭП с проводящими частицами больших размеров ($d > 10 \text{ мкм}$) могут привести к неудаче. Осадок будет формироваться некомпактным, например, в опытах по со-

осаждению электролитического железа с карбидом вольфрама [9, 209]. Аналогичная картина наблюдается в некоторых случаях и при электроосаждении КЭП с включениями проводящих или полупроводниковых частиц твердой смазки (графит, дисульфид молибдена) (рис.3.14).

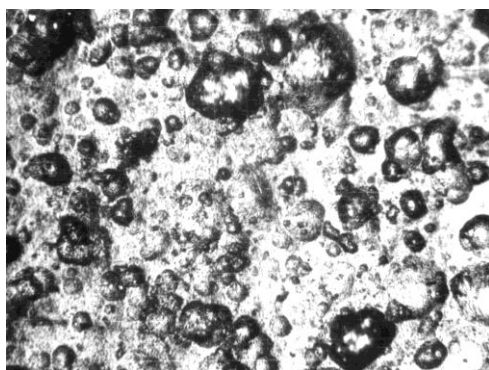
Несколько меньше развивают поверхность обладающие большим электросопротивлением частицы карбида бора ($R=0,445\dots 0,809$ Ом.см при $t=20\dots 100^\circ\text{C}$). Например, при соосаждении электролитического железа с B_4C также происходит развитие поверхности осадка (рис.3.14. б).

С целью улучшения качества осадков с включениями проводников в ряде случаев прибегают к модифицированию поверхности частиц, нанося на них изолирующие или гидрофобные слои, ингибирующие рост металла на частицах [9,32].

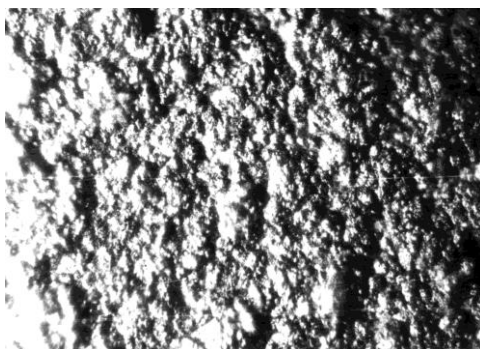
Дисперсные диэлектрики зарастают обычно с основания. Поэтому КЭП с включениями непроводящих частиц получаются относительно гладкими и компактными при большой толщине осадков. Питтинг и дендриты на их поверхности, как правило, отсутствуют (см. рис. 3.14).

Соответственно, для закрепления частиц диэлектриков необходимы слои металла, соизмеримые с их размерами. Визуальные наблюдения процесса электроосаждения КЭП из ЭС с дисперсиями изоляторов подтверждают, что образования дендритов и значительного развития поверхности осадков не происходит [9].

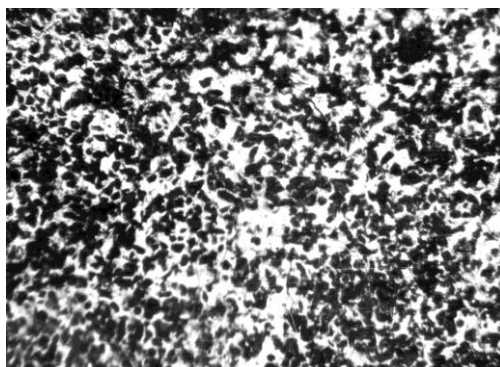
Вместе с тем, если между частицей и катодом сохранится прослойка электролита, растущие кристаллы будут отталкивать частицу с силой кристаллизационного давления [9]. Дальнейшее поведение частицы ДФ определится, условиями питания и роста, экранированных ею и открытых участков катода (рис.3.15).



а



б

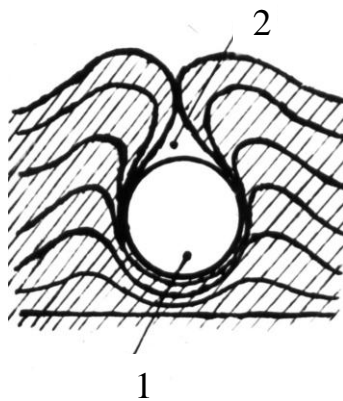


в

Рисунок 3.14 – Формирование осадка в зависимости от электрофизических свойств наполнителя($\times 400$): железо- дисульфид молибдена (а); железо – карбид бора (б); железо-электрокорунд (в)

В этом случае затруднения в образовании КЭП могут быть обусловлены свойствами электролита, а именно, его рассеивающей (РС) или выравнивающей способностью (ВС) в области микрорассеивания. Действительно, опыт показы-

вает, что КЭП хорошего качества с большим содержанием частиц образуются обычно из электролитов, осадки из которых либо копируют неровности катода, либо увеличивают исходную шероховатость поверхности с ростом продолжительности электролиза.



1 – частицы ДФ; 2 - пора

Рисунок 3.15 – Формирование контакта частиц ДФ и матрицы

Распределение металла по микрорельефу поверхности катода зависит при совместном разряде нескольких ионов, наряду с ВС, от соотношения скоростей реакций. Например, при одновременном выделении ионов металла и водорода с увеличением плотности тока выход металла по току для различных электролитов либо увеличивается, либо уменьшается, либо проходит через максимум. В первом случае на выступающих участках микрорельефа металла выделяется больше за счет не только повышенной плотности тока, но и роста выхода по току и углубление под частицей развивается скорее. Во втором случае металла выделяется меньше в связи с падением выхода его по току на участках с повышенной плотностью тока, и скорость формирования углубления под частицей снижается, либо оно не образуется [9,32]. Наиболее ярко роль ВС электролита проявляется в том случае, если частицы неэлектропроводны. Включение в осадки частиц электропроводных материалов в связи с возможностью разряда на них ионов металла должно меньше зависеть от ВС электролита. Оно определяется, в основном, отношением удельных сопротивлений частиц ДФ и ЭС [32], электрохимическими свойствами частиц и наличием прослоек, препятствующих непо-

средственным их контактам с поверхностью металла. В последнем случае поведение частиц проводников и диэлектриков, вероятно, аналогично. Наши эксперименты по изучению КЭП железо-электрокорунд из перемешиваемых ЭС [46] и многочисленные литературные данные [36, 37 и другие] подтвердили прогнозируемый характер влияния условий электролиза на состав КЭП.

Существенное влияние на формирование монолитных КЭП могут оказывать естественные и искусственные добавки, так как они изменяют ионный состав электролита и формирование покрытия в зонах возле частиц ДФ [9].

Следующий этап процесса формирования границы «матрица-ДФ» заключается в увеличении контактной площади между поверхностью ДФ и матрицы, которое сопровождается уменьшением поверхности и, соответственно, свободной поверхностной энергии. На этом этапе одна из контактирующих поверхностей может деформироваться с помощью диффузионного механизма. Между тем практически полная взаимная растворимость компонентов КЭП не может произойти в связи с тем, что температуры плавления компонентов износостойких композитов существенно отличаются и, следовательно, существенно отличаются диффузионные подвижности атомов. Таким образом, форма ДФ в процессе образования связей будет оставаться неизменной.

Заметим, что качественно изложенные соображения остаются справедливыми и для начальной стадии формирования связей между поверхностью материалов из взаимно-растворимых веществ, когда в месте контакта еще остается скачок концентрации и связанное с ним отличное от нуля значение поверхностной энергии. Взаимное сближение поверхностей прекратится тогда, когда из-за взаимной диффузии скачок концентрации на граничной плоскости сгладится [9, 36]. Сравнивая рассмотренные случаи формирования граничного слоя вследствие «обволакивания» и вследствие взаимного вдавливания двух поверхностей можно прийти к выводу, что в обоих случаях процесс идет до тех пор, пока его развитие сопровождается уменьшением свободной поверхностной энергии. В первом случае, однако, это приводит не к полному слиянию, а во

втором - термодинамическая целесообразность процесса исчерпывается до достижения полного слияния поверхностей.

При образовании физико-химических связей взаимно растворимых тел диффузионное перемещение атомов осуществляется в сложном поле распределения градиента концентрации вакансий и атомов различного рода [160]. В случае близких по величине коэффициентов диффузии матрицы и ДФ, контуры соприкасающихся поверхностей не будут искажаться, в контактной области не будут образовываться поры. В случае различия коэффициентов диффузии, будет происходить преимущественный поток вакансий из матрицы в частицы ДФ, вследствие чего может произойти не только нарушение поверхности раздела, но и увеличение пористости и ухудшения качества приграничного слоя матрицы или ДФ. Взаимная диффузия матрицы и ДФ должна сопровождаться уменьшением или увеличением размеров частиц и, соответственно, изменением матрицы при сохранении общего объема композита. В случае взаимной диффузии в твердых телах, когда различны коэффициенты диффузии, могут проявляться «эффект Киркендалла» и «эффект Френкеля» [160,168,169].

Энергия активации химического взаимодействия зависит от природы и энергонасыщенности взаимодействующих материалов [169]. Поэтому наибольшее распространение в качестве дисперсной фазы получили: электрокорунд, карбид бора, карбид кремния, карбид титана, оксид кремния. Для активации керамических или металлокерамических соединений потребуется больше энергии, чем для материала матрицы, которая часть энергии получает в процессе электроосаждения [97]. Энергонасыщенность и неравновесность структуры материалов полученных электролитическими способами может приводить к изменению температуры активации фазовых взаимодействий [169].

Так как насыщенный «раствор» дефектов в кристаллической решетке не может долго существовать, аннигиляция дефектов структуры будет определять степень диффузионной активности [160, 169]. Уход дефектов может осуществляться: I - вследствие встречи вакансий с внутренними стоками (поры, границы, краевые дислокации и др.); II - вследствие замещения вакансий атомами, нахо-

дящихся междуузлиях. Соответственно, время активного протекания диффузионных процессов на границе раздела фаз (t_I и t_{II}), в течение которых установится равновесие концентраций вакансий, можно оценить с помощью выражений [160]:

$$t_I = L^2 / D_o, \quad (3.67)$$

$$t_{II} = \frac{1}{\nu n} e^{u/kt}, \quad (3.68)$$

где L – расстояние между стоками;

ν - частота колебаний атомов в междуузлиях;

u – энергия активации процессов замещения атомов в междуузлиях;

n - концентрация вакансий.

По оценкам работ [160,169] при $L = 10^{-5}$ см, $D_o = 10^{-6}$ см²/сек, $\nu = 10^{13}$ сек⁻¹, $T = 900$ °С, $u = 20$ ккал/моль, $n = 10^{-2} \dots 10^{-3}$ время $t_I \approx 1 \dots 0.01$ сек, а $t_{II} \approx 10^{-10} \dots 10^{-11}$ сек. Но при температуре электролиза (20...60°С) это время стремится к бесконечности.

Степень активности частиц дисперсной фазы и матрицы зависит от условий получения и может быть изменена [160]. Дефектностью структуры матрицы можно управлять, изменяя режимы электролиза. Для повышения активности порошка ДФ можно его подвергнуть длительному механическому помолу в шаровой мельнице. С другой стороны его можно существенно дезактивировать, если подвергнуть его высокотемпературному отжигу. Дефекты поверхности, определяющие повышенную активность, естественно, должны обладать устойчивостью в области тех температур, где активность проявляется. К таким дефектам следует отнести дислокации и микроскопические дефекты типа границ раздела между элементами структуры, поры и другие [160]. Существенным обстоятельством, способствующим этому, является тесная взаимосвязь компонентов покрытия, наличие структурных несовершенств поверхности раздела ДФ и матрицы, что дополнительно подтверждается в исследованиях морфологии КЭП (см. гл. 4). Таким образом, влияние температуры нагрева взаимо-

действующих фаз является превалирующим фактором, а его уровень зависит от структуры компонентов композита.

3.5 ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КЭП

Термообработка КЭП может выполняться для повышения химических связей в гетерогенном материале и для создания на поверхности деталей новых материалов из материала покрытия [96,97,236]. Причем, если в первом случае воздействие, вероятно, должно быть ограниченной интенсивности, не приводящей к фазовым изменениям компонентов КЭП (условие сохранения гетерогенности) и значительным изменениям физико-механических свойств, то во втором случае должно произойти переплавление поверхностного слоя с частичным или полным преобразованием исходных элементов гетерогенного материала в другие. Вместе с тем, такая обработка может привести к резкому изменению, как параметров конструкции материала (состава, решетки, текстуры и других), так и его физико-механических свойств [236,237].

Особое внимание следует уделить изменению остаточных внутренних напряжений (ВН) [81, 124, 171,174]. Полученные при такой обработке новые фазы будут иметь другие кристаллофизические характеристики (суб-, микро- и мезоструктуру), и поэтому будут отличаться удельным объемом (θ), что при сохранении общей поверхности деталей может привести к резкому изменению уровня ВН, вплоть до растрескивания и разрушения покрытия [169-174]. Изучению процессов влияния природы компонентов композитов на изменение объема и формирование композитов при нагреве наибольшее внимание уделялось и в порошковой металлургии [170].

В КЭП при нанесении их на детали возникает двухосное напряженное состояние [174]. В этом случае для расчета ВН I рода в первом приближении можно воспользоваться объемным законом Гука.

В области низкотемпературного нагрева (область I, рис.3.16) изменение удельного объема КЭП можно объяснить уменьшением микроискажений кристаллической решетки в материале матрицы, которое обусловлено миграцией вакансий к свободным поверхностям и границам зерен и аннигиляцией на них, выходом из осадка протонированного и молекулярного водорода, разложением гидроксидов железа и других хемсорбированных соединений и миграцией их продуктов из покрытий [9, 12].

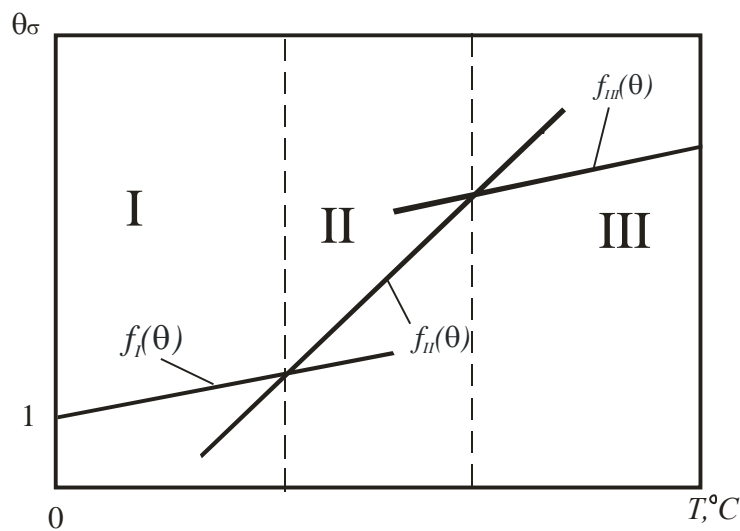


Рисунок 3.16 – Зависимость относительных ВН ($\theta_\sigma = \sigma/\sigma_0$, где σ - ВН после термической обработки; σ_0 - ВН обусловленные условиями получения покрытий) КЭП от температуры нагрева

Наибольшее изменение удельного объема большинства чистых металлов за счет изменения числа вакансий $\theta \approx 10^{-3} \dots 10^{-6}$ и может приводить к возникновению напряжений 0,3...30 МПа [212, 213]. Для оценки возникающих при этом напряжений можно использовать выражение [237]:

$$\sigma = f_I(\theta) = \sigma_0 + 0,5E_k(1-2\mu_k)^{-1} nN^{-1}, \quad (3.69)$$

где σ_0 - ВН обусловленные условиями получения покрытий;

E_k и μ_k – модуль упругости и коэффициент Пуассона КЭП;

n и N – относительное число вакансий и атомов.

В области II нагрева, когда еще отсутствуют фазовые превращения, изменение удельного объема матрицы может происходить за счет изменения параметров решетки, концентрации вакансий и межузельных атомов, дислокаций, поверхностных и объемных дефектов, что в свою очередь приводит к росту ВН (см.рис.3.16). Действительно, известно, что абсолютное большинство металлов при структурных переходах может изменять свой объем на величину 0...6%, в соответствие с зависимостью [212]:

$$\theta \approx 3 \alpha T \Theta^1, \quad (3.70)$$

где α - коэффициент линейного расширения металла;

T – температура нагрева;

Θ – сходственная температура.

Тогда ВН будут изменяться по линейному закону :

$$\sigma = f_{II}(\theta) = 1,5 E_k (1 - 2\mu_k)^{-1} \alpha T \Theta^1. \quad (3.71)$$

При температуре нагрева более температуры фазовых превращений будут происходить активные диффузионные процессы. При взаимодействии железа с материалом наполнителя будут образовываться упорядоченные твердые растворы внедрения или замещения. Взаимодействие матрицы и ДФ можно описать соответствующим и уравнениями реакции [165,214].

При протекании реакции происходят объемные изменения компонентов покрытия, приводящие к соответствующему изменению уровня ВН. Причем в зависимости от кристаллической структуры образующихся соединений эти изменения могут иметь различный характер: приводить либо к росту общего объема покрытия за счет образования новых фаз, либо к дальнейшему уменьшению объема и, соответственно, росту ВН, вплоть до превышения предела прочности и разрушения поверхности. В последнем случае покрытия после термообработки будут пронизаны густой сеткой трещин (если прочность сцепления покрытия с подложкой достаточно высока) или произойдет отслоение разрушенного покрытия (если ВН превысят прочность сцепления). Таким образом, при проведении термообработки необходимо строго учитывать фазовые и объемные изменения компонентов покрытия, происходящие при их нагреве.

Весьма важно заметить, что ВН растяжения можно либо уменьшать, либо получать на поверхности напряжения сжатия, выбирая компоненты для получения композиции с последующей термообработкой, сопровождающейся фазовыми превращениями. Это особенно важно учитывать при восстановлении деталей, работающих в условиях динамического нагружения. Изложенные выше рассуждения, в первом приближении, можно подтвердить расчетом объемных изменений покрытий при использовании в качестве ДФ не только карбида бора, но и других соединений (например, карбид кремния, карбид ванадия и т.д.). Для расчета возможных объемных изменений КЭП с нагревом в качестве ДФ необходимо взять соединения, компоненты которых при реакции с железом могут дать фазы, имеющие повышенный в сравнении с исходными компонентами удельный объем (соответственно меньшую плотность) [169]. Действительно, карбид кремния SiC ($\rho=3,12$ г/см³) реагирует с Fe ($\rho=7,85$ г/см³) с образованием $FeSi_x$ ($\rho=6,15...4,82$ г/см³) [215, 216]. В первом приближении изменение объема покрытий можно определить, используя закон сохранения массы [217]. Реакцией компонентов с окружающей средой можно пренебречь, учитывая высокую скорость нагрева и охлаждения при использовании ТВЧ или лазера.

Так, рассмотрим возможность улучшения термообработкой качества износостойких композиций на примере КЭП Fe ($V_{Fe}=76\%$ об.) с упрочняющей ДФ (B_4C , SiC и др., $V_{ДФ} = 24\%$). В результате термообработки таких КЭП в области фазовых переходов (III) вместо исходных компонентов в покрытии могут появиться новые фазы, состав и плотность которых приведены в таблице 3.1.

Изменение удельного объема компонентов реакции КЭП при термообработке до полного взаимодействия ДФ с матрицей можно определить с помощью выражения:

$$\theta = \frac{1 - (V_{Fe-ДФ} \theta_{\phi} + (V_{Fe} - V'_{Fe}) \theta_{cm} + (V_{ДФ} - V'_{ДФ}))}{1 - (V_{Fe} \theta_{cm} + V_{ДФ})}, \quad (3.72)$$

где $V_{Fe-ДФ}$ – объем вступивших в реакцию исходных компонентов КЭП;

V'_{Fe} и $V'_{ДФ}$ - объемное содержание железа и ДФ после реакции;

θ_{ϕ} - изменение удельного объема за счет фазовых изменений;

θ_{cm} – предельное изменение удельного объема матрицы за счет структурных изменений.

Таблица 3.1 – Исходные и возможные конечные компоненты КЭП при фазовых превращениях в области высокотемпературного нагрева (область III, см. рис.3.16)

Исходные компоненты КЭП	Плотность ДФ, г/см ³	компоненты КЭП после нагрева	Плотность конечных продуктов реакции г/см ³
<i>Fe-B₄C</i>	2,49[216]	<i>Fe, FeB, C</i>	7,15[216]
<i>Fe- SiC</i>	3,21[215]	<i>Fe, FeSi, C</i>	6,15[215]
<i>Fe-VC</i>	5,8[218]	<i>Fe, FeV, C</i>	≈7,5[216]
<i>Fe-WC</i>	15,8[218]	<i>Fe, FeW, C</i>	≈12,9[216]

Примечание

1 В расчетах принимали плотность *Fe* -7.85 г/см³.

2 Образующийся углерод выступает в виде частиц с $\rho = 1,6$ г/см³.

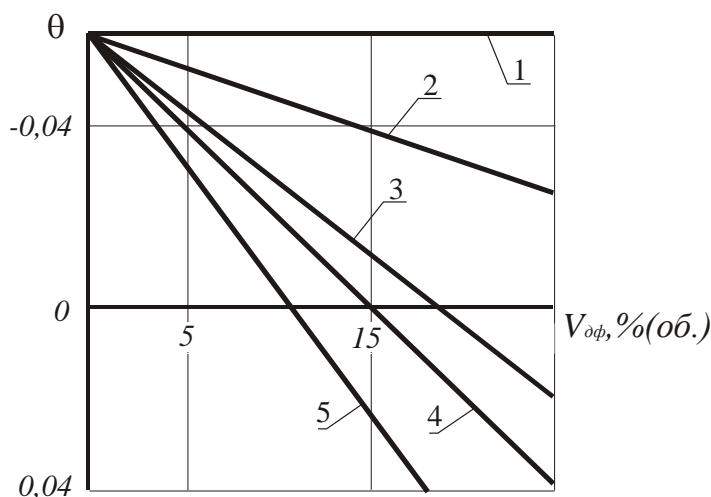
3 Реакции протекают до полного взаимодействия ДФ с железом, ход которых приведен в работах [165, 168, 213, 219].

Расчет изменения объема покрытия от предельной его величины для «чистого» металла (6%), выполненные по зависимости (3.70), показали, что в процессе реакции ДФ и матрицы с образованием новых фаз объем покрытия может не только уменьшаться, но и возрасть (рис.3.17).

Соответственно ВН, уравниваемые в объеме покрытия, можно рассчитать с помощью выражения:

$$\sigma = f_{III}(\theta) = 0,5E_k(1-2\mu_k)^{-1} \frac{1 - (V_{Fe-\phi} \theta_{\phi} + (V_{Fe} - V'_{Fe}) \theta_{cm} + (V_{\phi} - V'_{\phi}))}{1 - (V_{Fe} \theta_{cm} + V_{\phi})} . \quad (3.73)$$

Результаты расчета ВН по формуле (3.73) с учетом модуля упругости компонентов, образующихся в результате реакции ДФ с матрицей, показаны на рисунке 3.18.



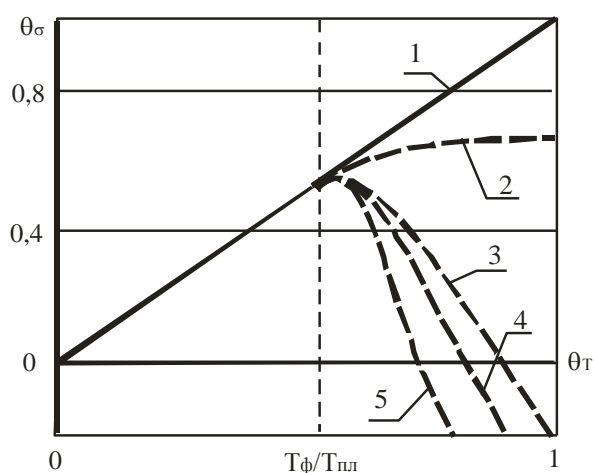
1 – покрытие без ДФ; 2 - $Fe-B_4C$; 3 - $Fe-SiC$; 4 - $Fe-VC$; 5 - $Fe-WC$

Рисунок 3.17 – Зависимость изменение удельного объема покрытия от количества ДФ, вступившей в реакцию

Для композиций, содержащих B_4C , SiC , VC и WC , при полном взаимодействии ДФ с железом можно получить снижение ВН растяжения в сравнении с предельным для «чистых» металлов, в %: $Fe-B_4C-30...35$; $Fe-SiC-120...125$; $Fe-VC-130...135$; $Fe-WC-150...160$. Таким образом, композит $Fe-B_4C$ обрабатывать до высоких температур не целесообразно, так как это приводит к росту ВН. Объемные изменения рассчитанных композиций при термообработке требуют экспериментальной проверки, хотя имеющиеся в литературе данные свидетельствуют о реальности принятого подхода [95-97].

Изложенное выше показывает, что термообработка гетерофазных материалов может преследовать различные цели. Одна из них – создание износостойких покрытий с прочной связью ДФ и матрицы, вторая - создание материалов успешно сопротивляющихся циклическим нагрузкам за счет формирования на поверхности достаточно износостойких слоев с напряжениями сжатия. Последнее направление требует тщательной экспериментальной проработки, начиная с проверки возможности формирования таких композитов в исходном

состоянии из электролитов-суспензий и изучения условий их термической обработки.



1 – покрытие без ДФ; 2 - $Fe-B_4C$; 3 - $Fe-SiC$; 4 - $Fe-VC$; 5 - $Fe-WC$

Рисунок 3.18 – Влияние температуры нагрева на ВН в покрытиях: $\theta_\sigma = \sigma / \sigma_{\text{п}}$, где $\sigma_{\text{п}}$ – предельные ВН для «чистого» металла; $T_{\text{ф}}$ – температура начала фазовых изменений; $T_{\text{пл}}$ – температура плавления

Развитие процессов массо- и теплопереноса в материале может зависеть от продолжительности термического воздействия и активности окружающей среды. В отличие от плазменных покрытий и порошковой наплавки часть энергии КЭП получают в процессе кристаллизации из раствора. Таким образом, для образования химических связей потребуется значительно меньше энергии, что снизит температурное воздействие на упрочняемую или восстанавливаемую деталь. Вместе с тем термическое воздействие не должно быть продолжительным, так как компоненты КЭП подвергаются воздействию окружающей среды. Частицы ДФ также могут быть покрыты различными хемсорбированными соединениями, гидроксидами металлов, образующихся в приэлектродном слое, что может влиять на образование химических связей на границе между частицами и матрицей. Учитывая все обстоятельства, наиболее предпочтительной термической обработкой КЭП будет нагрев ТВЧ или ЛИ.

3.6 ФИЗИКО-ТЕРМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ КЭП

3.6.1 ФИЗИКО-ТЕРМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ОБРАБОТКЕ КЭП ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ (ЛИ)

Основным результатом воздействия лазерного излучения (ЛИ) является нагрев поверхности КЭП [97, 117 и др.]. В зависимости от условий обработки (температуры, длительности нагрева) и состава композиционного покрытия могут быть реализованы различные виды модификации поверхности: улучшение свойств матрицы, повышение прочности связи ДФ и матрицы, получение нового материала за счет физико-химических процессов взаимодействия компонентов КЭП в твердом и расплавленном состоянии. Характер модификации, определяющийся временем достижения определенной температуры, скоростью изменения температуры и другими параметрами, зависит от свойств компонентов КЭП, условий обработки и вида воздействия. Определение основных характеристик температурного воздействия в КЭП в процессе нагрева и охлаждения позволит прогнозировать состав покрытия после обработки.

При рассмотрении теплофизических процессов, развивающихся в КЭП при воздействии ЛИ необходимо знать энергетические характеристики: поглощенную долю падающего потока излучения, плотность потока на поверхности покрытия (q), пространственное распределение плотности потока (q_0), длительность импульса (τ), длину волны излучения для лазеров, глубину проникновения лазерного излучения в объем вещества.

В большинстве практических случаев распределение плотности потока ЛИ на поверхности (q) можно определить в виде [97]:

$$q = A \varphi(t) q_0(x, y), \quad (3.74)$$

где A – поглощающая способность поверхности, зависящая от ее состояния;

$\varphi(t)$ – функции, описывающая временную структуру импульса;

$q_0(x,y)$ – пространственное распределение плотности потока лазерного излучения.

Требуемая плотность потока ЛИ для достижения на поверхности (в единице объема) КЭП заданной температуры можно определить с помощью выражения [117]:

$$q=0,885T\lambda_k/(a\tau)^{1/2}. \quad (3.75)$$

где λ_k – теплопроводность композиционного материала.

Тогда время достижения заданной температуры (t) на поверхности покрытия определяют [117] :

$$t=0,79(T\lambda_k)^2/(q_0 a). \quad (3.76)$$

Для оценки скорости нагрева (v_n) и охлаждения (v_o) объема материала покрытия [117]:

$$v_n= q_0(\lambda_k c_k \gamma \pi t)^{-1/2}, \quad (3.77)$$

$$v_o=(q_0(\lambda_k c_k \gamma \pi t)^{-1/2}) \times (t^{-1/2} - (t-\tau)^{-1/2}). \quad (3.78)$$

Для определения зависимости глубины слоя от параметров пользуются приближением, заключающимся в нахождении распределения температуры в металле в результате действия плоского поверхностного теплового источника постоянной мощности в течении времени t .

Распределение температур для точек, отстоящих от поверхности на расстоянии [117]:

$$T(Z,t) = \frac{\eta P}{\pi a c_k r^2 \rho_k} (\sqrt{4at/\pi} - Z). \quad (3.79)$$

Считая, что модификация происходит при достижении температуры фазовых превращений T_ϕ , получим глубину модифицированного покрытия:

$$Z_m = \sqrt{4at/\pi} - \pi a c_k r^2 T_\phi \rho_k / \eta P, \quad (3.80)$$

где удельную теплоемкость и плотность КЭП можно определить, как:

$$c_k = c_m V_m + c_{\phi} V_{\phi}, \quad (3.81)$$

$$\rho_k = \rho_m V_m + \rho_{\phi} V_{\phi}. \quad (3.82)$$

Максимальная толщина модифицированного слоя будет при условии достижения на поверхности температуры плавления. Для этого мощность излучения должна составлять

$$P_{nl} = \frac{T_{nl} \lambda_k \pi^2 r^2}{\eta 4at}, \quad (3.83)$$

а глубину модифицированного слоя:

$$Z_m = \sqrt{\frac{4at}{\pi} \frac{(T_{nl} - T_\phi)}{T_{nl}}}, \quad (3.84)$$

где T_{nl} и T_ϕ – температура плавления матрицы и начала фазовых превращений в КЭП, соответственно.

Таким образом, с помощью лазерной обработки можно обеспечить необходимое термическое воздействие на покрытие, управляя мощностью ЛИ и расстоянием между пятнами обработки в двух измерениях. О желаемой структуре можно сделать вывод по результатам металлографических исследований и испытаний износостойкости КЭП. Для повышения износостойкости необходимо получение структуры композита, отвечающей структуре второго слоя, как наиболее полно отвечающей правилу Шарпи для антифрикционных материалов. При этом обработкой ЛИ обеспечивается прочная поверхностная связь между компонентами, а взаимная диффузия ограничена.

Для инженерных расчетов величины модифицированного слоя при импульсной обработке ЛИ представляет практический интерес зависимость глубины слоя от параметров обработки, так и от исходной структуры материала. Для определения зависимости глубины слоя фазовых превращений от параметров пользуются приближением, заключающимся в нахождении распределения температуры в металле в результате действия плоского поверхностного теплового источника постоянной мощности в течение времени t . Анализ существующих в литературе мнений, посвященных данной проблеме [97, 144-150], показал, что наиболее адекватной является зависимость, предложенная в работе [146]. Модифицируя ее в соответствии с [150], получим соотношение, связывающие параметры обработки ЛИ со структурными параметрами обработки

ваемого материала. При условии, что модификация материала происходит при достижении температуры фазовых превращений (T_ϕ), получим зависимость, имеющую вид:

$$Z_\phi = 3,8 \exp\left(-3,3 \frac{T_\phi}{T_{II}}\right) \sqrt{\frac{\lambda_\kappa}{C_\kappa \rho_\kappa} \tau}, \quad (3.85)$$

где Z_ϕ – глубина модифицированного слоя;

T_{II} – температура поверхности;

τ – длительность импульса ЛИ;

λ_κ , C_κ , ρ_κ – теплопроводность, теплоемкость и плотность обрабатываемого композита, соответственно.

Теплопроводность, теплоемкость и плотность КЭП в первом приближении определим с помощью правила смесей. Тогда глубина модифицированного слоя гетерогенной композиции может быть установлена из зависимости:

$$Z_\phi = 3,8 \exp\left(-3,3 \frac{T_\phi}{T_{II}}\right) \sqrt{\frac{\lambda_m V_m + \lambda_{\text{ДФ}} V_{\text{ДФ}}}{(C_m V_m + C_{\text{ДФ}} V_{\text{ДФ}})(\rho_m V_m + \rho_{\text{ДФ}} V_{\text{ДФ}})} \tau}, \quad (3.86)$$

где $V_m, V_{\text{ДФ}}$ – объемное содержание матрицы и ДФ в КЭП, соответственно;

λ_m, C_m, ρ_m – теплопроводность, теплоемкость и плотность матрицы, соответственно;

$\lambda_{\text{ДФ}}, C_{\text{ДФ}}, \rho_{\text{ДФ}}$ – теплопроводность, теплоемкость и плотность ДФ, соответственно.

Таким образом, используя выражения (3.85) и (3.86), можно установить режимы обработки КЭП ЛИ для создания необходимого температурного воздействия на их поверхность при электромодификации.

3.6.2 ФИЗИКО-ТЕРМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ОБРАБОТКЕ КЭП ТВЧ

При известных параметрах нагреваемого слоя материала, индуктора и напряжения, приложенного к индуктору, передаваемая в нагреваемое

тело мощность может быть определена из выражения [114, 115]:

$$P = \frac{E_u^2 S}{32\pi^3 a^2 l_i} \sqrt{\frac{\rho_{кэп} \mu_{кэп}}{f^3}}, \quad (3.87)$$

где a – расстояние между индуктором и деталью;

l_i – длина индуктора;

S – площадь нагреваемой поверхности;

$\rho_{КЭП}$ - удельное электросопротивление КЭП;

$\mu_{КЭП}$ - магнитная проницаемость;

f – частота.

Удельную мощность можно определить из выражения:

$$p = H^2 \sqrt{\pi \rho_{кэп} \mu_{кэп} f \varphi}, \quad (3.88)$$

где $\varphi = f(d/\delta)$ – коэффициент, зависящий от отношения диаметра цилиндра (толщины) обрабатываемого тела к глубине проникновения тока в металл;

H – напряженность магнитно поля.

Оптимальная частота (f_{opt}), при которой индукционный нагрев осуществим [115]:

$$f_{opt} = \frac{\rho_{кэп} \cdot 10^8}{(2...4)\delta^2 \mu_{кэп}}. \quad (3.89)$$

Для определения расстояния между витками индуктора (b , м) можно использовать уравнение:

$$b \approx 2.52a \frac{2\delta - d}{\delta}; \quad (3.90)$$

Энергоемкости процесса модификации определяются затратами энергии на единицу массы нагреваемого объема металла. Эти затраты представляют сумму количеств энергии, необходимых на осуществление процесса нагрева (W_n), тепловых потерь (W_n), потери на передачу и преобразование (W_o) [114]:

$$W = W_n + W_n + W_o. \quad (3.91)$$

Теоретические затраты на процесс нагрева составляют интегральные затраты энергии на нагрев основного металла (W_m), слоя КЭП ($W_{КЭП}$), сопутствующие реакции и фазовые превращения:

$$W_n = W_{KЭП} + W_M, \quad (3.92)$$

$$W_M = C_M G_M (T_\Phi - T_0), \quad (3.93)$$

$$W_{KЭП} = C_{KЭП} G_{KЭП} (T_\Phi - T_0), \quad (3.94)$$

где C_M и $C_{KЭП}$ – удельная теплоемкость металла основы и КЭП, соответственно;
 G_M и $G_{KЭП}$ – масса металла основы и КЭП, соответственно;
 T_Φ и T_0 – температура фазовых превращений в КЭП и исходная температура изделия, соответственно.

Массу КЭП, в первом приближении, можно определить по формуле:

$$G_{KЭП} = t_{KЭП} A_{KЭП} (\gamma_m V_m + \gamma_{\partial\Phi} V_{\partial\Phi}), \quad (3.95)$$

где $t_{KЭП}$ – толщина КЭП;

$A_{KЭП}$ – площадь поверхности КЭП.

Потери на теплопередачу в металле приближенно могут быть определены с помощью выражения [114]:

$$W_n = \alpha A t (T_{om} - T_e) \quad (3.96)$$

где α – коэффициент теплопередачи;

A – теплоотдающая поверхность;

T_{om} и T_e – температура теплоотдающей и тепловоспринимающей среды, соответственно;

t – продолжительность нагрева.

Используя уравнения (3.87) и (3.96), можно установить режимы необходимого термического воздействия на поверхность деталей восстановленных КЭП при электромодификации ТВЧ. Зависимости (3.89) и (3.91) необходимы для разработки индукторов и выбора генераторов установок ТВЧ.

ВЫВОДЫ

1 Разработаны теоретические основы электротермической обработки КЭП. Показано, что при термической обработке КЭП происходит улучшение упруго-пластических свойств матрицы, растут связи между дисперсной фазой и матрицей, что приведет к повышению износостойкости, прочности и других эксплуатационных свойств восстановленных деталей.

2 На примере электролитического железа обоснована зависимость физико-механических свойств покрытий от их дислокационной структуры и установлено, что закономерности изменения структуры и свойств электролитических покрытий удовлетворительно согласуются с известной структурно-энергетической теорией пластической деформации и разрушения. Анализом связи дилатации металла с фрагментацией его блочной структуры, физико-механическими свойствами и разрушением показано, что эффективность электрохимического способа восстановления деталей ограничена упрочнением и разрушением металла при электроосаждении.

3 Предложены расчетные формулы для характеристики композиционных материалов, найдены закономерности распределения напряжений между структурными составляющими композиции при приложении внешней нагрузки. Теоретическим анализом структурно-прочностных свойств композиционных покрытий показано, что прочность гетерофазного материала определяется природой его компонентов, структурными параметрами, а также прочностью межфазных связей. Предложена модель формирования шероховатой поверхности КЭП в условиях абразивного изнашивания, учитывающая прочность сцепления ДФ и матрицы. Показано, что КЭП с оптимальным содержанием ДФ в условиях абразивного изнашивания формируется минимальная шероховатость поверхности.

4 Предложена модель формирования прочных химических межфазных связей в КЭП при электронагреве. Показано, что для формирования связей необходимо сформировать монолитные осадки. Установлено, что энергонасы-

щенность и неравновесность субмикроструктуры электролитической матрицы приводит к изменению температуры активации фазовых реакций.

5 Установлены теоретические зависимости для определения ВН при нагреве композитов. Показано, что необходимо строго учитывать структурные и фазовые изменения КЭП при нагреве, так как они могут приводить к изменению ВН. Предложено новое направление повышения усталостной прочности деталей, восстановленных модифицированными КЭП, за счет формирования на поверхности достаточно износостойких слоев с напряжениями сжатия.

6 Дано теоретическое обоснование выбора режимов термической обработки КЭП ТВЧ и ЛИ для повышения износостойкости покрытий. Установлены зависимости, связывающие режимы термического воздействия с физическими параметрами обрабатываемого материала с учетом его гетерогенной структуры.

4 ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА КЭП

Теоретические исследования показали, что электротермическая обработка КЭП позволит повысить их физико-механические и эксплуатационные свойства, что делает их перспективными для повышения долговечности новых и отремонтированных деталей сельскохозяйственной техники. Наиболее приемлемыми способами поверхностного воздействия на материал является нагрев ТВЧ и ЛИ. Однако эти воздействия могут привести к изменению структуры покрытий, растворению дисперсной фазы (ДФ) в матрице с образованием новых фаз. Таким образом, для разработки технологии получения модифицированных КЭП необходимо экспериментально установить режимы обработки, обеспечивающие необходимые эксплуатационные свойства покрытий.

4.1 ВОПРОСЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Большинство деталей машин сельскохозяйственной техники (лемехи, бороны, фрезы, лапы культиваторов и другие) работают в контакте с абразивной средой. Поэтому основной целью экспериментальных исследований был выбор параметров обработки, обеспечивающих наивысшую износостойкость покрытий. Динамические условия работы некоторых восстановленных электролитическим железнением деталей машин не могут быть охарактеризованы только усталостной прочностью и износостойкостью. Статистика показывает, что большое количество поломок и аварий в технике является результатом непогашенных колебаний, которые упругие системы не могут погасить. Поскольку для ряда деталей, работающих в условиях динамических нагрузок, в процессе эксплуатации возможно возникновение резонанса, важно было проверить влияние термообработки КЭП на демпфирование деталью упругих колебаний.

Для объяснения повышения износостойкости покрытий необходимо исследовать влияние параметров модификации на структуру и такие физи-

ко-механические свойства, как микротвердость, прочность сцепления, упругие свойства, прочность при растяжении, ударную вязкость и другие. Для анализа и контроля изменений их структуры в процессе модификации представляют большой интерес электрофизические свойства (электросопротивление и термоЭДС). Наличие зависимости между такими свойствами и структурой материала дает возможность контролировать процесс модификации композитов при различных видах обработки (например, с помощью ТВЧ, ЛИ и других методов). Он легко осуществим, не требует больших затрат и сложного оборудования. Поэтому определение взаимосвязи электрофизических свойств КЭП с фазовыми и структурными превращениями при электротермической обработке представляло практический интерес.

Обзор литературы и теоретические исследования показали, что формирование физического контакта между частицами ДФ и материалом основы КЭП происходит за счет микропластической деформации, обусловленной особенностями процесса электролитической кристаллизации. При отсутствии химических связей прочность сцепления частиц с основой достигает 5...10 МПа [9,12]. Однако для активации физико-химических превращений дисперсных частиц энергии процесса электрокристаллизации недостаточно. Частицы ДФ могут образовывать прочные химические связи в случае сообщения им извне определенного количества энергии, например, нагревом лазером или ТВЧ. Процесс активации взаимодействия между компонентами КЭП зависит от их энергосыщенности (природы материала, способа получения и размера частиц ДФ, структуры электролитической матрицы) и формирования контакта между ними. Температура активного взаимодействия железа с карбидом бора - 400...1000°C, карбидом кремния - 500...1000°C, карбидом вольфрама - 800...1000°C [95, 101, 165, 166, 214, 215]. Приведенные данные относятся к условиям протекания химического взаимодействия между фазами пирометаллургических металлов (порошковым материалам, плазменным покрытиям) или имеют очень широкий разброс, что не позволяет их использовать для определения режимов электротермической обработки электрохимических покрытий. Скорость диффузии

компонентов КЭП, определяемая их структурой, может увеличиваться в сотни раз. Вместе с тем, частицы ДФ могут быть покрыты различными соединениями химсорбированной борной кислоты, гидроксидом железа, что может влиять на образование химических связей на границе между частицами и матрицей. Таким образом, для определения параметров электротермической обработки необходимо экспериментально исследовать структурные и фазовые изменения КЭП в условиях высокотемпературного нагрева, и установить температуру активации межфазных реакций.

Таким образом, в результате экспериментальных исследований необходимо установить:

- возможность межфазного взаимодействия между компонентами КЭП при нагреве;
- влияние электротермической обработки на структурные изменения КЭП;
- влияние параметров ТВЧ и ЛИ на физико-механические свойства КЭП;
- влияние электротермической обработки на эксплуатационные свойства КЭП.

4.2 ПОРЯДОК ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

При изучении механических свойств КЭП образцы для исследования износостойкости, модуля упругости, предела прочности, ударной вязкости и демпфирования упругих колебаний получали из электролитов-суспензий на лабораторной установке, описанной в главе 2. Предварительную обработку поверхности образцов выполняли в соответствии с рекомендациями следующим образом: изоляция поверхностей, не подлежащих железнению, изоляцией или цапон-лаком; зачистка поверхностей наждачной шкуркой; обезжиривание венской известью; промывка холодной водой; анодное травление; промывка холодной водой; выход на рабочий режим в течение 20 мин при начальной плотности катодного тока 1 А/дм^2 ; нанесение покрытия. Режимы нанесения КЭП

поддерживались постоянными: $pH=0,7...0,8$; $D_k=20...22 \text{ А/дм}^2$; $T=40...45 \text{ }^\circ\text{C}$. После нанесения покрытия образцы стабилизировали в течение 10 суток хранения. Нагрев ТВЧ проводили на установке типа ИЗ-250-10 при постоянных значениях параметров: частота тока $65...70 \text{ кГц}$; напряжение на индукторе $40...42 \text{ В}$; ток индуктора $10...12 \text{ А}$ (контролировали частоту тока с помощью осциллографа на контрольных выводах установки, а напряжение и ток на индукторе по приборам установки). Время нагрева до требуемой температуры (от 2 до 20 секунд) подбирали на образцах, не используемых в дальнейших исследованиях. Температуру нагрева (T , от 200°C до 1200°C) контролировали с помощью бесконтактного пирометра типа «Кельвин – 6М».

Обработку ЛИ образцов производили на установке «TRUMPF» L2530 при постоянных значениях частоты импульсов лазера (100 Гц) и диаметре луча ($0,8...1,0 \text{ мм}$). Интенсивность термообработки изменяли мощностью ЛИ, скоростью перемещения лазерной головки, расстоянием между параллельными дорожками.

При планировании экспериментов по изучению влияния параметров лазерной обработки на износ, электросопротивление и термоэдс КЭП использовали планы ЦКР 2^3 [106,109]. Факторами служили мощность ЛИ (X_1), скорость перемещения лазерной головки (X_2), расстояние между дорожками (X_3) (табл. 4.1).

Для обработки образцов на ТВЧ или лазерной установке разрабатывали специальные приспособления, исключающее их перемещение во время обработки и обеспечивающее одинаковые условия обработки (рис.4.1).

При исследовании прочности электрохимических осадков использовалась методика испытания на растяжения образцов, изготовленных из материала покрытия (см. гл. 2). Образцы для испытаний предела прочности покрытия изготавливали в виде колец (рис. 4.2,а). Образцы помещали в специальное кольцевое самоустанавливающееся приспособление (рис. 4.2,б) и разрушали на разрывной машине Р-500.

Таблица 4.1 - Интервалы варьирования независимых переменных при исследовании влияния режимов лазерной обработки на свойства КЭП

Уровни факторов	Код переменных	Значения переменных		
		X ₁ , Вт	X ₂ , м/мин	X ₃ , мм
Основной уровень	0	80	3,0	2
Интервал варьиров.		40	1,0	1
Верхний уровень	+1	120	4,0	3
Нижний уровень	-1	30	2,0	1
Звездная точка(+ α)	+1,68	147,2	4,7	3,5
Звездная точка(- α)	-1,68	12,8	1,3	0,5



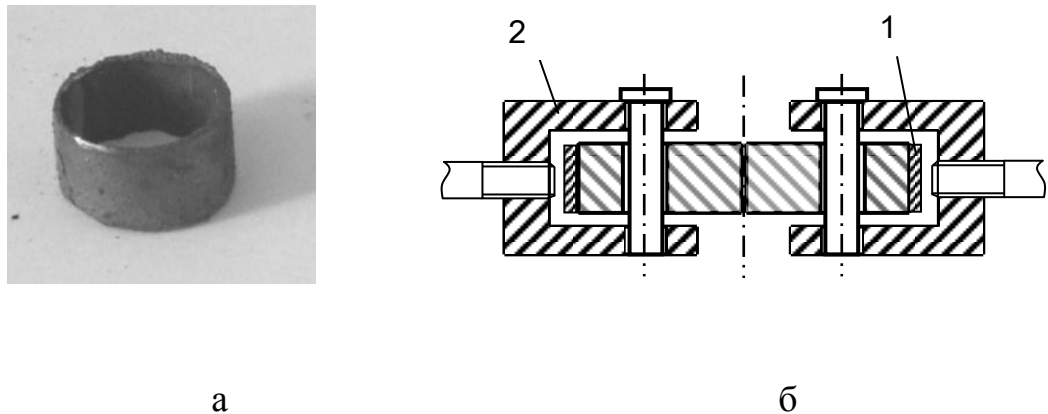
Рисунок 4.1 – Приспособление для фиксирования положения образцов при обработке ТВЧ или ЛИ

Зазор между внутренним диаметром испытуемого образца и разъемной оправкой был минимальным. Применение приспособления для равномерного нагружения вызвано чрезвычайной хрупкостью осадков электролитического железа. По этой причине невозможно применение образцов другого типа, кроме кольцевых, так как необходимость закрепления головок образцов в захватах испытательной машины связано созданием усилий зажатия. Определение прочности покрытий σ_c производили по формуле:

$$\sigma_{\epsilon} = \frac{P}{A}, \quad (4.1)$$

где P – разрушающая нагрузка;

A – видимая площадь поперечного сечения образца в месте разрыва.



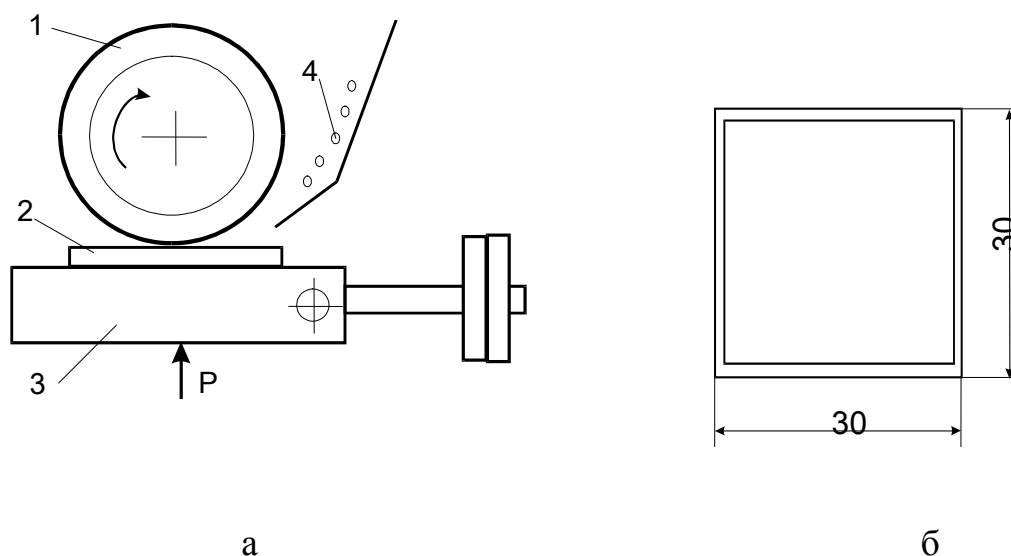
1 – образец; 2 – кулачки

Рисунок 4.2 – Общий вид образцов (а) и схема приспособления (б) для испытания образцов из материала покрытия на растяжение

Для определения предела прочности, покрытия наносили на алюминиевые кольца диаметром 20 мм. На оправке одновременно могло быть закреплено до четырех колец. Подготовка поверхности под нанесение электролитического покрытия производилась аналогично указанной для образцов по определению модуля упругости. Покрытия осаждали толщиной от 0,5 до 1 мм. Образцы, имеющие дендриты, из серии выбраковывались.

Исследования относительной износостойкости при абразивном изнашивании проводили на специально разработанной установке в соответствии с ГОСТ 23.208-79 (рис. 4.3). Сущность метода состоит в том, что при одинаковых условиях производят трение образцов исследуемого и эталонного образца об абразивные частицы, подаваемые в зону трения и прижимаемые к образцу вращающимся резиновым роликом. Измеряют износ образцов испытываемого и эталонного материалов, а относительную износостойкость

испытываемого материала оценивают путем сравнения его износа с износом эталонного образца.



1 - резиновый ролик; 2 - образец; 3 - держатель; 4 - абразив.

Рисунок 4.3 – Схема установки (а) и образец (б) при исследовании износостойкости КЭП

Для испытания образцов была разработана установка [46]. Диаметр ролика 48...50 мм, ширина $(15 \pm 0,1)$ мм, твердость резины 78...85 ед. по ГОСТ 263-75. Угол наклона направляющего латка $(45 \pm 2)^\circ$. Для фиксации образца был разработан образцедержатель, торцевые зазоры между его стенками и роликом составляли не менее 5,0 мм. Перед испытаниями проводили приработку ролика трением его о поверхность шлифовальной шкурки типа 2 по ГОСТ 6456-75 зернистостью 8П по ГОСТ 3647-71, закрепленной в образцедержателе на плоской стальной пластине при нагрузке на ролик (22 ± 1) Н до полного прилегания к поверхности по всей длине образующего ролика. После приработки ролик промывали ацетоном по ГОСТ 2768-79.

В качестве абразивного материала использовался речной песок, взятый в пойме реки Десна. Песок просушивали в сушильном шкафу в течении 1...1,5 часа при температуре 105...110⁰С и просеивали через сито с диаметром ячеек 1мм. Для каждого эксперимента готовили новую порцию песка. Подачу

песка осуществляли с помощью специально разработанного оригинального дозирующего устройства, которое обеспечивало стабильную и идентичную дозировку абразива. В исследованиях абразивной износостойкости основы и КЭП использовали пластины длиной 30...50 мм, шириной 30 мм, толщиной 1 мм из стали Ст3 на которые наносили покрытия толщиной $(0,5 \pm 0,1)$ мм (рис. 4.3 б).

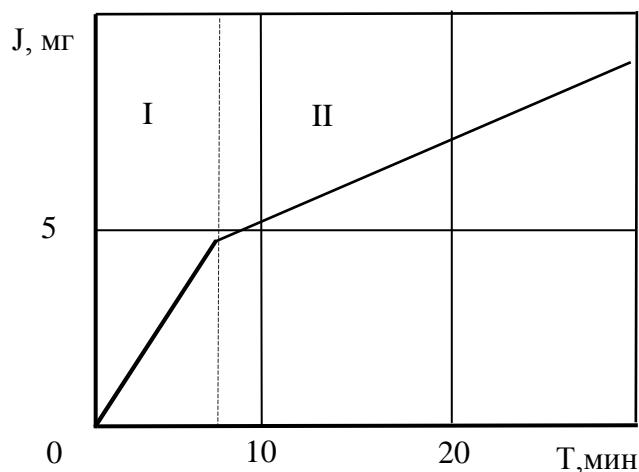
Эталонные образцы изготавливали из стали 35 по ГОСТ 1050-74 в отожженном состоянии с HV 190-200 и стали 65Г по ГОСТ 4543-71 с HRC52...56. Износ определяли путем взвешивания образцов на аналитических весах ВЛР-200М с точностью до $5,0 \cdot 10^{-5}$ г. Время испытаний принималось от 5 мин до 40 мин, оно определялось необходимостью получения величины износа не менее 5 мг.

При определении относительной износостойкости образец прижимали к ролику с усилием $(44 \pm 0,25)$ Н, которое определяли и тарировали с помощью образцового переносного динамометра ДОРМ-3-0,1 по ГОСТ 9500-84. Ролик приводили во вращение в направлении, указанном на рисунке 4.3, с частотой $n=60 \pm 2$ об/мин. Одновременно включали дозирующее устройство, которое обеспечивало непрерывную подачу песка в зону трения по всей ширине ролика.

При проведении эксперимента положение образца строго фиксировалось в одном положении с помощью образцедержателя. Для удаления с поверхности образцов жировых и оксидных пленок, перед началом испытаний их очищали двукратной промывкой в бензине и ацетоне, постановку и съем образца на машину трения осуществляли пинцетом. После обезжиривания образцы сушили до постоянного веса при 398 К. Однако, в процессе испытаний, на поверхности образцов накапливались продукты износа, которые перед каждым опытом удалялись раствором СМС «Универсал» с последующей промывкой в горячей проточной воде в течении 10 мин и сушкой при 130°C в течении 20 мин. Взвешивание выполняли после охлаждения образцов до комнатной температуры. Предварительные опыты показали, что после такой обработки достигается постоянный вес образцов. После каждых 12 испытаний проверяли наружный диаметр ролика и при диаметре менее 48 мм его заменяли.

Относительную износостойкость образцов определяли по достижению трущейся парой установившегося износа, для определения момента наступления которого строили для каждого образца зависимость износа от времени работы и по ней судили об окончании приработки (рис.4.4).

При изучении влияния содержания дисперсной фазы на износостойкость покрытий использовали специальную ванну объемом 5 литров (рис 2.1, гл.2). Конструкция ванны с вогнутым дном и перегородкой, отделяющей пропеллерную мешалку от зоны расположения электродов, позволяло создавать восходящий поток ЭС с равномерным распределением частиц во всем объеме электролита [46].



I – область приработки; II – область установившегося износа

Рисунок 4.4 – Зависимость износа от времени испытаний

Внутреннее трение определяли по логарифмическому декременту затухания (δ) поперечных колебаний консольных образцов (см. гл.2). В соответствии с целью исследований в работе использовали методику определения логарифмического декремента затухания по виброграммам поперечных колебаний консольных образцов. Данная схема использовалась ранее в работах [84, 184] для измерения внутреннего трения и логарифмического декремента затухания в биспиралях и пластинах. Характеристикой рассеяния энергии колебательной

системы служил логарифмический декремент затухания свободных колебаний (δ), который определяли из соотношения:

$$\delta = \frac{1}{z} \ln \frac{A_i}{A_{i+z}}, \quad (4.2)$$

где z – число циклов колебаний на участке виброграммы поперечных колебаний консольных образцов;

A_i и A_{i+z} – амплитуды колебаний.

В качестве образцов использовались пластины из стали Ст3 размерами $170 \times 10 \times 0,6$ мм, равномерно покрытые с обеих сторон слоем толщиной $0,05 \pm 0,01$ мм (рис.4.5).



Рисунок 4.5 – Образцы для исследования внутреннего трения КЭП

Свободные колебания вызывались быстрым снятием нагрузки, приложенной к незакрепленному концу образца. Поперечные колебания, преобразованные посредством колебаний стрелки вольтметра магнито-электрической системы, жестко связанной с образцом, в колебания ЭДС на зажимах вольтметра, записывались с помощью осциллографа на бумагу в затухающую синусоиду (рис. 4.6).

Для исключения влияния условий испытаний на характеристики демпфирования первые 5 виброграмм затухания колебаний образца исключались из рассмотрения [84]. Логарифмический декремент затухания относился к среднему на данном участке амплитуд напряжению в наружных волокнах образца в месте его закрепления с учетом изменения сечения за счет покрытия.

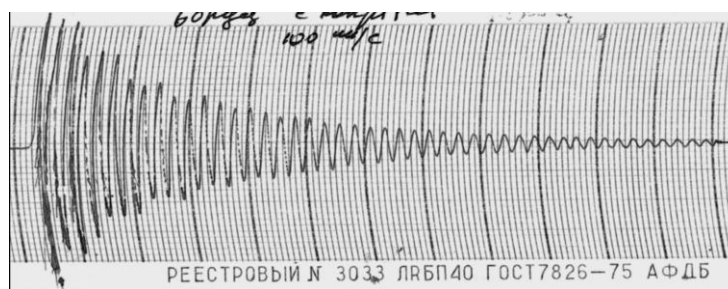


Рисунок 4.6 – Виброграмма колебаний образца

Определение дефектов структуры основы и переходного слоя осуществляли анализом дифракционных линий, полученных на дифрактометре ДРОН-3 в кобальтовом излучении от плоскостей (110), (211). Размер блоков и микроискажения определяли по методу моментов второго порядка [103]. Плотность дислокаций оценивали по формуле П.Б.Хирша [104]. Исследование морфологии и микроструктуры основы и покрытий проводили с помощью микроскопов МИМ-8, МБС-9.

Образцы для определения модуля упругости осаждали на алюминиевую проволоку диаметром 3 мм. Толщина покрытия составляла 0,8...1,2 мм (рис.4.7). Образцы, имеющие дендриты на наружной поверхности выбраковывались. После нанесения покрытия, образец разрезали на 2 части, каждая длиной 5...6 см. для этого использовали токарный станок, в патрон которого устанавливали приспособление с образцом, а на суппорте закрепляли электродвигатель, оснащенный алмазным кругом диаметром 150 мм и толщиной 1 мм. Образец разрезали при частоте вращения круга 1500 об/мин в обильной струе СОЖ, что исключало нагрев образца.

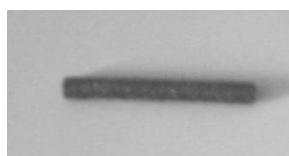


Рисунок 4.7 – Общий вид образца из материала КЭП для исследования модуля упругости

Ударную вязкость изучали разрушением образцов на маятниковом копре КМ-50 по методике [8]. Образцы для изучения ударной вязкости изготавливали из отожженной стали Ст.3 в соответствии с ГОСТ 1524-42 (рис.4.8). После получения покрытий толщиной $0,5 \pm 0,1$ механическую обработку не проводили. Оценку ударной вязкости и пластичности (угла загиба образцов после разрушения) проводили по результатам 4 испытаний.

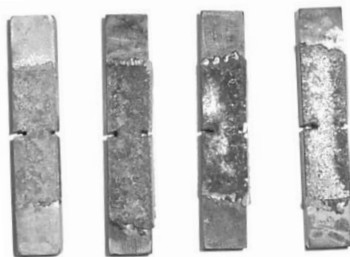


Рисунок 4.8 – Образцы для испытаний на ударную вязкость

Исследования по влиянию различного рода покрытий на ударную вязкость материалов затруднены тем, что ударная вязкость меняется в зависимости от конструктивных факторов, а сравнивать результаты испытаний можно только на образцах, идентичных по форме и размерам.

В соответствии с ГОСТ 9454-78 принят для ударных испытаний образец с надрезом в зоне растягивающих напряжений. Сопротивление такого образца в значительной мере зависит от тщательности выполнения надреза. Использование образцов без надреза в среднем сечении для малоуглеродистых сталей невозможно ввиду проволакивания их без разрушения между опорами испытательной машины. Поэтому нельзя использовать для исследования влияния электрохимических покрытий на ударную вязкость малоуглеродистых сталей как образцы со стандартным надрезом, так как невозможно сохранить неизменными при нанесении осадка форму и размеры надреза, так и образцы без надреза. Этих недостатков удалось избежать в образцах, рекомендованных в работе [84].

При изломе образца такого типа надрез располагается параллельно направлению удара. При этом энергия удара, как и в случае испытания стандартных образцов с надрезом, сосредотачивается в среднем сечении образца. К достоинствам образцов такого типа следует отнести меньшее влияние предварительной обработки образцов, а также чистоты и точности изготовления надрезов на результаты ударной пробы, поскольку боковые надрезы менее влияют на результаты испытаний [84].

Микроструктуру изучали на микрошлифах подготовленных по общепринятым методикам [179, 188]. Для изготовления шлифов использовали образцы для определения износостойкости, модуля упругости, предела прочности, демпфирования и ударной вязкости КЭП. Объемное содержание ДФ в покрытии определяли методом стереометрического анализа случайных секущих в комбинации с линейным методом [179].

Микротвердость покрытий определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 на образцах, полученных из параллельных опытов или в местах не подверженных износу, как среднее из 10...15 измерений. Микротвердость образцов по изучению модуля упругости и предела прочности определяли на микрошлифах после проведения испытаний.

Остаточные внутренние напряжения (ВН) изучались на пластинах $100 \times 10 \times 0,5$ мм (рис.4.9). Структуру покрытий толщиной $0,05 \dots 0,1$ мм стабилизировали в течение 10 суток хранения. ВН определяли по изгибу пластин после нагрева ТВЧ с точностью $\pm 0,005$ мм с помощью индикатора часового типа.

Рентгеноструктурный анализ проводили на образцах по определению износостойкости, модуля упругости, предела прочности. Для съемки цилиндрических образцов (трубок и колец) было изготовлено специальное приспособление, которое размещалось в гониометрической приставке дифрактометра ДРОН-3М. Размер блоков и микроискажения определяли по методу моментов второго порядка [183]. Плотность дислокаций оценивали по формуле П.Б.Хирша [184].

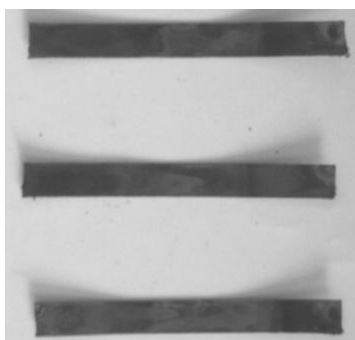


Рисунок 4.9 – Образцы для исследования ВН

Электрофизические свойства, структурные и фазовые изменения изучали на примере КЭП железо-карбид бора. Для получения КЭП железо-карбид бора использовали раствор хлористого железа (см. главу 2). В качестве дисперсной фазы (ДФ) служил микропорошок промышленного изготовления карбида бора марки М14. Образцами служили пластины КЭП с размерами 10×10 мм и толщиной 0,9...1,1 мм, отделенные от подложки. Электросопротивление КЭП (R) определяли с помощью одинарного моста типа Р333 с точностью до 1×10^{-4} Ом по четырехконтактной схеме [49]. ТермоЭДС определяли по методике, изложенной в работе [175]. Для удаления с поверхности образцов жировых и окисных пленок, перед началом измерений их очищали двукратной промывкой в бензине и ацетоне.

Плотность КЭП ($\gamma_{КЭП}$) определяли методом гидростатического взвешивания образцов по изучению модуля упругости и предела прочности [189]. Плотность матрицы (γ_M) для построения зависимости $\gamma_M=f(T)$ вычисляли по формуле:

$$\gamma_M = \frac{\gamma_{КЭП} - \gamma_{ДФ} V_{ДФ}}{(1 - V_{ДФ})}, \quad (4.3)$$

где $\gamma_{ДФ}$ – плотность ДФ.

Химические и фазовые превращения покрытий «чистого» электролитического железа, железо-кобальт и с ДФ карбида бора (М7, М20), электрокорунда белого (М14), карбида кремния (М14), окиси кремния (М14) изучали на дери-

вагографе типа МОМ в диапазоне от 20...1000°С при скорости нагрева 5 град./мин; ДТА-1/2; ТГ-50, время вращения барабана 200 об/мин. Первоначальный вес образцов составлял 50...100 мг. Образцы КЭП без подложки получали по методике, изложенной в главе 2. В качестве эталона и наполнителя использовали прокаленную окись алюминия [188,189].

Прочность сцепления покрытий с основой определяли методом кольцевого сдвига. При этом учитывались рекомендации, отмеченные в работах [29,47]. Направляющие части образцов изолировали фторопластовыми колпачками, посаженными с небольшим натягом на длину 20 мм (рис.4.10).

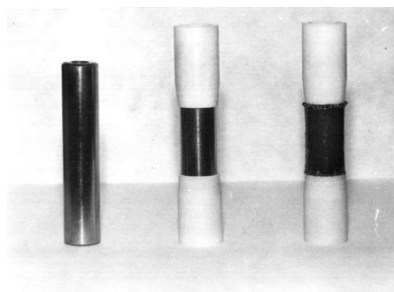


Рисунок 4.10 – Общий вид образцов для определения прочности сцепления покрытия с основой

Площадь под покрытие составляла 0,09 дм². После нанесения покрытия толщиной 0,4...0,6 мм, на образце нарезали кольца (по 5 шт.) высотой 1...1,25 мм и шириной 0,8...1,0 мм. Нарезку выполняли отрезным кругом на вулконитовой основе, толщиной 1 мм. Для этого использовали токарный станок 16У04П, в патрон которого устанавливался образец, а на суппорте закреплялся электродвигатель, оснащенный этим кругом. Нарезка колец отрезным кругом, диаметром 100...150 мм, с частотой вращения 2700 об/мин в обильной струе СОЖ, исключала нагрев и деформацию покрытия и образца. Чтобы избежать явления заклинивания образца в матрице из-за образующихся галтелей, производили врезание отрезного круга в подложку на величину, равную радиусу затупления кромок отрезного круга ($R = 0,3...0,5$ толщины круга), образующегося в процессе резки. Расстояние между кольцами 3...5 мм

исключало повреждение следующего кольца при испытании. Посадка сопряжения образца с матрицей (H7/h6), а также направляющая образца, равная двум диаметрам, позволили исключить перекося образцов в матрице при испытании. Определение прочности сцепления проводили на машине Р-10 путем продавливания образца через закаленную матрицу (HRC 60...62) (рис. 5.1). Усилие сдвига определяли с точностью ± 1 кгс. Высоту кольца измеряли после сдвига по следу на подложке с помощью микроскопа МБС-9, с точностью до 0,05 мм. Подложку в месте сдвига кольца тщательно зашлифовывали с целью исключения дополнительного трения за счет остатков покрытий. Затем образец смазывали и приступали к сдвигу следующего кольца. Напряжение сдвига каждого кольца рассчитывали по формуле:

$$\sigma_{\text{сд}} = P / (\pi dh), \quad (4.4)$$

где P – усилие сдвига, кгс;

d – диаметр образца, мм;

h – высота кольца, мм.

Прочность сцепления определяли, как среднее из пяти измерений. Метод позволяет установить неравномерность прочности сцепления покрытия по длине образца вследствие неравномерности распределения анодного тока при травлении и нанесении покрытия [29]. Механические испытания прочности сцепления сопоставляли с данными электрохимических и структурных исследований, выполненных на тех же или аналогичных образцах.

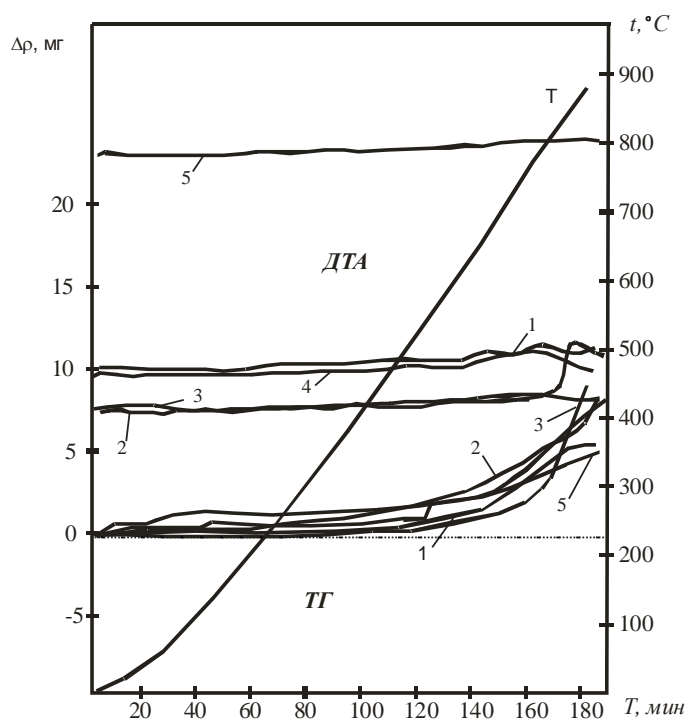
4.3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

4.3.1 ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕЖДУ КОМПОНЕНТАМИ КЭП ПРИ ЭЛЕКТРОНАГРЕВЕ

Анализ термографических кривых показал, что в покрытии при нагреве происходят химические и фазовые превращения [235]. Кривые изменения массы образцов КЭП при нагреве можно условно разбить на три области (рис. 4.11). При температурах 25...300 °С наблюдается незначительная потеря массы образца вследствие выделения воды и газов (водород, кислород), захваченных в процессе роста осадков. В диапазоне температур 300...600 °С масса образца практически не изменяется и отсутствуют термические эффекты. Быстрое изменение массы образца наблюдается в диапазоне температур 600...1000 °С.

Анализ дериватограмм покрытий с включением различных частиц ДФ показал, что процессы, происходящие в КЭП, зависят от природы включений. Термические эффекты наблюдались только у КЭП с содержанием карбида бора. Кривые изменения массы образцов «чистого» электролитического железа и КЭП с включением карбида бора в третьей области можно разбить еще на два участка (см. рис. 4.11).

Первая часть (600...800°С) соответствует только окислению КЭП, когда масса образца увеличивается за счет окисления покрытия и образования кислородсодержащих соединений. На втором участке (800...1000°С) – происходят термические эффекты, связанные с образованием новых фаз. Значения температур, соответствующие термическим эффектам в КЭП, представлены на рисунке 4.12 и в таблице 4.1.



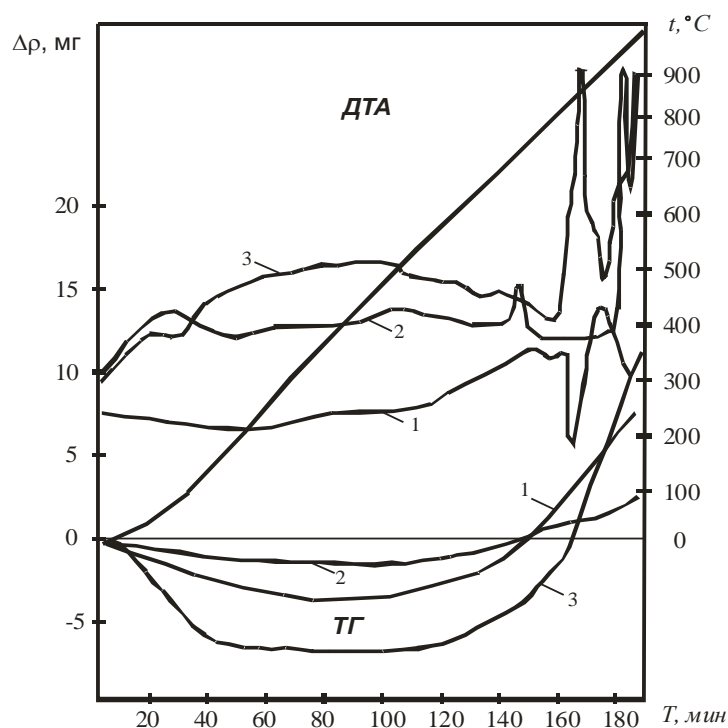
1 – без ДФ; 2 – B_4C (M14); 3 – SiC (M14);
4 – SiO_2 (M14); 5 – Al_2O_3 (M14);

Рисунок 4.11 – Дериватограммы КЭП на основе железа-кобальт (ДТА – дифференциальный термический анализ; ТГ – термографические кривые)

Перегибы на термограмме, описывающие разницу температур образца и эталона, указывают на возникновение новых фаз и на полиморфные превращения. Отмеченные при температуре $800^{\circ}C$ эндотермические эффекты в «чистом» электролитическом железе, вероятно, связаны с полиморфным превращением, фазовым переходом $\alpha-Fe$ в $\beta-Fe$.

У КЭП при той же температуре фазовый переход не наблюдался, скачок кривой дериватограммы отсутствовал. Значительное смещение кривых у КЭП при температуре $900...1000^{\circ}C$, вероятно, обусловлено образованием новых фаз в виде твердых растворов внедрения или замещения на основе углерода и бора. Сопоставление результатов по изучению спекания порошковых смесей $Fe-B-C$ позволило предположить, что в КЭП образуются бориды и карбиды железа (FeB ,

Fe_2B , $Fe_{23}(C,B)_6$) [214,215]. Пики температур на термограммах соответствуют фазовым превращениям в системах железо-бор.



1 - без ДФ; 2 - М7; 3 - М20

Рисунок 4.12 – Дериватограммы КЭП на основе «чистого» электролитического железа, полученных из ЭС с добавлением частиц карбида бора М7 и М20

Сопоставление пиков температур с диаграммой состояния $Fe-B$ показало, что температуры полиморфных и фазовых превращений в КЭП смещаются в более низкую область. Общее снижение температур можно объяснить энергонасыщенностью и неравновесностью структуры материалов полученных электролитическими способами [9,12].

В первом приближении можно сказать, что пики температур в области $780...820^{\circ}C$ соответствуют образованию соединений $\alpha-Fe - Fe_2B$ и $\beta-Fe - Fe_2B$, наблюдаемых на диаграмме состояния $Fe-B$ при температурах $900...915^{\circ}C$. В более высоком диапазоне температур ($900...1000^{\circ}C$) возможно протекание

процессов образования систем $\beta\text{-Fe} - \text{FeB}$ и $\gamma\text{-Fe} - \text{Fe}_2\text{B}$, что отражают пики температур T_3 и T_4 на дериватограммах (см. табл.4.2).

Таблица 4.1 - Характеристика химико-термических процессов в КЭП

Состав покрытий	$T_1, ^\circ\text{C}$	$T_2, ^\circ\text{C}$	$T_3, ^\circ\text{C}$	$T_4, ^\circ\text{C}$
Fe, без добавок	600	790	-	
Fe – B_4C M7	530	810	950	980
Fe – B_4C M20	730	880	920	940
Fe – Co, без добавок	570	840	-	-
Fe – Co – SiO_2	570	700	-	-
Fe – Co – Al_2O_3	600	750	-	-
Fe – Co – B_4C	660	820	890	920
Fe – Co – SiC	500	650	-	-

Примечание. T_1, T_2, T_3, T_4 – термические эффекты в интервале температур 25...1000 °C

Указанным выше переходам в нашей системе, в системе Fe-B соответствуют температуры 1130...1170°C. Интересно отметить, что влияние кобальта на процесс борирования железной матрицы КЭП было аналогичным влиянию никеля на процесс борирования порошковых систем, установленному в работе [165]. Активная же диффузия бора в кристаллическую решетку электролитического железа наблюдалась при температурах 500...600°C, что соответствует аналогичным порошковым системам. Уменьшение температур фазовых переходов в неравновесных материалах подтверждается в работах Гегузина, Уманского и других авторов, отмечавших, что температура плавления поверхности порошков может значительно понижаться [160, 169, 170]. Однако для уточнения температуры фазовых переходов необходимо сопоставить полученные данные с исследованиями структуры и электрофизических свойств модифицированных КЭП.

4.3.2 ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА КЭП

КЭП до электромодификации получались качественными, плотными, без слоев и трещин (рис. 4.13). Содержание ДФ в покрытии составляло 22...24% (об.). Особенностью микроструктуры было равномерное распределение дисперсной фазы, отсутствие частиц в начальных слоях покрытия вблизи границы раздела с подложкой, что согласуется с литературными данными и подтверждает незначительное влияние частиц на сцепление покрытия с основой [9].

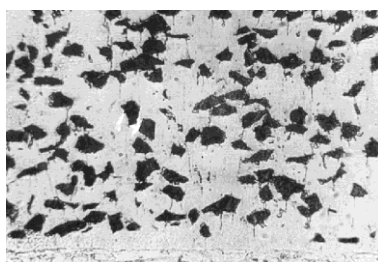


Рисунок 4.13 - Исходная структура КЭП железо-карбид бора ($\times 500$)

Электромодификация КЭП железо-карбид бора приводила к изменению их структуры и физико-механических свойств. При высокотемпературной обработке КЭП происходило поверхностное и объемное взаимодействие материалов наполнителя и матрицы. Образованию соединения между частицами ДФ и матрицей способствовала особая структура КЭП, формируемая в процессе электрокристаллизации (рис. 4.14).

Исследования морфологии КЭП с помощью электронной микроскопии показало, что между компонентами КЭП существует тесная взаимосвязь, а также наличие структурных несовершенств поверхности раздела ДФ и матрицы, что должно способствовать физико-химическому взаимодействию между компонентами КЭП.

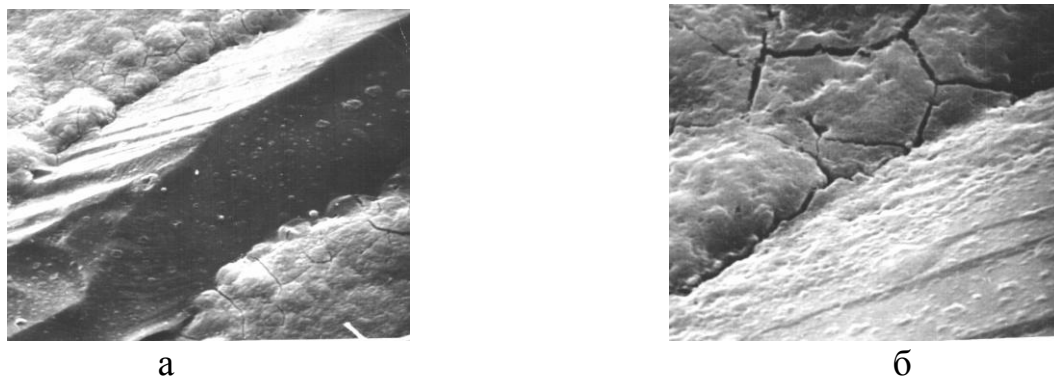


Рисунок 4.14 – Морфология поверхности раздела Fe-B₄C (а) и наблюдение дефектов на границе ДФ и матрицы (б):
а) $\times 1000$; б) $\times 5000$

Исследования КЭП после электромодификации показали, что структура покрытий после обработки лазером и ТВЧ имеет существенные отличия (рис.4.15, а и б). При нагреве образцов ТВЧ до 350...450 °С значительных изменений во внешнем виде поверхности и структуре КЭП не наблюдалось. При нагреве более 450...550°С образцы покрывались тонким слоем оксидов железа и других продуктов взаимодействия компонентов композиции с атмосферой и растворенными в металле газами. Температура 550...650°С соответствовала началу взаимодействия бора и углерода с железом, в результате которого образуются растворы замещения [165,214,215].

Значительные изменения морфологии и структуры КЭП железо-карбид бора при высокотемпературной обработке (более 800 °С) свидетельствовало о протекании диффузионных процессов и образовании новых фаз. В структуре появлялись крупные кристаллические образования различной формы, равномерно распределенные по объему матрицы, которые не травилась раствором азотной кислоты [169, 215].



а



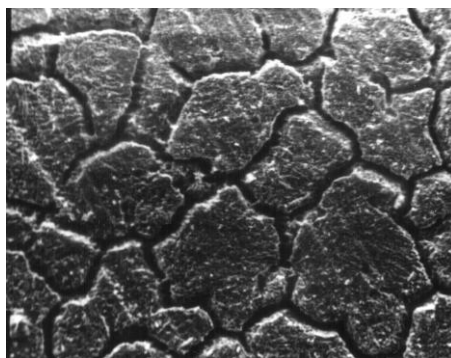
б

Рисунок 4.15 – Структура композита железо-карбид бора ($\times 400$) при нагреве: а) $200\dots 250^\circ\text{C}$; б) $550\dots 650^\circ\text{C}$

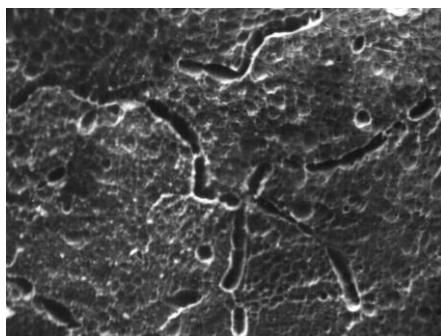
Необходимо отметить существенные изменения в матрице КЭП при нагреве. При температуре $400\dots 600^\circ\text{C}$ происходило «залечивание» мелких пор в материале матрицы (рис.4.16, а и б). Происходило улучшение структуры матрицы, что подтверждает возможность улучшения структуры и повышения физико-механических свойств осадков, полученных при жестких режимах электролиза за счет послеэлектролизной обработки как КЭП, так и чистых покрытий.

Структурные изменения покрытий на образцах при высокотемпературном нагреве (более 900°C) имели следующие особенности. Перераспределение легирующих элементов в результате взаимодействия матрицы и ДФ, и неравномерность нагрева приводили к растрескиванию осадков (рис. 4.17).

Возникали крупные поперечные трещины, доходившие до основания. С ростом температуры трещины выходили на поверхность, дробя покрытие на блоки.



а



б

Рисунок 4.16 – Изменение структуры матрицы КЭП при нагреве ($\times 800$): а) 150...200°C; б) 400...600°C

Известно, что электросопротивление боридов железа в КЭП значительно выше, чем чистых металлов [165,169]. Следовательно, процесс образования боридов при термической обработке должен сопровождаться ростом электросопротивления образцов. Однако при нагреве до 400...600°C электросопротивление КЭП уменьшалось, а затем, пройдя через минимум при температуре 600...700°C, несколько возрастало (рис. 4.18).



Рисунок. 4.17 – Разрушение КЭП железо-карбид бора при высокотемпературном нагреве (900...1000°C) ($\times 200$)

Анализ зависимости $R=f(T)$ показал (прил. Д), что на участке температур от 20°C до 600°C она имела вид (см. рис. 4.18. кривая 1):

$$R=706,34+0,786T-0,00012T^2, \quad (4.3)$$

а в области температур 600...1000°C была близкой к линейной (см. рис.4.18, кривая 2):

$$R=0,24T+38,23. \quad (4.4)$$

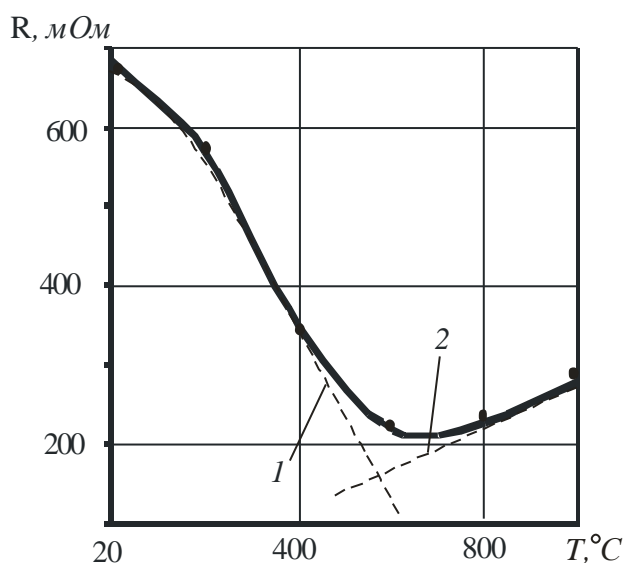


Рисунок 4.18 – Зависимость электросопротивления КЭП от температуры нагрева

Плавное снижение электросопротивления КЭП при температурах нагрева поверхности от 20 °С до 600 °С (см. рис. 4.18) можно объяснить уменьшением микроискажений кристаллической решетки, которое обусловлено миграцией вакансий к свободным поверхностям и границам зерен и аннигиляцией на них, выходом из осадка протонированного и молекулярного водорода, разложением и миграцией из покрытий гидроксидов железа и других химсорбированных соединений [9,60]. Увеличение электросопротивления КЭП может быть связано с проявлением химического взаимодействия дисперсных частиц карбида бора и железа. При этом образуются карбиды и бориды железа, имеющие отличные

электрические свойства, проникновение бора и углерода в кристаллическую решетку железа так же приводит к увеличению ее микроискажений. В наших опытах началом активного образования боридов и карбидов в гетерогенном материале можно считать температуру пересечения линий 1 и 2 (см. рис. 4.18), с которой наблюдается рост электросопротивления КЭП. Результаты наших исследований согласуются с данными ряда работ [164 -166].

Термическая обработка КЭП приводила к изменению их термоэлектрических свойств (прил. Д). ТермоЭДС КЭП до температуры 20...400°C плавно уменьшалась, что подтверждает отсутствие фазовых превращений в КЭП. При температуре 400...600°C происходило резкое падение термоэдс с изменением знака (рис. 4.19). Кривая термоЭДС проходит через ноль и приобретает отрицательное значение, что соответствует образованию новых фаз. Подобные исследования наблюдали в работах [169, 175] при определении температуры образования карбидов и боридов в сталях и сплавах.

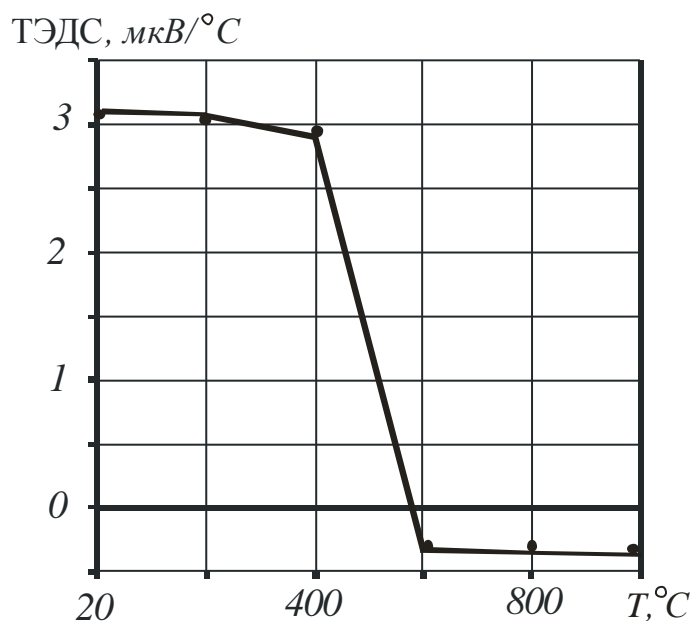


Рисунок 4.19 – Зависимость термоэдс (ТЭДС) от температуры нагрева КЭП

Сопоставление графиков на рисунках 4.18 и 4.19 позволяет установить температуру начала активного образования боридов и карбидов и формирования химических связей между компонентами КЭП при обработке ТВЧ, которая по данным наших опытов составляет 580...620°C, при которой наблюдается рост электросопротивления и происходит изменение знака термоЭДС.

Нагрев КЭП и взаимодействие их компонентов сопровождалось изменениями плотности $\gamma_{КЭП}$ (см. прил. Д). Так, с увеличением температуры нагрева 400...500°C плотность железной матрицы γ_M увеличивалась (рис. 4.20). При температурах нагрева более 500°C плотность матрицы уменьшалась вследствие взаимодействия наполнителя и матрицы, диффузии бора и углерода в кристаллическую решетку железа и образования новых фаз. Объемные изменения при образовании новых фаз сопровождалось изменением внутренних напряжений и других свойств покрытий.

Изменения плотности γ_M и $\gamma_{КЭП}$ является следствием структурных и фазовых превращений. Действительно, для «чистых» металлов связь плотности дефектов кристаллической решетки (ρ) с электросопротивлением (R) может выражаться соотношением [212]:

$$R=C\rho, \quad (4.5)$$

где C – коэффициент пропорциональности.

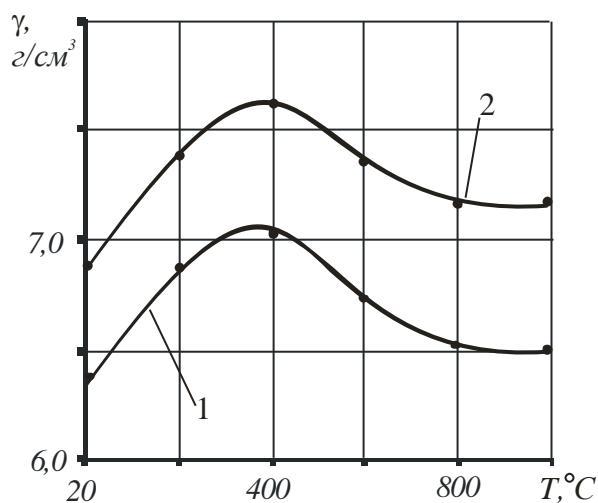


Рисунок 4.20 – Зависимость плотности матрицы и КЭП от температуры нагрева

Сопоставление результатов наших экспериментов [46] и данных литературы [37,60] показало, что связь между плотностью дефектов кристаллической решетки и плотностью «чистого» электролитического железа (γ) можно выразить зависимостью (рис. 4.21):

$$\rho = -0,002\gamma + 15,69. \quad (4.6)$$

Уравнения (4.5) и (4.6) позволили установить связь между сопротивлением и плотностью «чистого» электролитического железа в форме:

$$R = A\gamma + B, \quad (4.7)$$

где A и B – коэффициенты пропорциональности.

Для установления связи электросопротивления с размерами блоков мозаики и микроискажениями кристаллической решетки «чистого» электролитического железа, в первом приближении, можно воспользоваться известным уравнением Смолмена. Следует заметить, что выражение (4.6) можно использовать для исследования изменений субмикроструктуры КЭП при термическом воздействии в области, предшествующей фазовым превращениям.

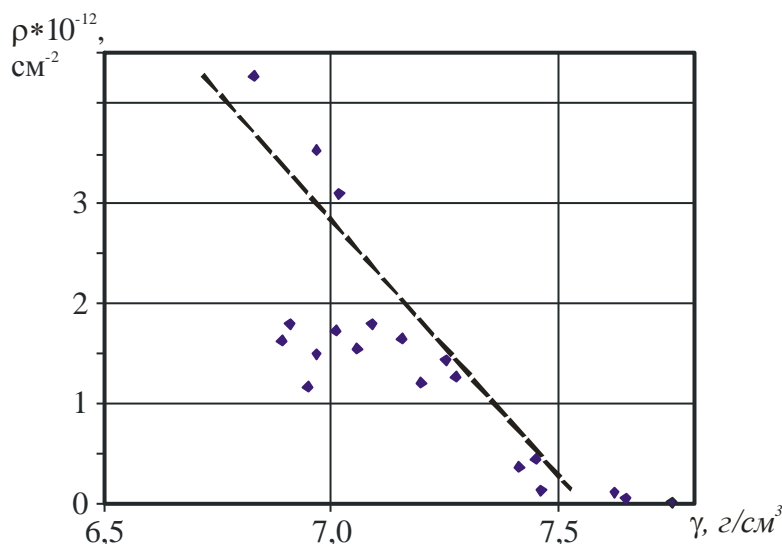


Рисунок 4.21 – Взаимосвязь между плотностью электролитического железа и плотностью дислокаций

Действительно, полученную по результатам эксперимента кривую зависимости электросопротивления от плотности матрицы КЭП, можно разложить на две составляющих: до фазовых превращений (рис. 4.22, крив.1) и после (рис. 4.22, крив.2). Они характеризуют различные процессы, происходящие между компонентами КЭП при нагревании. В области, где отсутствуют фазовые изменения зависимость $\gamma=f(R)$ близка к линейной и может быть аппроксимирована уравнением типа (4.6) (рис. 4.22, крив.3):

$$R = -5,08\gamma_M + 7,96. \quad (4.8)$$

После нагрева образцов до 500...600°C зависимость $\gamma=f(R)$ претерпевает резкий излом, свидетельствующий о начале и развитии химического взаимодействия между материалом матрицы и включениями. Об этом свидетельствует и наличие резкого изменения термоЭДС (см. рис. 4.19), а также появление характерных для боридов железа пиков на рентгенограммах образцов КЭП после термообработки (рис. 4.23, прил. Д). С ростом температуры обработки интенсивность пиков увеличивается, что свидетельствует о нарастании массы новообразований в КЭП (см. рис.4.23, б и в).

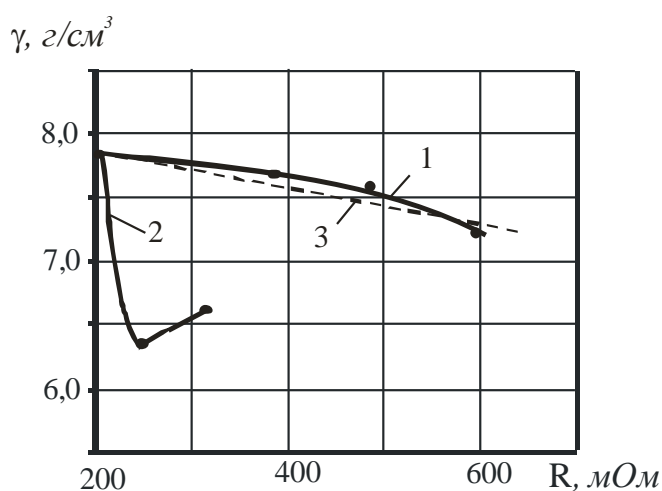


Рисунок 4.22 – Взаимосвязь между плотностью материала матрицы и его электросопротивлением и их изменения при электронагреве

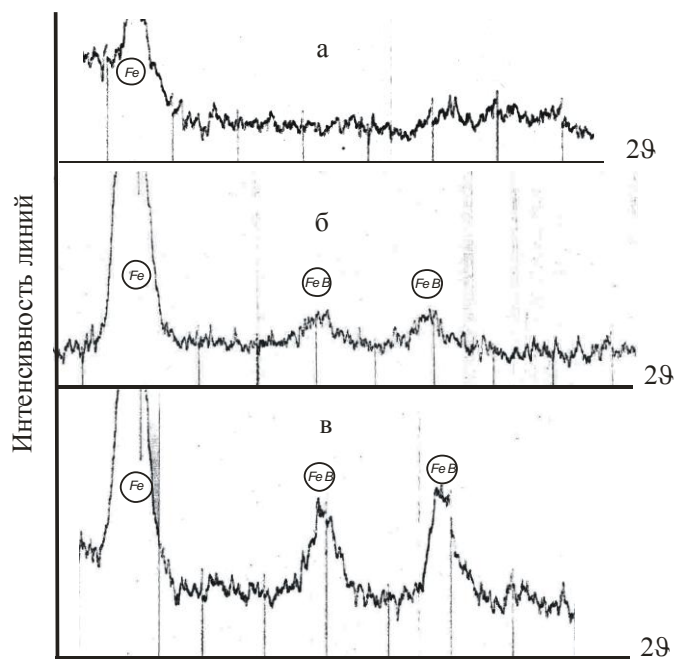


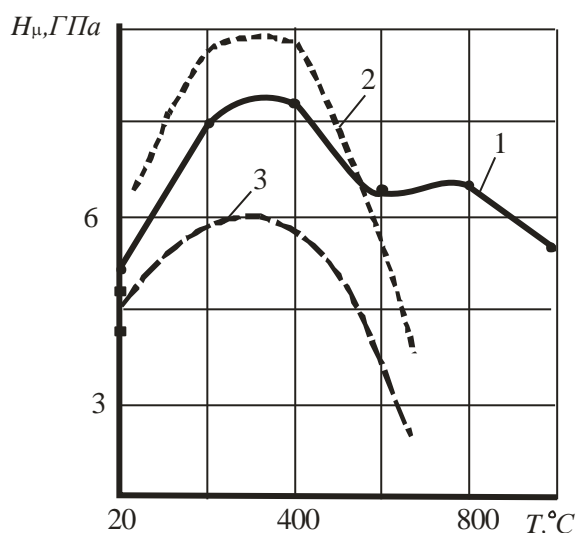
Рисунок 4.23 – Рентгенограммы образцов КЭП после термообработки: а) 400...450°C; б) 600...650°C; в) 800...850°C

Изменения искажений кристаллической решетки с нагревом и взаимодействием компонентов КЭП сопровождаются изменениями плотности осадков [169,175]. Так, с увеличением температуры нагрева «чистого» электролитического железа плотность асимптотически увеличивалась. У КЭП плотность увеличивалась до температуры нагрева 400...500°C, а затем снижалась. Уменьшение искажений кристаллической решетки «чистого» электролитического железа и увеличение плотности осадка с увеличением температуры нагрева продолжается. Однако взаимодействие наполнителя и матрицы, диффузия бора и углерода в кристаллическую решетку железа и образование новых фаз при температуре 580...620°C приводит к искажениям решетки, соответствующему росту объема и уменьшению плотности КЭП. Объемные изменения сопровождались изменением внутренних напряжений КЭП при нагреве (см. гл. 3).

Микротвердость композиционных электрохимических покрытий зависела от температуры нагрева поверхности (рис.4.24, прил. Д). Микротвердость матрицы КЭП железо-карбид бора с увеличением температуры нагрева поверхности КЭП до 600...650 °C увеличивалась, а затем снижалась. Сопоставляя изменения

свойств и структуры КЭП с их микротвердостью, можно предположить, что увеличение микротвердости при нагреве обусловлено улучшением структуры матрицы и ростом химических связей между матрицей и ДФ [9,60].

Вместе с тем, когда нагрев приводил к взаимодействию частиц ДФ с матрицей и образованию новых соединений, с значительным ростом внутренних напряжений, происходило уменьшение их микротвердости. Образование новых химических соединений не приводило к значительному падению микротвердости при температурах выше 800...900⁰С, о чем свидетельствует сравнение изменения микротвердости «чистых» железных и железо-кобальтовых покрытий при тех же температурах [9, 238]. В связи с этим микротвердость не падала резко, как у «чистых» покрытий. Однако можно считать, что эта область выходила за оптимальную.

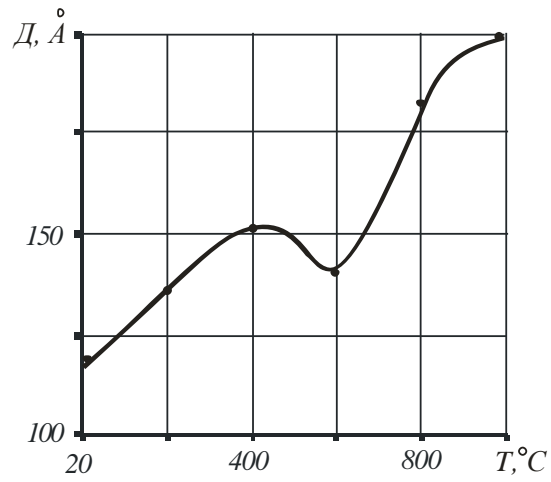


1,2,3 – матрица КЭП, «чистые» железо-кобальтовые и железные покрытия, соответственно

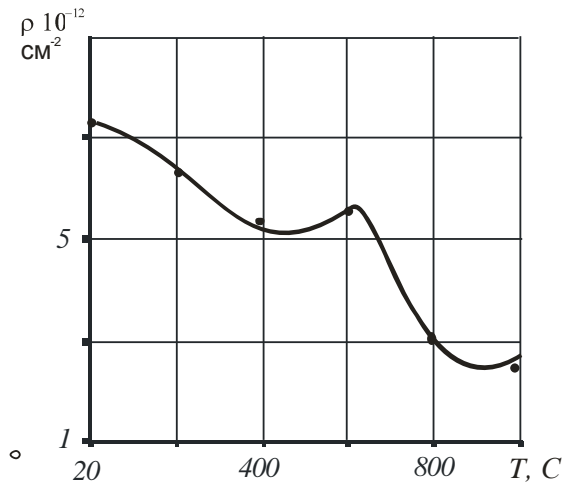
Рисунок 4.24 – Зависимость микротвердости покрытий от температуры нагрева образцов

Микротвердость покрытий напрямую связана с субмикроструктурой материала. Увеличение температуры нагрева до 400...500⁰С приводило к умень-

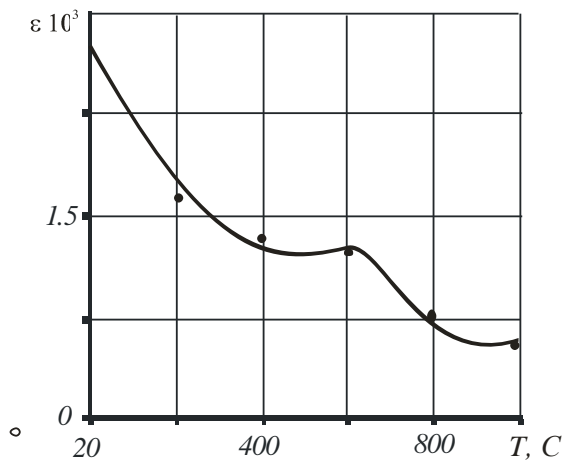
шению плотности дислокаций и микроискажений, увеличению блоков мозаики (рис.4.25, прил. Д), вместе с тем микротвердость покрытий повышалась.



а



б



в

Рисунок 4.25 – Влияние температуры нагрева на величину блоков мозаики (а), плотность дислокаций (б) и микроискажения (в) КЭП

Увеличение микротвердости при термообработке до температур до 300...400°C было обнаружено в ряде работ [82-84]. Теория внутреннего трения объясняет это факт резким уменьшением подвижности вновь образованных в структуре железа дислокаций. Вакансии, приобретая подвижность при преодолении энергетического барьера мигрируют к свежим дислокациям, принося с собой молекулы водорода, дислоцированные атомы и атомы примесей.

Подавляющая их часть мигрирует к свободным поверхностям и границам зерен, и аннигилируют на них, тем самым вызывая эффект повышения микротвердости. Хотя плотность дислокаций уменьшается, а величина блоков растет, однако эти изменения происходят в пределах одного зерна, молекулярный водород, увлекаемый дислокациями при движении, за рамки границ не выходит, мигрируя вместе с дислокациями по субграницам кристалла [82].

Структурные и фазовые изменения КЭП железо-карбид бора при нагреве приводили к увеличению ВН (рис. 4.26, прил. Д). Зависимость ВН от температуры нагрева ТВЧ имел асимптотический характер, как показано ранее теоретически в ней можно выделить области: I – низкотемпературного нагрева с незначительным изменением ВН; II – переходную область с резким увеличением ВН; III – высокотемпературного нагрева с установившимися ВН.

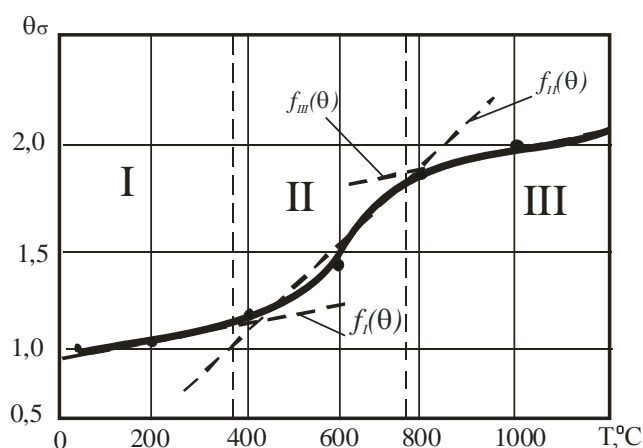


Рисунок 4.26 – Зависимость относительных ВН ($\theta_\sigma = \sigma/\sigma_0$, где σ - ВН после термической обработки; σ_0 - ВН обусловленные условиями получения покрытий) КЭП от температуры нагрева

В области низкотемпературного нагрева I (20...400°C) изменение ВН можно объяснить ростом удельного объема КЭП за счет стабилизации микроструктуры, описанной в главе 3 и в литературе [9,60]. Наибольшее изменение удельного объема большинства чистых металлов за счет изменения числа вакансий и может приводить к возникновению напряжений 0,3...30 МПа (см. гл. 3). Эти данные хорошо согласуются с результатами наших опытов, в которых изменение ВН составляло 6...10 МПа.

В области II (при температуре нагрева 400...600°C), когда еще отсутствуют фазовые превращения, изменение удельного объема матрицы происходит за счет изменения параметров решетки, концентрации вакансий и межузельных атомов, дислокаций, поверхностных и объемных дефектов, что в свою очередь приводит к росту ВН.

При температуре нагрева более 800...900 °C наблюдались активные диффузионные процессы. При взаимодействии железа с карбидом бора образуются упорядоченные твердые растворы внедрения или замещения. Сопоставление наших исследований с результатами работ по изучению спекания порошковых смесей $Fe-B-C$ позволило предположить, что взаимодействие матрицы и ДФ можно описать уравнением реакции [217,221]: $4Fe + B_4C \rightarrow 4FeB + C$.

Следует заметить, что теоретические расчеты качественно подтвердили результаты наших опытов для КЭП $Fe-B_4C$ (см. гл. 3). Объемные изменения других рассчитанных композиций при термообработке находятся в стадии экспериментальной проверки, хотя имеющиеся в литературе данные свидетельствуют о реальности принятого подхода [160,169,221].

Изменения искажений кристаллической решетки с нагревом и взаимодействием компонентов КЭП сопровождались изменениями плотности осадков [169,175]. Так, с увеличением температуры нагрева «чистого» электролитического железа плотность также асимптотически увеличивалась. У КЭП плотность увеличивалась до температуры нагрева 400...500°C, а затем снижалась. Уменьшение искажений кристаллической решетки «чистого» электролитического железа и увеличение плотности осадка с увеличением температуры на-

грева продолжается. Однако взаимодействие наполнителя и матрицы, диффузия бора и углерода в кристаллическую решетку железа и образование новых фаз при температуре 550...600°C приводило к искажениям решетки и, соответствующему, росту объема и уменьшению плотности КЭП. Объемные изменения, как и следует из теоретических предпосылок, сопровождались изменением внутренних напряжений КЭП при нагреве (см. гл. 3).

Изменение структуры КЭП при высокотемпературной обработке свидетельствовало о протекании в гетерогенном материале диффузионных процессов. При нагреве в КЭП образовывались крупные кристаллические образования с различными формами, происходило «залечивание» мелких пор.

Установленные характерные зависимости электросопротивления, термоЭДС и плотности осадков от температуры обработки и данные рентгеноструктурного анализа свидетельствовали о начале химического взаимодействия между составляющими гетерогенного материала. Следует заметить, что наблюдаемый процесс имеет место не только в КЭП, но и в других гетерогенных материалах, полученных различными способами [96,97].

Таким образом, контроль термоЭДС и электросопротивления осадков в процессе термообработки гетерогенных материалов позволяет более точно определить температуру начала химического взаимодействия между составляющими композиционного материала в сравнении с рентгеновским методом. При этом точность анализа можно повысить, получив экспериментальную зависимость $R(T)$ в виде уравнений (4.3) и (4.4) и находя их общее решение. Исследования нагрева и сопоставление, полученных таким образом данных, подтвердили, что фазовые превращения в КЭП железо-карбид бора происходят при температуре 580...620°C. Эти результаты позволяют уточнить температуру начала фазовых превращений в системе $Fe-B_4C$, установленную нами ранее на основе дилатометрического анализа [11].

Как показал опыт, снижение электросопротивления и термоэдс КЭП при нагреве до 580...620°C объясняется изменениями субмикроструктуры матрицы и уменьшением микроискажений кристаллической решетки (см.гл. 3). Весьма

характерно, что связь электросопротивления с плотностью и параметрами суб-микроструктуры железа с нагревом наиболее четко выявлялась в области до фазовых превращений (см. рис. 4.18). При температуре нагрева более 580...620°С линейная связь теряется. Увеличение электросопротивления КЭП связано с проявлением химического взаимодействия дисперсных частиц карбида бора и железа. При этом образуются карбиды и бориды железа, имеющие электрофизические свойства, отличающиеся от «чистого» электролитического железа. Диффузия бора и углерода в кристаллическую решетку железа так же приводит к увеличению ее микроискажений, о чем свидетельствуют изменения дилатации и электросопротивления покрытий.

Термическое воздействие луча лазера на структуру КЭП также приводило к образованию в материале ряда зон: с оплавлением покрытия (зона легирования и закалки из жидкого состояния – рис. 4.27,а); без оплавления покрытия (зона термообработки и закалки в твердом состоянии – рис.4.27,б); полного переплавления покрытия с металлом основы (рис. 4.27,в). По мере рассеяния тепловой энергии от пятна нагрева выявляются различные по свойствам слои покрытия (см. рис.4.27,а).

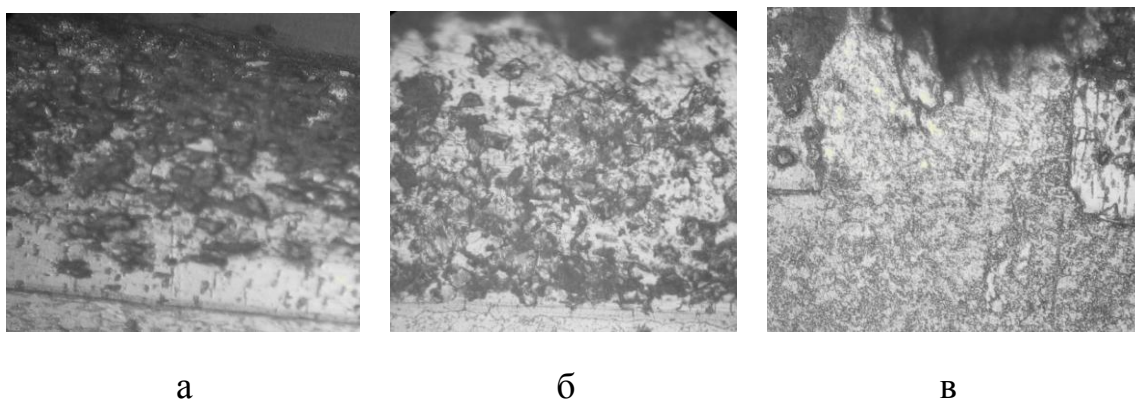


Рисунок 4.27 – Микроструктура КЭП после лазерной обработки (×400):
а) с оплавлением поверхностного слоя; б) без оплавления
поверхности; в) полного переплавления покрытия с подложкой

В зоне пятна нагрева формировалась область гетерогенного материала, в котором происходили фазовые изменения и активные диффузионные процессы в жидком состоянии (первый слой). Затем следует область с фазовыми и структурными превращениями в твердом состоянии (второй слой) и область с незначительным тепловым воздействием, в которой видимых изменений в структуре покрытий не происходило (третий слой).

Процесс легирования матрицы КЭП бором при лазерном воздействии состоит из следующих этапов: 1) нагрева покрытия с легирующей ДФ до достижения в зоне контакта с основой температуры плавления материала; 2) образования жидкой фазы и перемешивания фаз в зоне ванны расплава; 3) кристаллизации жидкой фазы. В зоне покрытия с оплавлением в первом слое, на границе расплава наблюдалась структура, состоящая из оксидов, боридов и карбидов железа (рис. 4.27,а). Полностью отсутствовали частицы карбида бора в «чистом» виде, поры и слоистость металла. Образовавшиеся при переплавке соединения имели высокодисперсную структуру и равномерное распределение. Наблюдалось частичное или полное выгорание легирующих примесей. При достижении на границе матрицы и поверхности частицы ДФ температуры плавления эвтектики (порядка 1400 °С) образуется жидкая прослойка и процесс насыщения поверхностного слоя бором интенсифицируется [119,120,130]. На первом этапе легирование происходит по механизму диффузии, с образованием жидкой фазы на втором этапе становится преобладающим другой механизм легирования — конвективное перемешивание фаз. Установлено [121], что массоперенос в ванне расплава происходит потоками от центра лазерного пятна к его краям за счет градиента сил поверхностного натяжения, обусловленного разностью температур в центре и по краям ванны расплава. В результате возникает циркуляционное движение потоков. Изменение давления движущихся потоков уравнивается силами поверхностного натяжения при искривлении поверхности расплава, что приводит к ухудшению микрогеометрии обрабатываемой поверхности, так как вследствие высоких скоростей охлаждения избыточная фаза не успевала выделиться из расплава и получаемый твердый раствор характеризуется высо-

кой степенью перенасыщенности [121]. Это приводит к появлению трещин в поверхностных слоях деталей вследствие возникновения значительных остаточных напряжений.

При удалении от поверхности и уменьшении термического воздействия происходит переплавление материала с частичным сохранением исходных гетерофазных компонентов, о чем свидетельствует уменьшение содержания карбида бора до 4...6 % (об.) (рис.4.28, а и б). Интересно отметить, что микротвердость, определенная по правилу смесей (1), изменялась незначительно, в связи со снижением объемного содержания ДФ и ростом твердости матрицы (рис. 4.28,б). Повышение микротвердости матрицы можно объяснить образованием переходных структур в окрестности частиц, состоящих из боридометаллических (Fe_xB) и карбидометаллических (Fe_xC) соединений [165,166].

Во втором слое изменения в структуре гетерофазного материала свидетельствовали о протекании диффузионных процессов в твердом состоянии (см. рис.4.26,б). Сохранялась гетерофазная структура материала. Однако границы частиц ДФ размывались, что свидетельствовало о протекании гетерохимических реакций, укрепляющих связь между компонентами композита. В матрице композита происходило «залечивание» мелких пор.

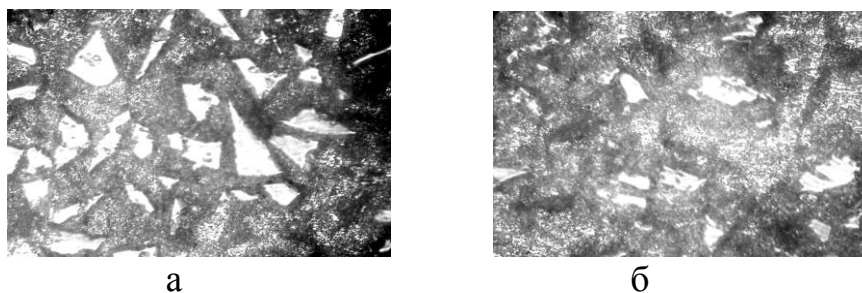


Рисунок 4.28 – КЭП железо - карбид бора(×900):
а) до обработки ЛИ; б) после обработки ЛИ

В третьем слое ввиду незначительного теплового воздействия из-за рассеяния тепловой энергии видимых изменений в структуре КЭП не наблюдалось.

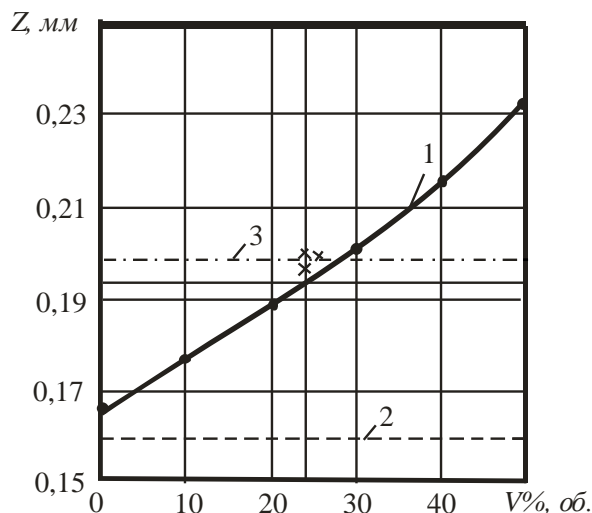
В данном слое происходили изменения микроискажений кристаллической решетки матрицы, описанные ранее (см.гл.3).

В зоне полного переплавления покрытия исчезала граница раздела между покрытием и основой (см. рис. 4.27, в). В связи с высокой интенсивностью нагрева легирующие элементы и покрытие, вероятно, частично выгорали. Неравномерность нагрева и высокая скорость охлаждения приводили к возникновению поперечных трещин, выходящих на поверхность покрытия. Микротвердость такого слоя была ниже микротвердости матрицы КЭП до лазерной обработки.

Исследования микротвердости по глубине покрытия показали, что толщина зон зависит от параметров лазерного излучения. Установлено, что при различных режимах термообработки (плотности потока излучения) глубина легирования материала покрытия отличается при одном и том же содержании частиц ДФ [235]. Параметры легированного слоя (толщина слоя и максимальная высота микронеровностей поверхности) в большей степени зависят от плотности потока излучения и в меньшей от скорости перемещения луча лазера. Повышение плотности потока излучения приводило к увеличению глубины зоны плавления, а следовательно, толщины легированного слоя, определяемой положением изотермы, характеризующей температуру плавления материала. Однако при небольших скоростях перемещения лазерной головки (до 400 мм/мин) с увеличением плотности потока излучения свыше 10^8 Вт/м² имело место некоторое снижение глубины легирования за счет испарения материала и появления дополнительных энергетических затрат. Высота микронеровностей упрочненной поверхности увеличивалась.

При этом с достаточной точностью можно определить глубину модифицированного слоя как металлографически, так и по разнице микротвердости зон с измененной и исходной структурой. Экспериментальная проверка соотношения (3.85) показала высокую точность совпадения теоретических и опытных результатов, с максимальным расхождением 8...10% (рис.4.29).

Таким образом, соотношение (3.85) может служить для определения некоторых параметров лазерной обработки деталей, восстановленных КЭП и другими гетерогенными материалами.



1 – по формуле (3.85); 2 – по данным работы [108];

3 – опытные значения

Рисунок 4.29 – Зависимость глубины обработки от содержания ДФ в КЭП

Параметры процесса должны учитывать требования к качеству поверхности деталей. Лазерную обработку можно проводить как финишную операцию или предусматривать последующую механическую обработку. В последнем случае для снижения трудоемкости финишной механической обработки можно рекомендовать лазерную обработку с оплавлением поверхности с последующим снятием поврежденного после оплавления слоя, обладающего более низкими механическими свойствами, чем гетерогенный материал, расположенный ниже.

Наблюдения показали, что при лазерной обработке образцов без оплавления значительных изменений во внешнем виде поверхности и структуре КЭП не наблюдалось. Шероховатость поверхности изменялась незначительно (рис. 4.30,а). При жестких режимах обработки покрытия в зоне обработки покрывались тонким слоем оксидов железа и других продуктов взаимодействия компонентов композиции с атмосферой и растворенными в металле газами. По мере

увеличения мощности излучения лазера, зоны оксидов росли, изменялась и шероховатость поверхности. Поэтому размеры обрабатываемых деталей должны устанавливаться с учетом припуска на последующую чистовую обработку. Хотя при импульсной лазерной обработке упрочняемая зона складывается из отдельных единичных следов действия луча, при скорости перемещения головки лазера менее 3,6 м/мин пятна нагрева перекрывались (рис.4.30, б, в). Создавалась сплошная зона обработки, как при обработке непрерывным лучом лазера. Наиболее равномерным распределение зон упрочнения КЭП было при скорости перемещения лазерной головки 3,2...3,4 м/мин и расстоянии между дорожками 1,3...1,5 мм.

Высота микронеровностей поверхности переплавленного слоя покрытия была минимальной при плотности потока излучения $(0,6..0,4) \cdot 10^8$ Вт/м², когда происходило уравнивание сил поверхностного натяжения и динамических [121]. Повышение параметров шероховатости поверхностного слоя с уменьшением плотности потока излучения (ниже $0,6 \cdot 10^9$ Вт/м²) связано с увеличением градиента температур, а соответственно градиента сил поверхностного натяжения, в результате чего происходит нарушение равновесия сил [121].

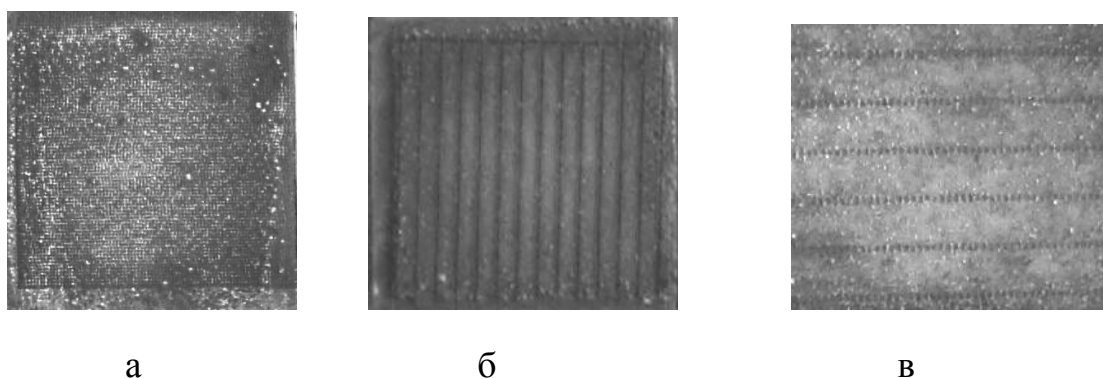


Рисунок 4.30 – Поверхность образцов с КЭП железо-карбид бора после лазерной обработки: а) равномерное распределение зон нагрева; б) отдельные сплошные зоны нагрева; в) отдельные точечные зоны нагрева

Исследование термоЭДС (E , мкВ) КЭП после лазерной обработки позволило установить режимы, при которых происходит образование боридов железа. Исследования показали, что термоЭДС покрытий зависит от параметров электролиза и лазерной обработки. Зависимость термоЭДС от параметров лазерной обработки (мощность излучения – X_1 ; скорость перемещения лазерной головки по поверхности – X_2 ; расстояние между параллельными дорожками – X_3), имела вид (прил. Е):

$$E = -51.32 - 31.12X_1 - 2.37X_2 - 11.21X_3 + 14.53X_1^2 - 5.79X_2^2 + 30.81X_3^2 - 15.75X_1X_2 - 6.74X_1X_3 + 15.56X_2X_3. \quad (4.9)$$

Зависимость электросопротивления (R , 10^2 мОм) от параметров лазерной обработки имела следующий вид (см. прил. Е):

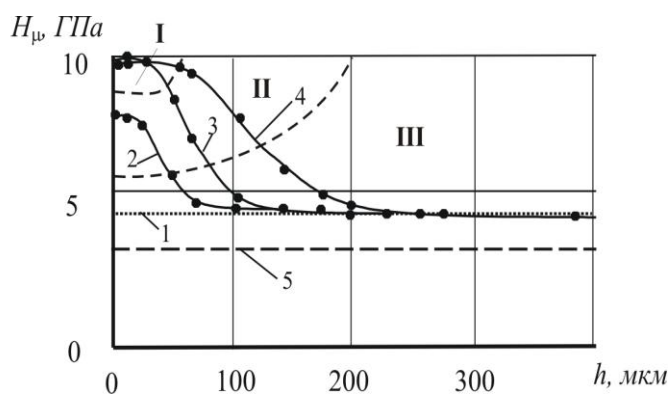
$$R = 3.19 - 1.08X_1 - 0.11X_3 + 0.82X_1^2 - 0.4X_2^2 + 0.51X_3^2 - 0.35X_1X_2 + 0.39X_1X_3 + 0.33X_2X_3. \quad (4.10)$$

Анализ уравнений проводили графическим способом, построением двумерных сечений поверхности отклика (рис. Д.1-Д.3 и Д.4-Д.6). Изменение термоэлектрических свойств КЭП при лазерной обработке связано, вероятно, с образованием новых фаз за счет взаимодействия компонентов. Установленное изменение знака термоЭДС, совпадало с минимумом электросопротивления в той же области мощности излучения. Таким образом, формирование связей между ДФ и матрицей с образованием на границе новых химических соединений происходило при мощности излучения 15...20 Вт. Дальнейшее увеличение мощности приводило к развитию процесса химического взаимодействия между материалами компонентов КЭП и уменьшению термоЭДС.

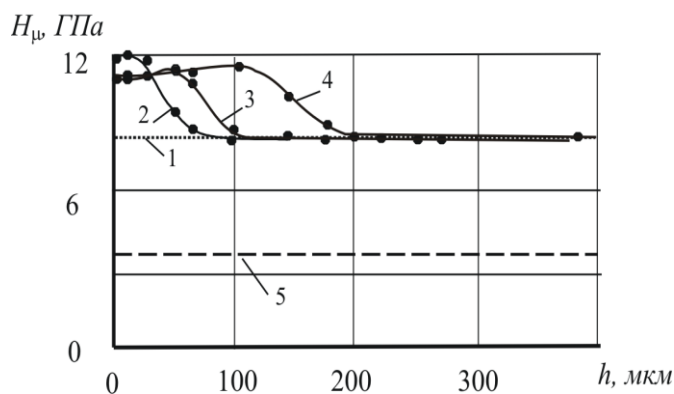
Микротвердость КЭП после лазерной обработки изменялась в зависимости от мощности лазерного излучения и соответствующего термического воздействия луча, от глубины покрытия и формируемых зон модифицированного покрытия. По мере рассеяния тепловой энергии от пятна нагрева выявлялись различные по свойствам слои покрытия: с оплавлением покрытия (зона легирования и закалки из жидкого состояния); без оплавления покрытия (зона тер-

мообработки и закалки в твердом состоянии); полного переплавления покрытия с металлом основы.

При изучении состояния КЭП методом микротвердости было установлено, что в зоне покрытия с оплавлением в слое (I) микротвердость 11...12 ГПа. Микротвердость более глубоких слоев (II и III) уменьшалась до 9,5...10,5 ГПа и менее (рис. 4.31). Высокая микротвердость слоя (I) обусловлена, вероятно, образованием карбидов и боридов в расплавленном состоянии матрицы, а также быстрым наклепом и пластическим деформированием, за счет термических напряжений при последующем быстром охлаждении расплава окружающей средой [97,220,221].



а



б

1 - без обработки; 2 – P=10...20 Вт; 3 – P=30...40 Вт;

4 – P=70...80 Вт; 5 – переплавленного с подложкой покрытия

Рисунок 4.31 – Микротвердость КЭП по глубине (h) слоев (I- III) после лазерной обработки при наиболее равномерном распределении зон упрочнения:

а) определенная с помощью ПМТ-3; б) рассчитанная по правилу смесей

В слое (II) изменения в структуре гетерогенного материала свидетельствовали о протекании диффузионных процессов в твердом состоянии. Сохранялась гетерогенная структура материала. Однако границы частиц ДФ размывались, что свидетельствовало о протекании гетерохимических реакций, укрепляющих связь между компонентами композита. В матрице композита происходило «залечивание» мелких пор. Микротвердость матрицы КЭП была 6...8 ГПа, а микротвердость, рассчитанная по правилу смесей, составляла 11...13 ГПа (см. рис. 4.31).

В третьем слое (III) ввиду незначительного теплового воздействия из-за рассеяния тепловой энергии видимых изменений в структуре КЭП не наблюдалось. Микротвердость слоя была на уровне микротвердости покрытия до лазерной обработки. В зоне обработки КЭП без оплавления поверхности можно выделить слои с преобладанием структурных и фазовых изменений в твердом состоянии. Максимальная микротвердость (7,5...8,5 ГПа) наблюдалась в поверхностном слое КЭП. Микротвердость, рассчитанная по правилу смесей, находилась в пределах 11...13 ГПа.

В зоне полного переплавления покрытия с основой исчезала граница раздела между покрытием и основой. В связи с высокой интенсивностью нагрева легирующие элементы и покрытие, вероятно, частично выгорали. Неравномерность нагрева и высокая скорость охлаждения приводили к возникновению поперечных трещин, выходящих на поверхность покрытия. Микротвердость такого слоя была ниже микротвердости матрицы КЭП до лазерной обработки (см. рис.4.31).

Исследования предела прочности при растяжении материала КЭП показали, что он зависит от температуры нагрева (прил. Д). Анализ зависимости $\sigma_g = f(T)$ показал, что на участке температур от 20°C до 600°C она имела вид (см. рис. 4.32. кривая 1):

$$\sigma_g = 14,137 - 0,116T + 3,9 \cdot 10^4 T^2, \quad (4.11)$$

а в области температур 600...1000°C была близкой к линейной (см. рис.4.32, кривая 2): $\sigma_g = -0,124T + 169,4$.

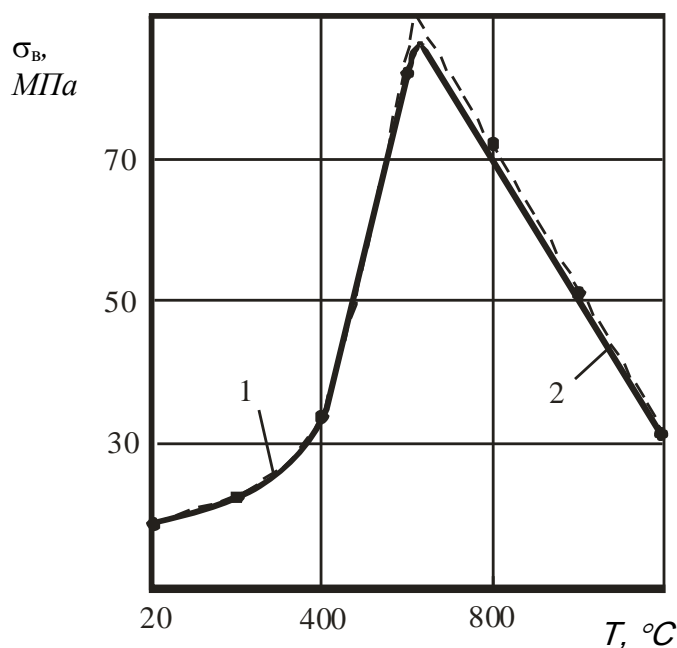


Рисунок 4.32 – Зависимость предела прочности при растяжении КЭП от нагрева образцов

Следует заметить, что максимальное значение предела прочности достигало 80...90 МПа, что превышает прочность «чистого» металлургического железа (70 МПа) [9]. Анализ опытных данных позволил предположить, что изменение σ_b , как и $N_{ц}$, обусловлено структурными превращениями в КЭП при нагреве (см. гл. 3).

Экспериментальная проверка этого предположения показала, что в области низкотемпературного нагрева (до 400°C) σ_b увеличивалась (до 15...18 МПа) с одновременным уменьшением дилатации покрытий (отрезок АВ, рис. 4.33, а и б). Зависимость $\sigma_b=f(\delta)$ имела линейный характер. В области температур (20...400°C), когда еще отсутствуют фазовые превращения, изменение удельного объема матрицы может происходить за счет уменьшения концентрации вакансий, межузельных атомов и плотности дислокаций, что в свою очередь приводит к уменьшению дилатации и росту прочности осадков (отрезок АВ, см.рис. 4.33). Действительно, известно, что абсолютное большинство металлов при структурных переходах может изменять свой объем на величину 0...6% [206].

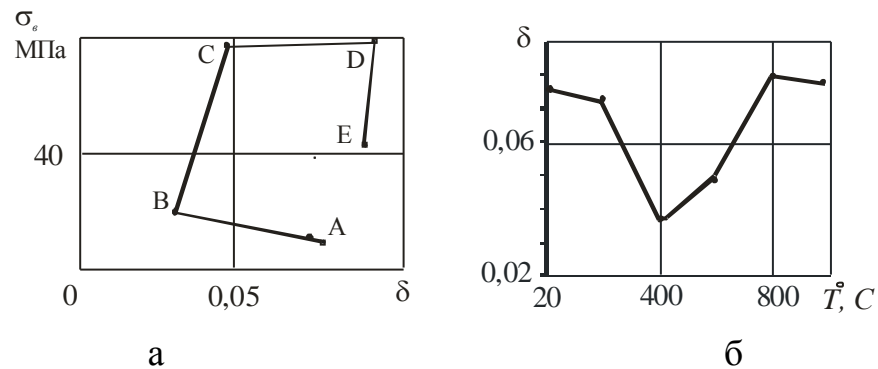


Рисунок 4.33 – Взаимосвязь между прочностью на растяжение и дилатацией (а) после термической обработки и зависимость дилатации от температуры обработки (б) электролитического железа

В области температур нагрева осадков $400 \dots 600^\circ\text{C}$ происходит «залечивание» трещин, поверхностных и объемных дефектов, в следствии чего наблюдается значительный рост прочности осадков (отрезок BC, рис. 4.33,а) и одновременно их дилатации (рис.4.33, б). При наличии в «чистом» железе карбида бора в этой области происходит поверхностное взаимодействие ДФ с окружающей ее металлической матрицей (ликвидируются пустоты по фазовым границам) и частицы начинают играть роль в повышении прочности осадков.

При температуре нагрева $600 \dots 800^\circ\text{C}$ прочность покрытий находилась на уровне $70 \dots 90$ МПа (CD, см. рис 4.33, а). В данной области температур нагрева при взаимодействии железа с карбидом бора образуются упорядоченные твердые растворы внедрения или замещения. Происходят объемные изменения компонентов покрытия, приводящие к соответствующему изменению дилатации. Причем в зависимости от кристаллической структуры образующихся соединений эти изменения могут иметь различный характер: приводить либо к росту общего объема покрытия за счет образования новых фаз, либо к дальнейшему уменьшению объема и, соответственно, росту ВН растяжения, вплоть до превышения предела прочности и разрушения поверхности. В последнем случае покрытия после термообработки будут пронизаны густой сеткой трещин (если прочность сцепления покрытия с подложкой достаточно высока) или произойдет отслоение разрушенного покрытия (если ВН превысят прочность

сцепления). Взаимодействие, указанных выше процессов, приводило к стабилизации прочности на высоком уровне. Дальнейший рост температуры нагрева образцов до 1000°C (отрезок DE, см. рис. 4.33) приводил к развитию процессов взаимодействия компонентов КЭП и росту ВН, что вызывало повторное растрескивание осадков, развитие трещин и резкое снижение прочности и дилатации. В целом анализ воздействия на КЭП ТВЧ и лазера показал, что температуру нагрева КЭП железо-карбид бора 600...650°C следует считать оптимальной, выше которой термическую обработку для повышения прочности осадков проводить не целесообразно. Таким образом, упрочнение КЭП железо-карбид бора имеет ограничение. Для повышения прочности покрытий необходимо применять в качестве ДФ другие частицы, которые при взаимодействии с матрицей будут образовывать соединения, приводящие к увеличению объема осадков и снижению уровня растягивающих ВН или переходу напряжений растяжения в напряжения сжатия. Подобные исследования являются целью нашей дальнейшей работы.

4.3.3 ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И ДРУГИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ С ПОКРЫТИЯМИ

Исследования показали, что абразивная износостойкость композиционных электрохимических покрытий зависит от температуры нагрева поверхности ТВЧ (рис. 4.34,а, прил. Д):

$$J=0,000031T^2-0,0279T+10,3. \quad (4.12)$$

Износ КЭП железо-карбид бора с увеличением температуры нагрева поверхности КЭП до 600...650 °С уменьшался, а затем увеличивался. Сопоставляя изменения свойств и структуры КЭП с их абразивной износостойкостью, можно предположить, что уменьшение износа при нагреве обусловлено улучшением структуры матрицы и ростом химических связей между матрицей и ДФ, о чем свидетельствует и уменьшение шероховатости (рис.4.34,б).

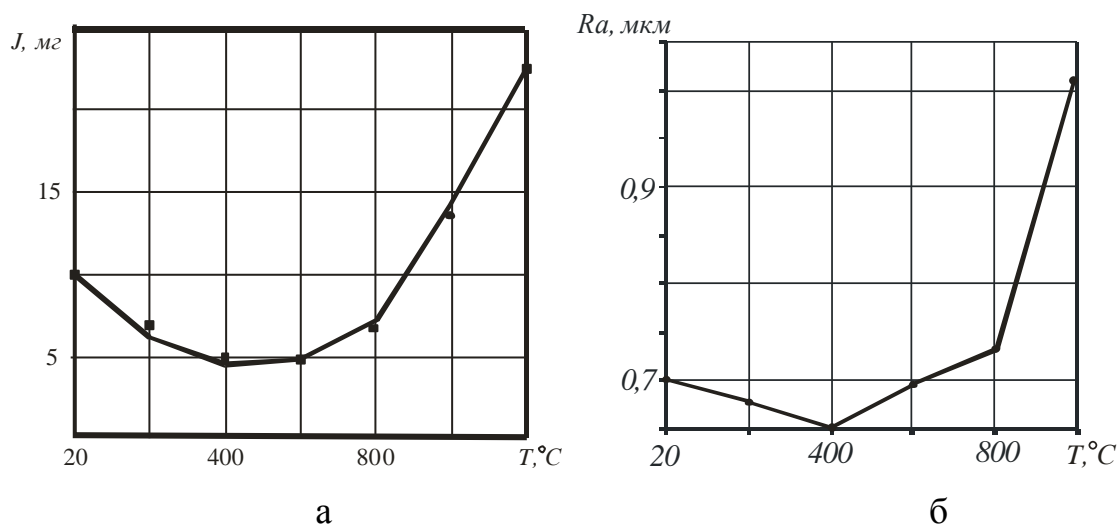


Рисунок 4.34 – Зависимость износа (а) и шероховатости (б) КЭП от температуры нагрева образцов

Вместе с тем, когда нагрев приводил к растворению частиц ДФ в матрице с образованием новых соединений, значительным ростом внутренних напряжений, падением прочности и твердости осадков, происходило их ускоренное разрушение под нагрузкой и уменьшение износостойкости и их шероховатость после испытаний возрастала (см.рис.4.34). В связи с этим абразивная износостойкость резко не падает, как у «чистых» покрытий. Однако можно считать, что эта область выходит за оптимальную.

Таким образом, следует считать, что нагрев КЭП ТВЧ с целью повышения механических свойств целесообразно проводить до температуры 600...700⁰С, при которой происходит улучшение структуры матрицы, формируется прочная поверхностная взаимосвязь между матрицей и ДФ, сохраняются высокие прочностные и эксплуатационные свойства включений.

Исследования по влиянию режимов лазерной обработки на износостойкость КЭП позволили получить уравнение регрессии, адекватно описывающее зависимость износа покрытия от параметров лазерной обработки (мощность излучения – X_1 ; скорость перемещения лазерной головки по поверхности – X_2 ; расстояние между параллельными дорожками – X_3) (прил. Д):

$$J=6,24+0,59 X_1-0,52 X_2-0,76 X_3-0,12 X_1^2+0,9 X_2^2+0,99 X_3^2-1,09 X_1 X_2-1,21 X_1 X_3+0,16 X_2 X_3. \quad (4.13)$$

Анализ полученных данных показал, что режимы термического воздействия в твердом состоянии обеспечивают наилучшую износостойкость покрытий (рис.4.35).

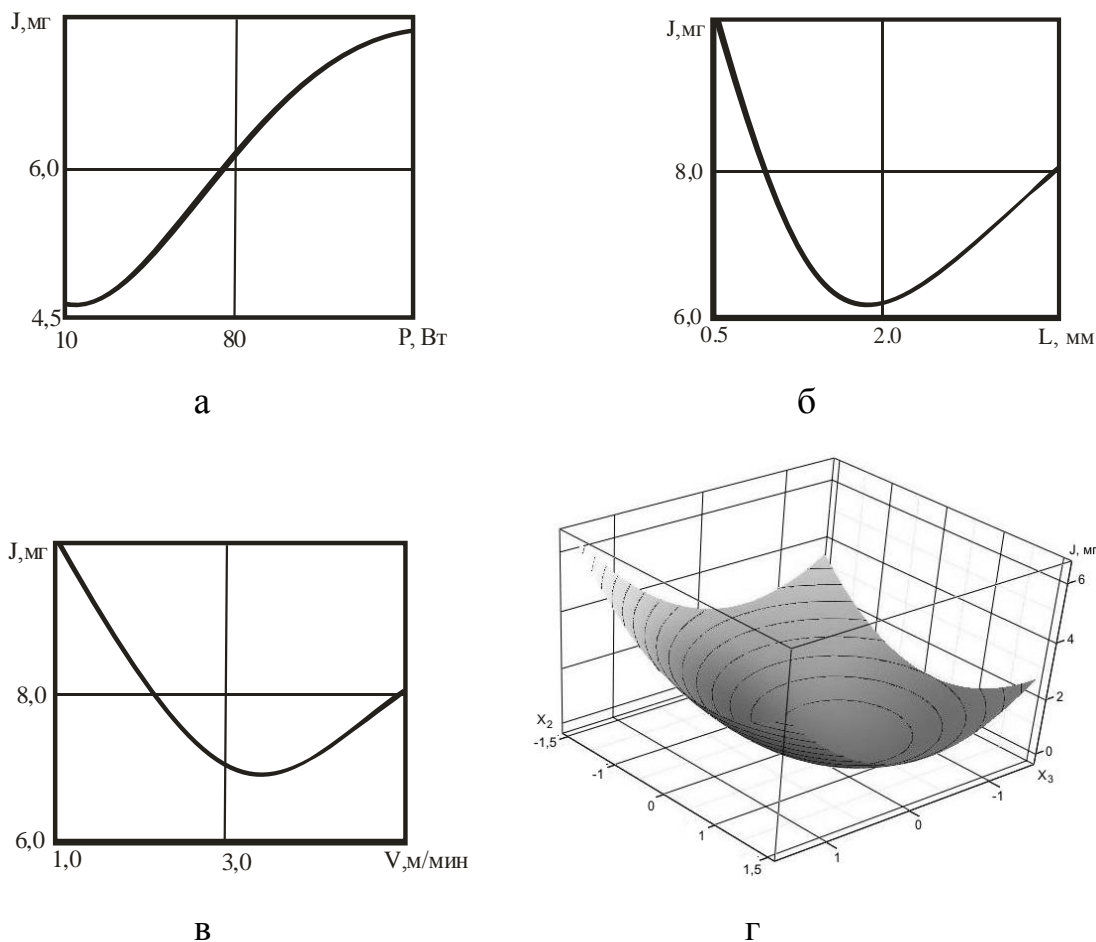


Рисунок 4.35 – Влияние режимов лазерной обработки на износ КЭП: а) мощность лазера; б) расстояние между дорожками; в) скорость перемещения головки лазера; г) поверхность износа ($X_1=-1$)

В условиях опыта наименьший износ был у образцов без оплавления поверхности. В этих условиях износостойкость КЭП повышалась в 1,5...2 раза. Вместе с тем обработка покрытий с оплавлением поверхности давала худшие результаты. Таким образом, оптимальные режимы лазерной обработки нахо-

дились в пределах: мощность излучения – 10...30 Вт; скорость перемещения лазерной головки - 3,2...3,4 м/с; расстояние между дорожками – 1,3...1,5 мм.

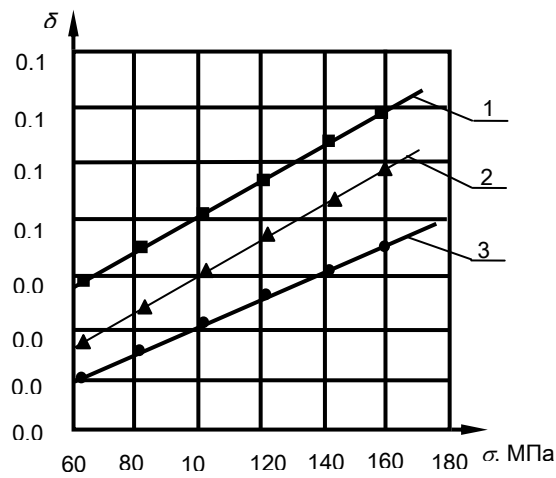
При такой обработке на поверхности КЭП формировалась структура характерная для второй зоны. Таким образом, высокую износостойкость и микротвердость восстановленных КЭП деталей можно получить поверхностной обработкой лучом лазера на глубину 0,05...0,1 мм при режимах наиболее благоприятных для протекания гетерохимических реакций между компонентами композита.

Наибольшей износостойкостью обладали КЭП после лазерной обработки, сохранившие гетерофазную структуру. Частицы наполнителя прочносцепленные с матрицей выступают в качестве площадок контакта и барьеров при прямом разрушении поверхности, распределяя напряжения в глубину покрытия. Образующийся при полном переплавлении покрытия с основой новый материал, имеет высокую прочность сцепления, но, вместе с тем, обладает пониженной микротвердостью и износостойкостью.

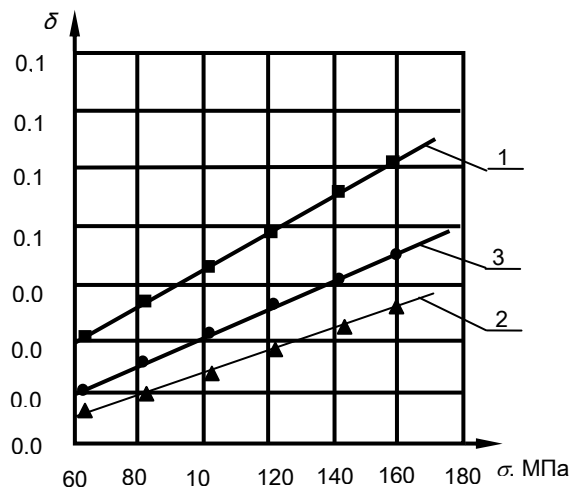
При поверхностной обработке лазером высокую твердость и износостойкость приобретает лишь поверхностный слой металла, не превышающий 0,05...0,1 мм, чего в подавляющем числе случаев вполне достаточно, так как максимальные напряжения и допустимый износ определяются именно характеристиками поверхностного слоя детали. При такой обработке значительно снижаются затраты энергии, необходимой для нагрева лишь поверхностного слоя. Кроме того, применение поверхностной обработки способствует снижению вероятности разрушения детали в процессе динамических нагрузок, поскольку покрытия будут обладать значительно меньшими внутренними напряжениями.

Исследования показали, что логарифмический декремент затухания колебаний (δ) в образцах с покрытиями электролитического железа и КЭП был больше, чем в образцах без покрытия (рис. 4.36, а, табл. Д.8). Увеличение δ связано с особенностями строения покрытий. Так как при испытании основное участие в рассеянии упругой энергии принимают на себя наружные слои по-

крытия, этот результат можно объяснить с точки зрения дислокационной теории внутреннего трения. Согласно представлениям Гранато и Люкке, увеличение плотности дислокаций способствует рассеянию энергии упругих колебаний [82].



а



б

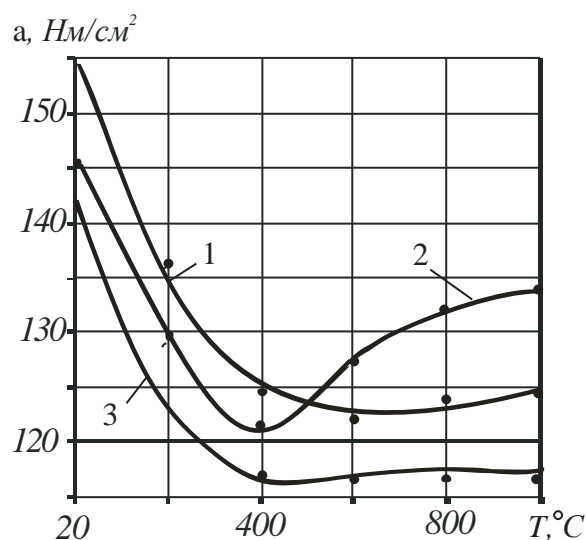
1 – образец с «чистым» электролитическим железом; 2 – образец с КЭП железо-карбид бора; 3 – образец без покрытия

Рисунок 4.36 – Зависимость δ от среднего напряжения в наружных волокнах образца в месте его закрепления (σ) с учетом изменения сечения за счет покрытия: а) до термической обработки; б) после обработки ТВЧ

Логарифмический декремент затухания колебаний в образцах с КЭП на основе железа несколько хуже, чем у «чистых» покрытий, что объясняется из-

мененной структурой и микроструктурой, отмеченной ранее [9, 12, 46]. Обработка ТВЧ образцов с покрытиями приводила к незначительному ухудшению демпфирования упругих колебаний как КЭП, так и покрытий без включений (рис. 4.36, б). Наибольшее снижение демпфирования упругих колебаний наблюдалось на образцах с КЭП, логарифмический декремент затухания которых был значительно меньше, чем у образцов с «чистым» электролитическим железом и без покрытий.

Исследование влияния термообработки ТВЧ на ударную вязкость стали с покрытиями показали, что увеличение нагрева приводит к ее снижению (рис.4.37, прил. Д).



1 – без покрытия; 2 – КЭП;
3 – «чистое» электролитическое железо

Рисунок 4.37 – Зависимость ударной вязкости образцов с покрытиями от температуры обработки

Необходимо отметить, что наибольшее снижение ударной вязкости вызывают «чистые» покрытия. Покрытия обладают развитой сеткой трещин, которые играют роль надрезов. По данным работы [222] образцы, составленные из пластин по высоте, значительно превосходят по ударной вязкости целые. По-

вышение ударной вязкости составных образцов объясняется, как увеличением объема металла, получающего пластическую деформацию, так и экранирующим влиянием плоскости разъема. Трещина в сплошном образце, вызывая резкую концентрацию напряжений, приводит к быстрому разрушению при ударных испытаниях. В составных образцах (к которым можно отнести образцы с покрытием) появление трещины вызовет концентрацию напряжений и разрушение только покрытия, а ее влияние как фактора концентрации напряжений экранируется плоскостью разъема.

Образцы с КЭП обладали большей ударной вязкостью в сравнении «чистыми» покрытиями. В сравнении с «чистыми» покрытиями КЭП имеют меньшую трещиноватость и большую прочность, при незначительном влиянии на прочность сцепления покрытия с основой, что приводит к значительно меньшему снижению ударной вязкости образцов.

Термообработка образцов с «чистыми» покрытиями и КЭП приводила к различным эффектам. При нагреве образцов с «чистыми» покрытиями до 400...450⁰С в результате взаимной диффузии происходит увеличение прочности сцепления и, вероятно, снижение экранирующего влияния границы покрытия и подложки. Таким образом, после термообработки трещиноватость покрытия в значительной мере становится трещиноватостью образца, что приводит к значительному снижению ударной вязкости образцов. У КЭП нагрев до 500...600⁰С приводило не только к увеличению прочности сцепления, но и одновременному увеличению прочности покрытий, что приводит к еще меньшему влиянию покрытий на ударную вязкость образцов.

Исследования прочности сцепления модифицированных КЭП показали, что она зависела от температуры нагрева покрытий (рис.4.38, прил. Д).

С увеличением температуры нагрева до 400...500⁰С прочность сцепления увеличивалась, а затем несколько снижалась. Таким образом, следует считать, что нагрев КЭП ТВЧ с целью повышения механических свойств целесообразно проводить до температуры 500...600⁰С, при которой сохраняется высокая прочность сцепления покрытия с основой (340...360 МПа), а также формируется

прочная поверхностная взаимосвязь между матрицей и ДФ, происходит улучшение структуры и повышение микротвердости матрицы (до 7.5...8,0 ГПа), износостойкость КЭП повышается в 10...12 раз в сравнении с «чистыми» железными покрытиями и 1.5...2,5 раза с КЭП без обработки.

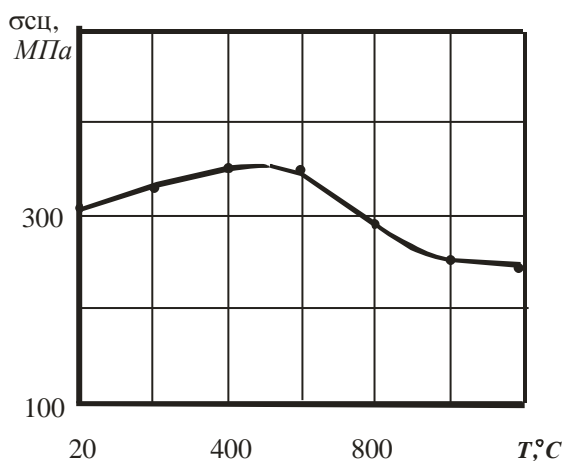


Рисунок 4.38 – Зависимость прочности сцепления КЭП от температуры нагрева образцов

Обработку КЭП импульсным ЛИ для повышения механических свойств следует проводить при следующих режимах: частота импульсов 100 Гц; мощность излучения – 10...30 Вт; скорость перемещения лазерной головки - 3,2...3,4 м/мин; расстояние между дорожками – 1,3...1,5 мм, при этом глубина упрочненного слоя составляет 0,05...0,1 мм, В этих условиях износостойкость КЭП повышалась в 1,5...2 раза в сравнении с КЭП без обработки.

ВЫВОДЫ

1. Показано, что интенсивность электронагрева композитов ТВЧ и ЛИ зависит от природы дисперсной фазы и матрицы, которые при нагреве могут взаимодействовать с образованием новых фаз. Показано, что толщина модифицированного слоя зависит от вида воздействия, природы компонентов и структуры композиционного покрытия, частоты тока, плотности потока лазерного излучения, длительности импульса, длины волны излучения.

2. Экспериментально установлена температура активации межфазного взаимодействия компонентов гетерогенного материала, на примере композиционных электрохимических покрытий железо-карбид бора. Показано, что для данного материала она должна находиться в пределах 853...893 К. Взаимодействие компонентов подтверждается изменением электросопротивления, термоЭДС, плотности композиционного материала, его прочности и износостойкости.

3. Показано, что наибольшей износостойкостью после электромодификации обладают КЭП, в которых формируются связи между дисперсной фазой и матрицей и сохраняется гетерогенная структура материала.

4. Износостойкость электромодифицированных композиционных покрытий повышается в 1,5...2,5 раза, прочность при растяжении – в 4...5 раз в сравнении с КЭП без обработки. При этом обработка ТВЧ позволяет модифицировать покрытия на всю толщину, а лазерная – без нарушения морфологии поверхностного слоя на 0,05...0,1 мм.

5. Найдены оптимальные режимы электромодификации композиционных электрохимических покрытий железо-карбид бора с помощью импульсного лазера: мощность лазерного излучения 10...30 Вт, скорости перемещения лазерной головки 3,2...3,4 м/с, расстояние между дорожками 1,3...1,5 мм.

5 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ, ПРОИЗВОДСТВЕННОЕ ВНЕДРЕНИЕ И ТЕХНИКО- ЭКОНОМИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КЭП

5.1 ВОПРОСЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Теоретические и экспериментальные исследования показали, что электротермическая обработка позволяет повысить физико-механические свойства КЭП, и поэтому перспективна для повышения долговечности восстановленных и упрочненных деталей сельскохозяйственной техники. Электромодификация может проводиться с двумя целями. Первая – повышение износостойкости за счет создания на поверхности деталей КЭП с прочной поверхностной связью между компонентами и сохранением гетерогенности материала. Вторая - нанесение композиционных покрытий на изделия с последующей их электротермической обработкой, отличающихся тем, что они обладают низкими внутренними напряжениями растяжения, вплоть до перехода от напряжений растяжения к напряжениям сжатия, и позволяют повысить сопротивление изделий циклическим нагрузкам за счет формирования на их поверхности достаточно износостойких слоев с напряжениями сжатия. Причем должно произойти переплавление поверхностного слоя с частичным или полным преобразованием исходных элементов гетерогенного материала в другие. Эти цели достигаются высокотемпературным нагревом деталей с КЭП с помощью ЛИ или ТВЧ. Такая обработка может привести к резкому изменению, как параметров конструкции материала (состава, решетки, текстуры и других), так и физико-механических свойств (см. гл. 3 и 4). Полученные при такой обработке новые фазы будут иметь другие кристаллофизические характеристики, и поэтому будут отличаться удельным объемом, что при сохранении общей поверхности деталей может привести к резкому изменению уровня ВН, вплоть до растрескивания и разрушения покрытия. Детали с такой поверхностью могут иметь высокую

износостойкость. Вместе с тем их способность сопротивляться динамическим воздействиям, усталостным процессам, резонансным явлениям снижается.

Процессы модификации ЛИ и ТВЧ позволяют получать различную толщину модифицированного слоя. Поэтому необходимо проанализировать номенклатуру восстанавливаемых деталей сельхозтехники и разработать рекомендации выбора рационального метода электромодификации КЭП с точки зрения допустимой величины износа, материала детали, условий эксплуатации и других параметров.

Процессы нагрева серийных деталей ТВЧ и ЛИ широко изучены и внедрены в производство [114-123]. Однако экспериментально установленные режимы электромодификации (температура нагрева поверхности, перемещение лазерного луча и другие), позволяющие получить необходимый эффект упрочнения, должны быть ограничены, чтобы не вызвать эффект разупрочнения покрытий (см.гл. 3 и 4). Для разработки технологического процесса необходимо уточнить особенности обработки покрытий на примере типичного оборудования и способы контроля режимов обработки, обеспечивающих необходимый эффект.

Повышение равномерности электролитических железных покрытий является актуальной задачей, так как позволяет значительно сократить затраты на окончательную обработку деталей с покрытиями. Вместе с тем, систематические исследования рассеивающей и выравнивающей способности электролитов железнения до настоящего времени проводилось недостаточно. Не выполнялся также поиск добавок к электролитам, позволяющих улучшить равномерность покрытий и повысить качество их поверхности, особенно для осадков металлов толщиной 50...500 мкм, используемых для компенсации износов деталей. При этом необходимо учитывать и изменение других свойств осадков, из которых наиболее важным является прочность сцепления покрытия с основой. Для нанесения на детали равномерных покрытий необходимо также разработать подвес-

ные приспособления и защитные экраны для поверхностей, не подлежащих восстановлению.

С целью проверки результатов лабораторных исследований износостойкости покрытий целесообразно провести сравнительные испытания некоторых деталей с модифицированными КЭП и упрочненных другими методами, проверить технологический процесс в условиях производства, а также уточнить рекомендации по его практической реализации в ремонтном производстве. Выполнить технико-экономическое обоснование технологического процесса повышения долговечности деталей машин модифицированными КЭП.

Для нанесения на детали равномерных покрытий необходимо разработать и проверить на практике подвесные приспособления и защитные экраны для поверхностей, не подлежащих восстановлению и упрочнению. Проверить в производственных условиях приспособления для обработки деталей с покрытиями ЛИ и ТВЧ.

Таким образом, для решения поставленных задач необходимо решить следующие вопросы:

- разработать пути повышения равномерности и прочности сцепления покрытий с основой;
- уточнить влияние вида перемешивания и скорости потока ЭС на содержание и распределение ДФ в объеме электролита при нанесении КЭП;
- разработать типовой технологический процесс и рекомендации для изготовления оснастки для нанесения и электромодификации КЭП;
- рассмотреть особенности электромодификации КЭП с помощью ТВЧ и ЛИ.
- разработать технологическую оснастку для восстановления и упрочнения быстроизнашиваемых деталей модифицированными КЭП;
- провести испытание технологических процессов восстановления деталей сельхозтехники модифицированных КЭП в условиях производства;
- провести полевые испытания деталей, восстановленных или упрочненных модифицированными КЭП;

- выполнить внедрение и технико-экономическую оценку технологического процесса повышения долговечности электромодифицированными КЭП.

5.2. ПОРЯДОК ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

При планировании исследований по влиянию легирующих добавок на равномерность и прочность сцепления покрытий с основой использовали план ЦКР 2^3 [203]. Для раствора Fe-Ni факторами служили содержание Ni^{2+} - X_1 , SO_4^{2-} - X_2 , $Na_2H_4C_4O_6$ - X_3 (табл. 5.1). Режимы нанесения КЭП поддерживались постоянными (см. главу 4).

Равномерность осаждения покрытий исследовали на образцах диаметром 12 мм и длиной 60 мм из стали 35. Влияния ионов изучалось с применением центрального композиционного рототабельного равномерного плана второго порядка при $k=3$ (см. гл. 2).

Для характеристики неравномерности покрытий был введен коэффициент:

$$K_n = h_{\max} / h_{\text{ид}}, \quad (5.1)$$

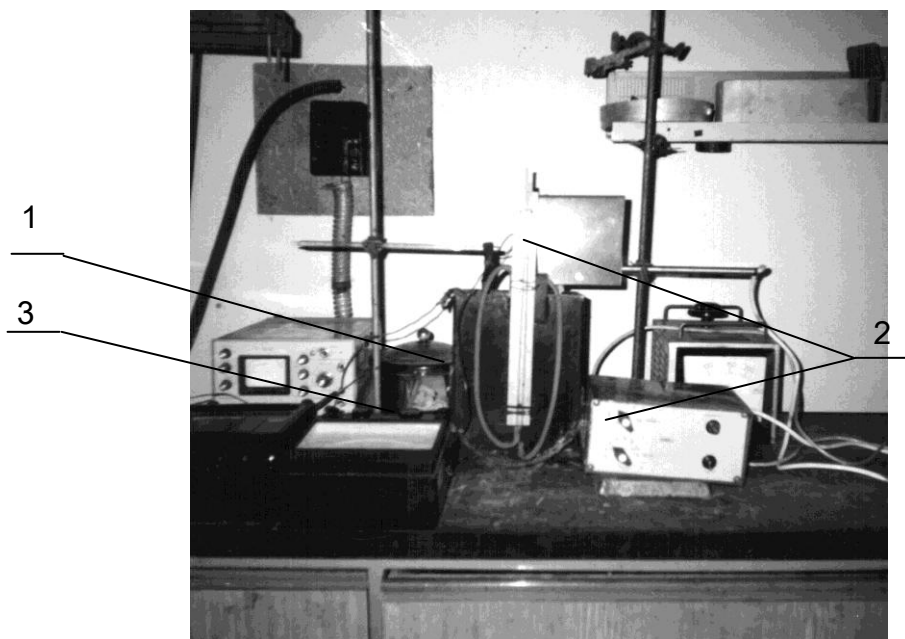
где h_{\max} и $h_{\text{ид}}$ - максимальная и средняя толщина покрытия, соответственно.

Таблица 5.1 - Интервалы варьирования независимых переменных при исследовании равномерности железо-никелевых покрытий

Уровни факторов	Код переменных	Значения переменных, г-экв/л.		
		X_1	X_2	X_3
Основной уровень	0	16,82	27,52	2,87
Интервал варьиров.		10,00	16,36	1,70
Верхний уровень	+1	26,82	43,88	4,58
Нижний уровень	-1	6,82	11,16	1,16
Звездная точка(+ α)	+1,68	33,64	55,04	5,75
Звездная точка(- α)	-1,68	0	0	0

Прочность сцепления методом сдвига определяли на образцах, используемых при изучении равномерности покрытий. Методика проведения экспериментов изложена в главе 4.

Исследования влияния скорости потока ЭС на равномерность распределения ДФ в объеме электролита проводили в опытной ванне объемом 50 дм³ (рис. 5.1).



1 – манометр; 2 – мешалка МЛТ с блоком регулировки скорости вращения двигателя; 3 – опытная ванна

Рисунок 5.1 - Общий вид опытной ванны при исследовании влияния скорости потока на распределение ДФ в ЭС

Струйное перемешивание осуществляли с помощью пропеллерной мешалки, изготовленной на базе лабораторной мешалки МЛТ-3 со ступенчатой регулировкой частоты вращения привода, которую устанавливали в отдельной секции. Частоту вращения привода при перемешивании изменяли в пределах 200... 600 об/мин. Поток ЭС в рабочую часть ванны поступал через перфорированное дно-успокоитель. Для контроля скорости потока в отдельной секции был разработан и установлен расходомер с дифференциальным манометром типа

Вентури. Ванну, перфорированное дно-перегородку и все детали расходомера изготавливали из винипласта, которые после сборки обрабатывали 30% раствором серной кислоты для исключения выделения составляющих материала в процессе нанесения КЭП.

Равномерность содержания ДФ в ЭС устанавливали весовым анализом проб, отобранных в строго установленных точках ванны, координаты которых задавали шаблонами (рис. 5.2). В каждой точке делали два замера по высоте ванны – 50 мм от дна ванны и 50 мм от зеркала электролита, что соответствовало положению верхнего и нижнего образца на подвеске.

Пробу брали пипеткой объемом 50 мл по специальным меткам для взятия проб на разных уровнях. Массовое содержание твердых частиц ДФ в пробе определяли после разделения электролита и порошка с помощью фильтрации и сушки частиц электрокорунда после 5-кратной промывки дистиллированной водой до постоянного веса в сушильном шкафу при температуре 105...130⁰С. Массу пробы определяли на весах ВЛР-200М с точностью $\pm 5,0 \cdot 10^{-5}$ г.

Для характеристики равномерности распределения ДФ в объеме электролита были введены следующие параметры:

$$K_i = C_i / C_{cp} \quad (5.2)$$

где K_i - локальный коэффициент равномерности;

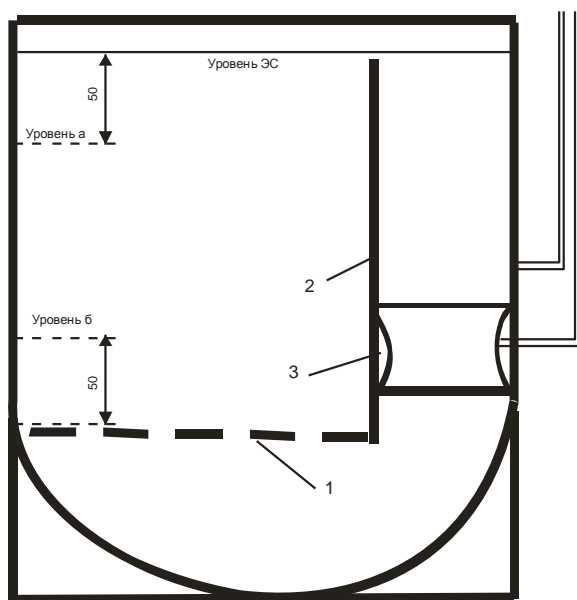
C_i - концентрация ДФ в точке отбора проб (кг/м³);

C_{cp} - средняя концентрация ДФ, определенная весовым методом в точках отбора проб ЭС (кг/м³);

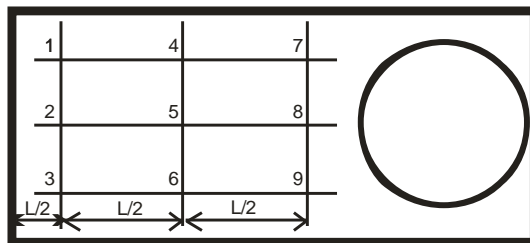
$$K_{эф} = C_{cp} / C_p \quad (5.3)$$

где $K_{эф}$ - коэффициент эффективности перемешивания;

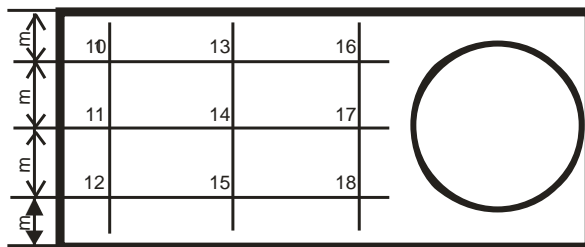
C_p - расчетное содержание ДФ в растворе, определенное по массе порошка введенного в ЭС известного объема.



а



б



в

1 - перфорированное дно перегородки; 2 - отдельная секция;
3 - диафрагма

Рисунок 5.2 – Схема ванны (а) и схема координат точек
для взятия проб (б, в)

5.3 РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

5.3.1 ПОВЫШЕНИЕ РАВНОМЕРНОСТИ ПОКРЫТИЙ

Исследования показали, что равномерность покрытий зависит от состава электролита. После выделения наиболее значимых коэффициентов по t- критерию Стьюдента было получено выражение (прил. Е):

$$K_H = 1.1642 + 0.011 X_1 - 0.019 X_2 - 0.018 X_3 + 0.01 X_1^2 + \\ + 0.016 X_1 X_2 + 0.021 X_1 X_3 - 0.007 X_2 X_3. \quad (5.4)$$

Анализ экспериментальных данных (рис. Е.1 - Е.3) показал, что влияние ионов Ni^{2+} на равномерность покрытий имело наименьшее значение. Увеличение содержания в растворе ионов SO_4^{2-} и натрия виннокислого приводило к повышению макроравномерности покрытий, причем их влияние было практически идентичным.

Прочность сцепления железо-никелевых покрытий с основой (σ_{Fe-Ni} , кг/мм²) также зависит от изменения содержания ионов легирующих добавок в электролите (прил. Е):

$$\sigma_{Fe-Ni} = 46.23 + 2.40 X_1 - 1.79 X_3 - 2.29 X_1^2 - 0.48 X_2^2 - \\ - 1.81 X_3^2 + 0.68 X_1 X_2. \quad (5.5)$$

Поверхность отклика во всех случаях была представлена эллиптическим параболоидом. Анализ сечений показал, что тенденция увеличения прочности сцепления наблюдалась при увеличении содержания в электролите ионов Ni^{2+} и SO_4^{2-} , а $Na_2H_4C_4O_6$ - уменьшения.

Содержание ионов SO_4^{2-} в ванне железнения благоприятно сказывается на получение прочного сцепления и равномерности покрытий, если в растворе имеется другой менее активный «пассиватор» поверхности катода, например натрий виннокислый. Вследствие того, что ионы SO_4^{2-} обладают буферизирующей способностью, они повышают рН гидратообразования и при электроосаждении

затрудняют образование, коагуляцию и осаждение гидроокисных соединений на поверхности катода, чем и улучшают качество осажденного сплава.

Отрицательное влияние повышенного содержания натрия виннокислого в ванне железнения на прочность сцепления и положительное влияние на равномерность покрытий может быть связано с дополнительной пассивацией катода комплексными соединениями железа (III). Увеличение равномерности и прочности сцепления покрытий с основой при повышении содержания ионов никеля в наших опытах согласуется с некоторыми литературными данными [29,60]. Поскольку электроосаждение никеля происходит с меньшим перенапряжением по отношению к железу при потенциалах, соответствующих начальному периоду электроосаждения покрытий, относительное содержание никеля в сплаве в прилегающих к основе слоях больше, чем в основной массе электроосажденного металла [60]. Поэтому можно предположить, что повышение прочности сцепления покрытий с основой обусловлено указанным обстоятельством. Необходимо отметить, что именно так объясняется до настоящего времени в литературе положительное влияние никеля на сцепление покрытия с основой. Известно, что при низких плотностях тока, полученные железо-никелевые покрытия, имеют большую пластичность и меньшие внутренние напряжения [9,60].

Вместе с тем, анализ совокупности данных показывает, что возможно другое объяснение изменения адгезии железных покрытий к основе при воздействии никеля на процесс осаждения. В литературе [143] одним из условий получения высокого сцепления покрытий является сплавообразование на границе раздела с основой. Однако, указанная точка зрения не нашла подтверждения в экспериментальных данных. По данным работы [133] при осаждении покрытий из раствора железо-никель в осадок на начальных режимах электролиза включается 1,5...2% никеля. Однако большое количество легирующего элемента не приводит к значительному повышению прочности сцепления.

Увеличение прочности сцепления при наличии легирующих добавок в электролите можно объяснить особыми условиями кинетики осаждения сплавов.

Известно, что в ряду напряжений выделения водорода никель находится левее железа [158], вместе с тем рН гидратообразования его выше чем у железа [159]. Это приводит к тому, что присутствие этих легирующих добавок способствует предотвращению зашлакачивания прикатодного слоя и выпадению гидроксидов железа, отрицательно влияющих на свойства осадков [160]. Это позволяет повысить надежность получения высокого сцепления покрытия с основой, повысить начальную плотность тока до $3 \dots 5 \text{ А/мд}^2$ и рабочую – до $40 \dots 50 \text{ А/мд}^2$, что очень важно в условиях массового производства.

На основании графического анализа уравнений зависимости равномерности и прочности сцепления покрытия с основой оптимальные концентрации добавок солей составили: NiSO_4 - $80 \dots 90 \text{ кг/м}^3$, $\text{Na}_2\text{H}_4\text{C}_4\text{O}_6$ - $1 \dots 1,5 \text{ кг/м}^3$.

Таким образом, для повышения равномерности и прочности покрытий целесообразно использовать серноокислый никель, увеличение содержания которого в электролите повышает прочностные свойства покрытий и улучшает их сцепление с основой. Увеличение содержания натрия виннокислого приводит к повышению равномерности покрытий, однако может привести к ухудшению их физико-механических свойств и снижению сцепления с основой.

5.3.2 ОРГАНИЗАЦИЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОМОДИФИЦИРОВАННЫМИ КЭП

Как было показано выше, электромоодификация КЭП улучшает их физико-механические и эксплуатационные свойства, и может быть рекомендована для внедрения в производство. Однако эффективность их применения зависит от условий работы деталей, их материала и формы, что необходимо учесть в классификации и рекомендовать для каждой группы деталей конкретный способ электромоодификации, учитывающий их специфику.

Для этого необходимо точно знать марку и химический состав материала обрабатываемого изделия, чтобы выбрать режимы предварительной обработки поверхности под покрытие и обеспечить высокую адгезию. С поверхности де-

тали необходимо удалить поверхностный слой металла, разрушенный в результате эксплуатации. Величину разрушенного слоя можно установить, рассматривая механизм изнашивания деталей в сопряжении.

Необходимо знать требования к эксплуатационным свойствам рабочих поверхностных слоев деталей и условия их работы. Повышение износостойкости деталей предполагает термическую обработку КЭП при незначительном изменении ВН, направленную на обеспечение и формирование прочных химических связей между ДФ и матрицей. Для деталей, работающих в условиях циклического или динамического нагружения, необходимо использовать режимы модификации КЭП, повышающие усталостную прочность, за счет получения поверхностных слоев с напряжениями сжатия. Варьируя видом и содержанием ДФ, а также режимами термообработки, можно создавать поверхности деталей с заданной усталостной прочностью.

Должны быть известны требования к шероховатости поверхности после электромодификации КЭП, что необходимо для назначения режимов обработки с оплавлением или без оплавления поверхности.

Необходимо знать форму обрабатываемой детали в целом, а также геометрические параметры участка, требующего упрочнения. Это определяет вид электромодификации КЭП и условия обработки деталей.

На выбор технологии электромодификации оказывает влияние возможность нанесения покрытия на изношенную или упрочняемую поверхность детали. Технологии получения КЭП разработана, благодаря работам А.Н. Батищева, Д.Г. Вадивасова, Е.Л. Воловика, Г.В. Гурьянова, В.В. Ефремова, В.И. Казарцева, В.С. Крамарова, И.С. Левитского, У.И. Шелкова, Ю.Н. Петрова, А.И. Поляченко, В.П. Ревякина, А.И. Селиванова, С.Н. Некрасова, Н.Ф. Тельнова, М.А. Шайдулина, М.А. Шлугера, Е.М.Юдиной и других. Их исследования показали, что нанесение КЭП является наиболее эффективным и рациональным способом централизованного восстановления деталей с диаметральными износами 0,4...1,0 мм (см. главу 1).

Единая технологическая схема электролитического наращивания деталей позволяет организовать восстановление деталей разных наименований в едином потоке по принципам групповой технологии, что позволяет эффективно использовать основное оборудование за счет подбора технологически сходных для обработки изделий, сократить необходимый для одного предприятия набор станков, приспособлений и оснастки. Нарушение этого принципа ведет к повышению себестоимости ремонта, не позволяет рационально загрузить технологическое и металлообрабатывающее оборудование [58]. Анализ массива ремонтного фонда для успешного применения групповых технологий восстановления деталей КЭП и классификация деталей по преобладающим видам обработки с выделением конструктивно-технологических подобных групп, учитывая особенности дефектов, для формирования программ централизованного восстановления, выполнен в работах [223,224].

На этой основе можно разработать групповые технологические процессы восстановления конструктивно-технологически подобных деталей, используя одинаковые растворы и близкие режимы электролиза, аналогичные операции и переходы. Заданные свойства деталей в едином технологическом потоке обеспечиваются изменением режимов анодной обработки, электроосаждения, механической обработки и электромодификации.

Основной задачей восстановительной технологии является устранение дефектов изношенных цилиндрических поверхностей, внутренних и наружных. Этот признак может служить обобщающей конструкционной характеристикой, определяющей схему технологии нанесения покрытия (взаимное расположение анодов и катодов, соотношение их площадей, характер гидродинамики ЭС, тип гальванического оборудования и другие).

Действительно, износ цилиндрических поверхностей в подавляющем большинстве случаев является ведущим дефектом деталей, поступающих на восстановление (сопряжениям типа вал-подшипник, плунжер-гильза и другие) [1, 223]. Детали с цилиндрическими изнашивающимися поверхностями составляют более 50% всех тракторных сопряжений [225]. Эти группы деталей изго-

товлены из дорогих конструкционных и легированных закаленных сталей и определяют ресурс агрегатов и машин. Поэтому поступающие на восстановление детали следует разделить на два класса: восстановление наружных и внутренних поверхностей.

Один уровень классификации должен служить обобщению деталей по содержанию необходимых операций механической обработки и типовому набору соответствующего механического оборудования, так как они являются важными компонентами технологии. Выбор вида обработки (предварительной, финишной) и типа гальванопокрытия (состава КЭП) в большой мере зависит от условий работы деталей (вид и характер нагрузки и смазки, среда, тепловой и скоростной режимы). Следовательно, деление на подклассы должно учитывать определяющих признака и опираться на конструктивно-технологическое подобие деталей (табл. 5.2).

Таблица 5.2 – Формирование подклассов деталей в зависимости от условий работы

№ п/п	Подкласс	Условия работы
1	Оси, пальцы цилиндрические	Ударные нагрузки при ограниченной смазке и высокой температуре
2	Стержни, оси, пальцы ступенчатые	Контактные нагрузки с ограниченным перемещением
3	Валы кулачковые и эксцентрикковые	Контактные и ударно-циклические нагрузки при высоких скоростях перемещения
4	Стержни не круглые, колленчатые валы	Циклические нагрузки
5	Цилиндры	Высокие скорости перемещения при повышенной температуре и ограниченной смазке
6	Стаканы и гнезда подшипников	Статические и динамические нагрузки в прессовых сопряжениях
7	Детали корпусные и базовые	Циклические нагрузки и фреттингкоррозия
8	Детали почвообрабатывающего оборудования, детали всасывающих и выпускных систем	Перемещение в абразивной массе частиц, растительной массе, потоке жидкости и воздуха с абразивными частицами

Для объединения деталей в группы была разработана схема функциональной взаимосвязи конструктивно-технологических параметров деталей с технологией восстановления (табл. 5.3).

Таблица 5.3 – Схема взаимосвязи характеристик деталей с технологией электромодификации

№ п/п	Конструктивно-технологические параметры деталей	Параметры электромодификации
1	Условия работы	Вид электромодификации: - формирование высокой износостойкости за счет повышения связи ДФ и матрицы; - формирование нового материала на поверхности детали с напряжениями сжатия.
2	Технологические характеристики (материал, химико-термическая обработка, наклеп и разрушение структуры поверхностного слоя при эксплуатации)	Состав электролита и режимы анодной подготовки. Состав и режимы электроосаждения покрытия.
3	Конструктивные характеристики	Типоразмеры гальванического и термомеханического оборудования. Загрузка электролизеров
4	Износ рабочих поверхностей	Толщина наносимого и модифицированного слоя. Состав технологических линий.

Согласно этой схеме детали, входящие в группу, были подобраны по ряду сходных признаков: близкие конструктивно-технологические характеристики, условия работы в сопряжении, одинаковые типоразмеры гальванического оборудования и преобразователей тока, однотипное механическое оборудование, близкие режимы нанесения и обработки покрытий, определенная загрузка ванн, сходство вторичных и прочих дефектов деталей и их сочетаний [58, 223]. Это позволило классифицировать 16 групп деталей (рис. 5.3).

Выбор гальванического покрытия, состава электролита и режимов электролиза для группы зависит от условий эксплуатации деталей, необходимости воспроизведения и улучшения физико-механических свойств рабочей поверхности в результате технологического воздействия. Рекомендации по выбору покрытий, электролитов и режимов электролиза приведены в работах [1-4,9,60 и др].

Необходимо отметить, что этот вопрос не исчерпан и является предметом постоянного интереса исследователей-технологов.

Состав электролитов и режимы анодной обработки выбирают в зависимости от материала детали и свойств её поверхности (термообработка, структура, твердость) [9,11,14,15,29,30,46,60, и др.]. Производительность технологического процесса определяется наряду с режимами электрохимических операций, загрузкой основных ванн. Загрузка рассчитывается на основе требований допустимой удельной нагрузки катодных штанг [226], плотности загрузки ванн ($20...40 \text{ дм}^2/\text{м}^3$), объемной плотности тока ($2 \text{ кА}/\text{м}^3$) [14,65], конструкции деталей и подвесок с учетом эмпирически установленных габаритных расстояний [223], обеспечения равномерности распределения ДФ в потоке ЭС [46,47]. Последний метод позволяет установить среднюю загрузку стандартной гальванической ванны для каждой группы деталей в классификации, которая является универсальным оборудованием для деталей типа валов осей, пальцев и стержней. Для остальных групп деталей целесообразно изготавливать специальные подвесные приспособления и установки, особенно при электроосаждении из электролитов-суспензий в ваннах и проточных электролитических ячейках. В последнем случае производительность процесса определяется режимами электролиза и конструктивными особенностями оригинальных гальванических установок. Учет режимов электролиза и загрузки позволяет выбирать типоразмеры силового гальванического оборудования по величине тока, потребляемого ванной. Для нанесения КЭП в качестве ванны можно использовать серийно выпускаемые линии железнения.

Для обеспечения высокой равномерности ЭС на основе железа необходимо использовать ванну с перфорированным дном и мешалкой, установленной в отдельной секции [45-48]. Для контроля скорости потока ЭС, как показывает наш опыт, можно рекомендовать расходомер Вентури, установленный в отдельной секции [46].

Детали, относящиеся к группам цилиндрических и некруглых стержней, ступенчатых валов и осей являются наиболее массовыми [1,2,223]. Их восстановление электрохимическим способом разработано и внедрено на многих предприятиях. Поэтому совершенствование технологии с целью повышения качества покрытий должно идти по направлению использования новых модифицированных КЭП и расширения номенклатуры деталей за счет восстановления работающих в наиболее тяжелых условиях эксплуатации. Повышение производительности восстановления можно обеспечить интенсификацией электролиза посредством гидромеханического активирования растущей поверхности [35-38]. Совершенствование технико-экономических показателей технологических линий целесообразно выполнять для типовых деталей, выбираемых на основании общности элементов конфигурации деталей группы и изнашиваемых поверхностей, наличия наиболее характерных дефектов и износов, их типичного распределения, общности построения технологии.

Анализ условий работы деталей позволит определить режимы предварительной подготовки поверхности, нанесения и состав КЭП, а также вид и режимы их электромодификации. Причем выбор параметров лазерного излучения необходимо осуществлять после анализа всей совокупности рассмотренных характеристик. Для прогноза получения свойств поверхностного слоя после электромодификации КЭП необходимо принимать во внимание данные о толщине модифицированного слоя, изменении микротвердости и дилатации, данные контроля электросопротивления и термоЭДС, перераспределения легирующих элементов и трансформации неметаллических включений. Эти параметры являются основными для априорного контроля требуемых эксплуатационных показателей упрочняемой поверхности изделия.

При выборе технологии электромодификации воспользуемся основными положениями теории конструктивной износостойкости, учитывающей соотношение глубины упрочненного слоя и предельного износа поверхности детали. Оценку выполним с использованием коэффициента эффективности [7]:

$$K = \frac{t_{MC}}{t_{III}} \cdot \frac{I_{MC}}{I_0}, \quad (5.6)$$

где t_{MC} – толщина модифицированного слоя КЭП;

t_{III} – предельный износ детали;

I_{MC} – относительная износостойкость модифицированного КЭП;

I_0 – исходная относительная износостойкость КЭП.

Результаты оценки деталей показали, что эффективность модификации ТВЧ подходит для всех перечисленных деталей (см. табл. Е.9). Лазерная обработка будет эффективной для 54% рассматриваемых деталей, у которых максимальный износ не превышает 0,2 мм.

5.3.3 РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ПОДБОРУ И ЭКСПЛУАТАЦИИ ЭС ДЛЯ КЭП С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОМОДИФИКАЦИЕЙ

При подготовке ЭС для КЭП с последующей электромодификацией, ДФ должна быть химически стойкой и кинетически устойчивой в процессе электролиза. Частицы должны иметь высокие диэлектрические свойства (см. гл. 3). Размеры частиц ДФ желательно выбирать не менее 10...20 мкм. С учетом последнего скорость потока ЭС должна выбираться не менее максимальной критической скорости задержки частиц на поверхности катода [9]. С целью кинетической устойчивости содержание ДФ в электролите не должно превышать 90...100 кг/м³ [46]. Максимальное значение содержания ДФ в ЭС зависит от размеров частиц и свойств ЭС. При необходимости получения высоконаполненных КЭП исследователи вынуждены часто нарушать это требование, завышая концентрацию добавок и рассчитывая, что увеличение их концентрации в ЭС приведет к пропорциональному росту содержания ДФ в КЭП. Если при этом

не предпринимать специальных мер, вводя в ЭС соответствующие стабилизаторы состава ДФ (ПАВ) и не проверять изменение стабильности ЭС, коагуляционные процессы, протекающие в ЭС естественным путем, приведут к резкому уменьшению частичной концентрации ДФ и включению в КЭП рыхлых плохо связанных агрегатов, а не отдельных частиц [9,46]. Таким образом, процесс адагуляции не будет реализован и главная цель получения КЭП (упрочнение, повышение износостойкости, жаропрочности и других свойств) не будет достигнута, так как частицы будут иметь плохую связь с матрицей КЭП.

Проверка химического взаимодействия частиц ДФ с компонентами электролита легко осуществляется в процессе наблюдения за поведением частиц ДФ в ЭС. Контрольными показателями при этом, помимо химического анализа растворов и весового анализа изменения массы взятой навески ДФ, могут служить наличие газовыделения в ЭС, изменение цвета электролита, рН и некоторых физико-механических свойств КЭП в процессе их контрольного получения из ЭС. Например, продукты растворения частиц ДФ могут отрицательно влиять, как показано ранее, на шероховатость, предельную толщину и прочность сцепления покрытий [9,33,34].

Расчеты составов ЭС и получаемых КЭП, а также прогнозирование их упругих и прочностных свойств рекомендуется осуществлять по методике, изложенной в главе 2. Выборочный неразрушающий контроль составов КЭП, с одновременным контролем микротвердости и прочности после их получения на деталях удобно осуществлять с использованием метода микротвердости (см. гл. 2.) В качестве параметра размеров частиц может служить их средний эквивалентный диаметр или показатели распределения частиц по размерам с пофракционным расчетом объемного содержания и определением их общего содержания.

Для получения износостойких КЭП с включениями твердых дисперсных частиц (оксидов, карбидов и других) согласно анализу, выполненному в главах 3 и 4, рекомендуется использовать ДФ с твердостью не менее 19...22 ГПа и объемным содержанием порядка 20...24% (об.), руководствуясь условиями работы

детали, принимая во внимание материал сопряженного с ней контртела и вид применяемой смазки. Ориентировочный расчет заданного состава КЭП следует выполнять по уравнениям, приведенным в главе 4. Размеры частиц в износостойких КЭП в первом приближении, по данным теоретического анализа и обобщения экспериментальных данных (см. гл. 3), могут находиться в пределах 10...28 мкм. Для износостойких КЭП можно рекомендовать порошкообразные материалы, выпускаемые промышленностью.

Высокодисперсная вторая фаза может оказаться полезной в тех случаях, когда необходимо значительно повысить твердость матрицы или её способность сопротивляться пластической деформации, так как частицы менее 0,1 мкм служат барьерами на пути дислокаций и задерживают процессы рекристаллизации [9,12]. Однако в процессе электромодификации такие частицы могут служить для легирования матрицы и придания особых свойств таких, как жаропрочность, жаростойкость и другие. Вместе с тем вопросы окончательного выбора размеров и свойств твердой фазы требуют проведения исследований по оптимизации износостойкости КЭП в конкретных условиях, близких к эксплуатации деталей машин.

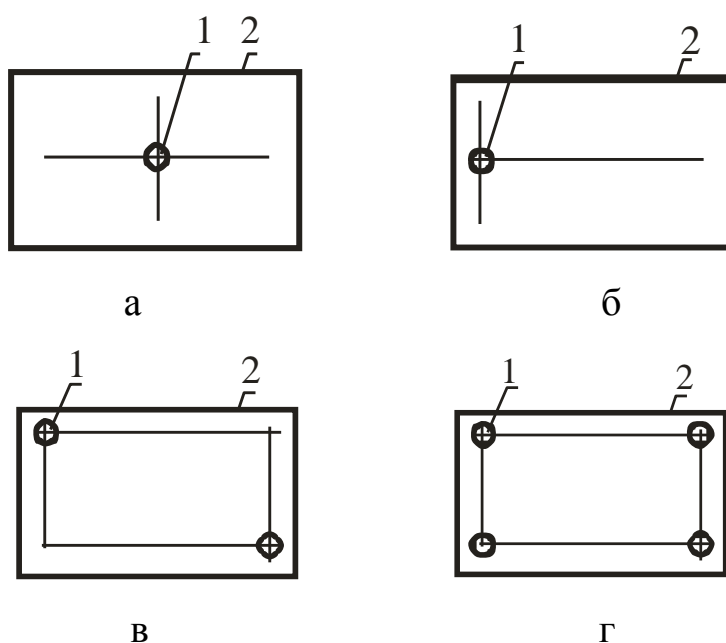
В связи с отмеченными выше ограничениями состава ЭС, обеспечение заданного состава КЭП рекомендуется выполнять, используя средства доставки ДФ к катоду: поток ДФ, эффекты подъемной и турбулентной миграции, турбулентной диффузии, седиментацию, электрические и концентрационные поля [9]. В конкретных условиях роль этих факторов в доставке частиц к катоду должна быть установлена в исследованиях с последующим воспроизведением гидродинамических и седиментационных условий (на наш взгляд, превалирующих) в технологическом процессе нанесения КЭП на натурные детали.

Технологические процессы получения КЭП не отличаются от обычных гальванических процессов сложностью. Их особенностью является необходимость создания в межэлектродном пространстве потоков ЭС (рис. 5.4).

Поэтому проточный способ нанесения гальванических покрытий для получения износостойких КЭП весьма предпочтителен. Наш опыт и анализ лите-

ратуры показал, что из всех рассмотренных электролизеров для осаждения КЭП на основе железа лучшим была ванна с вогнутым дном и мешалкой, установленной в отдельной секции [46].

Устройство ванны позволяет поддерживать ДФ во взвешенном состоянии в объеме ЭС, контролировать и поддерживать среднюю скорость потока ЭС в пределах обеспечивающих равномерное распределение. Расчеты перемешивающих устройств и режимов перемешивания можно выполнять с помощью руководств [206-210 и др.].



1 – двигатель с крыльчаткой; 2 – ванна железнения

Рисунок 5.4 – Схемы расположения мешалок для перемешивании ЭС при электроосаждении КЭП (а-в)

Для измерения расхода однофазных потоков самое широкое применение получили расходомеры переменного перепада давления с сужающимися устройствами в качестве преобразователей расхода. Поэтому, при решении проблем измерения расхода многофазных веществ используют расходомеры такого же типа. Данные работы на основании опытов с водогрунтовой смесью при крупности частиц до 10 мм показали, что погрешность измерения расхода такой

смеси с помощью трубы Вентури составила $\pm 2\%$, а для угольных смесей погрешность составляла $\pm(3...5)\%$ [9, 17]. Поэтому для изменения средней скорости потока ЭС в отдельной секции целесообразно установить расходомер Вентури. Контроль гидродинамических параметров перемешиваемых ванн представляет большие затруднения, однако его можно выполнять, рассматривая межэлектродное пространство, как входную часть канала. Соответственно, расход ЭС определять по формуле [115]:

$$Q = S \sqrt{\frac{2g\Delta H d^4}{D^4 - d^4}}, \quad (5.7)$$

где S - площадь сечения расходомера (м^2);

ΔH - разность уровней трубок (м);

d, D - диаметры сечений расходомера (м).

Среднюю скорость потока u в рабочей зоне ванны можно определить по расходу ЭС через отдельную секцию:

$$u = \frac{Q}{S_w} \quad (5.8)$$

где S_w - сечение рабочей зоны ванны.

Для обеспечения равномерного ламинарного режима потока электролита использовали перфорированное дно-перегородку, служащую успокоителем потока ЭС. Параметры успокоителя определяли по формуле потери потока [115]:

$$\Delta h = K \frac{u^2}{2g}, \quad (5.9)$$

$$K = \frac{n}{C^2} \left(\frac{1-\alpha^2}{\alpha} \right), \quad (5.10)$$

где, $n=1$ - число решеток в серии;

$C=1$ - коэффициент решетки (безразмерная величина); α - отношение площади отверстий к площади решетки;

l - расстояние между центрами отверстий решетки;

d - диаметр отверстия (рис. 5.5).

Площадь отверстий решетки (S_o) равна:

$$S_o = \frac{\pi d^2}{4} \quad (5.11)$$

Площадь решетки(S_p):

$$S_p = l^2 \quad (5.12)$$

$$\alpha = \frac{S_o}{S_p} = \frac{\pi d^2}{4l^2}. \quad (5.13)$$

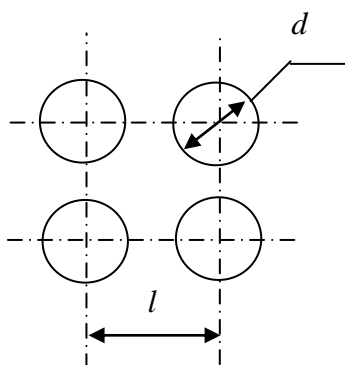


Рисунок 5.5 – Схема расположения отверстий перфорированной решетки

Для хорошего выравнивания скорости потока необходимо чтобы $K \geq 10$. Из выражения (5.13) получаем $\alpha = 0,3$. Таким образом соотношение параметров решетки равно $l = 1,61d$. Например, принимая $d = 0,005$ м, получим расстояние между центрами отверстий равно $l = 0,008$ м. Подробные исследования разработки и применения ванны с перфорированным дном и расходомером Вентури в отдельной секции приведены в нашей работе [46].

Приготовление ЭС осуществляется, как и обычных электролитов. Дисперсную фазу вводят в полностью подготовленный и откорректированный электролит в последнюю очередь. При этом ДФ тщательно смачивают и перемешивают с электролитом в отдельной емкости небольшими порциями, а затем их вводят в ванну при перемешивании последней. После ввода последней порции готовый ЭС продолжают перемешивать еще в течение 2...3 часов, после чего выполняют окончательную корректировку электролита по составу. Применение "стимуляторов" включения частиц, ПАВ и других специальных добавок, на наш взгляд, является оправданным лишь в случае крайней необходимости.

сти после тщательного исследования качества и физико-механических свойств металла-матрицы, электроосажденного в присутствии данных добавок. Поскольку одной из основных задач применения добавок является изменение смачиваемости частиц ДФ электролитом и (в некоторых случаях) их электроповерхностных свойств предпочтительно, по нашему мнению, модифицировать поверхность частиц в процессе их подготовки к введению в электролит. Влияние ПАВ и добавок на электроосаждение КЭП можно прогнозировать на основе теоретических и экспериментальных положений работ [9, 12, 32].

Проверку смачиваемости ДФ электролитом можно выполнить достаточно простыми методами измерения высоты подъема жидкости в порошке или скорости её движения в нем, которые легко осуществимы в условиях производства [173]. Эта характеристика при оценке технологических свойств материалов в ряде случаев имеет решающее значение. Она определяет взаимодействие порошков с внешней средой (матрицей) при различных химических реакциях и хемосорбционных процессах.

Режимы нанесения КЭП должны выбираться на основе анализа износостойкости матрицы и соответствовать условиям получения наиболее износостойких покрытий без частиц. Гидродинамические параметры следует выбирать, основываясь на соотношениях, приведенных в работах [9,32], с учетом эквивалентных размеров межэлектродного пространства и размеров электродов, а также опытных результатов, полученных предварительным исследованием процесса в электрохимической ячейке. Обслуживание и контроль гальванических ванн ЭС в процессе эксплуатации не отличаются от обычных. Концентрация ДФ легко определяется после её отделения от контрольной пробы ЭС известного объема весовым методом, а также по рекомендациям, изложенным в литературе [242 - 244 и др.].

Дисперсная фаза, будучи введенной в электролит (при соблюдении указанных выше технологических требований), может использоваться длительное время - в течение всего срока эксплуатации ванны. Вместе с тем, в процессе эксплуатации ванн в ЭС могут накапливаться анодный шлам и другие нерас-

творимые примеси, которые изменяют состав ДФ. Если указанные примеси портят качество КЭП, их отделение от ДФ можно выполнять, производя сепарацию ДФ с примесями, отфильтрование электролита, промывкой ДФ в кислотах или щелочах, позволяющих перевести примесь в растворимое состояние, разделяя частицы примесей и ДФ в восходящем водном или воздушном потоке по удельному весу, центрифугированием и другими способами, изложенными в рекомендациях [245, 246].

5.3.4 ОСОБЕННОСТИ ВЫБОРА ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРОМОДИФИКАЦИИ КЭП ТВЧ И ЛИ

Оборудование для индукционного нагрева можно разделить на три основные группы: технологическое (устройства и механизмы, обеспечивающие непосредственное осуществление процесса нагрева); энергетическое (источники питания нагревательных элементов токами высокой частоты); вспомогательное, обеспечивающее выполнение операций, связанных с подачей изделий. Из названного оборудования серийно выпускаются только промышленные высокочастотные установки.

В качестве основного энергетического оборудования для нагрева деталей используются экранированные высокочастотные установки с частотой от 2 кГц до 440 кГц. Приборы контроля и управления процессом нагрева включают быстродействующие пирометры с фотодиодными датчиками.

Эффективность применения индукционного нагрева в значительной мере зависит от правильного выбора конструкции индуктора. Основы расчета и выбора параметров индуктора изложены в главе 3 и приложении Ж. Вместе с тем, окончательные параметры конструкции индуктора необходимо проверять опытным путем. Если изготавливать индуктор для деталей, имеющих большие габариты, то полная мощность может иметь неоправданно большую величину. В этом случае более предпочтительно деталь разбивать на равные поверхности и

подсчитывают мощность, необходимую для нагрева одного участка. Затем сдвигать индуктор либо деталь, последовательно охватывая всю поверхность.

Если деталь цилиндрическая, то минимально необходимая мощность источника ТВЧ обеспечивает нагрев участка, равного ширине индуктора, по длине нагреваемой полосы, равной длине окружности. Для определенности принимаем, что необходимая глубина нагреваемого слоя, равна 0,5...1,0 мм, наружный диаметр детали — 40...50 мм, материал — сталь 45. Определяем температуру поверхности — 500...600 °С, рабочую частоту — 60...70 кГц. Учитывая технические данные подобных установок ТВЧ при ширине индуктора равной 2...4 см мощность, необходимая для одновременного нагрева участка детали, будет равная 15...20 кВт [114-116]. Если учесть типовые значения КПД трансформатора и индуктора, то требуется выходная мощность, равная 20...25 кВт. Учитывая небольшую требуемую мощность для нагрева токами высокой частоты можно рекомендовать широкий круг установок, например, ВЧ-30, ВЧ-45, ВЧ-120 (производитель ООО «МОСИНДУКТОР», г. Москва); ИЗ-30-44, ИЗ-60-44 (НПО «Параллель», г. Уфа), «ЭЛСИТ-120К» (ООО «ЭЛИСТ», г. Москва) и другие.

При небольших затратах на унификацию (изготовления набора подвесок, индукторов для ТВЧ) технология весьма экономически выгодна даже при изготовлении небольших партий деталей, вследствие высокого роста ресурса восстановленных деталей. Технологический процесс можно рекомендовать для мастерских, механизированных станций, для единичного пользования, но в последнем случае эффективность технологии снижается.

В процессе нагрева с целью повышения прочности сцепления матрицы и основы детали не подвергаются высокотемпературному нагреву, так как нагрев поверхности детали необходимо проводить до 600°С, что исключает значительные термические деформации. Вместе с тем, осуществить данный процесс на тонких деталях технически сложно, так как возникающие при нагреве напряжения приведут к значительным деформациям. Для оценки термических

деформаций тонкостенных и листовых деталей величину коробления (стрелу прогиба, h) можно оценить с помощью выражения [114]:

$$h = \frac{l}{2} \sqrt{\alpha T_n (2 + \alpha T_n)}, \quad (5.14)$$

где l – длина нагреваемой зоны детали;

T_n – температура нагрева детали;

α - коэффициент линейного расширения материала детали.

В случае обработки крупных деталей значительной жесткости, таких как плужные лемехи и лапы культиваторов, прогиб может достигать до 1...2 мм, в зависимости от метода нагрева (одновременного нагрева или протягивания сквозь индуктор). Необходимо учитывать значительные деформации деталей, увеличивая зазор между деталью и индуктором.

Детали, например, плужный лемех, ввиду достаточно простой формы можно нагревать петлевым индуктором одновременно по всей упрочняемой поверхности. При использовании частоты 60...70 Гц оси ветвей индуктора должны располагаться на расстоянии 5...6 мм, что является необходимым условием нагрева сравнительно тонкого тела лемеха. Продолжительность нагрева при такой частоте составляет 10...30 сек. При увеличении частоты до 440 кГц продолжительность нагрева может быть сокращена до 1...2 сек.

Лазерная обработка обладает рядом преимуществ по сравнению с нагревом ТВЧ [120-123]:

- позволяет выполнять нагрев как без оплавления, не нарушая микрогеометрию поверхности изделий, так и с переплавлением поверхностного слоя и получением на поверхности нового материала;

- имеет место разогрев только тонкого поверхностного слоя. При таком режиме температура детали повышается незначительно, благодаря чему отсутствуют температурные деформации при обработке тонкостенных и крупных деталей;

- возможность локального упрочнения только рабочих поверхностей деталей приводит к значительной экономии энергии;

- возможно упрочнение деталей сложной формы и по сложной траектории;
- за счет обеспечения сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения при переплавлении поверхностного слоя можно повышать твердость поверхностного слоя до значений, не достижимых при других методах термообработки.

Модификация КЭП ЛИ в тонком поверхностном слое (0,05...0,15 мм) вследствие структурных изменений достигается при плотности потока излучения $q \approx 10^3 \dots 10^6$ Вт/см². Характерная область его применения — это упрочнение цилиндрических втулок двигателей, деталей механизмов рулевого управления, седел клапанов, зубчатых колес, валов в местах под подшипники и ряда других деталей (см. прил. Д). Для этого необходимо использовать мощные технологические лазеры мощностью 2...5 кВт. Ввиду относительно низкой стоимости и высокой скорости обработки наибольшее распространение на производстве получили импульсные газодинамические импульсные лазеры на основе СО₂ (ГОС-100М, «Квант-16», УЛ-20, TRUMPF и другие).

Принципиальная схема процесса лазерной поверхностной термической обработки приведена [124]. Луч лазера от излучателя попадает на поворотное зеркало и, отразившись, фокусируется оптической системой на обрабатываемую поверхность. Для защиты от окисления обрабатываемого материала через сопло-насадку может подаваться аргон или азот. С помощью оптической системы регулируется размер зоны обработки поверхности детали (светового пятна), тем самым можно изменять в значительных пределах плотность лазерного излучения. В зависимости от энергии импульса излучения размер светового пятна может изменяться в пределах 0,3...4 мм. Обработка проводится в расходящемся пучке. Плотность потока в пятне нагрева устанавливается путем подбора мощности ЛИ и величины дефокусирования такой, чтобы осуществить необходимый вид термической обработки: упрочнение без оплавления поверхности; переплавление КЭП с получением нового материала. При импульсной обработке упрочняемая зона складывается из отдельных единичных зон, поэтому производительность процесса обработки зависит от диаметра зоны обработки, коэффициента перекрытия и частоты следования импульсов. Скорость перемещения

светового пятна (лазерной головки) при поверхностной линейной обработке можно определить с помощью выражения [124]:

$$V = K f D, \quad (5.15)$$

где K - коэффициент перекрытия (обычно составляет $\approx 0.2 \dots 0.7$);

f – частота импульсов ($10 \dots 10^3$ Гц);

D – диаметр светового пятна.

Расстояние между соседними дорожками:

$$S = KD. \quad (5.16)$$

Относительное перемещение луча лазера или детали во время обработки может значительно изменить форму зоны лазерной обработки, причем такое перемещение обеспечивается возвратно-поступательным, вращательным движением детали или в результате сканирования луча лазера по неподвижной обрабатываемой поверхности, осуществляемого с помощью вращающейся призмы или зеркала. Схемы обработки деталей с применением таких приспособлений, приведенные в работах [121-123], могут быть использованы при обработке как импульсным, так и непрерывным излучением.

Для более широкого изменения физико-механических свойств поверхностного слоя деталей может применяться как лазерное межфазное упрочнение, так и лазерное легирование, позволяющее получать на их рабочих поверхностях слои с заданными химическим составом и механическими характеристиками (микротвердостью, прочностью, уровнем внутренних напряжений). Для этого на поверхность детали необходимо нанести тонкий слой КЭП с составом, содержащим необходимые легирующие элементы. Затем производится совместное проплавление лазерным лучом материала покрытия и основы. Рекомендуемый вид обработки и характерная область применения КЭП и режимы обработки импульсным лазером типа TRUMPF-250 в зависимости от получаемого вида упрочнения приведены в таблице 5.4.

Таблица 5.4 - Рекомендуемый вид обработки и характерная область применения КЭП и режимы обработки импульсным лазером типа TRUMPF-250 ($f=100$ Гц, $D=0,8...1$ мм)

№ п/п	Вид упрочнения	Толщина модифицированного слоя, мм	Характерная область применения	Рекомендуемый состав КЭП и режимы обработки ЛИ
1	Межфазное упрочнение без оплавления поверхности (без финишной обработки)	0,05...0,1	Упрочнение цилиндровых втулок двигателей, деталей механизмов рулевого управления, седел клапанов, зубчатых колес, валов в местах под подшипники и ряда других деталей	Матрица – железо и железо-никель; ДФ – карбид бора, карбид кремния, карбид вольфрама (10...40 мкм); P=10...20 Вт, L = 1,3...1,5 мм, V=3,2...3,4 м/мин
2	Межфазное упрочнение с оплавлением поверхности (без финишной обработки)	0,1...0,2	Плужные лемеха, лапы культиваторов, отвалы и другие	Матрица – железо и железо-никель; ДФ – карбид бора, карбид кремния (10...40 мкм); P=20...40 Вт, L = 1,3...1,5 мм, V=3,2...3,4 м/мин
3	Получение легированного слоя относительно высокой твердостью с напряжениями сжатия	1...1,5	Коленчатые вала, распределительные валы и другие детали	Матрица – железо; ДФ – карбид ванадия, карбид кремния, карбид вольфрама (0,1...1 мкм); P=40...100 Вт, L = 0,5...1,5 мм, V=0,5...3 м/мин

При проплавлении материала покрытия с основой образуется поверхностный слой нового химического состава. Высокая концентрация легирующих элементов в поверхностном слое возможна потому, что расплав после прекращения воздействия лазерного излучения охлаждается с очень высокой скоростью и избыточная фаза не успевает выделиться. Это иногда приводит к воз-

никновению больших остаточных напряжений и появлению трещин в деталях. При лазерном легировании чаще всего нельзя обеспечить значительное повышение твердости поверхностных слоев по сравнению с лазерной закалкой, но при этом улучшаются другие эксплуатационные свойства материалов, например жаропрочность, коррозионная стойкость и другие. [121-123] .

5.3.5 ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС И ОСНАСТКА ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ И ЭЛЕКТРОМОДИФИКАЦИИ КЭП

Состав линии железнения определяется технологическими операциями и включает в себя набор ванн электролитического обезжиривания, горячей промывки, холодной промывки, анодной обработки, железнения, нейтрализации. Помимо ванн, линия оборудуется монорельсом с подъемным устройством, резервной ванной, сушильным шкафом, монтажным столом, стеллажом для оснастки, постом контроля покрытий, установкой для фильтрации и перекачивания растворов.

Операции технологического процесса нанесения КЭП на детали машин сельскохозяйственной техники, работающие в условиях абразивного изнашивания не отличаются от общепринятых и выполняются по схеме:

- очистка;
- механическая обработка;
- монтаж деталей на подвеску;
- электрохимическое обезжиривание в растворе ПАВ;
- промывка горячей водой;
- промывка холодной проточной водой;
- анодное декапирование;
- промывка холодной водой;
- нанесение КЭП;
- промывка горячей проточной водой;
- нейтрализация в растворе щелочи;

- промывка горячей проточной водой;
- сушка;
- демонтаж деталей;
- контроль качества;
- механическая обработка и хранение.

Поскольку КЭП обладают высокой износостойкостью их можно использовать не только для восстановления деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания, но и наносить на новые или восстановленные различными способами. Упрочняемые поверхности деталей должны быть предварительно доведены до номинальных размеров и шероховатости ($Ra\ 0,32\ \mu\text{м}$). При нанесении КЭП на лицевую сторону зуба экскаватора рекомендуется заточить его лезвие с тыльной стороны и наоборот. Очистку деталей от грязи, окалины, ржавчины и различных технологических сред необходимо проводить крацеванием металлическими щетками с последующей промывкой их в горячей воде. Предварительная механическая обработка необходима для восстановления формы детали и удаления верхнего окисленного, разрушенного, потерявшего первоначальную структуру слоя. Она особенностей не имеет и выполняется по требованиям ремонтного чертежа в соответствии с техническими требованиями на изготовление детали.

Обезжиривание деталей целесообразно производить электрохимическое в растворе, кг/м^3 : тринатрийфосфат - 30...40; сода кальцинированная - 30...40; натрий едкий - 30...40; стекло жидкое - 3...5 при анодной плотности тока $D_k=7...8\ \text{А/дм}^2$, температуре $T= 50...60\ ^\circ\text{C}$ в течении 10 мин. При этом используют приспособления, рассчитанные на обработку одновременно 10...30 деталей. После обезжиривания подвесные приспособления подают на промывку горячей проточной водой, демонтируют детали с подвесок для обезжиривания и устанавливают в рабочее приспособление. Поверхности, на которые покрытие не наносят, должны быть изолированы от агрессивной среды, кислотостойкими лаками или защитными чехлами из винилпласта или кислотостойкой резины. Анодную обработку целесообразно проводить в 30% растворе серной кислоты

при плотности тока $60...80 \text{ А/дм}^2$ в течении $30...50 \text{ с}$. Наряду с 30% серной кислотой для марганцевистых сталей можно рекомендовать анодную обработку в насыщенном растворе алюминия сернокислого ($\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ - 350 кг/м^3), содержащем 20 кг/м^3 серной кислоты/30/. Травление в данном растворе ведут при $D_a = 60...70 \text{ А/дм}^2$, $T=18...23^\circ\text{C}$ в течении $45...60 \text{ с}$. В ванну электрохимической анодной обработки объемом 1 м^3 завешивают до 6 подвесок (при питании от выпрямителя ВАКР-6300/12 или другого подобной мощности). Промывку деталей после анодной обработки проводят в теплой ($18...23^\circ\text{C}$) проточной воде в течение $20...30 \text{ с}$.

Композиционные покрытия наносят из железо-никелевого электролита состава, кг/м^3 : $\text{FeCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ - $500...550$; $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ - $90...100$; $\text{Na}_2\text{H}_4\text{C}_4\text{O}_6 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ - $1,5...2$; карбид бора марки М14 - $80...90$; $\text{pH}=0,7...1,0$ при температуре 40°C . Нанесение покрытий начинают с выдержки деталей в электролите без тока в течение $30...45 \text{ с}$, что вполне достаточно для выравнивания разности температур раствора и детали, и активирования аноднообработанной поверхности. Практический опыт показывает, что время операции промывки в теплой воде тесно связано с приемом - «выдержка без тока». Если увеличено время промывки, выдержку без тока следует уменьшить и наоборот. Осаждение КЭП осуществляется при начальной плотности тока $D_k=3...4 \text{ А/дм}^2$ в течение $5...7 \text{ мин}$, затем плавное повышение в течение $10...12 \text{ мин}$ до рабочей плотности тока со скоростью $2...3 \text{ А/дм}^2\text{мин}$. Время электролиза на рабочей плотности тока при нанесении покрытий толщиной $0,5...0,7 \text{ мм}$ составляет $2,0...3,0 \text{ ч}$. Кислотность электролита в процессе осаждения КЭП корректируют в пределах $\text{pH}=0,7...0,9$ с помощью разбавленной соляной кислоты в соотношении 1:5. Для восстановления Fe(III) до Fe(II) во время перерывов электролиза его подкисляют до $\text{pH}=0,3...0,5$ и оставляют в нем пластины из малоуглеродистой стали. При необходимости электролит прорабатывают под током при увеличенной в $3...5$ раз катодной поверхности в сравнении с анодной и плотности тока $4..8 \text{ А/дм}^2$.

Рабочий объем ванны железнения ($0,5 \text{ м}^3$) позволяет проводить ее загрузку деталями с общей площадью под покрытие $35...40 \text{ дм}^2$ при объемной плотности

тока $1,5...2,0$ А/дм³. Основным фактором, обеспечивающим получение качественных КЭП с равномерным содержанием твердых частиц в покрытии, независимо от расположения деталей относительно стенок ванны, является перемешивание ЭС. Рабочий объем ванны железнения ($0,3$ м³) позволяет проводить ее загрузку деталями с общей площадью под покрытие $20...30$ дм² при объемной плотности тока $1...1,5$ А/дм³.

Исследования по определению влияния вида перемешивания на равномерность распределения ДФ в электролите-суспензии и покрытии показали, что механическое перемешивание с использованием одной мешалки независимо от скорости ее вращения, не обеспечивало необходимого распределения частиц в ЭС (прил. Л). Не обеспечивали равномерность распределения и две мешалки, расположенные по диагонали ванны при скорости вращения 200 об/мин. Верхнем слое электролита практически отсутствовали частицы ДФ. Две мешалки, расположенные по диагонали ванны, при скорости вращения 700 об/мин, обеспечивали равномерность ДФ в ЭС на уровне 20% отклонения от среднего значения, а при скорости вращения мешалок 1000 об/мин отклонение составляло около 10%. Все операции (выдержка без тока, выход на режим, нанесение покрытия) проводят при постоянном перемешивании ЭС с подачей струи от мешалки вдоль отражателя под перфорированное дно-перегородку со скоростью потока $0,15...0,2$ м/с.

После нанесения покрытий детали перемыывают и нейтрализуют в соответствии с требованиями технологии железнения. Для нейтрализации применяют раствор NaOH ($60...80$ кг/м³) при температуре ($50...60$ °С) в течении $5...10$ мин. Детали, прошедшие нейтрализацию, промывают горячей водой, высушивают и контролируют по качеству нанесенного покрытия. При необходимости пассивируют в растворе, содержащем $15...20$ кг/м³ триэтаноламина и $5...7$ кг/м³ нитрата натрия, а для длительного хранения консервируют с помощью масел и специальных бумаг.

Детали после нанесения КЭП перед термообработкой можно стабилизировать в течение $1...5$ суток хранения, в течение которых проходит естественное

старение и выход водорода из покрытия. В случае необходимости данную операцию можно исключить.

Для термической обработки ТВЧ можно использовать установки серийного изготовления со встроенными пирометрами. Опыт показал, что при термической обработке не требуется водяное охлаждение, поэтому индукторы можно использовать без подачи воды. Частота тока индуктора определяется из теплового расчета технологического процесса нагрева. При расчете задается глубина нагреваемого слоя равная толщине наносимого слоя КЭП, температура поверхности и температура на глубине нагрева, которая в среднем принимается равной 550...650 °С. В приближенных расчетах глубины проникновения тока в металл можно пользоваться усредненные характеристики стали. В результате расчета получаем удельную мощность на поверхности детали, полную мощность и время нагрева ТВЧ, которые характеризуют режим индукторного нагрева [15-17].

Для лазерной обработки КЭП можно использовать импульсные CO₂ – лазеры, например TRUMPF» L2530. Режимы лазерной обработки рассчитываются в зависимости от области применения КЭП и вида термической обработки (межфазное упрочнение или легирование поверхности). Производительность процесса зависит от технологических возможностей лазерных установок (диаметра светового пятна, скорости перемещения лазерной головки, расстояния между дорожками и частоты импульсов). Для определения этих параметров можно использовать зависимостями (5.2) и (5.3). Например, для получения сплошного упрочненного слоя КЭП на поверхности деталей необходимо использовать следующие режимы обработки: частота импульсов 90...100 Гц, диаметр луча лазера 0,8...1,0 мм, скорость перемещения лазерной головки 3,2...3,4 м/с, расстояние между дорожками 1,5...1,7 мм. Толщину упрочненного слоя можно задавать мощностью лазера, которую можно определить с помощью соотношения (3.83). Для получения упрочненного слоя КЭП толщиной 0,05...0,1 мм без оплавления поверхности мощность должна составлять 10...20 Вт.

Финишную обработку, например, золотников гидрораспределителей, восстановленных электромодифицированными КЭП, можно выполнять по существующим рекомендациям для КЭП на бесцентровошлифовальных станках типа 3М184 [9, 43,47,]. Следует использовать круги на карборундовой или кубонитовой основе с мягкой связкой. Скорость вращения должна составлять не менее 30 м/с, а подача СОЖ увеличена в сравнении с обычным шлифованием в 1.2...1.5 раза.

По данным [9] высокой режущей способностью и производительностью при обработке КЭП обладают алмазные круги на связке МА1 или МС16 зернистостью 125/100. Оптимальная скорость резания не менее 35 м/с, при продольной подаче 0,5 м/мин.

Наряду с шлифованием для обработки покрытий можно использовать предварительное хонингование [9]. Оптимальная скорость вращения хона 40 м/мин, скорость возвратно-поступательного движения брусков 15 м/мин и удельное давление 0,8 МПа. Таким образом, для электромодифицированных КЭП можно рекомендовать две схемы финишной обработки (табл. 5.5) [9]:

- шлифование и хонингование;
- предварительное и чистовое хонингование.

Процесс нанесения металлокерамических покрытий с последующей обработкой ТВЧ или лазером обладает рядом преимуществ по сравнению с другими методами. От плазменного напыления КЭП отличаются высокой прочностью сцепления с основой и отсутствием пор. В сравнение с наплавкой – незначительным температурным воздействием; физико-химические процессы происходят без оплавления поверхности детали.

Процесс нанесения КЭП с последующей обработкой ТВЧ сохраняет все преимущества гальванического способа восстановления и повышения долговечности деталей машин (имеет высокую эффективность и быструю окупаемость), что делает его перспективным для внедрения в производство.

Изложенные рекомендации по электромодификации КЭП ТВЧ и лазером были конкретизированы на примере технологического процесса восстановления

золотников гидрораспределителей (ЭО 4121, Р-100 и других), крестовин и деталей почвообрабатывающих машин, работающих в условиях абразивного изнашивания (Приложение И и К).

Таблица 5.5 - Инструмент и режимы обработки электромодифицированных КЭП с твердой поверхностью

№ схемы	Вид механической обработки	Инструмент	Режимы обработки
1	Предварительное шлифование	Круг АПП 2720 АСК 125/200 100%, МО-16	Скорость резания 30 м/с, скорость детали 15м/мин, продольная подача – 1,0 м/мин, поперечная – 0,04...0,05 мм/ход.
	Окончательное шлифование	Круг АПП 100х32х5 АСВ 125/200 100%, М1	Скорость резания 30 м/с, скорость детали 15м/мин, продольная подача – 1,5 м/мин, поперечная – 0,005...0,01 мм/ход.
	Хонингование до оптимальной шероховатости	Хонбруски АВХ 2768-0083, АСВ 40/28, МВ1, 100%	Число оборотов хона – 80 об/мин, число ходов в мин. – 6...8, удельное давление – 0,3...0,4 МПа
2	Предварительное хонингование	Хонбруски АВХ 150х12х8-3, АСВ 200/180, 100%, М1	Скорость хона – 40 м/мин, возвратно-поступательное движение – 15 м/мин, удельное давление – 0,8 МПа
	Окончательное хонингование	Хонбруски АВХ 150х12х8-3, АСВ 80/63, 100%, М1	Скорость хона – 40 м/мин, возвратно-поступательное движение – 15 м/мин, удельное давление – 0,4 МПа

5.4 ПОРЯДОК ИСПЫТАНИЯ И ВНЕДРЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА

В соответствии с классификацией деталей, подлежащих восстановлению модифицированными КЭП (см. гл. 5), для апробации технологического процесса

были выбраны золотники гидрораспределителей, крестовины, шкворни, зубья экскаватора и другие детали (рис. 5.6).

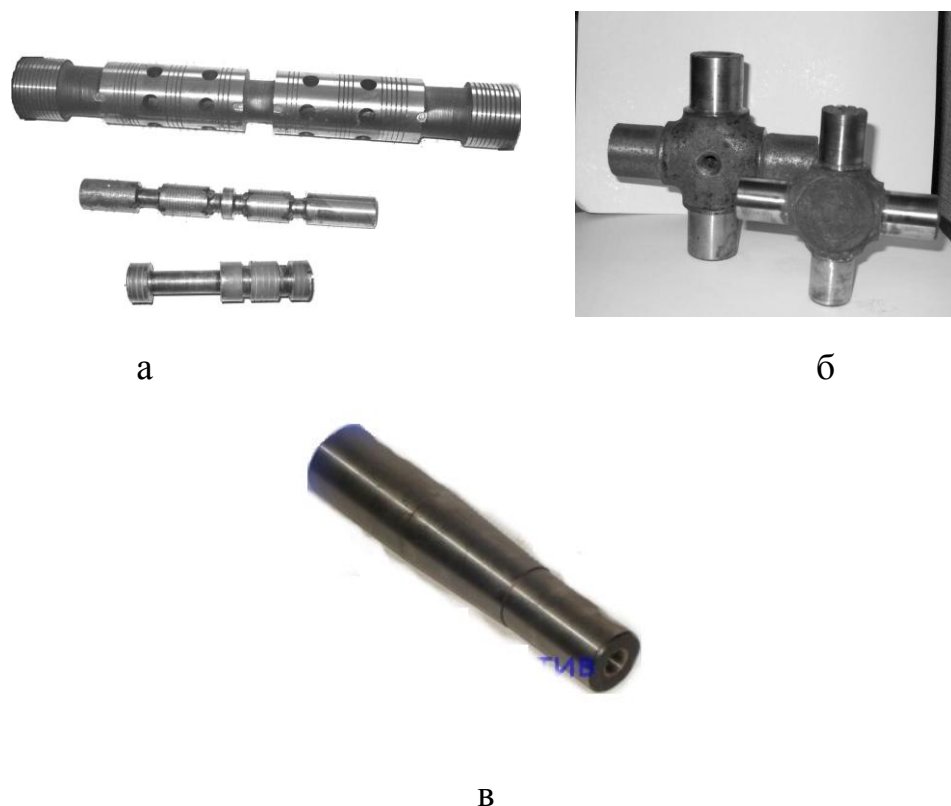


Рисунок 5.6 – Детали, восстановленные модифицированными КЭП: а) золотники гидрораспределителей; б) крестовины; в) шкворни

Испытания технологического процесса восстановления деталей в условиях производства и испытание восстановленных и упрочненных деталей модифицированными КЭП в полевых условиях проводили в период 2001-2009 гг. на ОАО БЭЗРДМ, ОАО «Глинищеворемтехпред», ООО «ТЕХКОН» и ОАО «192 ЦЗЖТ», ОАО «Брянксельмаш», ГУП «Автоколонна 1403». По просьбе предприятия ОАО БЭЗРДМ разрабатывали технологический процесс восстановления золотников гидрораспределителей ЭО4121 КЭП без модификации, а для ОАО «Глинищеворемтехпред» технологический процесс восстановления дисков фрикционов «чистыми» железо-никелевыми покрытиями.

Испытания технологического процесса нанесения КЭП на детали проводили на гальванических участках ОАО БЭЗРДМ (рис.5.7, а) и ОАО «192 ЦЗЖТ»

(рис.5.7, б), и на опытной установке в лаборатории гальванических покрытий кафедры физики БГИТА.



а



б

Рисунок 5.7 – Участок гальванических покрытий ОАО БЭЗРДМ (а) и ОАО «192 ЦЗЖТ» (б)

Очистку деталей от СОЖ и масляных загрязнений после шлифовки выполняли в ванне электрохимического обезжиривания. После очистки детали промывали в горячей воде, просушивали и осматривали рабочие поверхности. В случае обнаружения коррозии (после длительного хранения) на рабочих поверхностях золотников проводили ее зачистку наждачной шкуркой. Обезжиривание поверхности перед анодным декапированием проводили венской известью. Анодное травление деталей выполняли в 30 % растворе серной кислоты и

других электролитах, режимы обработки и составы растворов выбирали в соответствии с рекомендациями главы 5.

Покрyтия получали в опытной ванне с контролируемой гидродинамикой потока объемом 50 дм³ из электролита следующего состава: железо хлористое - 500 кг/м³; никель серноокислый - 100 кг/м³; натрий виннокислый - 2 кг/м³; карбид бора марки М14 - 100 кг/м³; рН = 0,7; t = 35 °С; D_к = 15 А/дм². Режимы перемешивания ЭС в ваннах выбирали в соответствии с практическими рекомендациями (см. гл. 5). Для изоляции поверхностей, не подлежащих восстановлению, использовали защитные приспособления (чехлы) из фторопласта и различные защитные лаки (нитрокраска, цапон-лак и др.).

Термическую обработку ТВЧ опытных деталей проводили на установке ИЗ-250-66 (ОАО БЭЗРДМ, рис.5.8,а) и ВЧИ2-100/0,066У2 (ОАО «192 ЦЗЖТ», рис.5.8,б). Лазерную обработку деталей с КЭП проводили на установке TRUMPF L2530 (ОАО «Брянксельмаш», рис.5.9).

Прочность сцепления покрытий на деталях определяли методом внецентренного шлифования, резания и ударной пробы. Объемное содержание ДФ в КЭП определяли методом микротвердости на образцах-свидетелях (см. гл.2).

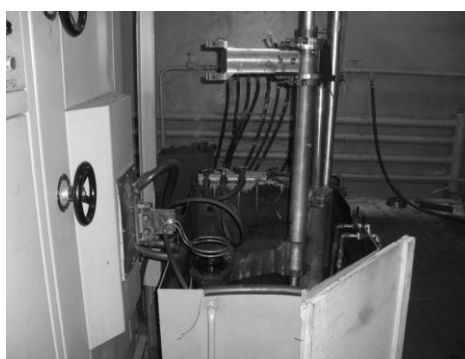
Опытные испытания гирораспределителей с восстановленными модифицированными КЭП проводили на опытном стенде ООО «Гидроремсервис» (рис. 5.10) и в хозяйствах Брянской области. После модификации восстановленных КЭП золотников, предварительную механическую обработку их рабочих поверхностей выполняли на бесцентровошлифовальном станке. Окончательную механическую обработку до необходимой шероховатости и ремонтного размера корпуса выполняли хонингованием.

Эксплуатационные испытания шкворней и крестовин проводили в ГУП «Брянская АК - 1403» (рис.5.11). После нанесения и обработки ТВЧ деталей с КЭП финишную обработку выполняли на шлифовальном станке. Режимы механической обработки выбирали в соответствии с рекомендациями главы 5. Оценку технического состояния крестовин и шкворней проводили по параметрам износа их рабочих поверхностей (прил. М). Для контроля размеров рабочих по-

верхностей деталей применяли микрометры МК 0-25 ГОСТ 6507-90 и МК 75-100 ГОСТ 6507-90.



а



б

Рисунок 5.8 – Общий вид установок ТВЧ с приспособлениями для обработки деталей: а) ИЗ-250-66 (ОАО БЭЗРДМ); б) ВЧИ2-100/0,066У2 (ОАО «192 ЦЗЖТ»)



Рисунок 5.9 – Общий вид лазерной установки с приспособлениями для обработки деталей

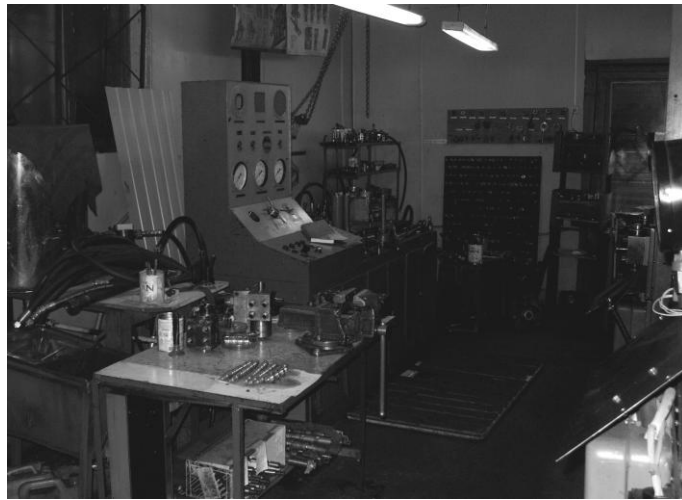


Рисунок 5.10 – Участок испытания гирораспределителей
ООО «Гидроремсервис»



Рисунок 5.11 – Ремонтный участок ГУП «Брянская АК - 1403»

Полевые испытания зубьев экскаватора ЭТЦ-3661 с КЭП железо-никель-карбид бора с последующей термообработкой ТВЧ или лазером проводили на экспериментальном полигоне в г. Унеча Брянской области (рис.5.12).



Рисунок 5.12 – Проведение полевых испытаний зубьев с КЭП
на траншейном экскаваторе ЭТЦ-3661

КЭП железо-карбид бора наносили на режущую часть зуба экскаватора с лицевой стороны толщиной 0,3...0,5 мм (прил. Н). Испытания зубьев осуществляли в сравнении с серийными деталями, упрочненными сормайттом, и с КЭП без обработки. Опытным и серийным зубьям проводили техническую экспертизу, наносили клеймо в зоне не подверженной износу и устанавливали на ковши смешанными комплектами. Износ зубьев определяли весовым способом и по изменению основных линейных размеров после испытаний (прил. Н).

Расчет ожидаемого технико-экономического эффекта от применения технологического процесса выполняли в соответствии со стандартными апробированными методиками и методическими указаниями [119,120], согласно цен, существующих на 1 января 2008 г. В качестве базы сравнения для расчета экономического эффекта от внедрения технологии повышения ресурса зубьев экскаватора нанесением КЭП был принят процесс упрочнения наплавкой сармайттом, широко применяемый на предприятиях.

Расчет годового экономического эффекта от внедрения предполагаемого технологического процесса производили по формуле, руб:

$$\mathcal{E}=(\Pi_2-\Pi_1)*A*\kappa_1, \quad (5.17)$$

где \mathcal{E} - годовой экономический эффект;

P_1, P_2 -приведенные затраты на одну деталь, соответственно, при новом и базовом технологическом процессе;

A - годовой объем производства; k -коэффициент повышения ресурса.

Приведенные затраты представляли собой сумму себестоимости и нормативной прибыли, руб:

$$P=C+E*K \quad (5.18)$$

где C - себестоимость единицы продукции;

$E=0,15$ -нормативный коэффициент эффективности капитальных вложений;

K - удельные капитальные вложения в производственные фонды.

Себестоимость единицы продукции определяли в рублях на одну деталь:

$$C=Z+C_m+C_э, \quad (5.19)$$

где Z -заработная плата рабочего с начислениями;

C_m -стоимость материалов;

$C_э$ - затраты на электроэнергию.

Заработную плату определяли соответственно, руб/шт:

$$Z=(T_{шт}+T_{пз./n})*И, \quad (5.20)$$

где $T_{шт}$ -штучное время по операциям на восстановление одной детали;

$T_{пз.}$ - подготовительно-заключительное время;

$И$ - часовая тарифная ставка рабочего.

Стоимость материалов определяли по формуле, руб/шт:

$$C_m=P_m*Ц_m, \quad (5.21)$$

где P_m -расход материалов;

C_m -цена материалов.

Затраты на электроэнергию определяли по формуле, руб/шт:

$$C_9 = N * T_{ит} * k_2 * k_3 * H * C_э, \quad (5.22)$$

где N -мощность электропотребителей оборудования;

k_2, k_3 - коэффициенты загрузки оборудования по мощности и времени;

H -количество единиц оборудования;

$C_э$ -прейскурантная стоимость электроэнергии.

В ряде случаев расчет экономического эффекта выполняли предприятия и указали его в актах внедрения.

5.5 ИСПЫТАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА И ОПЫТНАЯ ПРОВЕРКА ДЕТАЛЕЙ С ЭЛЕКТРОМОДИФИЦИРОВАННЫМИ КЭП

Электролитические покрытия железа наиболее полно удовлетворяют требованиям ремонта гидроаппаратуры. Они обладают высокой износостойкостью и другими достаточно высокими прочностными характеристиками. Железнение позволяет наносить на изношенные детали слои металла толщиной до 1 мм, что позволяет перекрывать все ремонтные размеры.

По оценкам ремонтного фонда гидрораспределителей отклонение от номинального размера 90% деталей находится обычно в пределах 0,2...0,5 мм. Только порядка 10% золотников имели износ менее 0,1 мм и могли быть восстановлены хромированием. По этому основным способом ремонта гидрораспределителей является изготовление новых золотников под ремонтные размеры корпуса, что требует значительных затрат.

Испытания технологического процесса нанесения КЭП показали, что для изоляции поверхностей, не подлежащих восстановлению, лучшие результаты показали защитные приспособления (чехлы) из фторопласта. Однако в опытную партию попали золотники разных производителей, которые имели значительные отклонения в размерах, а также изменения в конструкции (например, различные технологические отверстия). Поэтому в пространстве между деталью и чехлом накапливались твердые частицы и остатки электролита травления, что затрудняло операцию промывки и загрязняло рабочие растворы. Это не позволяло использовать типовые защитные приспособления из фторопласта, а только защитное лаковое покрытие (рис. 5.13).

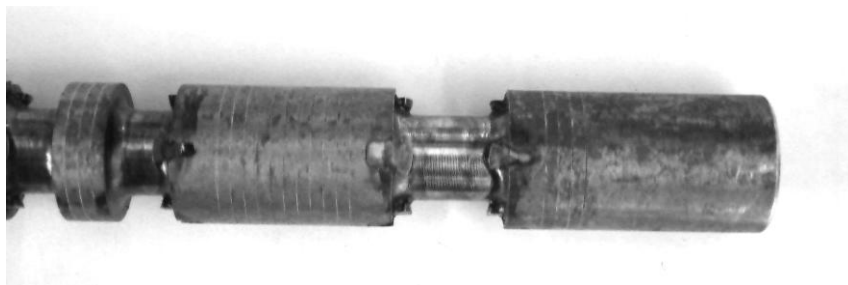


Рисунок 5.13 – Золотник гидрораспределителя Р-100

Использование ванны с контролируемой гидродинамикой потока позволило получить покрытия с контролируемым содержанием ДФ КЭП, которое составляло 20...24 % (об.). Покрытия получались гладкие серого цвета без дендритов и питингов. Микротвердость матрицы КЭП составляла 5,0...5,5 ГПа.

Исследования равномерности распределения ДФ в объеме электролита при испытании технологического процесса в опытной ванне показали, что предложенная схема ванны с расходомерным устройством обеспечивает равномерное распределение частиц электрокорунда и позволяет контролировать параметры потока в процессе нанесения покрытий. При скорости потока более 0,2 м/с, дисперсная фаза была полностью увлечена потоком равномерно распределена по всему объему электролита. Использование в конструкции ванны для осаждения КЭП расходомера Вентури, с плавно сужающимися трубами, и вогнутое дно с перфорированным успокоителем создавали поток, который

полностью смывал частицы, не образуя зон застоя и выпадения ДФ в осадок. Использование перфорированного дна-перегородки обеспечивало равномерное распределение частиц по всему объему ванны. С увеличением средней скорости потока ЭС до 0,15...0,2 м/с отклонение от средней концентрации ДФ составляло не более 10...15% (приложение Е). Образующиеся струи потока электролита поддерживали частицы во взвешенном состоянии с равномерным распределением их по всему объему ванны. Для такой схемы перемешивания характерны отсутствие застойных зон в ванне и впадинах обрабатываемых деталей, а также повышение точности регулирования количества включений в покрытии. Таким образом, были определены и проверены в производственных условиях способ перемешивания и влияние конструкции ванны на равномерность распределения ДФ в ЭС. Конструкция ванны позволяла обеспечить равномерное распределение частиц по всему объему при соблюдении оптимальных режимов нанесения КЭП.

При испытании технологического процесса обработку золотников ТВЧ проводили на инструментальном участке ОАО БЭЗРДМ с помощью установки типа ИЗ-250-66. Параметры индуктора и режимы обработки рассчитывали с помощью зависимостей (см. гл.5). Так как мощность установки превосходила требуемое расчетное значение, изготавливали индуктор для обработки двух золотников одновременно (рис. 5.14).

После обработки ТВЧ поверхность золотников покрывалась тонким слоем оксидов. Микротвердость покрытий находилась на высоком уровне 7,5...8,2 ГПа.



а



б

Рисунок 5.14 – Обработка двух золотников (а) и крестовин (б) на установке ИЗ-250-66

Крестовины и шкворни для нанесения КЭП выбирали с износом 0,1...0,3 мм, который можно восстановить только железнением. Ввиду сложной формы детали для изоляции поверхностей, не подлежащих восстановлению, использовали полиэтиленовую пленку, которую фиксировали с помощью изолянты ПВХ, галтели защищали 3-4 слоями лака. Покрытия получались гладкие серого цвета без дендритов и питингов (рисунок 5.15, а). Содержанием ДФ КЭП составляло 20...24 % (об.), микротвердость матрицы - 5,0...5,5 ГПа.



Рисунок 5.15 – Общий вид шипа восстановленной крестовины до (а) и после (б) финишной механической обработки

При испытании технологического процесса обработку крестовин и шкворней ТВЧ проводили на инструментальном участке ОАО БЭЗРДМ с помощью установки типа ИЗ-250-66 (рис.5.14). Финишную механическую обработку выполняли на шлифовальном станке, при режимах см. гл.5. После обработки рабочая поверхность крестовин соответствовала рабочему чертежу. Отслоений покрытия не наблюдалось (см. рис.5.15).

При испытании технологии повышения долговечности зубьев экскаватора КЭП наносили на режущую часть зуба из в ЭС с содержанием карбида бора марки М14 80 кг/м³ (на лицевую часть режущей кромки). Содержание твердых частиц составляло 20...24% (об.), что достаточно близко к данным, полученным в лабораторных условиях.

Для получения максимальной толщины модифицированного слоя покрытия зубья использовали ТВЧ. Температуру поверхности контролировали

пирометрически. Регулируемую по толщине обработку проводили с помощью ЛИ.

Лазерную обработку зубьев экскаватора проводили без переплавления покрытия. Режимы лазерной обработки, задаваемые с пульта управления установки, выбирали согласно рекомендациям, приведенным в главе 5: $P=10\dots 20$ Вт; скорость перемещения лазерной головки $V=3,2\dots 3,4$ м/мин; ширина зоны обработки после прохода луча лазера $0,8\dots 1,0$ мм.

Обработке подвергали не всю поверхность зуба, а только зоны наибольшего износа. Технологический процесс обработки (траектория движения луча, координаты обработки, режимы обработки и другие) деталей задавали при помощи программных средств самой установки. В связи с тем, что на лазерной «головке» многих промышленных лазеров, в частности на лазере фирмы TRUMPF для определения положения металла и высоты лазерной головки над обрабатываемой поверхностью применяют индуктивные датчики (при отсутствии металла лазерная головка уходит в глубь полетной станции) для обработки деталей небольших размеров и точности позиционирования лазерного луча применяли специальные приспособления, которые позволяло удобно ориентировать зуб на полетной станции (см. рис. 5.16).

После обработки ТВЧ и лазером деталей с КЭП шероховатость покрытия не изменялась, поверхность покрывалась тонким слоем оксидов. Микротвердость покрытий после обработки ТВЧ составляла $7,5\dots 8,2$ ГПа, после лазерной обработки – $8,2\dots 9,2$ ГПа, что близко к экспериментальным значениям (см.гл.4).

Опытную проверку результатов электромодификации КЭП проводили на примере зубьев экскаватора ЭТЦ-3661 (ООО «ТЕХКОН») с последующей модификацией КЭП ТВЧ или лазером, золотников гидрораспределителей типа Р-100, РХ-346-ГГ (ООО «Гидроремсервис», г Брянск), восстановленных КЭП с последующей обработкой ТВЧ, золотников гидрораспределителя Р-80 путеремонтной машины (ОАО «192 ЦЗЖТ»). Замечания и предложения по совершенствованию технологических процессов отражены в протоколах испытаний.

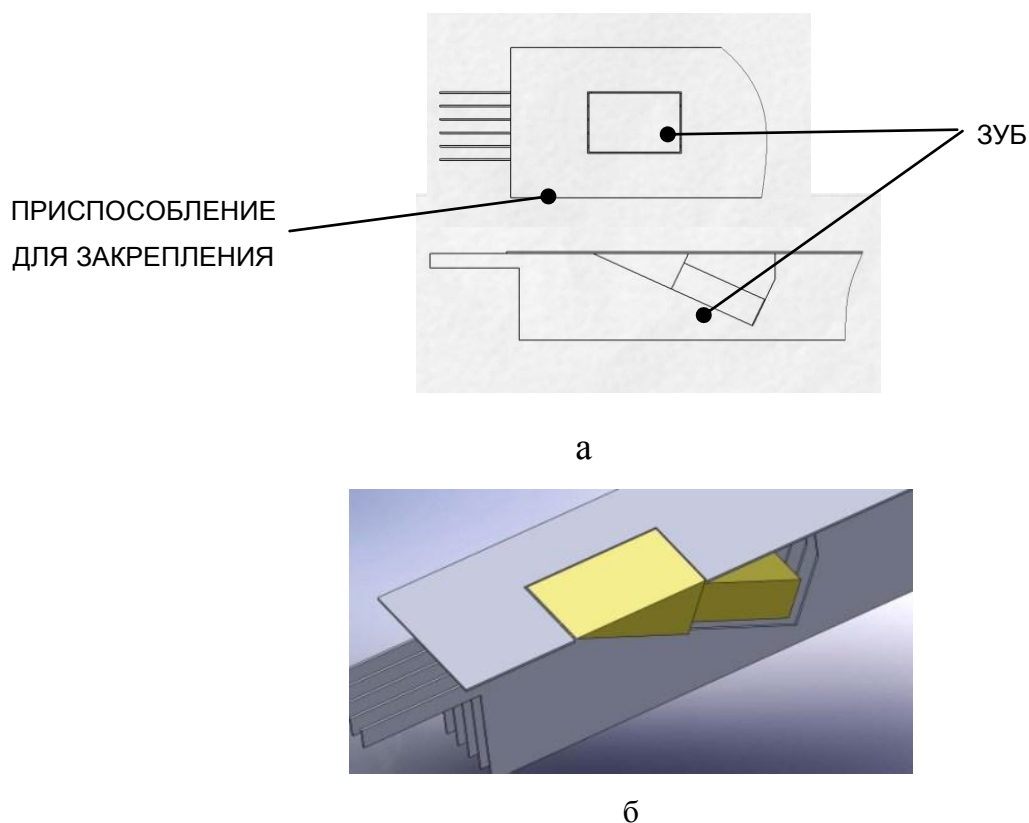


Рисунок 5.16 – Схема (а) и общий вид (б) приспособление для термической обработки зуба экскаватора

Результаты испытаний показали, что технологический процесс позволяет наносить покрытия на большое количество деталей одновременно. Для защиты поверхностей необходимо использовать кислотостойкие лаки, в место защитных чехлов. Вместе с тем, это может увеличить время на подготовку деталей. Обработку ТВЧ необходимо выполнять для каждой детали. Однако, если применять установки большой мощности (200 кВт и более), можно изготовить индукторы для обработки 2 – 3 золотников одновременно, что позволит повысить производительность процесса. Лазерную обработку на установке TRUPF L2530 можно проводить для 5 – 10 деталей одновременно. Количество одновременно обрабатываемых деталей зависит от конструкции полет лазерной установки.

Следующим этапом внедрения технологического процесса восстановления деталей модифицированными КЭП была проверка особенностей механической обработки деталей на производстве и испытание их работоспособности в полевых условиях. Так как после операции модификации шероховатость по-

верхности не изменялась, предварительную обработку зубьев не проводили. Все детали, с нанесенными покрытиями были поставлены на ковшевые линии экскаватора ЭТЦ-3661 (рис.5.17).

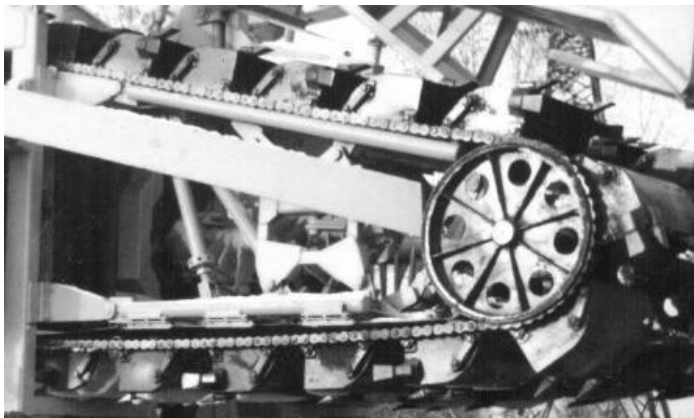


Рисунок 5.17 – Установки зубьев с КЭП на ковшевые линии экскаватора

Всего на испытания было поставлено 18 зубьев. Экскаватор с опытными зубьями работал на вскрытии траншеи в грунте по механическому составу близкому к тяжелому суглинистому. После наработки экскаватора порядка 300 часов испытания были прекращены, из-за прекращения финансирования опытно-конструкторских работ ООО «ТЕХКОН». Контрольный осмотр деталей после испытаний показал, что на рабочих поверхностях деталей с модифицированными КЭП, так и без обработки, отслоений покрытия не наблюдалось. В результате полевых испытаний было установлено, что нанесение покрытий на режущую часть зубьев позволяет повысить их износостойкость в 1,5...2,5 раза в сравнении с сормайтом и КЭП без обработки (приложение К). Исходя из результатов сравнительных испытаний, для дальнейшего повышения износостойкости зубьев экскаватора целесообразно продолжить исследования в этой области. В качестве предложений можно рекомендовать следующее:

- опробовать покрытие с более твердым дисперсным наполнителем, например, карбидом кремния, кубонитом, гексанитом Р и другими;

- осуществить упрочнение тыльной стороны зуба сормайтом с последующим нанесением композиционных гальванических покрытий на его лицевую сторону.

Финишную обработку золотников с КЭП проводили на бесцентрошлифовальном станке 3М184 с последующим хонингованием. Режимы механической обработки выбирали согласно рекомендациям, приведенным в главе 5. В процессе шлифовки опытных золотников отслоений покрытий не наблюдалось, что подтверждает высокую прочность сцепления покрытий с основой. Гидрораспределители с восстановленными модифицированными КЭП золотниками прошли проверку технического состояния на стенде и были установлены на технику в хозяйствах Брянской области. Всего на испытания было поставлено 8 гидрораспределителей с 30 золотниками. В процессе двухлетних эксплуатационных испытаний периодически осуществляли контроль технического состояния гидрораспределителей. Случаев отказа гидрораспределителей из-за износа или повреждения опытных золотников не наблюдалось.

Финишную обработку крестовин и шкворней выполняли на шлифовальном станке в центрах. Использовали круги на карборундовой или кубонитовой основе с мягкой связкой. Скорость вращения составлять не менее 30 м/с, а подача СОЖ увеличена в сравнении с обычным шлифованием в 1,2...1,5 раза. После обработки рабочая поверхность крестовин соответствовала рабочему чертежу. Отслоений покрытия не наблюдалось. Крестовины и шкворни с восстановленными модифицированными КЭП были установлены на автобусы пригородных маршрутов. Всего на испытания было поставлено 10 крестовин и 8 шкворней. В процессе эксплуатации периодически осуществляли контроль технического состояния узлов с восстановленными деталями.

Результаты испытаний использовали для оценки долговечности деталей по их ресурсу, который рассчитывали по методике Острейковского В. А. (прил. П). Было установлено, что расчетный ресурс деталей с модифицированными КЭП в 1,5...2,5 раза выше деталей, восстановленных КЭП без термической обработки, и в 6...12 раз выше серийных деталей.

Эксплуатационные испытания деталей, восстановленных модифицированными износостойкими КЭП, показали их высокую работоспособность при различных условиях нагружения. Следовательно, выбранные по результатам исследований условия нанесения и модификации ТВЧ и ЛИ могут служить основой для разработки групповых технологических процессов восстановления деталей сельскохозяйственной техники и производственной проверки в условиях производства. Наряду с результатами полевых и лабораторных испытаний основанием для внедрения технологического процесса нанесения КЭП с последующей электромодификацией может служить расчет его технико-экономической эффективности.

Положительные результаты испытаний технологических процессов и опытной проверки работоспособности покрытий, изложенные выше, позволили рекомендовать технологический процесс повышения долговечности быстроизнашиваемых деталей КЭП с последующей обработкой ТВЧ или ЛИ производству (приложение Ж и И).

5.6 ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА

При внедрении технологического процесса восстановления золотников гидрораспределителя Р-80 модифицированными КЭП на ОАО «192 ЦЗЖТ» для нанесения КЭП на детали на гальваническом участке была переоборудована одна из ванн хромирования в ванну железнения. Обработку золотников ТВЧ выполняли на промышленной установке ВЧИ2-100/0,066У2. Так как установка имела меньшую мощность, был изготовлен индуктор для обработки одного золотника.

ОАО БЭЗРДМ совместно с кафедрой "Тракторы и автомобили" БГСХА был проведен технологический процесс восстановления золотников гидрораспределителей ЭО4121 КЭП железо-никель электрокорунд без термической обработки [46]. Кроме ремонта золотников на гальваническом участке ОАО

БЭЗРДМ проводились исследования восстановления дисков фрикционных К-701 «чистыми» железо-никелевыми покрытиями. Высокие физико-механические свойства КЭП позволили рекомендовать их для восстановления широкого круга деталей машин.

При внедрении этого метода на гальванических участках предприятий были проведены следующие мероприятия:

- проведено переоборудование линии хромирования, добавлена ванна химического декапирования и ванна железнения;
- разработаны подвесные приспособления, позволяющие обрабатывать до 6 золотников одновременно, и защитные чехлы, которые обеспечивают равномерное нанесение покрытий;
- отработаны технология и режимы нанесения покрытий;
- разработаны методики нейтрализации и очистки сточных вод линии железнения.

Опытно-производственные испытания вышеперечисленных технологических процессов явились подготовительным этапом внедрения, на котором происходил монтаж и отладка технологических линий по нанесению и обработке покрытий, изготовление, апробирование и совершенствование оборудования и оснастки, проверка и корректировка режимов нанесения и обработке покрытий в производственных условиях, проверка и корректировка необходимой для производства технологической документации.

Опыт внедрения технологического процесса показал, что разработанный технологический процесс нанесения КЭП имеет ряд технических преимуществ в сравнении с существующими методами восстановления деталей машин. Для его осуществления используются легкодоступные и сравнительно недорогие материалы. В отличие от наплавки, где каждая деталь упрочняется отдельно, КЭП осаждают одновременно на партию деталей. В процессе электролиза можно регулировать толщину покрытия, что исключает механическую обработку. Цельсообразность внедрения технологии повышения долговечности деталей машин, работающих в условиях абразивного изнашивания на ремонтных пред-

приятых подтверждена расчетами экономической эффективности, которые позволили установить, что затраты на материалы и электроэнергию в сравнении с наплавкой сормайтотом снижаются в 3...4 раза (см. прил. М). Предлагаемый технологический процесс позволяет наносить композиционные покрытия на 30...60 деталей одновременно. Технологический процесс может быть использован не только для новых деталей, но и для восстановленных оттяжкой, приваркой нового лезвия и другими способами. Внедрение процесса нанесения КЭП на гальванических участках специальных ремонтных предприятий не представляет большой сложности. Для организации участка применяется стандартное оборудование, используемое как при железнении, так и при хромировании. Отличием от хромирования служит то, что выпрямитель, питающий ванну железнения, должен обеспечивать плавное регулирование плотности тока от нуля до максимальных значений. Как правило, для этих целей применяется трехфазный регулятор тока типа РТТ, который позволяет регулировать входное напряжение выпрямителя. Необходимость в котором отпадает, при использовании выпрямителей типа ВАКР или ТВИ. Для нанесения КЭП на основе железа необходимо в обычную серийную линию добавить специальную ванну, оборудованную установкой для струйного перемешивания электролита.

Экономический эффект от внедрения технологии восстановления золотников гидрораспределителей типа ЭО 4121 износостойкими КЭП на основе железо-никелевого сплава, при годовой программе 3000 шт. составлял 150 тыс. руб. в ценах на 2000г (прил. Н). По данным РТП ОАО "Глинищеворемтехпред", где проводились испытания опытно-промышленной партии восстановленных дисков, расчетный экономический эффект на 1000 шт. составил порядка 120,0 тыс руб, в ценах на 1.01.2001г (см. прил. Н). Технологический процесс повышения долговечности зубьев экскаватора нанесением КЭП с последующей модификацией был принят к внедрению опытно-конструкторским предприятием по разработке и изготовлению землеройной техники ООО "ТЕХКОН". Расчетный экономический эффект при упрочнении партии в 30000 шт. в сравнении с наплавкой сормайтотом составил 129 тыс.руб в ценах на 1.01.2008г (см.прил. Н).

Технологический процесс восстановления золотников гидрораспределителей Р-100 и РХ-345 КЭП железо-карбид бора с последующей модификацией был принят к внедрению ООО «ГИДРОРЕМСЕРВИС» с расчетным экономическим эффектом на 2000 шт. порядка 380,0 тыс руб, в ценах на 1.01.2008г (см. прил. Н). Технологический процесс восстановления золотников гидрораспределителей Р-80-3/1-222 путеремонтной машины МСШУ-4 износостойкими модифицированными КЭП железо-карбид бора с последующей обработкой ТВЧ был принят к внедрению ОАО «192 Центральный завод железнодорожной техники» с расчетным экономическим эффектом на 1000 шт. порядка 180,0 тыс руб, в ценах на 1.01.2008г (см. прил. Н)

Суммарный экономический эффект от внедрения технологического процесса повышения долговечности деталей КЭП составил более 800 тыс. руб.

ВЫВОДЫ

1. Экспериментально обоснована и предложена производству комбинированная технология упрочнения и восстановления быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники композиционными электрохимическими покрытиями с последующей электротермической обработкой ТВЧ или ЛИ.

2. Предложена классификация деталей, подлежащих восстановлению КЭП с последующей обработкой ТВЧ или ЛИ. Установлена связь между условиями эксплуатации деталей, их технологическими параметрами и видом и особенностями обработки ТВЧ или ЛИ.

3. Разработаны и предложены производству практические рекомендации по выбору состава ЭС и получения КЭП, выбору оборудования и режимов обработки ТВЧ или ЛИ, финишной механической обработки электромодифицированных покрытий.

4. Производству предложены и приняты к внедрению технологические процессы повышения долговечности быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники КЭП с последующей электротермической обработкой ТВЧ

и ЛИ. Рекомендации по получению КЭП с последующей электромодификацией использованы при внедрении технологического процесса восстановления золотников гидрораспределителей Р-100, РХ-345 на ООО «ГИДРОРЕМСЕРВИС» с экономическим эффектом 380 тыс. руб. в ценах 2008 года.

5. Полевыми испытаниями зубьев с электромодифицированными КЭП установлено, что износостойкость деталей, с модифицированными КЭП ТВЧ или ЛИ была выше в 1,5...2,5 раза в сравнении с наплавкой и КЭП без обработки.

6. Выполнена технико-экономическая оценка предлагаемого технологического процесса повышения долговечности деталей КЭП с последующей электромодификацией в сравнении с наплавкой и КЭП без обработки.

7. Производству предложены и внедрены в практику ряда ремонтных предприятий Брянской области технологические процессы, рекомендации и оборудование для восстановления и повышения износостойкости широкой номенклатуры изношенных деталей с суммарным экономическим эффектом более 800 тыс. рублей.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Установлены основные направления совершенствования технологии КЭП: формирование прочной связи между ДФ и матрицей КЭП [Пат. №2482225]; формирование КЭП с остаточными ВН сжатия [Пат. №2473715]; создание на поверхности детали материалов с заданным составом, структурой и свойствами.

2. Развита теория формирования КЭП и разработаны основы их электротермической обработки. Установлена связь прочностных свойств КЭП с их гетерогенной структурой и прочностью межфазных связей. Теоретически и экспериментально показана зависимость износостойкости КЭП от природы, размеров и объемного содержания ДФ. Разработаны и предложены методики контроля условий формирования и свойств КЭП: содержания ДФ в КЭП методом микротвердости; структуры матрицы КЭП по их дилатации; упругих характеристик методом конечных элементов; оптимизации износостойкости КЭП по их установившейся шероховатости.

3. Показано, что термическое воздействие при электротермической обработке КЭП должно быть ограничено формированием прочных связей между ДФ и матрицей без нарушения их общей структуры. Для достижения необходимого уровня прочности связей между компонентами КЭП нужно подвергать электронагреву до $0,4\theta$ (например, КЭП железо-карбид бора – до $580...620^{\circ}\text{C}$), превышение которой может привести к разрушению покрытий. Вместе с тем, выбор компонентов КЭП, образующих при модификации фазы с меньшей удельной плотностью в сравнении с исходной, будет способствовать формированию композитов с напряжениями сжатия.

4. Выполнен анализ процессов электротермической обработки КЭП с помощью ТВЧ и ЛИ. Установлены аналитические зависимости для выбора режимов термообработки с учетом особенностей гетерогенной структуры КЭП. Показано, что при обработке КЭП ТВЧ толщина модифицированного слоя определяется наряду с природой и структурой компонентов, частотой

тока (60...100 кГц), а при ЛИ - мощностью излучения (15...150 Вт) и плотностью пятен обработки на поверхности детали. Экспериментально установлено, что обработка ТВЧ позволяет модифицировать покрытия на всю толщину, а ЛИ – на глубину, требуемую условиями эксплуатации детали (до 0,25 мм).

5. На примере КЭП железо-карбид бора экспериментально установлено, что электротермическая обработка сопровождается изменением электросопротивления, термоэдс, плотности, прочности, износостойкости, ВН, внутреннего трения и ударной вязкости. Показано, что модификация покрытий с помощью ТВЧ и ЛИ позволяет повысить их износостойкость в 1,5...2,5 раза и прочность при растяжении – в 4...5 раз в сравнении с КЭП без обработки.

6. Предложена технология восстановления и повышения долговечности быстроизнашиваемых деталей сельхозтехники КЭП с последующей электротермической обработкой ТВЧ или ЛИ. Предложена классификация деталей, подлежащих восстановлению модифицированными КЭП. Разработаны и прошли испытания технологические процессы восстановления КЭП ряда деталей с повышенным ресурсом в 1,5...2,5 раза в сравнении с покрытиями без обработки и 6...12 раз – серийными деталями. Они внедрены на ряде предприятий Брянской области с экономическим эффектом порядка 800 тыс. руб.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Надежность и ремонт машин. Под ред. Курчаткина В.В. М.: Колос, 2009. 776 с.
2. Курчаткин В. В.. Техническое обслуживание и ремонт сельскохозяйственных машин. М.: ИЦ «Академия», 2003. 464 с.
3. Батищев А.Н., Голубев И.Г., Лялякин В.П. Восстановление деталей сельскохозяйственной техники. М.: Инфорагротех, 1995. 294 с.
4. Бабусенко СМ. Проектирование ремонтно-обслуживающих предприятий. М.: Агропромиздат, 1990. 352 с.
5. Васильев, В.В. Композиционные материалы / В.В. Васильев, В.Д. Протасов. М.: Машиностроение, 1990. 512 с.
6. Молодык Н.В., Зенкин А.С. Восстановление деталей машин. Справочник. М.: Машиностроение, 1989. 480 с.
7. Тененбаум М.М. Сопrotивление абразивному изнашиванию. М.: Машиностроение, 1976. 271 с.
8. Батищев А.Н. Ресурсосберегающая технология восстановления деталей гальваническими покрытиями. Дисс. докт. техн. наук. Москва. 1992. 53 с.
9. Гурьянов Г.В. Электроосаждение износостойких покрытий. Кишинев: Штиитца, 1985. 237 с.
10. Гурьянов Г.В., Кисель Ю.Е. Антифрикционные и износостойкие электрохимические покрытия. – Брянск: Изд-во БГИТА, 2006. 121 с.
11. Таратута А.И. Сверчков А.А. Прогрессивные методы ремонта машин. Минск: Урожай, 1986. 375 с.
12. Бородин И.Н. Упрочнение деталей композиционными покрытиями. М.: Машиностроение, 1982. 141 с.
13. Композиционные материалы. Справочник под ред. Карпиноса Д.М. Киев.: Наукова думка, 1985, 592 с.

14. Мелков В.Е., Швецов А.Н., Мелкова И.М. Восстановление автомобильных деталей твердым железом//2-е изд.перераб. и доп. М.: Транспорт, 1982.198 с.
15. Петров Ю.Н., Косов В.П., Стратулат М.П. Ремонт автотракторных деталей гальваническими покрытиями. Кишинев: Изд-во «Катя молдовенскэ»,1976. 149 с.
16. Гузун М.В. и др. Структура, физико-механические и эксплуатационные свойства композиционных покрытий на основе железа и его сплавов //Электронная обработка материалов, 2006, №5, С.20-27.
17. Дамаск А., Динс Дж. Точечные дефекты в металлах. М.: Мир, 1966. 282 с.
18. Борцой Т.В. Износостойкость и оптимальный состав гальванических композиций//Электронная обработка материалов, 2005, №4, С.19-23.
19. Борцой Т.В. Структурная оценка электрохимических композиционных материалов//Электронная обработка материалов, 2005, №5, С.20-23.
20. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справочник/ Под ред. Л.С.Ляховича. Москва: Металлургия, 1981.
21. Лабунец В.Ф., Ворошнин Л.Г., Киндрачук М.В. Износостойкие боридные покрытия. Киев: Техника, 1989.
22. Серебровский В.В. Разработка комбинированных методов восстановления и упрочнения изношенных деталей сельскохозяйственной техники на основе железнения. Автореф. дисс. докт. техн. наук. Москва. 2008. 37 с.
23. Серебровский, В.В. Поверхностное упрочнение стали цементитом /В.В. Серебровский, О.В. Воробьева, В.И. Колмыков. Курск: Изд-во Курск. гос. с.-х. ак., 2005. 96 с.
24. Савельев С.Н. Поверхностное упрочнение деталей, восстановленных наплавкой, нитроцементацией и борированием : Дисс. канд. техн. наук. Курск. 2003.20 с.

25. Мэттьюз Ф., Ролингс Р. Композитные материалы. Механика и технология. М.: Техносфера, 2004.
26. Лемешко В.И. Технологическое повышение износостойкости деталей машин нанесением комбинированных покрытий. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Брянск. 1999. 20 с.
27. Graves, B.A. //products finishing 69 (2005) 5, S. 56-59
28. Dietz, A. // Galvanotechnik 96 (2005) 7, S. 1611-1617
29. Петров Ю.Н., Душевский И.В. Электролиты железнения //Прогрессивные способы восстановления изношенных деталей машин. КСХИ, Кишинев, 1983. С.4-9.
30. Кроитору Д.М., Володина Г.Ф., Салтановский Ю.Г. и др. Структура КГП железо-карборунд / Электронная обработка материалов. №6. 2006. С.36-54.
31. Балмуш В.И. О стабильности органических электролитов железнения//Восстановление деталей машин электрохимическими способом. Кишинев: Штиинца,1984.С.34-38.
32. Сайфулин Р.С. Неорганические композиционные материалы. М.: Химия,1983.304 с.
33. Быкова М.И. Изучение совместного осаждения электролитического никеля и взвешенных частиц. Автореф. дисс. канд. хим. наук. Киев, 1971. 21 с.
34. Гурьянов Г.В., Сафронов В.И. исследование износостойкости электролитических сплавов железо-окись алюминия//Повышение срока службы машин электролитическими способами. Труды КСХИ.т.54. Кишинев, 1968.С.87-92.
35. Курмашин Р.С., Сайфулин Р.С. и др. Композиционные покрытия на основе железа из цитратных электролитов//Прикладная электрохимия. Казань: КХТИ, 1977. №6.С.18-21.
36. Астахов Г.А. Восстановление цилиндров двигателей внутреннего сгорания композиционными электрохимическими покрытиями на основе

железа проточным электролизом. Автореф. дисс. данд. техн. наук. Кишинев, 1989. 19 с.

37. Юдина Е.М. Повышение ресурса восстановленных деталей сельскохозяйственной техники композиционными гальваническими покрытиями на основе железа. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Кишинев, 1993. 18 с.

38. Metzger W. Theoretische Grundlagen der Abscheidung galvanischer Dispersionsüberzüge. Metalloberfläche, 1980, Br. 34, №7, s.274-277; Florian Th., 1975, Br.75, №6, s. 45-52; 1977, Br.71, №6, s.216-219.

39. Guglielmi N. Kinetics the Deposition of Inert Particles from Electrolytic Baths. – J.Electrochem. Soc., 1972,v.119, №8, p.1009-1012.

40. Kedward E.Ch. Elektrodeposited composite coating for trilogical applications. Metallurgia/ 1969.79 №476.

41. Nasser K. Chemische Vernicklung. Nickel-Phosphor-Schichten, 2007. - 800 s.

42. Lohmeyer S. Phosphatierfehler aus Zink- und Alkaliphosphatierungen, 1993. 680 s.

43. Saas, B. // Metal finishing 103 (2005) 1, S. 14

44. Афанасов, Б.В., Сидельникова С.П. Получение гальванических железцинковых покрытий на асимметричном периодическом токе // Тезисы докладов совещания: Совершенствование технологии гальванических покрытий. Киров, 1980. С. 65.

45. Мелков В.Е., Швецов А.Н., Мелкова И.М. Восстановление автомобильных деталей твердым железом//2-е изд.перераб. и доп. М.: Транспорт, 1982. 198 с.

46. Кисель, Ю.Е. Повышение долговечности быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники композиционными электрохимическими покрытиями на основе сплавов железа. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Москва, 2001. 18 с.

47. Мошкович Ю.Д., Ваксман Б.Н., Гурьянов Г.В. Структура и физико-механические свойства композиционных электрохимических покрытий на основе железа и хрома//Восстановление изношенных деталей машин гальваническими и полимерными покрытиями. Кишинев: КСХИ, 1982.С.40-44.
48. Watson S. A. Galvanoformung mit Nickel, 1989. 104 S.
49. Гамбург Ю.Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов. М.: Янус-К, 1997. 384 с.
50. Вячеславов П.М. Электролитическое осаждение сплавов. Л.: Машиностроение. 1977. 96 с.
51. Электролитическое осаждение железа/ Под. ред. Г.Н.Зайдмана. Кишинев: Штиинца, 1990. 193 с.
52. Vairamuthu, R. // Trans. IMF 85 (2007) 3, S. 162-165
53. Шушурин С.А. Способ восстановления автотракторных деталей композиционным гальваническим хромированием: на примере плунжерной пары топливного насоса высокого давления. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Саратов, 2006. 23 с.
- 54 Жачкин С.Ю. Восстановление деталей сельхозмашин методом холодного нанесения гальванических композитных хромовых покрытий. Автореф. дисс. докт. техн. наук. Москва, 2005. 37 с.
55. Romankiewicz, K. // Galvanotechnik 98 (2007) 12, S. 2906-2919
56. Батищев А.Н. Пособие гальванотехника-ремонтника. М.: Колос, 1980. 240 с.
57. Шайдулин А.М. Повышение прочности сцепления электролитического железа с легированной сталью при восстановлении деталей сельскохозяйственной техники. Автореф.дисс.канд.техн.наук. Кишинев, 1990. 19 с.
58. Петров Ю.Н., Гурьянов Г.В., Ванькович Г.Г. Состояние и перспективы развития централизованного восстановления деталей сельскохо-

зыйственных машин электрохимическим способом // Сельское хозяйство в Молдавии, 1981, № 11. С. 41-44.

59. Балмуш В.И. О стабильности органических электролитов железнения//Восстановление деталей машин электрохимическим способом. Кишинев: Штиинца, 1984. С.34-38.

60. Петров Ю.Н., Гурьянов Г.В., Шайдулин А.М. и др. Восстановление изношенных деталей машин электролитическим железом и его сплавами./Тезисы докладов науч.-техн. конф. стран-членов СЭВ «Современное оборудование и технологические процессы для восстановления и упрочнения деталей машин». «Ремдеталь-88»/17-21 октября 1988 г., г.Пятигорск Ставропольского края/. Часть 2. Москва, 1988.

61. Ваксман Б.Я, Мошкович Ю.Д., Гурьянов Г.В. Применение композиционных электрохимических покрытий при восстановлении сельскохозяйственной техники.//Современное оборудование и технологические процессы для восстановления и упрочнения деталей машин. Тезисы докладов науч.-техн. конф. стран-членов СЭВ. Часть 2. Москва, 1988.

62. Митряков А.В. Надежность восстановительной технологии. Саратов: Изд-во Саратовского ун-та, 1979. 184 с.

63. Батищев А.Н. обоснование рационального способа восстановления деталей// Механизация и электрификация сельского хозяйства, 1992, № 9-12. С.30-31.

64. Галль И.Е. Покрытия железом и его сплавами. Замена и снижение расходов дефицитных металлов в гальванотехнике. М.: МДНТП, 1983. С.98-102.

65. Швецов А.Н. Повышение долговечности автотракторных деталей, восстановленных на ремонтных предприятиях твердым железом. Автореф.дисс.докт.техн.наук. Муром, 1990. 36 с.

66. Стратулат М. Факторы энергосбережения при восстановлении и упрочнении деталей машин электролитическим хромом // Перспективы

развития агрокультуры: материалы международного симпозиума. Кишинев, 2009. С.127-131

67. Кроитору Д.М., Бобанова Ж.И., Ботошан Н.И. Технологии восстановления и упрочнения цилиндров двигателя износостойкими покрытиями // Электронная обработка материалов, 2008, №2. С.46-54.

68. Гурьянов Г.В., Кисель Ю.Е., Кроитору Д.М. Износостойкость композиционных электрохимических покрытий на основе сплавов железа // Электронная обработка материалов.-2009. №6. С.30-34

69. Доготару И.Д. Исследование влияния механической обработки на физико-механические и эксплуатационные свойства электролитических покрытий. Дисс.канд.техн.наук. Кишинев, 1972. 160 с.

70. Астахов Г.А., Сикар Б.Е., Гурьянов Г.В. Механическая обработка зеркала цилиндров, восстановленных композиционными электрохимическими покрытиями на основе железа // Электронная обработка материалов, 1988, №3. С.84-86.

71. Бобанова Ж.И., Гурьянов Г.В. Жаростойкость композиционными электрохимическими покрытиями на основе железа. // Изв.АНМ, сер. физика и техника, 1987. №2.

72. Кроитору Д.М., Гурьянов Г.В., Аждер В.В., Чебан В.А., Поштару А.В. // Изв.АНМ, сер. физика и техника, 1992. №3(9).

73. Ткачев В.Н. Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин. М.: Машиностроение, 1971. 258 с.

74. Кроитору Д.М., Володина Г.Ф., Салтановский Ю.Г. и др. Структура КГП железо-карборунд / Электронная обработка материалов. №6. 2006. С.36-54.

75. Хирш П.В. // Успехи физики металлов. Вып.3. М.: Metallurgizdat, 1960. 283 с.

76. Композиционные материалы. В 8-ми томах. Том 4. Композиционные материалы с металлической матрицей / Под. ред. К.Крейдера – М.: Машиностроение, 1978. 503 с.

77. Композиционные материалы /Пер. с англ., под ред. Л.Браутмана, Р. Крока М.: Машиностроение, 1978. 903 с.
78. Портной, К.И. Структура и свойства композиционных материалов/Портной, К.И., Салибеков, С.Е., Светлов, И.Л., Чубаров, В.М. М.: Машиностроение, 1979. 255 с.
79. Мартин, Д.У. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов /Мартин, Д.У. и др. М.: Metallurgy, 1983. 168 с.
80. Айнбиндер, С.Б. и др. Параметры шероховатости контртела определяющие износостойкость полиэтилена // Трение и износ.1981. Т.2, №1. С.12-21.
81. Заболотный Л.В. Распределение напряжений в антифрикционных композиционных материалах//Порошковая металлургия. 1979.№11. С.54-59.
82. Криштал М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов. М.: Metallurgy, 1976. 376 с.
83. Петров Ю.Н., Гурьянов Г.В., Бобанова Ж.И. Электролитическое осаждение железа. Кишинев: Штиинца, 1990. 195 с.
84. Ташкин А.Е. Исследование влияния условий электролиза на некоторые основные механические характеристики электролитических железных покрытий. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Каунас. 1970. 19 с.
85. Фудзии Т., Дзако М. Механика разрушения композиционных материалов. М.: Мир, 1982. 232 с.
86. Хаяси Т. Композиционные материалы. Ника гирен, 1971. 85 с.
87. Розен Б.У., Дау Н.Ф. Механика разрушения волокнистых композитов. Т.7: Разрушение неметаллов и композитных материалов: Ч.1: Неорганические материалы/ Пер. с англ. под ред. Ю.Н. Работнова. М.: Мир, 1976.
88. Дэниел И.М. Фотоупругое исследование композитов. Композиционные материалы. Том 2 /Под ред. Л. Браутмана и Р. Крока. М.: Мир, 1978, С. 492-552.

89. Миура К. Металлические композиционные материалы. Керицу сьуппан, 1973, 42 с.
90. Окамура, Х. Введение в линейную механику разрушений. Бай-фукан, 1976. 203 с.
91. Beaumont, P. W.R.A. Fracture Mechanics Approach to Failure in Fibrous Composites/ Beaumont, P. J. Adhesion, 1974. V 6, P 107.
92. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчета на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.
93. Рыбакова Л.М., Куксенкова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982. 212 с.
94. Крагельский И.В. Трение и износ. - М.: Машиностроение, 1968. - 518 с.
95. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы /Под ред. В. Шатта. М., «Металлургия», 1983. 520 с.
96. Кудинов В.В., Пекшев П.Ю., Белащенко В.Е. Нанесение покрытий плазмой. М.: Наука, 1990. 215 с.
97. Бахарев М.С., Миркин Л.И., Шестериков С.А., Юмашева М.А. Структура и прочность материалов при лазерных воздействиях. М.: Изд-во Моск. ун-та, 1988. 224 с.
98. Лахтин, Ю.М., Коган Я.Д. Прогрессивные методы термической и химикотермической обработки. М.: Машиностроение, 1972. 183 с
99. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
100. Гуляев А.П. Металловедение. -М.: Металлургия, 1986. 541 с.
101. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка. М.: Металлургия, 1984. 359 с.
101. Ковенский, И.М. Особенности фазовых превращений в электроосажденных сплавах/ И.М.Ковенский, И.А.Венедиктова// Новые материалы и технологии в машиностроении. Тез. докл. региональной научн.техн. конф. Тюмень: ТюмГНГУ, 1997. С. 22 - 23.

102. Плешка Е.Д. Обработка гальванопокрытий лазером // *Tehnologii moderne. Calitate. Restructurare. Chisinau, 2003. Vol.2. 472-475.*

103. Плешка Е.Д. Структурные и фазовые превращения при обработке легированных гальванических покрытий лазером // *Интенсификация процессов и повышение качества восстановленных деталей. Сб. научных трудов. Кишинев. 1987. С. 27-28.*

104. Тихонович Т.Н. Структурообразование, свойства и технология получения композиционных электролитических боридных покрытий на основе металлов семейства железа. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Киев. 1989. 20 с.

105. *Industrial Applications of Lasers/ Edited Hans Koebner. 1984 by John Wiley and Sons Ltd. New York.*

106. Белов Е.Ф., Губанов Б.С., Зельченко В.Я. и др. Проектирование и эксплуатация лазерных приборов в судостроении. Справочник. Л.: Судостроение, 1986. 336 с.

107. Справочник по лазерной технике: Пер. с нем. М.: Энергоатомиздат, 1991. 544 с.

108. Алейников В.С., Масычев В.И. Лазеры на окиси углерода. М.: Радио и связь. 1990. 312 с.

109. Сизов И.Г. Разработка научных основ и технологии электронно-лучевого борирования железоуглеродистых сплавов с получением на поверхности боридов тугоплавких металлов. Автореф. дисс. докт. техн. наук. Москва. 2003. 37 с.

110. Ковенский, И.М. Отжиг электроосажденных металлов и сплавов. Тюмень: ТюмГПГУ, 1995. 95 с.

111. Вороницкий Г.Г. и др. Опыт упрочнения деталей магистральных насосов высокоэнергетическими методами // *Нефтепромысловое дело и транспорт нефти. М.: ВНИИОЭНГ, 1984. Вып.12. С.25-29.*

112. Григорович А.Г., Сафонов А.Н., Шибяев В.В. Влияние режимов порошковой лазерной наплавки на условия формирования и размеры наплавленных валиков // Сварочное производство. 1983. №6. С. 11 – 13.
113. Кудинов В.В., Иванов В.И. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. М.: Машиностроение, 1981. 192 с.
114. Ткачев В.Н., Фиштейн Б.М., Казинцев Н.В. и др. Индукционная наплавка твердых сплавов. М.: Машиностроение, 1970. 183 с.
115. Сидоренко, В.Д., Применение индукционного нагрева в машиностроении / В.Д.Сидоренко. Л: Машиностроение, 1980 231с.
116. Слухоцкий, А. Е. Индукторы для индукционного нагрева / А.Е.Слухоцкий, С.Е. Рыскин. Л.: Энергия, 1974, 264 с. с ил.
117. Абильтитов Г.А. и др. Мощные газоразрядные CO₂ лазеры и их применение в технологии. М.: Наука, 1984. 546 с.
118. Langer J. S., Muller-Krumbhaar H. Theory of dendritic growth. Elements of stability analysis //Acta Metall. 1978. V. 26. P. 1681 -1688
119. Ломаев, Г.В. Упрочняющая обработка поверхностей методом высокоскоростной лазерной перекристаллизации / Г.В. Ломаев, Е.В. Харанжевский // Материаловедение и термическая обработка металлов, 2002. № 3. С. 27-32.
120. Сердобинцев, Ю.П. Лазерная обработка упрочняющих покрытий / Ю.П. Сердобинцев, А.Г. Схиртладзе // Ремонт, восстановление, модернизация, 2006. №2. С. 27-31.
121. Семенцев А.М. Повышение эффективности лазерной обработки деталей из железоуглеродистых сплавов, основанное на установленном механизме массопереноса легирующих элементов в зоне лазерного воздействия. Автореф. дисс. докт. техн. наук. Брянск, 2008. 38 с.
122. Trivedi R., Kurz W., Morphological Stability of a Planar Interface under Rapid Solidification Condition //Acta Metall. 1986. V. 34. P. 1663-1670.
123. Стельмах М.Ф. Лазеры в технологии. М.: Энергия, 1975. 216 с.

124. Колмыков Д. В. Восстановление и упрочнение деталей автомобилей цементованными железохромистыми гальваническими покрытиями. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Орел, 2009. 19 с.
125. Чапланов А.М., Шибко А.Н. Влияние термической обработки и лазерного воздействия на композицию ванадий-кремний // Журнал технической физики, 1997. т. 67. №6. С.96-99.
126. Белевский С.С., Ющенко С.П., Дикусар А.И. Электроосаждение нанокристаллических Co-W покрытий из цитратных электролитов в контролируемых гидродинамических условиях / Электронная обработка материалов, 2009. №6. С.12-22.
127. Илясов А.В. Формирование структуры и свойств наплавленных износостойких покрытий на основе металломатричных композитов системы Fe-WC-Ti: Автореф. дисс. канд. техн. наук. Ростов-на-Дону, 2008. 18 с.
128. Бурумкулов Ф.Х., Лялякин В.П., Пушкин И.А. и др. Электроискровая обработка металлов - универсальный способ восстановления изношенных деталей // Механизация и электрификация сельского хозяйства, 2001. № 4. С. 23-28.
129. Григорьянц А.Г., Соколов А.А., Шиббаев В.В. Получение износостойких хромоникелевых и хромборникелевых покрытий при помощи лазерного излучения // Известия вузов, 1982. № 3. С. 119-120.
130. Яйдимиркин Е.М. Фазовый состав и структура поверхностных слоев конструкционных и инструментальных сталей при лазерном легировании карбидом бора // Физика и химия обработки материалов, 2006. № 4. С. 38-42.
131. Юркевич С.Н., Томашевич А.В. Восстановление деталей авиатехники методом лазерной наплавки // Ремонт, восстановление, модернизация, 2006. № 3. С.45-47.

132. Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю. Лазерно-микроплазменное легирование и нанесение покрытий на стали // Автоматическая сварка, 2006. № 2. С.3-5.

133. Ионов П.А. Выбор оптимальных режимов восстановления изношенных деталей электроискровой наплавкой: Автореф.дисс. канд. техн. наук. Саранск, 1999. 19 с.

134. Kurz W., Fisher D.J. Fundamentals of Solidification. Aedermannsdorf: Trans Tech Publication, 1992. 305 p.

135. Изгагин В.Н. и др. Восстановление шеек коленчатых валов напеканием металлического порошка // Техника в сельском хозяйстве, 1982. № 10. С. 47-49.

136. Бурумкулов, Ф.Х. и др. Электроискровая обработка металлов -универсальный способ восстановления изношенных деталей // Механизация и электрификация сельского хозяйства. 2001. № 4. С. 23-28

137. Брумкулов Ф.Х., Сенин П.В., Величко С.А. и др. Свойства нанокompозитных покрытий, образованных на поверхности стали 20Х электроискровой обработкой стержневыми электродами из сталей 65Г и Св08 /Электронная обработка материалов, 2009. №6. С.22-30.

138. Ипатов А.Г. Разработка технологии восстановления деталей лазерным спеканием ультрадисперсных порошковых материалов. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Ижевск, 2010. 18 с.

139. Абильсминов Г.А., Серонов А. Н., Шибанов В. В. И др. Лазерная наплавка и обработка износостойких покрытий // Сварочное производство, 1983. № 9. С. 16-18.

140. Кувалдин А.Б., Лепешкин А.Р. Скоростные режимы индукционного нагрева и термонапряжения в изделиях: монография. Новосибирск Изд-во НГТУ, 2006. 282 с.

141. Трегубов Н.Г., Соколов Б.К., Варбанов Г. и др. Лазерные технологии на машиностроительном заводе. Уфа, 1993 г., 263 с.

142. Рапопорт Э. Я. Оптимизация процессов индукционного нагрева металла. М.: Металлургия, 1993. 277 с.
143. Коваленко В.С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. Киев: Техника, 1990. 190 с.
144. Миркин Л.И. Физические основы обработки материалов лучами лазера. М.: Изд-во Моск. ун-та, 1975. 383 с.
145. Действие излучения большой мощности на металлы/ С.И.Анисимов и др. М.: Наука, 1970. 272 с.
146. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н. Лазерная обработка материалов. М.: Машиностроение, 1975. 296 с.
147. Белый А.В., Макушок Е.М., Коболь И.Л. Поверхностная упрочняющая обработка с применением концентрированных потоков энергии. - Минск: Наука и техника, 1990. 52 с.
148. Олейников В.С. Масычев В.И. Лазеры на окиси углерода. М.: Радио и связь, 1990. 312 с.
149. Кидин И. Н. Основы электротермической обработки. М.: Металлургия, 1970. 337 с.
150. Карлсоу Г., Егер Д. Теплопроводность твердых тел. М.: Наука, 1964. 488 с.
- 151.Новиков И.Н. Дефекты кристаллического строения металлов. – М.: Металлургия, 1975. 208 с.
152. Горленко О.А., Михеенко Т.А.Свойства поверхностей, упрочняемых лазерной обработкой // Физика и химия обработки материалов. 1985. № 6. с. 18-23.
153. Григорьянц А.Г. Технические процессы лазерной обработки. М: МГТУ им. Баумана, 2006. 664 с.
154. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М: Машиностроение, 1989. 304 с.
155. Григорьянц А.Г., Сафронов А.Н. Основы лазерного термоупрочнения сплавов. М: Высшая школа, 1988. 159 с.

156. Коваленко В.С. Упрочнение деталей машин лучом лазера Киев, 1981. 132 с.
157. Андрияхин, В.М., Григорьянц А.Г., Майоров В.С. Упрочнение поверхности стали 45 непрерывным СО-лазером с использованием различных поглощающих покрытий // Известия ВУЗов, 1983. № 8. С.121-126.
158. Синяков К.А. Структура и микротвердость инструментальных сталей после лазерной закалки // Физика и химия твердого тела, 2005. №6. С. 18-22.
159. Степанов, Ю.Н., Алымов М.И., Евстратов Е.В. Механизм формирования структуры при спекании нанопорошков вольфрама // Физика и химия обработки материалов, 2006. № 6. С.79-81.
160. Гегузин Я.Е. Физика спекания. М.: Наука, 1984. 311 с.
161. Порошковая металлургия, спечённые и композиционные материалы. - М.: Металлургия, 1983. 520 с.
163. Бальшин Ю.М., Кипарисов С.С. Основы порошковой металлургии. М.: Металлургия, 1978. 184 с.
164. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сеткин В.А. Теория и технология химико-термической обработки. Учебное пособие для вузов. Киев: Новое знание, 2010. 304 с.
165. Ворошнин Л.Г., Ляхович Л.С. Борирование стали. М.: Металлургия, 1978. 240 с.
166. Сорокин Л.М. Упрочнение деталей борированием. М.: Машиностроение, 1982. 265 с.
167. Поветкин В.В., Ковенский И.М. Структура электролитических покрытий. М.: Металлургия, 1989. 136 с.
168. Термическая обработка в машиностроении: Справочник / Под редакцией Ю.М. Лахтина, А.Г. Рахштадта. М.: Машиностроение, 1980. 783 с.
169. Уманский Я.С. и др. Физическое металловедение. М.: Металлургия, 1955. 721 с.

170. Порошковая металлургия, спечённые и композиционные материалы. М.: Металлургия, 1983. 520 с.
171. Дехтярь Л.И. Определение остаточных напряжений в покрытиях и биметаллах. Кишинев: Картя молдовенскэ, 1968. 176 с.
172. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. М.: Машиностроение, 1985. 224 с.
173. Усталость металлов / Под ред. Ужика Г.В. М.: Изд-во иностранной литературы, 1961. 378 с.
174. Поперека М.Я. Внутренние напряжения электролитически осаждаемых металлов. Новосибирск: Западно-сибирское книжное изд-во, 1966. 336 с.
175. Терешенко В.В., Маланьин В.К., Никитченко В.Г. Контроль глубины борирования и закалки электрофизическими методами// Электрофизические свойства электротехнических материалов. Краснодар, 1974. с.69-78.
176. Котик Ф.И. Ускоренный контроль электролитов, растворов / Справочник. М.: Машиностроение, 1978. 126 с.
177. Шарло Г. Методы аналитической химии. Количественный анализ неорганических соединений. Под ред. Лурье Ю.Ю. М.: Химия, 1965. 979 с.
178. Вячеславов П.М., Шевелева Н.М. Контроль электролитов и покрытий. Л.: Машиностроение, 1985. 96 с.
179. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976. 272 с.
180. Кузьменко В.А. Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов. Изд-во АН УССР, 1963.
181. Буки Ю.М., Рутман Л.И. Определение предела прочности на растяжение керамических материалов// Заводская лаборатория. №1, 1965.
182. Криштал, М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов. М.: Металлургия, 1976. 376 с.

183. Миркин А.Н. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. М.: Изд-во физ.-мат. литературы, 1962. 867 с.
184. Вишняков Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. М.: Металлургия, 1975. 479 с.
185. Пилюян О.Г., Кудинов И.Б. К вопросу о температуре начала термического эффекта // Термический анализ минералов. - М.: Наука, 1987. С. 73-78.
186. Лившиц Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов. М.: МАШГИЗ, 1956. 352 с.
187. Приборы для неразрушающего контроля материалов и изделий. Справочник. В 2-х книгах /Под ред. Ключева В.В. М.: Машиностроение, 1986.
188. Приборы и методы физического металловедения. В 2-х книгах /Под ред. Вейнберга Ф. М.: Мир, 1973.
189. Ахматов А.С. и др. Лабораторный практикум по физике. М.: Высш. школа, 1980. 360 с.
190. Колемаев, В.А., Староверов О.В., Турундаевский В.Б. Теория вероятностей и математическая статистика. М.: Высшая школа, 1991. 400 с.
191. Гирин О.В., Воробьев Г.М. Периодическое изменение тонкой кристаллической структуры электроосажденных металлов в зависимости от заряда ядра их атомов //Известия АН СССР. Металлы. №3. М.: Изд-во АН СССР, 1987. С. 140-142.
192. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные деформации твердых тел. Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1985. 226 с.
193. Крагельский И.В., Михин Н.М. Узлы трения машин: Справочник. М.: Машиностроение, 1984. 280 с.
194. Рыбакова Л.М., Куксенкова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982. 212 с.

195. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В., Кисель П.Е., Юдина Е.М. Применение метода конечных элементов для расчета упругих характеристик композиционных материалов / Труды КубГАУ.- №4 (19). 2009. С.235-239.
196. Васильев В.В., Протасов В.Д. Композиционные материалы. М.: Машиностроение, 1990. 512 с.
197. Кавада К. Макромеханика и распределение напряжений на поверхностях раздела композиционных материалов. Токе дайгаку сюппан кай, 1975. 168 с.
198. Булычев С.И. Об оценке характеристик пористости из испытаний на кинетическую микротвердость //Физика и химия обработки материалов. №5. 1986. С.98 – 101.
199. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976. 232 с.
200. Шимкович Д.А. Расчет конструкций в MSC/NASTRAN for Windows. М.: ДМК, 2001. 448 с.
201. Александров А.В. Сопротивление материалов. М.: Высшая школа, 2003. 560 с.
202. Колемаев В.А., Староверов О.В., Турундаевский В.Б. Теория вероятностей и математическая статистика. М.: Высшая школа, 1991. 400 с.
203. Юдин М.И. Планирование эксперимента и обработка его результатов. Краснодар: КГАУ, 2004. 239 с.
204. Бронштейн И.Н., Семендяев К.А. Справочник по математике для инженеров и учащихся втузов. М.: Наука, 1986. 544 с.
205. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справочник/ Под ред. Л.С.Ляховича. Москва: Металлургия, 1981.
206. Иванова В.С. и др. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. М.: Наука, 1965. 180 с.
209. Гнусин Н.П., Коварский Н.Я. Шероховатость электроосажденных поверхностей. Новосибирск: Наука, 1970. 236 с.
210. Фридель Ш. Дислокации. М.: Мир, 1967. 626 с.

211. Котрелл А. Теория дислокаций. М.: Мир, 1969. 99 с.
212. Штремель М.А. Прочность сплавов .Ч.1. Дефекты решетки./М.А. Штремель. М.: Металлургия, 1982. 280 с.
213. Дамаск А. Динс Дж.Точечные дефекты в металлах. М.: Мир, 1966. 282 с.
214. Банных О. А., Будберг П.Б., Алисова С.П. и др. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Металлургия, 1986 г. 440 с.
215. Самсонов Г. В., Дворина Л.А., Рудь Б.М. Силициды. - М.: Металлургия, 1979. 128 с.
216. Францевич И.Н. и др. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Киев: Наукова думка, 1982. 288 с.
217. Глинка Н.Л. Общая химия. Л.: Химия, 1987. 702 с
218. Конструкционные материалы: Справочник / Б.Н. Арзамасов, В.А. Брострем, Н. А. Буше и др.; Под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.
219. Масленникова Г.И., Мамаладзе Р.А., Мидзута С., Коумото К. М. Керамические материалы: Стройиздат, 1991. 320 с.
220. Бернштейн М.Л. Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
221. Ворошнин Л.Г. Борирование промышленных сталей и чугунов: Справочное пособие. Минск: Беларусь, 1981. 205 с.
222. Погодин-Алексеев Г.И. Динамическая прочность и хрупкость металлов. М.: Машиностроение, 1966. 216 с.
223. Ванькович Г.Г. Повышение эффективности использования гальванического оборудования для восстановления деталей сельскохозяйственных машин. Дисс. канд. техн. наук, Кишинев, 1983, 246 с.
224. Шадричев В.А. Основы выбора технологии автостроения и ремонт автомобилей. Л.: Машиностроение, 1976. 557 с.

225. Кряжков В.М. Применение различных способов восстановления деталей типовых сопряжений трактора // Совершенствование методов организации ремонта и технического обслуживания, машинотракторного парка, ч.2.М.: ГОСНИТИ. с.24-40.

226. Афанасенко В.С., Игундесман Я.Е., Савич А.С. Проектирование авторемонтных предприятий. М.: Высшая школа, 1978. 328 с.

227. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Повышение износостойкости деталей машин композиционными электрохимическими покрытиями / Тракторы и сельхозмашины. №10. 2009. С.39-42.

228. Гурьянов Г.В., Кисель Ю.Е., Кисель П.Е., Юдина Е.М. Рассеяние микротвердости композиционных гальванических покрытий / Труды КубГАУ. №4 (19). 2009. С.219-222.

229. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В., Кисель П.Е., Юдина Е.М. Применение метода конечных элементов для расчета упругих характеристик композиционных материалов / Труды КубГАУ. №4 (19). 2009. С.235-239.

230. Кисель Ю.Е., Горьков А.С. Оптимизация износостойкости композитов по их установившейся шероховатости / Вестник БГТУ. №4(32). 2011. С. 26-29.

231. Kisel Y.E., Kroitoru D.M. Wear Resistance of Composite Electrochemical Coatings Based on Iron Alloys / Surface Engineering and Applied Electrochemistry. Vol.45 №6, 2009, pp. 461-464. Allerton Press. Jns. USA

232. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Зависимость прочностных свойств электролитических покрытий от их субструктуры / Упрочняющие технологии и покрытия. №10, 2012. С.45-47.

233. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Влияние дисперсной фазы на коэффициент вариации микротвердости композиционных электрохимических покрытий / Упрочняющие технологии и покрытия. №3, 2009. С.13-21.

234. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Структура и некоторые прочностные свойства электролитических сплавов железа / Упрочняющие технологии и покрытия. №7, 2009. С.18-21.

235. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. К структурным изменениям электрохимических покрытий при высокотемпературном нагреве / Упрочняющие технологии и покрытия. №8, 2010. С.42-45.
236. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Лазерная обработка износостойких композиционных электрохимических покрытий / Упрочняющие технологии и покрытия. №9, 2010. С. 45-47.
237. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Влияние термообработки на внутренние напряжения композиционных электрохимических покрытий / Ремонт. Восстановление. Модернизация. №12, 2010. С. 23-26.
238. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Улучшение свойств износостойких композитов обработкой ТВЧ / Ремонт. Восстановление. Модернизация. №1, 2011. С. 31-34.
239. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Совершенствование свойств композиционных электрохимических покрытий лазерной обработкой / Ремонт. Восстановление. Модернизация. № 5, 2011. С. 4-8.
240. Кисель Ю.Е. Влияние структурно-механических параметров композитов на их износостойкость / Упрочняющие технологии и покрытия. №10, 2011. С. 45-47.
241. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Оптимизация износостойкости композитов по их установившейся шероховатости // Электрические методы обработки материалов : тез. доклада международного симпозиума. Кишинев, 2010. С.26-28.
242. Сиденко П.М. Измельчение в химической промышленности. М.: Химия, 1977. 386 с.
243. Леончик Б.И., Маякин В.П. Измерения в дисперсных потоках. М.: Энергия, 1971. 248 с.
244. Романков П.Г., Курочкина М.И. Гидромеханические процессы химической технологии. Л.: Химия, 1982. 288 с.
245. Коваленко В.П., Ильинский А.А. Основы техники очистки жидкостей от механических загрязнений. М.: Химия, 1982. 272 с.

246. Малиновская Т.А., Кабринский И.А., Кирсанов О.С. и др. Разделение суспензий в химической промышленности. М.: Химия, 1983. 264 с.
247. Слепян Л.И. Механика трещин. Л.: Судостроение, 1990. 295 с.
248. Вилипыльд Ю.К., Лайгна К.Ю., Кала Т.Н. Расчет стержневых и пластинчатых систем по методу конечных элементов МКЭ/20. - Таллин, 1979. 115 с.
249. Хечумов Р.А., Кеплер, Х., Прокопьев, В.И. Применение метода конечных элементов к расчету конструкций. М.: Изд-во Ассоциации строительных вузов, 1994. 353 с.
250. Басов К.А. ANSYS в примерах и задачах. М.: КомпьютерПресс, 2002. 224 с.