

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Новосибирский государственный технический университет»

На правах рукописи



Степанова Наталья Владимировна

**ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ И
АНТИФРИКЦИОННЫХ СВОЙСТВ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ И
ЧУГУНОВ**

05.16.09 – материаловедение (в машиностроении)

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
кандидат технических наук,
доцент Батаев И.А.

Новосибирск – 2018

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	6
1 СПЛАВЫ СИСТЕМЫ “ <i>Fe-C-Cu</i> ” - КАК АНТИФРИКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ УЗЛОВ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ (литературный обзор).....	19
1.1 Особенности эксплуатации тяжело нагруженных узлов трения скольжения.....	19
1.2 Материалы, используемые в узлах трения скольжения.....	24
1.2.1 Антифрикционные сплавы на основе меди	26
1.2.2 Антифрикционные сплавы на основе железа	27
1.3 Структура и свойства сплавов системы <i>Fe-C-Cu</i>	32
1.3.1 Анализ диаграмм состояния двух- и трехкомпонентных систем, содержащих <i>Fe</i> , <i>C</i> и <i>Cu</i>	32
1.3.2 Растворимость меди в железоуглеродистых сплавах в присутствии дополнительных легирующих элементов	38
1.3.3 Структурные особенности чугунов, легированных медью	41
1.3.4 Механизмы упрочнения сплавов системы <i>Fe-C-Cu</i>	45
1.4 Выводы.....	51
2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	53
2.1 Материалы исследования.....	54
2.2 Получение отливок железоуглеродистых сплавов, легированных медью и алюминием, в формах из песчано-жидкостекольной смеси	56

2.3 Термическая обработка железоуглеродистых сплавов, легированных медью.....	57
2.4 Структурные исследования.....	59
2.4.1 Оптическая металлография.....	60
2.4.2 Анализ макроструктуры.....	61
2.4.3 Рентгенофазовый анализ.....	61
2.4.4 Исследования материалов методами растровой электронной микроскопии.....	63
2.4.5 Исследование материалов методами просвечивающей электронной микроскопии.....	63
2.5 Оценка механических свойств материалов.....	64
2.6 Изучение антифрикционных свойств материалов.....	65
2.7 Оценка стойкости материалов при изнашивании о закрепленные частицы абразива.....	69
3 ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА СТРУКТУРУ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕМ.....	70
3.1 Структура нелегированных железоуглеродистых сплавов.....	70
3.2 Диаграмма состояния <i>Fe-Cu-C</i>	72
3.3 Влияние меди на процесс графитизации в железоуглеродистых сплавах.....	76
3.4 Влияние меди на металлическую основу железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода.....	81
3.5 Особенности образования медистых включений в железоуглеродистых сплавах с высоким содержанием углерода.....	86

3.5.1 Особенности образования медистых включений в чугунах	87
3.5.2 Особенности образования медистых включений в графитизированных и неграфитизированных заэвтектоидных сталях	102
3.6 Закалка чугунов с высоким содержанием меди.....	106
3.7 Графитизирующий отжиг чугунов, легированных медью	111
3.8 Выводы.....	113
4 ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ЧУГУНОВ И ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ.....	116
4.1 Механические свойства железоуглеродистых сплавов с различным содержанием меди	116
4.2 Влияние меди на антифрикционные свойства железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода	128
4.2.1 Влияние меди на коэффициент трения скольжения железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода	128
4.2.2 Влияние меди на износостойкость материалов в условиях трения скольжения	138
4.2.3 Относительная износостойкость железоуглеродистых сплавов при испытаниях на трение о закрепленные частицы абразива	143
4.3 Выводы.....	146
5 АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ. 151	
5.1 Применение чугуна, легированного медью и алюминием для производства втулок скольжения.....	151
5.2 Модифицирование высокоуглеродистых медистых сплавов частицами нанодисперсных тугоплавких соединений.....	153

5.3. Использование результатов исследований в учебном процессе.....	156
5.4 Выводы.....	157
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	158
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	163
ПРИЛОЖЕНИЕ А. ПАТЕНТ НА ИЗОБРЕТЕНИЕ «СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА И ТИТАНА МЕТОДОМ СВС»	189
ПРИЛОЖЕНИЕ Б. АКТ ПРОМЫШЛЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ РЕЗУЛЬТАТОВ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЫ НА ПРЕДПРИЯТИИ ООО «ЦЕНТРОЛИТ-С»	193
ПРИЛОЖЕНИЕ В. АКТ ПРОВЕДЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ ЧУГУННЫХ ВТУЛОК ОПОРНОГО КАТКА ЭКСКАВАТОРОВ ЭКГ-8 НА ПРЕДПРИЯТИИ ООО ГК «МАЙСКАЯ».....	196
ПРИЛОЖЕНИЕ Г. АКТ ПРОМЫШЛЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ ЧУГУННЫХ ВТУЛОК ОПОРНОГО КАТКА ЭКСКАВАТОРОВ ЭКГ-8 НА ПРЕДПРИЯТИИ ООО «СОРСКИЙ ГОК»	198
ПРИЛОЖЕНИЕ Д. АКТ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИМЕНЕНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЫ НА ПРЕДПРИЯТИИ ООО «ЦЕТРОЛИТ-С».....	200
ПРИЛОЖЕНИЕ Е. АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ В УЧЕБНОМ ПРОЦЕССЕ.....	2002

ВВЕДЕНИЕ

Эффективность применения различных типов приборов, машин, технологического оборудования в значительной степени определяется характеристиками находящихся в них подшипников скольжения. Изделия этого типа определяют технические характеристики оборудования, его коэффициент полезного действия, долговечность. В большинстве случаев материалами для изготовления подшипников скольжения являются сплавы на основе меди - бронзы или латуни. Одним из факторов, ограничивающих применение дорогостоящих материалов антифрикционного назначения на основе меди, является их высокая стоимость. В меньшей степени это обстоятельство проявляется при изготовлении изделий относительно малых размеров. Однако, если речь идет об изготовлении крупногабаритного технологического оборудования, используемого, например, в горнодобывающей промышленности, сельском хозяйстве, строительной технике, экономический фактор приобретает важное значение. Задача снижения стоимости узлов трения становится весьма актуальной. Для оборудования, работающего в присутствии абразивной среды и в условиях сильной запыленности, особое значение имеет также уровень износостойкости элементов триботехнических сопряжений [1-26].

Одно из кардинальных решений отмеченной задачи заключается в замене меди на менее дорогостоящие материалы, например, на сплавы на основе железа. Примерами таких сплавов являются стали и чугуны антифрикционного назначения. Являясь более экономичными по сравнению с бронзами, серые антифрикционные чугуны, тем не менее, обладают относительно невысокими триботехническими свойствами, не позволяющими их во многих случаях использовать для изготовления подшипников скольжения. Одним из негативных качеств, характерных для антифрикционных чугунов, является коррозионное разрушение их поверхностных

слоев при воздействии влажной атмосферы. Продукты коррозии, попадая в зону сопряжения взаимодействующих элементов, ускоряют выход из строя подшипников скольжения. В этой связи актуальным является поиск и обоснование технических решений, обеспечивающих улучшение антифрикционных свойств сплавов на основе железа, применение которых по сравнению с бронзами будет экономически выгодным.

Анализ литературных данных и результатов, предварительно проведенных экспериментов показывает, что решение отмеченной проблемы может быть основано на легировании медью высокоуглеродистых сплавов, в первую очередь чугунов или заэвтектоидных сталей [17; 27-136]. Фактором, обеспечивающим низкий уровень коэффициента трения, является присутствие в структуре этих сплавов медьсодержащих частиц различного размера. В технической литературе подробно описаны особенности строения низкоуглеродистых сталей с малым содержанием меди (менее 1...2 %). Хорошо изучены механические свойства и поведение этих материалов в условиях коррозионного воздействия. В то же время железоуглеродистые сплавы с высоким содержанием углерода и меди изучены гораздо в меньшей степени. Применение этих сплавов ограничено главным образом негативным влиянием меди, содержащейся в количестве более 2 %, на технологические свойства в условиях горячей обработки давлением.

Роль дополнительных легирующих элементов, вводимых с железоуглеродистые сплавы в сочетании с медью, также изучена слабо. В то же время имеются основания для улучшения структуры анализируемых материалов путем введения в них алюминия, повышающего растворимость меди в железе [137-143] и способствующего повышению равномерности распределения медьсодержащих частиц в железоуглеродистой матрице.

Актуальность темы исследования

Снижение стоимости материалов антифрикционного назначения с сохранением их функциональных свойств представляет собой одну из актуальных задач современного материаловедения. В наибольшей степени значимость этой проблемы проявляется при изготовлении деталей крупногабаритных подшипников скольжения. Замена бронз на менее дефицитные сплавы на основе железа является техническим решением, позволяющим экономить большой объем дорогостоящей меди, существенно снизить затраты на эксплуатацию различных видов технологического оборудования. Дополнительным аргументом, позволяющим рассматривать антифрикционные сплавы на основе железа в качестве альтернативы широко используемым бронзам, является необходимость повышения износостойкости втулок скольжения в условиях повышенной запыленности и в присутствии абразивной среды. В основе решений отмеченной проблемы, обсуждаемых в диссертационной работе, лежит подход, основанный на умеренном легировании медью хорошо изученных высокоуглеродистых сплавов, в частности чугунов. Структура и свойства сплавов такого типа в литературе описаны гораздо в меньшей степени, чем низкоуглеродистые ограниченно легированные медью стали, широко применяемые при изготовлении конструкций ответственного назначения. Таким образом, изучение структуры, механических и триботехнических свойств высокоуглеродистых сплавов, содержащих более 2 % меди, представляет собой актуальную научную и прикладную задачу.

Работа выполнена в Новосибирском государственном техническом университете в соответствии с:

- грантом в рамках реализации федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы № 14.132.21.1660;
- грантом РФФИ в рамках конкурса инициативных научных проектов, выполняемых молодыми учеными № 14-03-32022;
- грантом компании *OPTEC Holding B.C. LLC* № 16/2014/71-75/Nvs;
- грантом РФ в рамках конкурса «Проведение фундаментальных научных исследований и поисковых научных исследований по приоритетным тематическим направлениям исследований» № 15-19-00230.

Степень разработанности темы исследования

Исследования влияния меди на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов интенсивно проводятся с середины XX века по сегодняшний день. По данной тематике опубликовано большое количество работ такими известными специалистами, как А.А. Бочвар, А.П. Преварский, И.В. Крагельский, Д.Н. Гаркунов, Ю.Г. Бобро, Л.А. Платонова, Г.И. Сильман, В.В. Камынин, В.В. Гончаров, А.А. Тарасов, О.А. Чикова, И. Ле Мэй, Л.М.-Д. Шетки, *K. Shubhank, Y. Kang, Osterle, L. Cao, S. Wu, B. Liu, Y. Prasetyo, S.K. Lee, H.I. Aaronson. M.R. Plichta, R. A. Ricks, T. Chairuang Sri* и др.).

Как правило считается, что добавление в железоуглеродистые сплавы более 2 мас. % меди нецелесообразно в виду того, что крупные выделения богатых медью фаз повышают их краснеломкость [17]. По этой причине существует лишь ограниченное количество работ, посвящённых изучению чугунов и сталей, содержащих значительное (более 2 мас. %) количество меди. Научные задачи, связанные с получением антифрикционных чугунов, содержащих до 6 мас. % меди,

решались специалистами Брянской государственной инженерно-технологической академии (БГИТА). В частности, ряд работ, посвященных изучению влияния меди на антифрикционные свойства чугунов, был выполнен Г.И. Сильманом, В.В. Камыниным, В.В. Гончаровым, А.А. Тарасовым. Следует, тем не менее, отметить, что подробности тонкого строения разработанных материалов в их работах не рассматривались.

Существующие работы, направленные на анализ особенностей тонкой структуры легированных медью железоуглеродистых сплавов с использованием просвечивающей электронной микроскопии, как правило рассматривают лишь низкоуглеродистые стали, содержащие менее 2 мас. % меди. При этом в подобных работах отсутствуют данные о влиянии выделений ϵ -Cu на антифрикционные свойства материала. Во многих работах отмечается положительно влияние меди на коррозионные свойства сталей.

Ограниченный объем исследований в анализируемой области не позволяет в полной мере сформулировать совокупность обоснованных представлений о механизмах выделения медьсодержащих частиц и их влияния на механические и антифрикционные свойства железоуглеродистых сплавов, легированных медью.

Цели и задачи исследования

Целью диссертационной работы является:

Разработка антифрикционных железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода, комплексно упрочненных компактными частицами на медной основе.

Для достижения поставленной цели решались следующие **задачи**:

Исследование влияния меди на структуру заэвтектоидной, графитизированной заэвтектоидной сталей и доэвтектического чугуна.

1. Изучение структурных особенностей железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием меди. Объяснение природы процесса выделения частиц ϵ -*Сu* во всем диапазоне размеров.

2. Классификация частиц ϵ -*Сu* и оценка их влияния на механические свойства железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода.

3. Исследование влияния меди на механические и антифрикционные свойства железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода.

4. Исследование особенностей строения доэвтектического чугуна, легированного медью и алюминием в термически обработанном состоянии.

Научная новизна

1. На основании анализа диаграммы состояния «*Fe-Cu-C*» и результатов структурных исследований медистых чугунов выявлены четыре характерных типа частиц ϵ -*Сu*, отличающиеся происхождением, размерами и формой. Частицы первого типа размерами 20...30 мкм образуются в высокотемпературном состоянии при расслоении расплава на две составляющие, одна из которых обогащена медью, другая – железом. Включения второго типа размерами ~ 1...5 мкм формируются в γ -Fe при температуре выше 1094 °C и в момент образования находятся в жидком виде. Медистые частицы третьего типа, имеющие сферическую форму со средним размером ~ 200 нм, выделяются в твердом состоянии внутри зерен аустенита в интервале температур 1094...727 °C. Включения четвертого типа размерами ~ 20 нм выделяются в феррите перлитных колоний при температуре ниже 727 °C.

2. Методами структурного анализа обнаружены кристаллы цементита с частицами ϵ -меди размерами $\sim 1...2$ мкм, выделившимися в виде ожерелий в приграничных слоях карбидов. Предложен механизм, объясняющий их происхождение, в соответствии с которым рост кристаллов эвтектического цементита сопровождается оттеснением меди и преимущественным ее выделением в виде микрообъемов фазы ϵ -Cu по контуру карбидов. При последующем нарастании на эвтектические карбиды слоя вторичного цементита медистые частицы оказываются окруженными со всех сторон цементитом.

3. Установлено, что рост прочностных свойств колоний пластинчатого перлита в легированных медью заэвтектоидных сталях и чугунах обусловлен повышением дисперсности феррито-цементитной смеси, выделением упрочняющих наноразмерных медистых частиц в ферритных промежутках колоний, а также растворением атомов меди в α -железе. Эффект упрочнения феррито-цементитной смеси, обусловленный введением меди, проявляется при содержании ее в сплавах до $\sim 5...6$ %. В графитизированной стали, легированной медью, упрочняющий эффект выражен в меньшей степени, чем в неграфитизированной.

4. Установлено, что совместное легирование алюминием и медью представляет собой эффективный подход к решению проблемы повышения антифрикционных свойств и износостойкости чугунов и заэвтектоидных сталей, находящихся в графитизированном и неграфитизированном состоянии. Наименьшими значениями коэффициента трения из исследованных в работе сталей обладает сплав, содержащий ~ 9 % Cu. По уровню антифрикционных свойств легированные медью высокоуглеродистые сплавы являются промежуточными между чугуном АЧС-1 и бронзой БрА9Ж3Л. В условиях трения о закрепленные частицы абразива максимальным уровнем износостойкости, в 3,6 раза превосходящим стойкость бронзы БрА9Ж3Л, обладает медистый чугун, характеризующийся наиболее высокой

твердостью. Основным структурным фактором, определяющим такой комплекс свойств, является замена графита в сплаве на цементит, т.е. переход от серого чугуна к белому.

Теоретическая и практическая значимость работы

Теоретическая значимость работы определяется результатами структурных исследований высокоуглеродистых сплавов, легированных медью и алюминием. Анализ материалов, выполненный на различных масштабных уровнях, позволил уточнить происхождение частиц ϵ -меди, связать их природу с диаграммой состояния «*Fe-C-Cu*». Методами структурного анализа подробно изучены форма, размеры и характер выделения медистых частиц при различных температурах сплавов.

Результаты проведенных исследований и предложенные в работе технические решения ориентированы на решение прикладных задач и обладают практической ценностью.

1. Обоснованные в диссертации предложения использованы при разработке антифрикционных материалов, предназначенных для изготовления втулок тяжело нагруженных узлов трения горнодобывающих машин. Из доэвтектического чугуна с $\sim 6\%$ меди и $\sim 1\%$ алюминия, характеризующегося оптимальным сочетанием механических и антифрикционных свойств, на предприятии «Центролит-С» были изготовлены втулки скольжения опорных катков экскаваторов ЭКГ-8. Апробация предложенных изделий на горнодобывающих предприятиях «Сорский ГОК» и ООО Горная компания «Майская» показала их высокую эффективность.

2. С использованием результатов экспериментальных исследований разработан способ получения нанодисперсных порошков карбидов вольфрама и титана, на который получен патент *RU2508249C1*. Применение предложенных модификаторов

позволяет повысить на ~25 % предел прочности чугуна, содержащего 9 % меди и 1,5 % алюминия.

3. В ходе диссертационной работы проведен глубокий анализ процесса выделения частиц ϵ -Си различного типа, предложен механизм, объясняющий происхождение кристаллов цементита с частицами ϵ -меди. Данные результаты используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете при подготовке бакалавров и магистров по направлениям «Материаловедение и технологии материалов» и «Наноинженерия» (в лекционных курсах «Материаловедение» и «Технология конструкционных материалов», а также при выполнении лабораторных работ).

Методология и методы исследования

Сплавы, используемые для получения испытательных образцов, были получены в индукционной печи ОКБ-281 с кислой футеровкой и емкостью тигля 750 кг. Разливка металла производилась из ковша емкостью 200 кг, что обеспечивало одинаковые температурные условия при получении всех отливок. Основой для получения всех легированных медью и алюминием материалов являлись три типа сплавов: заэвтектоидная сталь, графитизированная заэвтектоидная сталь и серый чугун. Максимальное содержание меди, введенной в сплавы, составляло 14,7 %.

Для проведения аналитических исследований и изучения механических свойств полученных материалов использовали оборудование центра коллективного пользования НГТУ, уровень которого соответствует современным отечественным и зарубежным центрам. Структурные исследования проведены на различных масштабных уровнях с привлечением методов световой микроскопии (микроскопы *Carl Zeiss AXIO Observer A1m* и *Carl Zeiss AXIO Observer Z1m*), растровой

электронной микроскопии (микроскоп *Carl Zeiss EVO 50 XVP*, оснащенный приставкой для микрорентгеноспектрального анализа *Oxford Instruments X-Act*) и просвечивающей электронной микроскопии (микроскоп *Tecnai G2 20 TWIN* с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа *EDAX*). Фазовый состав исследуемых в работе материалов изучали, используя дифрактометр *ARL XTRA*. Образцами для проведения исследований являлись изломы, шлифы, фольги. Пробоподготовку осуществляли с использованием прессы *Buehler Simpli Met 1000*, шлифовально-полировальной установки *Buehler Auto Met 300* и другого оборудования, позволяющего сохранить структуру анализируемых материалов. Операцию тонкой резки образцов выполняли на проволочно-вырезном электроэрозионном станке *Sodic AG 400L*.

Предел прочности материалов оценивали при реализации двух схем одноосного статического растяжения и сжатия образцов на универсальной сервогидравлической машине типа *Instron 300 DX*. Микротвердость оценивали на металлографических шлифах с использованием прибора *Wolpert Group 402 MVD*. Коэффициент трения скольжения и износостойкость легированных медью сплавов оценивали на испытательном оборудовании отечественного производства. Относительную износостойкость полученных в работе материалов при трении о закрепленные абразивные частицы определяли в соответствии с ГОСТ 17367-71.

Положения, выносимые на защиту

1. Легирование медью в сочетании с алюминием является эффективным техническим решением, обеспечивающим повышение антифрикционных свойств высокоуглеродистых сплавов. Оптимальное содержание меди в чугуне

антифрикционного назначения составляет 6 %, в стали заэвтектоидного состава – 9 %.

2. В высокоуглеродистых сплавах, легированных медью, образуются частицы ε -Cu различных размеров и происхождения. Максимальные по размеру частицы образуются в высокотемпературном состоянии в результате расслоения расплава на две составляющие, резко различающиеся по содержанию меди и железа. Частицы минимального (нанометрового) размера выделяются при пониженных температурах при пересыщении медью α -фазы. Диапазон размеров, соответствующих частицам ε -Cu, выделяющимся в медистых чугунах, составляет четыре с половиной порядка.

3. Основными факторами, определяющим прочностные свойства перлита в заэвтектоидных медистых чугунах и сталях являются растворение атомов меди в α -железе, повышение дисперсности феррито-цементитной смеси и выделение упрочняющих наноразмерных медистых частиц в ферритных промежутках колоний. Эффект упрочнения феррито-цементитной смеси, обусловленный введением меди, проявляется при содержании ее в сплавах до ~ 5...6 %.

4. Формирование в медистом чугуне крупных карбидов с расположенными внутри них мелкодисперсными частицами ε -Cu обусловлено отеснением меди растущими кристаллами эвтектических кристаллов и последующим нарастанием поверхностного слоя вторичного цементита.

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность экспериментальных результатов обеспечивается применением промышленного оборудования для получения массивных отливок, большим объемом натуральных экспериментов, сочетанием различных взаимодополняющих методов структурных исследований, применением статистических методов оценки

погрешности измерений, использованием современного аналитического оборудования, применением современных программных продуктов использованных для обработки полученных данных. Материалы экспериментов не противоречат экспериментальным данным, полученным другими авторами.

Основные положения и результаты работы докладывались и обсуждались на Российской национальной конференции по нанотехнологиям, наноматериалам и микросистемной технике НМСТ-2016 (г. Новосибирск, 2016); международной конференции «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций» (г. Томск, 2015); международной научно-технической конференции «Высокие технологии в современной науке и технике» (г. Томск, 2014); международных научно-практических конференциях «Актуальные проблемы в машиностроении» (г. Новосибирск, 2014, 2016); международных научно-практических конференциях «Современные техника и технологии» (г. Томск, 2013, 2014); международной научно-практической конференции «Инновационные технологии и экономика в машиностроении» (г. Томск, 2014); на международных форумах по стратегическим технологиям (*IFOST*) (г. Улан-Батор, 2013, г. Новосибирск 2016); всероссийских научно-технических конференциях «Наука. Промышленность. Оборона» (г. Новосибирск, 2013, 2016); всероссийской научно-практической конференции «Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе» (г. Новосибирск, 2013); международной научно-практической конференции «Инновации в машиностроении» (г. Новосибирск, 2013); всероссийской научной конференции «Наука. Технологии. Инновации» (г. Новосибирск, 2011); международной конференции «Современные технологии и материалы новых поколений» (г. Томск, 2017).

По результатам исследований опубликовано 25 работ, из них 8 статей в журналах, входящих в перечень изданий, рекомендованных ВАК РФ, 8 публикаций в зарубежных изданиях, входящих в перечень *Web of Science* или *Scopus* 9 - в сборниках научных трудов и трудов международных и всероссийских научно-технических конференций.

Получен 1 патент.

Личный вклад автора заключается в подготовке литературного обзора по тематике диссертации, постановке задач исследования (совместно с к.т.н., доцентом Батаевым И.А.), оптимизации литейного процесса железоуглеродистых сплавов, легированных медью (совместно с директором ООО «Центролит-С» к.т.н. Кузнецовым В.А.), проведении рентгеноструктурных исследований литых сталей и чугунов, легированных медью (совместно с к.т.н., доцентом Белоусовой Н.В.), электронно-микроскопическом исследовании структуры полученных материалов (совместно с к.т.н., доцентом Батаевым И.А.), выполнении исследований твердости и микротвердости, триботехнических свойств материалов, обобщении полученных результатов, формулировании выводов и положений, выносимых на защиту.

Объем и структура работы

Диссертационная работа включает в себя введение, 5 разделов, заключение, список литературы и 5 приложений. Общий объем работы составляет 203 страницы, включая 62 рисунка, 2 таблицы и список литературы из 212 наименований.

1 СПЛАВЫ СИСТЕМЫ “*Fe-C-Cu*” - КАК АНТИФРИКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ УЗЛОВ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ (литературный обзор)

Одной из актуальных проблем современного материаловедения является повышение долговечности тяжело нагруженных узлов трения крупногабаритных механизмов, используемых в горнодобывающей промышленности, сельском хозяйстве, строительной технике. Во многих случаях решение отмеченной проблемы связано с улучшением антифрикционных свойств материалов, из которых изготавливаются подобные узлы и конструкции. Представленная диссертация ориентирована на разработку экономичных антифрикционных материалов на основе железоуглеродистых сплавов, легированных медью и способных в ряде случаев заменить в тяжело нагруженных узлах трения скольжения дорогостоящие сплавы на основе меди.

1.1 Особенности эксплуатации тяжело нагруженных узлов трения скольжения

Одна из проблем, связанных с эксплуатацией крупногабаритных механизмов, заключается в повышенном износе узлов трения скольжения, испытывающих удельную нагрузку свыше 4...5 МПа [1; 2]. Такие узлы присутствуют в экскаваторах, работающих в открытых карьерах, угольных конвейерах, строительных кранах и других механизмах.

Типичным примером машин, эксплуатация которых сопряжена с интенсивным изнашиванием, являются экскаваторы, широко применяемые в горнодобывающей отрасли и строительстве. Наиболее нагруженные узлы трения скольжения этих машин находятся в зоне гусеничной платформы. К ним относятся, в частности,

опорные катки (рисунок 1.1). Уровень удельной нагрузки при их эксплуатации может превышать 7 МПа.

На представленном рисунке изображен опорный каток, основными деталями которого являются вал и две втулки, помещенные в корпус. В процессе работы вал вращается внутри втулок. Между собой втулки и вал взаимодействуют по схеме трения скольжения. Для снижения коэффициента трения в зазор между ними вводится смазочный материал. Учитывая, что технологически более предпочтительна замена втулок, материалы взаимодействующих деталей выбирают таким образом, чтобы в процессе эксплуатации в большей степени изнашивались втулки [3; 4]. Опорные катки тракторов и экскаваторов имеют отличия, однако они являются не существенными, принцип работы узлов в них одинаков.

Условия работы подшипников скольжения и переход одного режима трения в другой наглядно отражает диаграмма Герси (рисунок 1.2 а) [5]. Параметрами, определяющими коэффициент трения, являются вязкость смазочного материала η , скорость скольжения v и величина давления в зоне трения p . Диаграмма Герси представляет зависимость коэффициента трения f от параметра $\eta v/p$. На анализируемой диаграмме выделяют три участка, которые соответствуют разным условиям: 1 – трение без смазки; 2 – трение при граничной и полужидкостной смазке [6]; 3 – жидкостное трение [7]. Считается, что для распространенных антифрикционных материалов при жидкостном трении параметр f находится в пределах 0,001...0,005, при полужидкостном трении он соответствует диапазону 0,008...0,1 [8; 9].

На практике применение диаграммы Герси порой затруднено, поэтому чаще используют зависимости коэффициента трения от одной из характеристик. На рисунке 1.2 б показана зависимость коэффициента трения скольжения от давления, как одного из наиболее важных параметров. На данной кривой также можно выделить три участка. На участке 1 коэффициент трения достаточно высок и

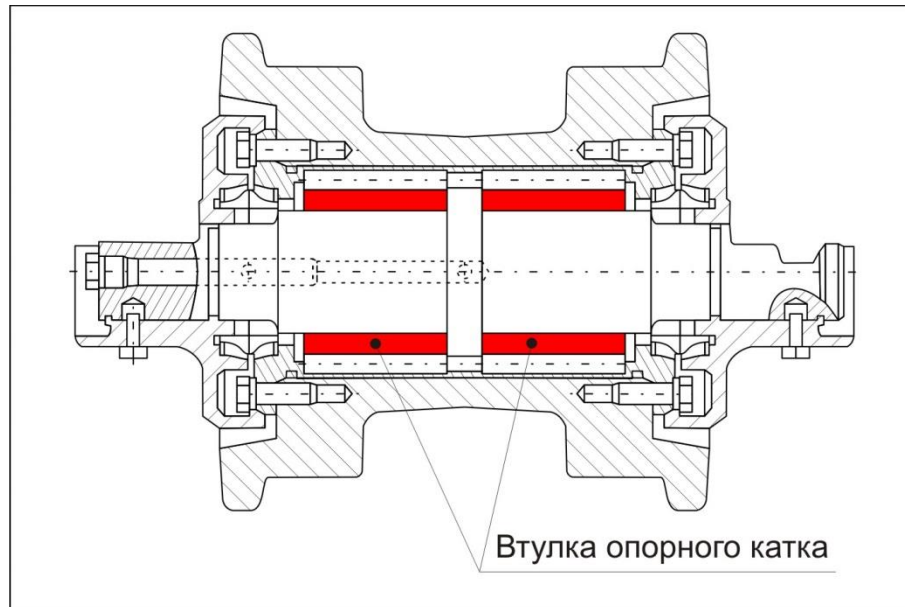


Рисунок 1.1 – Схема опорного катка гусеничной платформы экскаватора [3, 4]

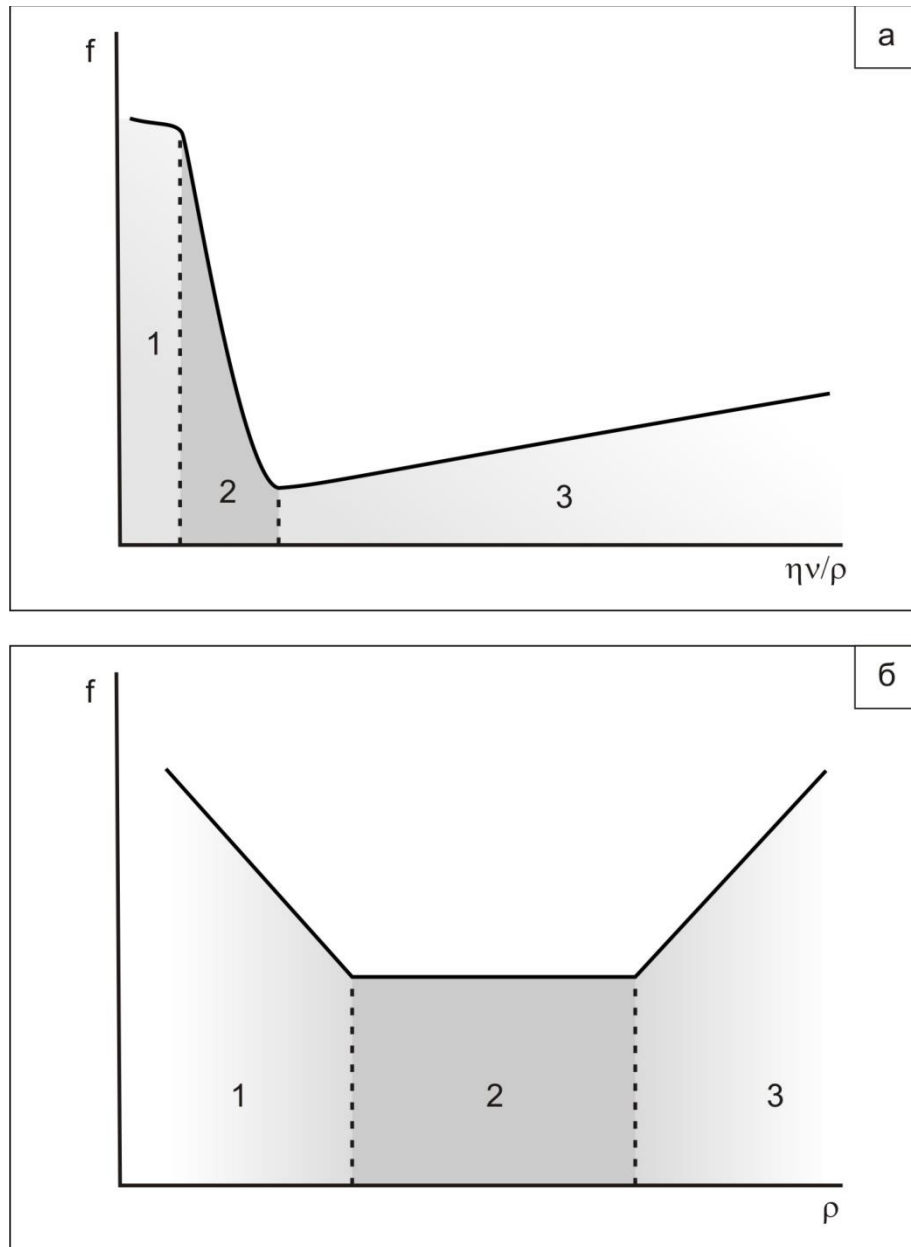


Рисунок 1.2 – Зависимость коэффициента трения скольжения f от параметра $\eta v / \rho$ (а) и схематичное изображение зависимости коэффициента трения скольжения от давления ρ (б).

снижается по мере увеличения нагрузки. Данный участок соответствует «переходному режиму». Для участка 2, называемого «стационарным режимом» характерны стабильно низкие значения коэффициента трения. Именно в этой области может возникать жидкостное трение. Он ограничен некоторой критической нагрузкой, при которой происходит переход к режиму полужидкостного, а затем и сухого трения [8; 9]. При этом наблюдается резкий, скачкообразный рост коэффициента трения. Причиной этого является чередование схватывания контактирующих поверхностей с последующим разрушением возникших адгезионных связей и проскальзывания. Данный участок принято называть «режимом повреждаемости».

Анализируя работу тяжело нагруженных узлов, следует учитывать, что на практике они эксплуатируются при низких скоростях скольжения, что способствует выдавливанию смазочного материала из зоны трения. При относительно малой нагрузке трение будет полужидкостным. С повышением нагрузки трение переходит от полужидкостного к режиму граничной смазки. [5; 10].

Одним из наиболее важных факторов, определяющих характер изнашивания тяжело нагруженных пар трения, является возможность попадания в зону взаимодействия деталей абразивных частиц, что является причиной ускоренного изнашивания механизмов. К другим проблемам, связанным с эксплуатацией узлов трения, относятся повышение значений контактного давления в процессе приработки, а также возникновение динамических нагрузок случайного характера, являющихся причиной появления во втулках растягивающих напряжений.

При эксплуатации в открытых карьерах анализируемые узлы трения могут подвергаться атмосферной коррозии, причиной которой является конденсация влаги на деталях механизмов. Попадание абразива в область трения является дополнительным фактором, резко ускоряющим износ узлов скольжения. Практика эксплуатации различных видов горного оборудования, строительной и

сельскохозяйственной техники свидетельствует о том, что многие детали требуют частой замены. Результатом интенсивного изнашивания анализируемого оборудования являются значительные экономические потери.

Срок эксплуатации изделий может быть существенно увеличен путем защиты узлов от попадания в зону трения воды и абразива, а также снижением удельной нагрузки в паре. Другим эффективным способом увеличения ресурса работы тяжело нагруженных узлов является применение материалов, обладающих более высокими триботехническими свойствами.

Важнейшим фактором, определяющим возможность использования материалов для изготовления втулок, является величина их коэффициента трения в паре с валом (контртелом) [11]. Кроме того, антифрикционный материал должен обладать хорошей прирабатываемостью и способностью образовывать защитные пленки. Для узлов трения механизмов, используемых в горной, строительной и сельскохозяйственной почвообрабатывающей технике, выбор материала втулок должен обеспечивать низкий коэффициент трения и высокую износостойкость в условиях трения скольжения, коррозионную стойкость в атмосферных условиях, высокую износостойкость в условиях абразивного изнашивания, а также повышенный уровень механических свойств.

1.2 Материалы, используемые в узлах трения скольжения

Материалы, используемые в условиях трения, делятся на три основные группы: фрикционные, износостойкие и антифрикционные [12; 13]. В соответствии с задачами, поставленными в данной работе, основной интерес представляют материалы третьей группы, важнейшим показателем которых является низкий коэффициент трения скольжения, обеспечивающий, в первую очередь, сохранение

размеров вала (замена которого является экономически нецелесообразной), и во вторую очередь - относительно низкий износ втулки.

Для изготовления втулок подшипников скольжения используется широкий спектр антифрикционных материалов [14]:

1. Сплавы на медной основе (бронзы и латуни).
2. Антифрикционные чугуны.
3. Баббиты (антифрикционные сплавы на основе олова и свинца, цинка и алюминия).
4. Антифрикционные материалы, изготовленные с применением технологий порошковой металлургии.
5. Полимерные материалы.

Применение латуней [15], баббитов [11 – 13; 16 - 19] и полимерных материалов [20] для производства тяжело нагруженных узлов в большинстве случаев не рационально. Функцию материалов антифрикционного назначения эффективно выполняют спеченные порошковые сплавы на основе железа или меди [21; 22]. Их широкое применение в промышленном производстве обусловлено низкими значениями коэффициента трения и высокой износостойкостью. Пористость изделий из таких материалов может достигать 25 %, что позволяет использовать их в узлах, эксплуатирующихся в условиях ограниченной смазки. Износостойкость порошковых материалов на основе железа может почти на порядок превышать износостойкость бронз. Тем не менее, низкие прочностные свойства и склонность к хрупкому разрушению ограничивают использование этих сплавов для изготовления изделий, испытывающих растягивающие напряжения [23].

Из перечисленных выше материалов для производства втулок тяжело нагруженных узлов трения скольжения в настоящее время преимущественно используются бронзы. В ряде случаев бронзы могут быть заменены чугунами.

1.2.1 Антифрикционные сплавы на основе меди

Антифрикционными сплавами на основе меди являются латуни и бронзы. Для производства втулок тяжело нагруженных узлов трения скольжения преимущественно используются бронзы. Лучшими антифрикционными свойствами обладают сплавы, легированные оловом, в особенности, оловяно-фосфористые бронзы, используемые в узлах, несущих большие нагрузки [24; 25]. Высокая стоимость олова существенно ограничивает возможности практического применения оловянистых бронз. По этой причине в процессе производства крупногабаритных изделий чаще используются бронзы, не содержащие олова. В некоторых случаях для изготовления этих деталей применяют бронзу БрА9Ж4Л, имеющую предел прочности 390 МПа и твердость 100 *НВ* [26]. Однако антифрикционные свойства данного материала уступают аналогичным показателям оловянистых бронз [10; 85]. Коэффициент трения скольжения сплава БрА9Ж4Л в парах со стальными валами составляет 0,07-0,15 [27].

Низкие значения коэффициента трения скольжения в паре трения «сталь – бронза» обусловлены присутствием повышенного содержания меди в зоне контакта [28; 29]. Одна из причин, объясняющих высокий уровень антифрикционных свойств, связана с реализацией «эффекта безызносности», основной принцип которого заключается в избирательном массопереносе меди из твердого раствора медного сплава на стальное контртело и обратно, сопровождающемся снижением износа пары трения «медный сплав - сталь» [3; 30-33]. Эффект безызносности был зарегистрирован в паре трения сталь – латунь в присутствии глицерина, который действует как слабая кислота, растворяя в себе медь [30].

Практическое использование таких дорогостоящих материалов, как бронзы обусловлено низким коэффициентом трения скольжения в паре со сталью, высокой коррозионной стойкостью и приемлемым комплексом механических свойств

(твердость бронзы ниже твердости стального вала) [26]. В то же время, износостойкость бронзы недостаточно высока, вследствие чего требуется частая замена втулок, изготовленных из этого материала.

1.2.2 Антифрикционные сплавы на основе железа

При изготовлении втулок тяжело нагруженных узлов бронза может быть заменена антифрикционными чугунами [34]. В сравнении с цветными антифрикционными сплавами чугуны обладают рядом преимуществ. Речь идет об их низкой стоимости, высокой износостойкости, возможности работать при значительных нагрузках и в условиях повышенных температур. Основные недостатки чугунов связаны с низкими значениями их коррозионной стойкости и предела прочности в условиях растягивающих напряжений. Следует отметить, что прочностные свойства чугунов антифрикционного назначения не регламентируются [35]. Контролируются, главным образом, их структура и твердость.

При создании различных триботехнических узлов могут быть использованы серые, ковкие и высокопрочные чугуны. Например, серый антифрикционный чугун марки АЧС-1 может работать при давлении 5 МПа и скорости скольжения 5 м/с, чугун АЧС-5 – при 20 МПа и 1 м/с. Ковкие и высокопрочные чугуны предназначены для эксплуатации при более высоких значениях давления (20 МПа) и скорости скольжения 2 м/с [34]. Коэффициент трения скольжения антифрикционного чугуна в паре со стальным валом изменяется в диапазоне от 0,05 до 0,15 в зависимости от давления. При отсутствии смазки коэффициент трения скольжения составляет 0,18 [27]. Для повышения антифрикционных свойств сплава в состав данных чугунов вводят медь.

Непосредственное влияние на антифрикционные свойства оказывают фазовый состав чугунов, объемная доля и комплекс физико-механических характеристик

структурных составляющих. В антифрикционных чугунах свойства определяются такими составляющими, как пластинчатый, либо глобулярный перлит, графит, карбиды и фосфидная эвтектика [12; 13].

Высокие триботехнические свойства чугунов, в первую очередь, обусловлены наличием в их структуре графита. Обладая низкой прочностью (не более 2 МПа), графитные включения в процессе эксплуатации пары трения выкрашиваются, обеспечивая формирование тонких антифрикционных слоев в зоне контакта трущихся поверхностей, приводящих к снижению коэффициента трения. Впадины, возникшие на месте графитных включений, в процессе трения заполняются смазочным материалом, что при дальнейшей эксплуатации обеспечивает формирование защитных пленок, препятствующих схватыванию с контртелом. Благодаря отмеченным обстоятельствам антифрикционные чугуны могут эффективно эксплуатироваться в условиях ограниченной смазки [20].

В то же время графитные включения, оказывающие благоприятное воздействие на антифрикционные свойства, отрицательно отражаются на уровне механических характеристик сплавов. Обусловлено это тем, что в процессе механического нагружения чугуна графитные включения выполняют функцию концентраторов механических напряжений. Следовательно, чем выше объемная доля графита в структуре чугуна, тем больше в нём присутствует инициаторов разрушения [12; 13]. При содержании в чугуне более 3 % углерода предел прочности образцов в условиях растяжения значительно снижается, поэтому на практике использование таких сплавов не рекомендуется [12; 36].

Повысить уровень антифрикционных, а также механических свойств железоуглеродистых сплавов возможно путем формирования высокопрочной металлической основы, а также изменения формы графита [37]. Кроме чугунов хорошими антифрикционными свойствами могут обладать и заэвтектоидные стали. Образованию графита в структуре заэвтектоидной стали способствует введение в

сплав поверхностно активных веществ [38]. Полученная таким образом графитизированная заэвтектоидная сталь обладает высокой прочностью. Антифрикционные свойства этого материала ниже, чем чугуна, но существенно превосходят триботехнические характеристики углеродистых сталей [12].

Карбидные включения и фосфидная эвтектика, входящие в состав чугунов, также отражаются на антифрикционных свойствах, в частности, понижают коэффициент трения сплавов. При этом предел прочности чугунов в присутствии отмеченных структурных составляющих снижается и может достигать весьма малых значений (120 МПа). Ухудшение прочностных свойств обусловлено высокой хрупкостью фосфидной эвтектики. Этим обстоятельством объясняется ограниченная область применения анализируемых чугунов [12]. Одно из решений отмеченной проблемы основано на легировании, позволяющем сохранить антифрикционные свойства сплавов, обеспечивая при этом высокий уровень их прочностных свойств [39-46].

Триботехнические и механические свойства могут быть изменены в результате модифицирования [47-86] и легирования железоуглеродистых сплавов [35; 87-91]. Одно из направлений в области разработки антифрикционных материалов связано с введением в сплавы меди. Возможность снижения коэффициента трения отмечается в работах [14; 20; 28; 29; 35; 92-95, 96-98]. При повышении количества меди в чугуне до 10 % зафиксирована линейная зависимость коэффициента трения в паре со сталью (в диапазоне от 0,086 до 0,028) от содержания легирующего элемента в присутствии глицерина (рисунок 1.3). Глицерин в качестве смазочного материала в тяжело нагруженных узлах трения скольжения использоваться не может. Коэффициент трения скольжения зависит от множества факторов, и смазочный материал является одним из них. Исследование влияния, которое оказывает медь на коэффициент трения скольжения и износостойкость железоруглеродистых сплавов в условиях, приближенных к реальным требует дополнительного исследования.

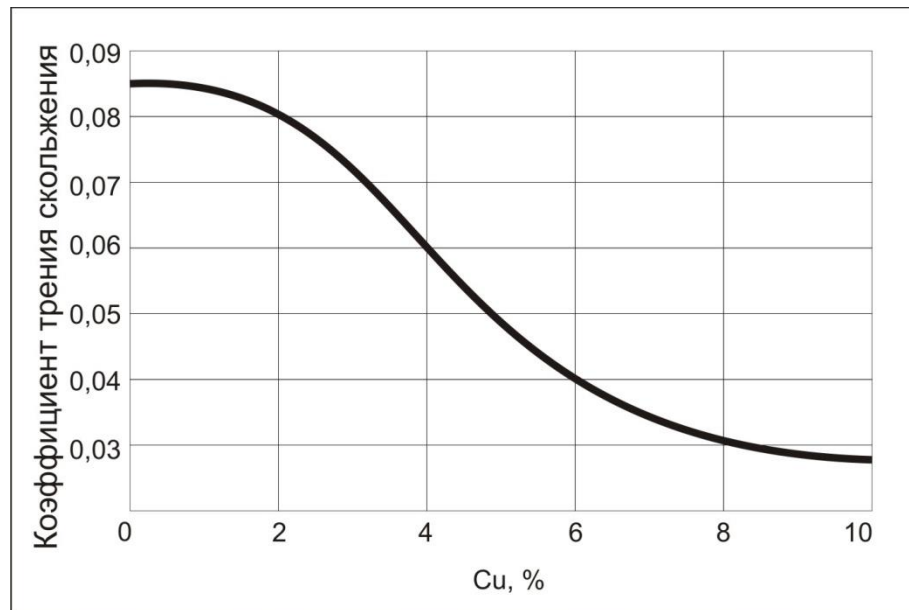


Рисунок 1.3 – Влияние меди на коэффициент трения скольжения чугуна (по данным работы [14]).

Помимо роли, которую медь оказывает на антифрикционные свойства, существенным является ее влияние на коррозионную стойкость железоуглеродистых сплавов. Введение небольшого количества меди (как правило, до 1 %) значительно повышает коррозионную стойкость низкоуглеродистых сталей [35; 99]. В настоящее время эффект влияния меди на коррозионную стойкость сталей подтвержден авторами многих работ [46; 101-116]. Показано, что добавки меди повышают коррозионную стойкость не только углеродистых, но также легированных, в том числе нержавеющей сталей [35; 117]. Наличие меди в составе стали способствует образованию плотного слоя оксидной пленки, характеризующейся высоким уровнем адгезии [118].

Обеспечивая высокую вязкость и хорошую свариваемость, медь также является одним из ключевых легирующих элементов в высокопрочных низколегированных сталях, широко применяемых в судостроении. При содержании более 0,6 вес. % меди в процессе старения этих сталей наблюдается эффект дисперсионного упрочнения. Как правило, содержание меди в HSLA сталях (высокопрочная низколегированная сталь) находится в диапазоне 1 – 2 %. Известен также эффект, который медь оказывает на прокаливаемость железоуглеродистых сплавов [25; 93; 119; 120].

Анализ результатов исследований, представленных выше, позволяет сделать вывод о том, что для изготовления массивных узлов трения, эксплуатирующихся в присутствии абразивных частиц, рационально использовать сплавы на основе железа, легированные медью (чугуны, либо заэвтектоидные стали с содержанием углерода, близким к чугуну). В этой связи в следующем разделе влияние меди на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов рассмотрено более подробно.

1.3 Структура и свойства сплавов системы *Fe-C-Cu*

Исследование многокомпонентных систем представляет собой сложную задачу, сопряженную с необходимостью учета ряда факторов. Структурно-фазовые преобразования, происходящие при охлаждении расплава, отражаются на диаграммах состояния. В связи со сложностью контроля процессов, протекающих при взаимодействии отдельных элементов многокомпонентной системы, информация о диаграммах состояния сплавов, состоящих из трех и более компонентов, весьма ограничена. В большинстве случаев в литературе представлены разрезы диаграмм, отражающие состояние многокомпонентного сплава в определенных условиях. В диссертационной работе проанализированы диаграммы состояния двойных систем *Fe-Cu* и *C-Cu* и разрез диаграммы *Fe-C-Cu*. Кроме того выполнен анализ влияния различных химических элементов на растворимость меди в железоуглеродистых сплавах и приведены основные механизмы упрочнения, проявляющиеся в сплавах системы *Fe-C-Cu*.

1.3.1 Анализ диаграмм состояния двух- и трехкомпонентных систем, содержащих *Fe, C* и *Cu*

Изучению структурно-фазового состояния системы *Fe-Cu* посвящено множество работ [35; 121-123; 125]. Диаграмма состояния *Fe-Cu* представлена на рисунке 1.4 [121]. В зависимости от концентрации химических элементов и температуры нагрева в структуре сплава присутствуют следующие фазы: δ -*Fe*, γ -*Fe*, α -*Fe*, ε -*Cu*. Твердый раствор на основе меди (ε -*Cu*), содержащий 2,39 ат. % *Fe*, обладает гранцентрированной кубической кристаллической решеткой. Результатом его образования является увеличение параметра кристаллической решетки меди с 3,6076 до 3,6092 Å. Параметр решетки твердого

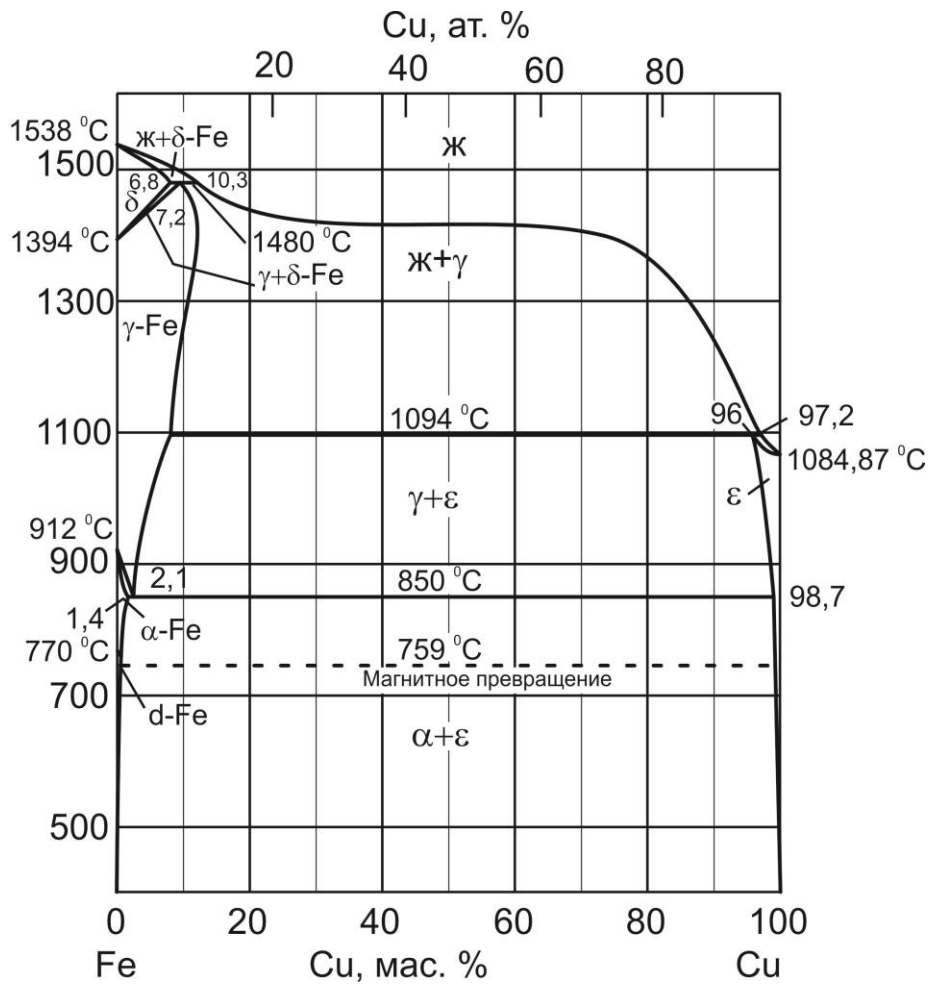
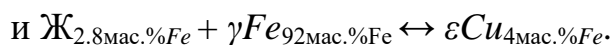


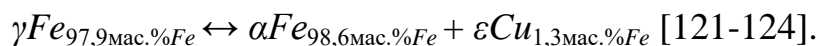
Рисунок 1.4 - Диаграмма состояния $Fe - Cu$ [121].

раствора на основе железа при растворении меди также увеличивается с 2,8662 до 2,8682 Å [121-123].

При охлаждении сплавов в соответствии с линией ликвидус в интервале температур от 1538 до 1094 °С происходит первичная кристаллизация с образованием фаз $\delta\text{-Fe}$, $\gamma\text{-Fe}$ и $\varepsilon\text{-Cu}$. При этом максимальная растворимость меди в $\gamma\text{-Fe}$ достигает ~12,1 [121], ~12,6 [35], ~15,8 [122] ~17,5 [123] мас. %, а растворимость железа в $\varepsilon\text{-Cu}$ - 4 %. Наблюдаются два перитектических превращения при 1480 и 1094 °С, которые сопровождаются реакциями:



В сплавах с концентрацией меди от 8 до 92 % при охлаждении ниже температуры 1094 °С заканчивается процесс кристаллизации, обеспечивающий формирование структуры в виде механической смеси двух твердых растворов. При температуре 850 °С имеет место эвтектоидное превращение, протекающее по реакции:



Температура 760 °С соответствует магнитному превращению в сплавах [125].

Анализ исследований, проведенных авторами работы [126], показал, что при переохлаждении сплавов системы Fe-Cu на 100 °С или более, наблюдается расслоение жидкой фазы. Область расслоения симметрична относительно оси, соответствующей эквиполному составу сплава [127; 128].

Один из спорных вопросов, возникающих при описании диаграммы системы Fe-Cu , связан с существованием ретроградного солидуса. По данным авторов работы [125] ретроградный солидус в анализируемых сплавах отсутствует. В то же время, в работах [121-123] представлены диаграммы, в которых ретроградный солидус присутствует в области, обогащенной железом [35; 124; 129]. С наличием отмеченного эффекта связывают повышенную красноломкость сплавов системы

Fe-Cu, содержащих более 2 % меди [35]. При увеличении содержания углерода ретроградный эффект в анализируемой системе снижается [130].

В легированных медью чугунах эффект красноломкости существенно меньше. Кроме того, чугунные изделия используются в литом состоянии и не требуют дополнительной пластической деформации в горячем состоянии. Следует отметить, что влияние значительных добавок меди на свойства чугунов в литературе отражено очень слабо.

В работе [131], используя результаты термодинамических вычислений Шубанка и Канга, с применением программного обеспечения *FactSage* был выполнен расчёт изоплетного сечения диаграммы состояния *Fe-Cu-C*, соответствующего содержанию 5 вес. % меди и углерода от 0 до 10 вес. %. Результаты проведенных расчетов представлены на рисунке 1.5.

На рисунке 1.6 приведен разрез диаграммы *Fe-Cu-C*, полученный в процессе теоретического моделирования структурно-фазовых превращений. Анализ показал, что при высоких концентрациях углерода на диаграмме формируется область расслоения жидкой фазы. Одна часть жидкой фазы представляет собой раствор углерода в железе, вторая раствор меди в железе. С повышением содержания углерода область расслоения расплава смещается в сторону высокой концентрации меди. Следует отметить, что с повышением содержания углерода уменьшается ретроградная способность солидуса, а при содержании 1,5 – 2 % углерода полностью исчезает [130]. Кроме того, линия солидус с увеличением содержания углерода смещается в сторону уменьшения растворимости меди. Практически не взаимодействуя с медью, углерод оказывает влияние на положение линий диаграммы *Fe-C-Cu* [133]. Анализ изотермического разреза диаграммы *Fe-Cu-C* свидетельствует о том, что при температуре 1100 °C углерод незначительно снижает растворимость меди в γ -*Fe* (рисунок 1.7).

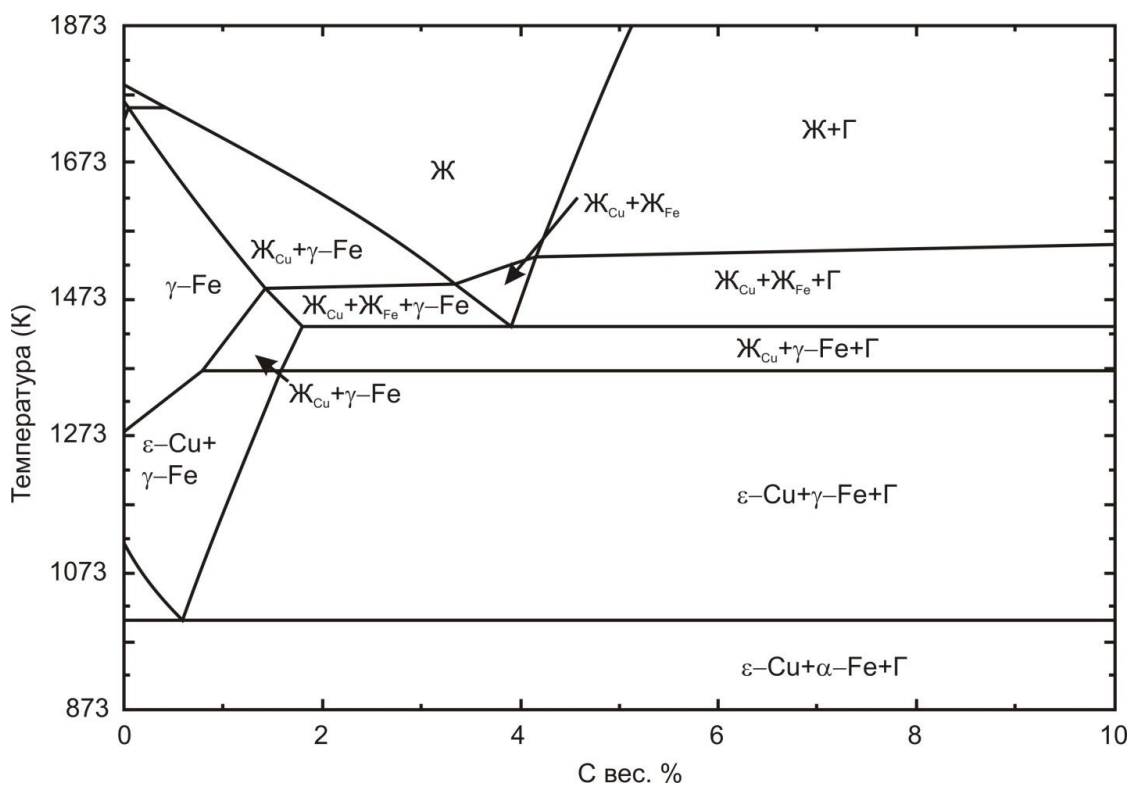


Рисунок 1.5 - Разрез диаграммы $Fe\text{-Cu-C}$ при 5 мас. % меди [131]

$t, ^\circ\text{C}$

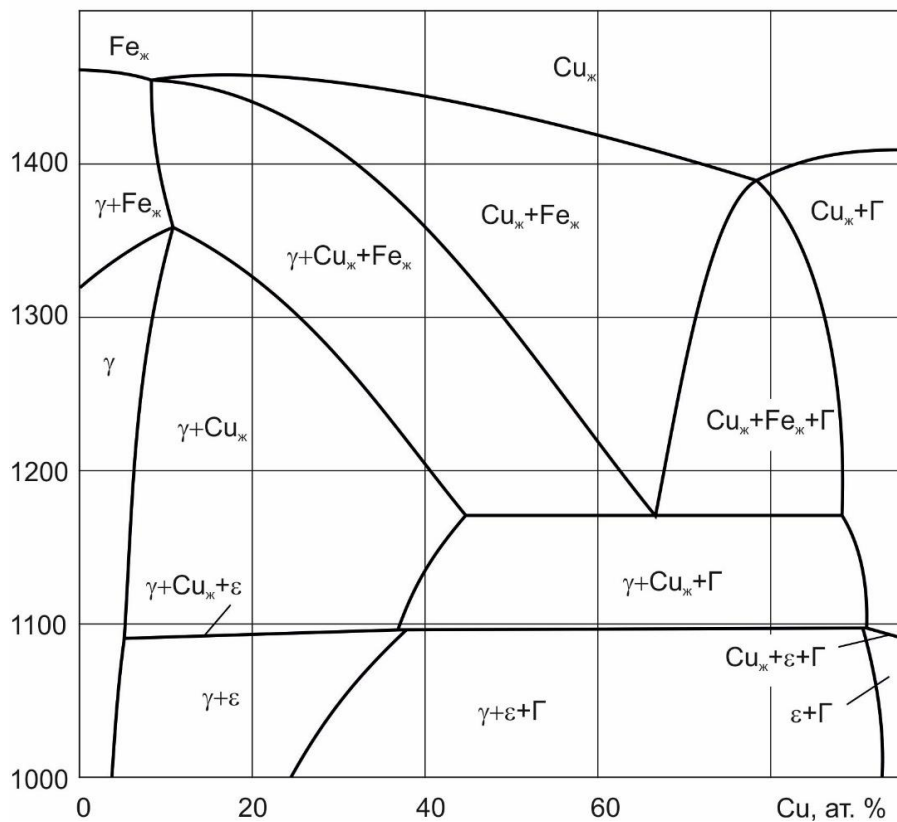


Рисунок 1.6 – Разрез диаграммы $Fe\text{-Cu-C}$ при 5 мас. % углерода [130]

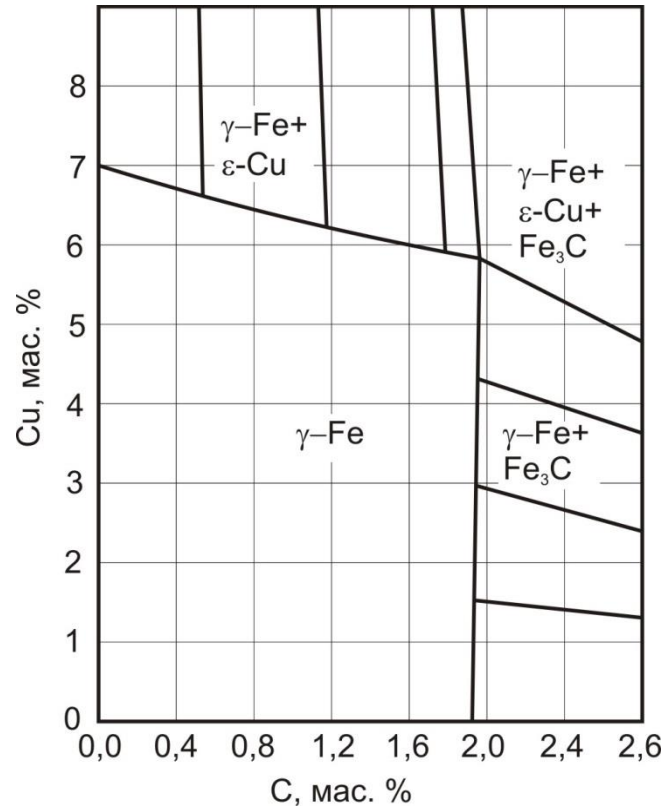


Рисунок 1.7 - Железный угол изотермического разреза диаграммы *Fe-Cu-C* при 1100 °C [132].

С повышением содержания углерода увеличивается также растворимость меди в аустените. Этот эффект четко проявляется при сопоставлении сплавов 5 мас % (рисунок 1.6) углерода. Если при температуре ~ 1150 °C в сплаве, содержащем 3 % C, в аустените растворяется ~ 4 % Cu, то в сплаве с 5 % C при этой же температуре в аустените растворяется более 45 % Cu.

1.3.2 Растворимость меди в железоуглеродистых сплавах в присутствии дополнительных легирующих элементов

Медь - один из основных компонентов, позволяющих значительно снизить коэффициент трения железоуглеродистых сплавов. Однако ее низкая растворимость в железе, являющаяся причиной образования крупных агломератов, резко снижает комплекс механических свойств сплава [35]. Решение отмеченной проблемы возможно путем дополнительного легирования сплава химическими элементами, увеличивающими растворимость меди в железе [134].

Анализ литературных данных свидетельствует о влиянии различных легирующих элементов на процесс растворения меди [135]. При высоких температурах марганец и никель снижают концентрацию меди в γ -Fe, а небольшие добавки олова и сурьмы наоборот, увеличивают ее (рисунок 1.8).

Из совокупности элементов, влияющих на растворимость меди в железе, особо следует выделить алюминий, который способствует расширению области существования α -Fe, что является результатом существенного увеличения растворимости меди в сплаве (рисунок 1.9).

Диаграмма состояния Fe-Cu-Al, представленная на рисунке 1.9, показывает, что введение в сплав 10 % алюминия при температуре 600 °C обеспечивает растворение до 5 % меди. Добавки алюминия, даже в небольших количествах,

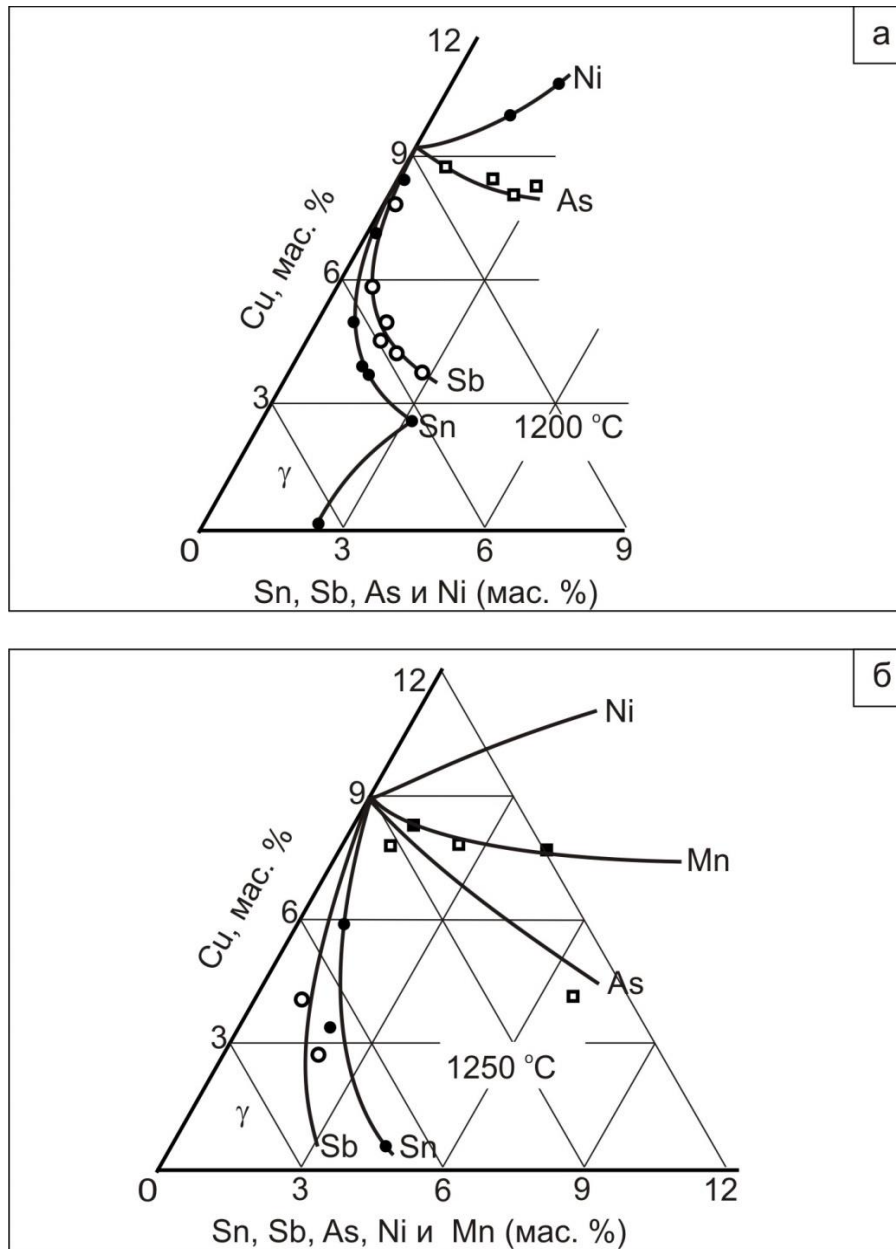


Рисунок 1.8 - Влияние химических элементов на растворимость меди в аустените. а – по данным *Meiford D. A.*, б – по данным *Salter W. J. M.* [135].

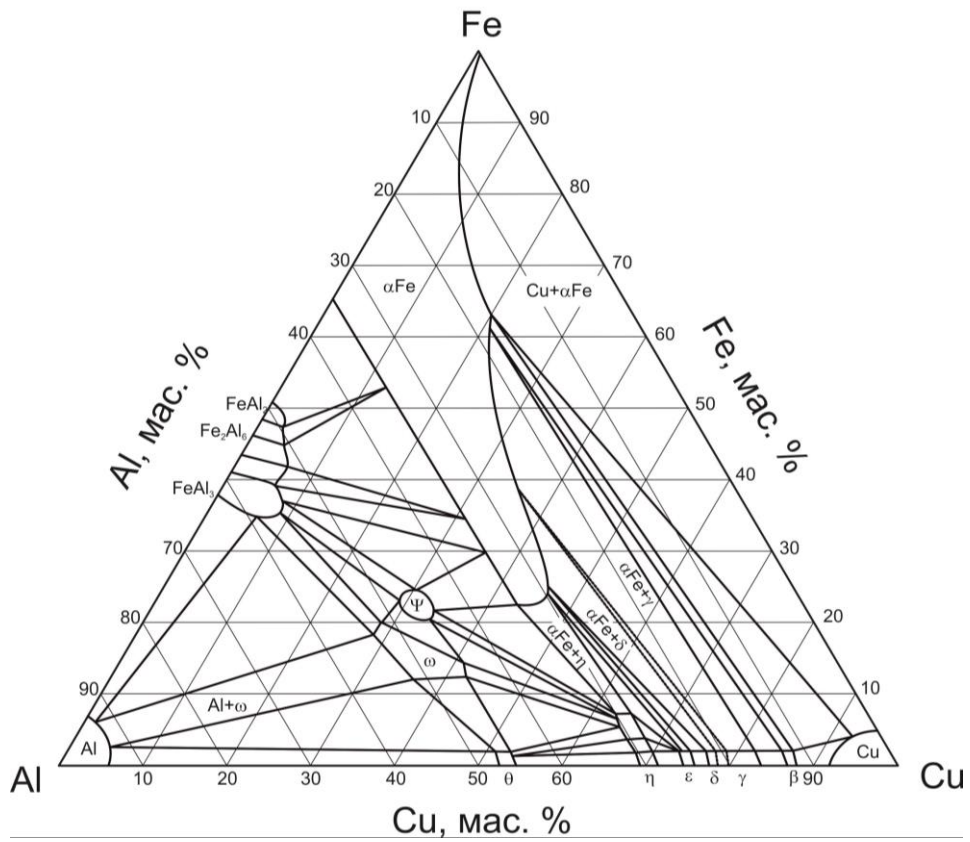


Рисунок 1.9 – Изотермический разрез диаграммы состояния *Fe-Cu-Al* при 600 °C [134].

значительно повышают предел прочности чугуна [136-138]. Чугуны, легированные алюминием в количестве до 3 мас. %, обладают более высокими показателями коррозионной стойкости по сравнению с нелегированными сплавами [139-141]. Следует подчеркнуть, что положительное влияние алюминия наблюдается лишь в сплавах, содержащих до 6 мас. % меди [139]. Высокая концентрация меди, даже в присутствии алюминия, приводит к формированию крупных включений, увеличение объемной доли которых оказывает негативное влияние на комплекс механических свойств сплавов.

С целью увеличения концентрации меди в железоуглеродистых сплавах и обеспечения равномерности ее распределения по всему объему материала необходимо ограничивать содержание таких элементов как никель и марганец. При разработке высококачественных антифрикционных сплавов особое внимание следует уделить углеродистым сталям заэвтектоидного состава, либо чугунам доэвтектического состава. Необходимо учитывать также, что дополнительное легирование алюминием не только увеличивает растворимость меди в железе, но и приводит к повышению прочностных свойств сплавов.

1.3.3 Структурные особенности чугунов, легированных медью

В структуре чугунов, легированных медью, можно найти все структурные составляющие, характерные для нелегированных чугунов в отсутствии меди. Особенности строения этих составляющих и влияние их на свойства чугунов описано в разделе 1.2.2. Главной особенностью железоуглеродистых сплавов, легированных медью, является наличие в них включений ϵ -меди. В зависимости от содержания в сплаве меди отмеченные включения могут иметь размер от нескольких нанометров до нескольких миллиметров [35]. Значительное влияние на свойства материалов оказывают мелкодисперсные частицы ϵ -меди, которые могут быть

сформированы как в процессе кристаллизации сплавов [35; 97; 142-144], так и на стадии старения [145-153] либо радиационного облучения материала [154-156]. По данным авторов работы [157-159] наноразмерные и субмикронные выделения ε -Cu формируются по диффузионному механизму. Преимущественно атомы меди склонны к выделению на межфазных границах либо дефектах структуры. В работах [152; 160-163] отмечается, что выделения ε -меди, подобно карбидам, возникают на мигрирующих межфазных границах «феррит – аустенит».

Анализируя проблему формирования структуры сплавов типа «Fe-Cu-C», следует отметить противоречивость представлений, сформированных различными специалистами. Общепринятой теории, касающейся механизмов выделения частиц ε -меди, нет. Ниже отражены данные, относящиеся к выделению частиц ε -Cu при температурах ниже линии, соответствующей эвтектоидному превращению.

Охлаждение сплава до температуры ниже эвтектоидного превращения сопровождается снижением содержания меди в α -железе. В соответствии с данными математического моделирования, представленными в работе [164], на начальном этапе в решетке ОЦК-железа возникают локализованные микрообъемы, содержащие ~ 50...70 % меди. Снижение температуры сплава приводит к увеличению размеров этих микрообъемов. Расчеты показали [164], что при размере обогащенных медью микрообъемов менее 6,4 нм они могут быть перерезаны движущимися дислокациями. При дальнейшем росте медистых выделений и достижении ими размера более 6,4 нм решетка меняется на ГЦК, характерную для меди. Движущиеся дислокации при встрече с такими выделениями в соответствии с расчетными данными огибают их [164].

С уменьшением скорости охлаждения размер выделений возрастает. Обычно частицы, выделяющиеся в сплавах на этапе литья, имеют размер ~ 20...30 нм. Выделяются они как в ферритных зернах, так и в ферритной матрице перлита [35;

97]. По данным авторов работы [35] последующий рост этих выделений в процессе длительного старения приводит к образованию выделений в форме стерженьков.

Структура железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием меди (более 6 %) практически не исследовалась, поскольку промышленное использование таких сплавов считается нерациональным. В то же время исследование структурных особенностей железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием меди могло бы позволить объяснить природу процесса выделения фазы ϵ -Cu во всем диапазоне размеров.

Влияние меди на структуру чугуна носит сложный характер и не сводится лишь к появлению в структуре сплава фазы на основе меди. Обсуждая отмеченную проблему, необходимо учитывать также роль меди в отбеливании чугунов.

Характер влияния меди на процессы, связанные с образованием в чугунах цементита, отражен на рисунке 1.10 [35; 93]. Представленные кривые соответствуют результатам, полученным при выполнении двух экспериментов. Разница в глубине отбеленных слоев, зафиксированных на рисунке, обусловлена различиями в условиях выплавки материалов. При этом характер изменения глубины отбеленных слоев в исследованных чугунах принципиально не отличается. Повышение содержания меди до $\sim 4...5$ % сопровождается снижением глубины отбеленных слоев. При более высоких концентрациях меди склонность к отбелу возрастает (рисунок 1.10). Природа данного явления до конца не ясна.

С другой стороны, с повышением содержания меди увеличивается дисперсность перлита [97]. Количественно оценить это явление затруднительно из-за сложности методики определения анализируемого показателя [35; 20; 93; 94; 165]. Экспериментально зафиксировано, что малые добавки меди (до 2 %) в чугун сопровождаются значительным ростом объемной доли перлита [35; 166]. Исходя из анализа полученных данных, можно сделать вывод о необходимости более

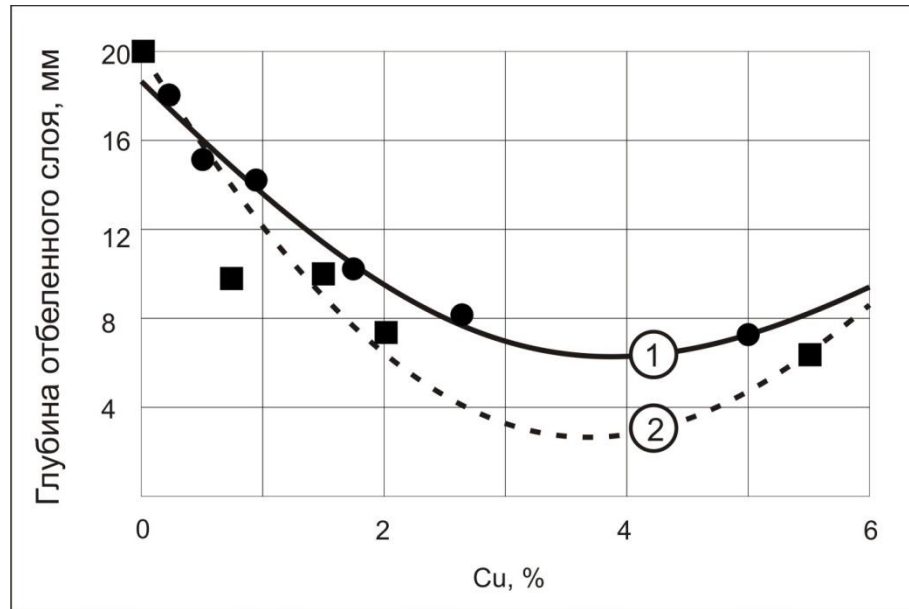


Рисунок 1.10 – Влияние содержания меди в сером чугуна на глубину отбеленного слоя, 1 – данные работы [93], 2 – данные работы [35]

подробного изучения влияния меди на процессы графитизации и отбеливания чугунов.

1.3.4 Механизмы упрочнения сплавов системы $Fe-C-Cu$

В данном разделе проведен анализ дислокационных механизмов упрочнения материалов на примере высокоуглеродистых сталей и чугунов, легированных медью. Введение меди в эти сплавы отражается на состоянии твердых растворов и дислокационной структуре материалов, сопровождается выделением дисперсных частиц, приводит к изменению размеров структурных составляющих. Результатом этих структурных преобразований является изменение и механических свойств сплавов, в том числе показателей прочности. Ниже приведен анализ дислокационных механизмов железоуглеродистых сплавов, легированных медью.

В общем случае предел текучести рассматривается как величина, уровень которой определяется рядом структурных факторов [167]:

$$\sigma_T = f(\sigma_{\Pi}, \sigma_{\text{д}}, \sigma_{\text{р}}, \sigma_{\text{ф}}, \sigma_{\text{з}}), \quad (1.1)$$

где:

σ_{Π} – напряжение Пайерлса – Набарро, или напряжение трения кристаллической решетки, которое должна преодолеть движущаяся в ней дислокация;

$\sigma_{\text{д}}$ – напряжение сопротивления движению дислокаций за счет других дислокаций;

$\sigma_{\text{р}}$ – упрочнение растворенными атомами;

$\sigma_{\text{ф}}$ – упрочнение дисперсными фазами;

$\sigma_{\text{з}}$ – упрочнение сплава микроструктурными барьерами в виде границ зерен, находящихся на пути движения дислокаций.

Основными механизмами упрочнения легированных медью железоуглеродистых сплавов являются упрочнение границами зерен (σ_z), дисперсными фазами (σ_ϕ) и растворенными атомами (σ_p) [35].

Анализируя роль механизма Пайерлса - Набарро (σ_{Π}), следует отметить его относительно слабое влияние на уровень предела прочности ферритной матрицы. Анализ данных, приведенных в различных литературных источниках [168-170], свидетельствует о том, что вклад этого механизма составляет $\sim 15 - 35$ МПа.

Механизм упрочнения, обозначенный символом σ_d , предполагает, что на перемещение дислокаций, т.е. на предел текучести сплава влияние оказывают другие дислокации, находящиеся рядом. Роль этого механизма особенно велика в сплавах, подвергнутых пластической деформации в холодном состоянии. Анализируемые в данной работе сплавы, в первую очередь чугуны, легированные медью, пластической деформации не подвергаются. Следовательно, механизм σ_d в них не является доминирующим. Тем не менее, игнорировать его нельзя, поскольку введение меди в железоуглеродистые сплавы сопровождается формированием дисперсных фаз, вблизи которых плотность дислокаций повышена. Дислокации, возникающие в сплавах, могут располагаться хаотично, в виде «леса», либо объединяться в построения в форме ячеек или субзеренных границ. Анализ изображений, полученных с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии, позволяет сделать вывод о том, что в легированных медью сплавах, полученных по технологии литья, дислокации выглядят в виде «леса» [153; 156].

Количественно упрочнение, обусловленное присутствием в металлической матрице дислокаций леса плотностью ρ , описывается зависимостью:

$$\sigma_{д.л} = \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (1.2)$$

где α – коэффициент, зависящий от природы металла, кристаллографической ориентировки; G – модуль сдвига матрицы; b – вектор Бюргерса дислокации.

Учитывая технологические особенности получения и обработки железоуглеродистых сплавов, легированных значительным количеством меди, нет оснований полагать, что механизм упрочнения, основанный на увеличении плотности дислокаций может быть достаточно эффективным по отношению к другим альтернативным механизмам.

Твердорастворное упрочнение (σ_p) в сплавах системы *Fe-C-Cu* может оказывать более существенное влияние на предел текучести по сравнению с описанными выше механизмами, обозначенными символами σ_{II} и σ_d [17].

Применительно к высокоуглеродистым сталям и чугунам с медью следует рассмотреть влияние каждого из компонентов. Согласно теории Мотта и Набарро упрочнение сплава происходит за счет разницы в размерах атомов растворенного элемента и растворителя [167]. Величина прироста прочностных свойств определяется концентрацией растворенных атомов и параметром несоответствия атомов растворенного вещества и растворителя (1.3):

$$\sigma_{p(MH)} = C_b \varepsilon^{4/3} G \alpha, \quad (1.3)$$

где C_b – атомная концентрация элемента, растворенного в матрице сплава; G – модуль сдвига матрицы; α – коэффициент, зависящий от других характеристик элементов матрицы; ε – параметр размерного несоответствия атомов примеси и матрицы, рассчитываемый по формуле:

$$\varepsilon = \frac{d_{ат.м.} - d_{ат.п.}}{d_{ат.м.}}, \quad (1.4)$$

где: $d_{ат.м.}$ – диаметр атома матричного материала; $d_{ат.п.}$ – диаметр атома примесного материала.

Углерод обладает малым значением атомного радиуса (0,91 Å) по сравнению с α -железом. Параметр атомного несоответствия между железом и углеродом ε составляет 0,68. Для пары *Fe-Cu* этот параметр находится на уровне 0,55.

Механизм твердорастворного упрочнения может быть описан также на основе подхода, предложенного Флейшером [167] и учитывающего модули упругости матричного и растворенного материала:

$$\sigma_{р.Фл} = (G\delta^{3/2}C_b^{1/2})/760, \quad (1.5)$$

где $\sigma_{р.Фл}$ – твердорастворное упрочнение по Флейшеру; G – модуль сдвига матрицы; C_b – атомная концентрация растворенного элемента; δ – показатель несоответствия атомных модулей упругости матрицы и примеси.

Один из наиболее значимых параметров уравнения (1.1) для сплавов системы *Fe-C-Si* связан с механизмом σ_{ϕ} , основанным на упрочнении сплавов дисперсными фазами [35]. Функцию барьеров на пути движущихся дислокаций в железоуглеродистых сплавах, легированных медью, выполняют карбидные частицы [167], а также мелкодисперсные выделения ϵ -меди [35].

В соответствии с известными представлениями прирост прочностных свойств, обусловленный присутствием дисперсных фаз, основан на проявлении трех составляющих:

$$\sigma_{\phi} = \sigma_{\phi.X} + \sigma_{\phi.Н.М} + \sigma_{\phi.Ор}, \quad (1.6)$$

где:

$\sigma_{\phi.X}$ – упрочнение по механизму Хирша, учитывающему эффект образования дислокационных призматических петель;

$\sigma_{\phi.Н.М}$ – упрочнение по механизму Николсона-Мотта, в соответствии с которым движущаяся дислокация перерезает частицу, встречающуюся на пути движения. По данным математического моделирования в сплавах системы *Fe-C-Si* этот механизм реализуется при размерах медьсодержащих микрообъемов до 6,4 нм [164].

$\sigma_{\text{ф.Ор}}$ – упрочнение по механизму Орована, предусматривающему взаимодействия дислокаций с частицами, сопровождающемуся образованием дислокационных петель.

Механизм Орована является наиболее вероятным для легированных медью железоуглеродистых сплавов. В соответствии с его сутью движущиеся дислокации взаимодействуют с частицами с образованием петель. Для того чтобы фронт дислокации преодолел имеющиеся на ее пути дисперсные фазы необходимо приложить некоторое напряжение $\sigma_{\text{ф.Ор}}$. Величина этого напряжения рассчитывается по формуле, учитывающей различия в поведении винтовых и краевых дислокаций:

$$\sigma_{\text{ф.Ор}} = 0.85 \frac{Gb}{2\pi D} \ln \left(\frac{x}{r_0} \right), \quad (1.7)$$

где: G – модуль сдвига матрицы; b – вектор Бюргерса; D – среднее расстояние между частицами; x – размер частицы; r_0 – внутренний радиус ядра дислокации.

Формула справедлива для дислокаций винтовой конфигурации. При расчете дислокаций краевого типа в знаменателе появляется множитель $(1 - \nu)$, где ν – коэффициент Пуассона [167].

Кроме того, существенное влияние на предел текучести сплавов системы *Fe-C-Si* оказывает механизм упрочнения, обусловленный влиянием границ зерен. В уравнении (1.1) этот механизм обозначен символом σ_3 . Чем чаще на пути скользящих дислокаций встречается барьеры в виде высокоугловых границ, т.е. чем меньше размер зерен в сплаве, тем большее напряжение необходимо для продвижения дислокаций по плоскости скольжения [171].

В пластинчатом перлите функцию барьеров на пути движущихся дислокаций выполняют пластины цементита. Введение меди увеличивает дисперсность перлита, что вносит существенный вклад в упрочнение сплава [35; 94]. Уравнение Холла – Петча позволяет количественно оценить вклад границ зерен в предел текучести:

$$\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2}, \quad (1.8)$$

где: σ_T – предел текучести сплава; σ_0 – напряжение сопротивления движению дислокаций, обусловленное влиянием механизмов упрочнения, обозначенных символами $\sigma_{П}$, $\sigma_{д}$, $\sigma_{р}$, $\sigma_{ф}$, K – коэффициент, учитывающий напряжение, которое необходимо для генерирования дислокаций в соседних зернах; d – средний диаметр зерна или путь свободного пробега дислокации в ферритном промежутке перлита.

Анализ механизмов упрочнения сплавов системы *Fe-C-Cu*, в частности чугунов, позволяет сделать вывод о том, что увеличение содержания меди является эффективным способом повышения предела текучести. Основной вклад в упрочнение сплава связан с увеличением дисперсности перлита и ростом объемной доли наноразмерных частиц ϵ -меди. Упрочняющее влияние медистых включений проявляется, вероятно, через механизм Орована. Учитывая тот факт, что легирование чугуна алюминием сопровождается ростом растворимости меди в железе, можно ожидать также повышение роли механизма упрочнения сплава растворенными атомами.

Во многих работах [120; 166; 172; 173; 174-176] отмечается рост твердости чугуна при повышении содержания меди, что обусловлено проявлением описанных выше механизмов упрочнения. Предел прочности в условиях растяжения зачастую также возрастает. В случае легирования медью высокопрочного чугуна при добавлении даже 1 % меди прирост значений σ_b может составлять 100...200 МПа [166; 173; 175]. В большинстве работ отмечается, что максимальный предел прочности чугуна соответствует содержанию ~3 % меди. В то же время в некоторых случаях предел прочности возрастал и при превышении содержания меди более 3 % [35]. Необходимо учитывать также экспериментальные данные, в соответствии с которыми повышение содержания меди сопровождается падением предела прочности чугунов в условиях растяжения [120]. Исходя из вышесказанного, можно

сделать вывод о том, что вопросы, связанные с влиянием меди на механические свойства чугунов, требуют более полного и системного анализа.

1.4 Выводы

Анализ литературных данных, рассмотренных в первом разделе, позволяет сделать следующие выводы.

1. Интенсивное изнашивание в процессе эксплуатации является одной из причин выхода из строя многих видов горно-шахтного, строительного, сельскохозяйственного оборудования. Разработка новых износостойких материалов и поиск технических решений, способствующих повышению долговечности пар трения, представляет собой актуальную техническую проблему, решение которой позволяет в значительной степени снизить затраты на эксплуатацию дорогостоящего оборудования.

2. При проектировании крупногабаритных подшипников скольжения особые требования предъявляются к материалам, из которых выполняются втулки. Наиболее важные из них связаны с необходимостью снижения коэффициента трения, обеспечения требуемого уровня прочностных свойств, подбором экономичных материалов. В настоящее время одними из наиболее часто применяемых материалов для изготовления втулок являются сплавы на основе меди, в частности бронзы различного химического состава. Обладая высокими триботехническими свойствами, эти сплавы характеризуются относительно низким уровнем прочности и высокой стоимостью.

3. Анализ литературных данных свидетельствует о возможности устранения недостатков, характерных для бронз, путем замены их на более экономичные сплавы на основе железа, в частности на чугуны. Основные недостатки, характерные для

чугунов, обусловлены более высокими значениями коэффициента трения в паре со сталью (по сравнению со сплавами на основе меди), а также низкими показателями коррозионной стойкости.

4. Одним из технических решений, позволяющим улучшить триботехнические свойства и повысить коррозионную стойкость чугунов, является легирование их медью. Влияние меди на механические свойства чугунов и сталей подробно изучено для относительно малых концентраций легирующего компонента. Объем исследований сплавов, характеризующихся повышенным содержанием меди, ограничен, что не позволяет сделать однозначные выводы о роли этого элемента в формировании комплекса свойств сплавов.

5. Дополнительное легирование железоуглеродистых сплавов алюминием является решением, позволяющим увеличить растворимость меди в железе, активизировать механизм твердорастворного упрочнения и повысить прочностные характеристики материалов.

6. Присутствие меди в чугунах является важным фактором, определяющим процессы их графитизации и отбеливания. Особенности их проявления оказывают существенное влияние на структуру и механические свойства чугунов триботехнического назначения. В литературе отмеченный фактор анализируется недостаточно подробно.

7. Комплекс механических и триботехнических свойств железоуглеродистых сплавов, легированных медью, в значительной степени определяется присутствием в сплавах фазы ϵ -Cu. Особенности выделения этой фазы в различных условиях обработки материалов до конца не выявлены. Не описаны детали формирования частиц ϵ -Cu и закономерности их распределения в структурных составляющих чугунов и сталей. Целесообразно проведение комплекса дополнительных исследований, ориентированных на получение новых данных о процессах структурообразования в железоуглеродистых сплавах при легировании их медью.

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Диссертационная работа направлена на разработку и исследование материалов на основе железоуглеродистых сплавов, которые могут быть использованы для изготовления элементов узлов трения скольжения, эксплуатирующихся при высоких удельных нагрузках. Такими сплавами являются заэвтектоидные стали и доэвтектические чугуны. Легируя железоуглеродистые сплавы медью и алюминием, можно повысить их антифрикционные свойства. При использовании модифицирования появляется возможность увеличить прочностные характеристики этих материалов.

В данном разделе описаны методики, которые были использованы для решения задач, поставленных в диссертационной работе. При разработке антифрикционных материалов, предназначенных для использования в тяжело нагруженных узлах трения скольжения, основной упор был сделан на изучение зависимостей коэффициента трения скольжения от удельной нагрузки. Зависимости такого типа позволяют оценить поведение материала в различных условиях эксплуатации. В работе оценивалось также влияние содержания меди на твердость, предел прочности при растяжении и износостойкость железоуглеродистых сплавов, высокий уровень которых необходим для надежной работы механизмов.

Структурные исследования материалов были выполнены с использованием методов световой, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Железоуглеродистые сплавы, легированные медью, содержат наноразмерные медьсодержащие частицы [35; 126; 110-116; 145; 152-156; 161; 162; 177]. Наибольшую информативность при их изучении обеспечивают методы просвечивающей электронной микроскопии, применению которых уделялось особое внимание.

2.1 Материалы исследования

В работе были исследованы антифрикционные материалы на основе железоуглеродистых сплавов с медьсодержащими включениями. Материалы получены легированием железоуглеродистых сплавов медью и алюминием. Для повышения механических свойств использовалось модифицирование магнием, кальцием и тугоплавкими частицами.

Содержание углерода в исследуемых сплавах составляло 2...3,5 %. Такому содержанию углерода соответствуют заэвтектоидные стали и доэвтектические чугуны. Эти материалы характеризуются лучшим комплексом антифрикционных и механических свойств из всех железоуглеродистых сплавов [12; 13]. Необходимость исследования сплавов столь широкого диапазона по содержанию углерода связана с тем, что заэвтектоидные стали обладают высокими прочностными характеристиками, а чугуны более высокими антифрикционными свойствами.

Содержание меди в исследуемых сплавах изменяли в пределах от 0 до 15 мас. %. С целью уменьшения ликвации меди, повышения твердости и коррозионной стойкости в состав материалов вводили алюминий. На основании анализа диаграммы состояния *Fe-Al* содержание алюминия не превышало 3 %. При более высоком содержании алюминия возрастает твердость сплавов в связи с появлением в их структуре алюминидов железа и сложных карбидов.

При проведении исследований разрабатываемых материалов были поставлены задачи, связанные с изучением влияния содержания меди на структуру и свойства заэвтектоидной стали и на формирование графитовых включений. Поскольку при реализации обычных условий разливки графит в структуре стали не образуется, в ходе экспериментов было проведено внутриформенное модифицирование расплава силикокальцием, позволяющее получить графитизированную заэвтектоидную сталь.

На структуру и свойства железоуглеродистых сплавов существенное влияние оказывают модификаторы на основе поверхностно активных веществ, распределяющиеся на поверхности образующихся кристаллов и замедляющие их рост, а также модификаторы в виде тугоплавких частиц, являющихся центрами кристаллизации [47]. При выполнении данной работы изучали влияние модификаторов обоих типов. В частности, проводилось модифицирование сплавов магнием, силикокальцием, карбидом титана и карбонитридом титана.

Химический анализ материалов, полученных в ходе экспериментов, проведен на оптикоэмиссионном спектрометре ARL-3460. Результаты анализа отливок представлены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Элементный состав отливок

№ эксп.	Маркировка	Модификатор	Конц, %	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Al
1	СЧ0,08Cu	-		2,99	0,51	0,23	0,01	0,01	0,04	0,04	0,08	0,9
	СЧ3,27Cu										3,27	
	СЧ6,57Cu										6,57	
	СЧ14,7Cu										14,7	
2	ЗС0,09Cu	-	-	2,1	0,36	0,29	0,01	0,01	0,03	0,04	0,09	1,2
	ГЗС0,1Cu	SiCa	0,15								0,1	
	ЗС3Cu	-	-								3	
	ГЗС2,97Cu	SiCa	0,15								2,97	
	ЗС6,02Cu	-	-								6,02	
	ГЗС5,03Cu	SiCa	0,15								5,03	
	ЗС8,97Cu	-	-								8,97	
	ГЗС8,76Cu	SiCa	0,15								8,76	

Механические и антифрикционные свойства разрабатываемых материалов сравнивали с бронзой БрА9Ж3Л (ГОСТ 493) [26] и антифрикционным чугуном АЧС-1 (ГОСТ 1585) [93, 178-179]. Выбор контрольных материалов обусловлен тем, что данные сплавы используются для производства втулок крупногабаритных тяжело нагруженных узлов трения скольжения. В таблице 2.2 представлен состав и механические свойства контрольных материалов. Для анализа влияния алюминия,

присутствующего в составе разрабатываемых материалов, использовался чугун, содержащий 10 % меди.

Таблица 2.2 - Элементный состав и свойства контрольных материалов

Маркировка отливки	Химический состав											Твердость, НВ	Предел прочности при растяжении, МПа
	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Cu</i>	<i>Al</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>		
БрА9ЖЗЛ	-	-	-	-	-	-	-	Ост.	9,51	2,9	-	100	379
АЧС-1	3,5	1,1	1,95	1,27	0,09	-	0,24	1,62	-	Ост.	-	186 - 241	115
СЧ+10 % <i>Cu</i>	3,3	0,6	3,0	0,3	0,6	3,1	0,6	10,8	-	Ост.	-	100	-

2.2 Получение отливок железоуглеродистых сплавов, легированных медью и алюминием, в формах из песчано-жидкостекольной смеси

Песчано-жидкостекольные смеси широко применяются при получении различных отливок. В данной работе эта технология использована как одна из наиболее доступных и простых. Литейные технологии были реализованы на базе предприятия ООО «Центролит-С» в г. Новосибирске. Металл плавил в индукционной печи ОКБ-281 с емкостью тигля 750 кг. Отливки были получены в промышленных масштабах в условиях реального производства.

При плавке железоуглеродистых сплавов важную роль играет объем расплавленного металла. Материал в процессе плавки контактирует с футеровкой тигля, насыщаясь присутствующими в ней элементами. Чем больше объем тигля печи, тем меньше химических элементов и неметаллических включений попадает из футеровки в расплав. Для получения сплава с низким содержанием кремния использовалась кислая футеровка тигля печи. Разливка металла производилась из ковша емкостью 200 кг. Большие объемы металла в ковше обеспечивали одинаковые температурные условия для всех отливок, получаемых в ходе одного эксперимента.

Процессы плавки чугунов и сталей проводились в одинаковых условиях. В качестве шихтовых материалов использовались сталь 20 и углеродсодержащий термообработанный материал марки МГ(0-2) (ТУ 1914-00194042-026-01). В процессе выплавки первыми компонентами, помещенными в тигель в твердом состоянии, являлись сталь и углеродсодержащий материал. Легирующие элементы вводились в расплав. Перед введением легирующих элементов расплав был рафинирован жидким шлаком. В состав шлака входила негашеная известь (ГОСТ 9179-77) и соединение $SiCa$ (ГОСТ 4762-71).

Отливки для изготовления образцов получали с использованием литейных форм (рисунок 2.1). Форма, представленная на рисунке 2.1а, предназначена для изготовления образцов на одноосное статическое растяжение, проведение структурных и дюрOMETрических исследований. Для оценки степени отбела чугуна с разным содержанием меди использовались цилиндрические формы, в нижней части которых располагался «холодильник». Функцию этого элемента выполняла металлическая плита (б на рисунке 2.1 б).

С целью получения графитизированной заэвтектоидной стали проводилось внутриформенное модифицирование расплава. При реализации этого процесса пакет с модификатором помещался между двумя керамическими фильтрами (рисунок 2.1). Расчет концентрации модификатора производился на 20 кг расплава. Преимуществом отмеченного решения является отсутствие возможности всплытия модификатора и равномерное распределение частиц в расплаве.

2.3 Термическая обработка железоуглеродистых сплавов, легированных медью

Ряд задач, которые решались в представленной работе, были связаны с термической обработкой полученных сплавов. Для выяснения особенностей растворения и последующего выделения медистых включений проведены

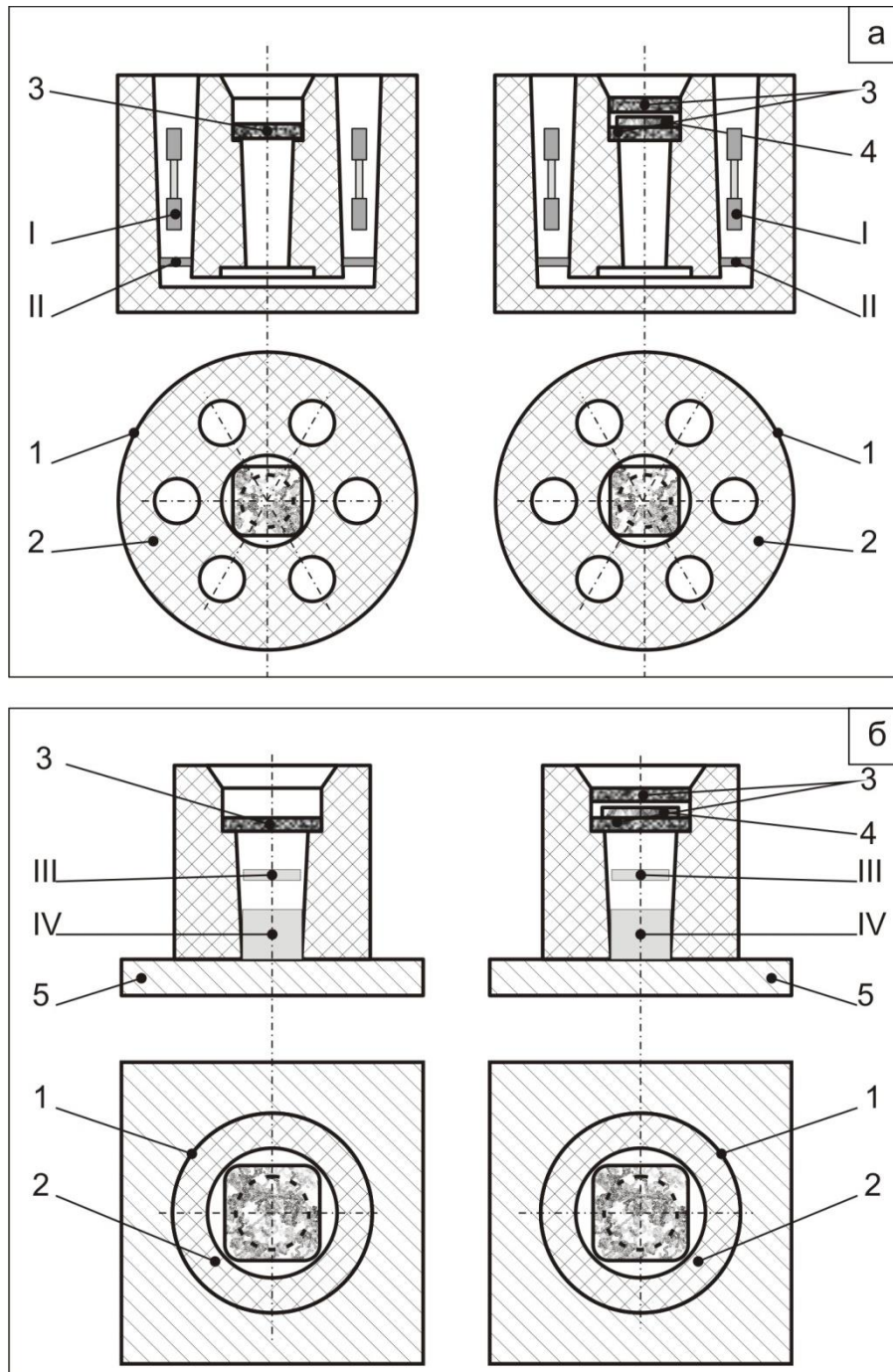


Рисунок 2.1– Литейные формы, используемые для изготовления образцов (а – для механических испытаний, б – для оценки антифрикционных свойств и определения степени отбела чугуна).

1 – опока; 2 – песчано-жидкостекольная смесь; 3 – керамические фильтры; 4 – пакет с модификатором; 5 – металлическая плита.

Римскими цифрами показаны места отливки, в которых производился отбор проб на одноосное статическое растяжение (I), структурные исследования (II, III), исследования антифрикционных свойств (III) и определение степени отбела (IV)

эксперименты по закалке материалов. Объектами исследования являлись плоские образцы размерами 20x20x5 мм, вырезанные из литых чугуновых заготовок, содержащих 14,7 % меди. Образцы нагревались до температуры 1000 и 1120 °С, выдерживались в течение 10 минут и подвергались ускоренному охлаждению в воде.

Одно из требований, предъявляемых к материалам, которые используются для изготовления втулок, входящих в пару скольжения, связано с необходимостью обеспечения твердости на уровне, не превышающей твердость вала. Выполнение этого требования предполагает устранение в материале втулки крупных карбидных частиц. Такой подход позволяет снизить износ вала, стоимость которого, как правило, выше, чем сопряженной с ним втулки. Техническим решением, позволяющим избавиться от кристаллов первичного цементита и снизить твердость чугуна, является графитизирующий отжиг. Учитывая изложенное, в работе были проведены исследования отожженных образцов. Термическая обработка легированных медью чугунов была проведена при температуре 1000 °С в течение 2 часов с охлаждением образцов до 300 °С вместе с печью и окончательным охлаждением на воздухе.

2.4 Структурные исследования

В ходе выполнения диссертационной работы особое внимание уделялось исследованию влияния меди на структуру железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода. Оценку степени отбела чугуна осуществляли методом макроанализа. Микроструктуру материалов исследовали методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии (РЭМ). Метод РЭМ был использован также для проведения фрактографических исследований образцов после механических испытаний и для определения химического состава обособленных медьсодержащих включений в полученных железоуглеродистых сплавах.

Наноразмерные включения на основе меди и особенности их взаимодействия с дислокациями исследованы посредством просвечивающей электронной микроскопии. Проведенные структурные исследования позволяют объяснить влияние меди на механические свойства железоуглеродистых сплавов.

2.4.1 Оптическая металлография

При выполнении работы метод световой микроскопии был реализован на микроскопе *Carl Zeiss Axio Observer A1m*. Образцы для проведения микроструктурных исследований готовились по стандартной технологии. Механическая резка производилась на станке для резки металлов *Struers Minitom* на малых скоростях подачи в условиях интенсивного охлаждения области резания. С целью изготовления металлографических шлифов был использован пресс для заливки образцов *Simpli Met 1000*. Процессы шлифования и полирования шлифов выполняли на автоматическом полировальном станке *Labo Pol - 5*. Для шлифования использовали абразивные шкурки разной зернистости с постепенным уменьшением размера абразивных частиц. Полирование осуществлялось с применением эмульсий, содержащих абразивные частицы.

Оценка распределения, формы, размеров и объемной доли графита выполнялась на нетравленных шлифах. Для проведения анализа фазового состава образцы подвергались химическому травлению в четырехпроцентном спиртовом растворе HNO_3 методом окунания [180–184]. На основании анализа результатов структурных исследований оценивалась объемная доля и размеры фаз.

Структурный анализ сопровождался построением гистограмм распределения фаз (для микро- и наноразмерных медьсодержащих включений). Анализ размеров частиц производился с использованием программы *ImageJ* по снимкам, сделанным

на оптическом и просвечивающем электронном микроскопах. При построении каждого распределения выборка составляла не менее 10 000 измерений.

2.4.2 Анализ макроструктуры

Для определения влияния меди на склонность к отбелу чугуна заливался в литейные формы, установленные на металлическую плиту. Благодаря такой технологической схеме нижняя часть чугунной отливки охлаждалась ускоренно. Оценку степени отбела выполняли на продольных шлифах (рисунок 2.2). Структуру материала выявляли методом химического травления. Функцию травителя выполнял четырехпроцентный спиртовой раствор HNO_3 . Количественным критерием склонности чугуна к отбелу являлась толщина слоя белого чугуна в нижней части отливки, контактирующей с поверхностью металлической плиты.

2.4.3 Рентгенофазовый анализ

Фазовый анализ полученных сплавов исследовали с использованием рентгеновского θ - θ дифрактометра *ARL X'TRA*. Источником рентгеновского излучения являлась медная рентгеновская трубка (напряжение 40 кВ, ток 40 мА). Анализ материалов выполняли в геометрии отраженного излучения. Монохроматизация первичного и отраженного излучения источника не использовалась [185]. Средняя величина длины волны пучка λ , фиксируемой энергодисперсионным *Si(Li)* детектором, составляла 0,15406 нм. Дифракционные картины регистрировали в режиме времени ($t = 1 \dots 5$ с) с шагом $\Delta 2\theta = 0,02$ и $0,05^\circ$.

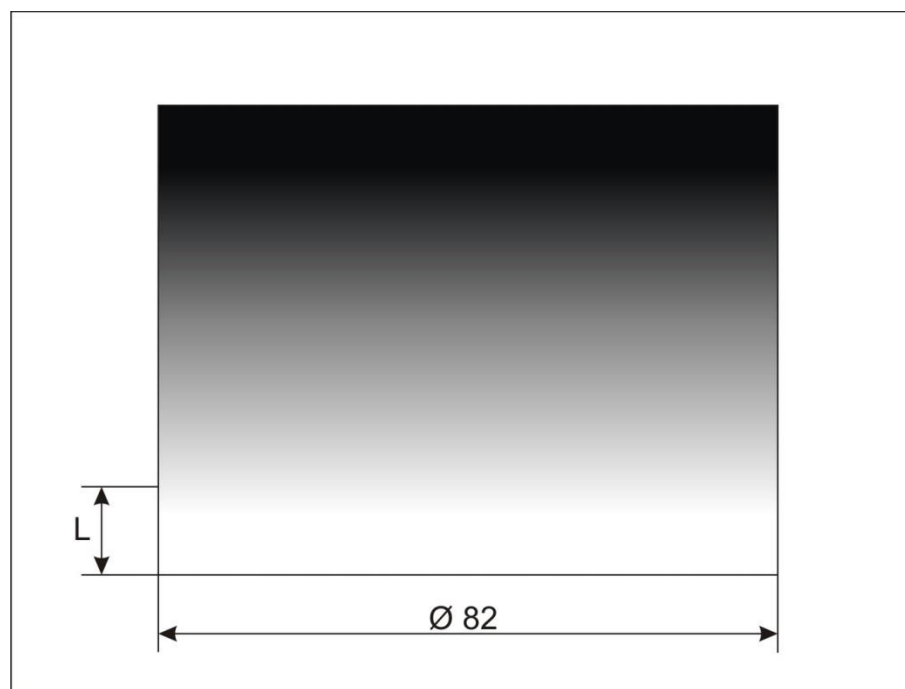


Рисунок 2.2 – Схема шлифа, получаемого из цилиндрического образца для определения склонности чугуна к отбелу. L – глубина отбеленного слоя

2.4.4 Исследования материалов методами растровой электронной микроскопии

Анализ структуры литых образцов и поверхности разрушения после испытаний на статическое одноосное растяжение выполняли на растровом электронном микроскопе *Carl Zeiss EVO 50 XVP*, оснащённом микроанализатором *EDSX-Act*. Благодаря большой глубине резкости прибор позволяет получать высококачественные снимки поверхности разрушения с развитой топографией. При изучении поверхностей разрушения оценивалось содержание хрупкой и вязкой составляющих в изломах и анализировался характер распространения трещины [186]. В отдельных случаях метод растровый электронной микроскопии был использован для исследования металлографических шлифов при увеличениях более 1000 крат [187].

При проведении химического анализа особое внимание уделялось распределению элементов в бронзовых включениях, а также распределению меди в перлите. В случае необходимости выполняли микрорентгеноспектральный анализ состава чугунов (по линиям).

2.4.5 Исследование материалов методами просвечивающей электронной микроскопии

Тонкую структуру литых образцов железоуглеродистых сплавов с разным содержанием меди изучали на просвечивающем электронном микроскопе *FEI Technai G2 TWIN*. Образцами для исследований являлись тонкие фольги, заготовки для которых были вырезаны на установке *Struers Minitom* по режимам, исключающим структурные изменения в анализируемом материале. Скорость подачи в процессе резки заготовок была минимальной, в область резания непрерывно подавалась охлаждающая жидкость. С использованием абразивных

шкурки разной зернистости заготовки утонялись до толщины ~100 мкм. Утонение заготовок в пределах от 200 до 100 мкм выполняли на абразивной бумаге с зернистостью M5\H-00 (по ГОСТ 3647). На следующем этапе на тонких пластинах вышлифовывали лунки со сферической поверхностью. Для выполнения этой операции использовали установку типа *Gatan Dimple Grinder 656*. Методика утонения заключалась в первоначальной обработке фольг на глубину 10 мкм с одной стороны и последующем вышлифовывании лунки с обратной стороны. Операции были реализованы по режимам, минимизирующим толщину наклепанного слоя в процессе шлифования металлических заготовок.

После операций шлифования и полирования в центре фольги толщина заготовки составляла не более 10 мкм. Финишной операцией являлось ионное утонение фольг на установке *Gatan 691 (PIPS)*. Данный способ подготовки образцов для просвечивающей электронной микроскопии весьма рационален, поскольку он позволяет получать высококачественные образцы. Окончательная толщина исследуемых объектов составляла ~ 50...100 нм.

2.5 Оценка механических свойств материалов

Результаты проведенного литературного обзора свидетельствуют о необходимости обеспечения высокого уровня механических свойств антифрикционных материалов, предназначенных для изготовления элементов тяжело нагруженных узлов трения скольжения. Важной операцией являлся контроль твердости, от которой зависит износостойкость материала и предел его прочности при растяжении [156].

Твердость литых материалов измеряли по методу Бринелля в соответствии с ГОСТ 9012 при нагрузке 3000 кг на стальной шарик диаметром 10 мм [189; 190]. Количество измерений на каждом образце было не менее десяти. Твердость по

Виккерсу оценивали в соответствии с ГОСТ 299 на микротвердомере *Wolpert Group 402 MVD* при нагрузке на алмазный индентор 1 Н. Этот метод был использован для оценки свойств отдельных структурных составляющих сплавов. Количество измерений на каждом образце превышало 20.

Предел прочности материалов оценивали при реализации двух схем (одноосного статического растяжения и сжатия образцов) на универсальной сервогидравлической машине типа *Instron 300 DX*. Образцы для растяжения были подготовлены по ГОСТ 1497. В процессе нагружения скорость подвижной траверсы машины растяжения составляла 5 мм/мин. Для проведения испытаний использовались цилиндрические образцы. Образцы для сжатия были подготовлены по ГОСТ 27208. Площадь поперечного сечения в рабочих частях образцов составляла 25 мм². При реализации обеих схем испытаний с целью оценки свойств каждого материала оценивали не менее 6 образцов. Полученные при испытаниях результаты обрабатывались статистически [191-192].

2.6 Изучение антифрикционных свойств материалов

Наиболее важными показателями, характеризующими триботехнические свойства материалов, предназначенных для работы в узлах трения, являются коэффициент трения и износостойкость в условиях трения скольжения. По результатам проведенных исследований были построены зависимости коэффициента трения скольжения (μ) от приложенной нагрузки. Величину μ определяли на машине трения ИИ5018 при реализации схемы "диск – колодка" в условиях смазки элементов пары трения минеральным маслом *LUKOIL STANDART 10W - 40* (рисунок 2.3 а). Частота вращения вала составляла 50 и 300 об/мин. Исследуемые образцы представляли собой сегменты, вырезанные из колец с внутренним диаметром 50 мм и внешним диаметром 68 мм. Ширина сегментов

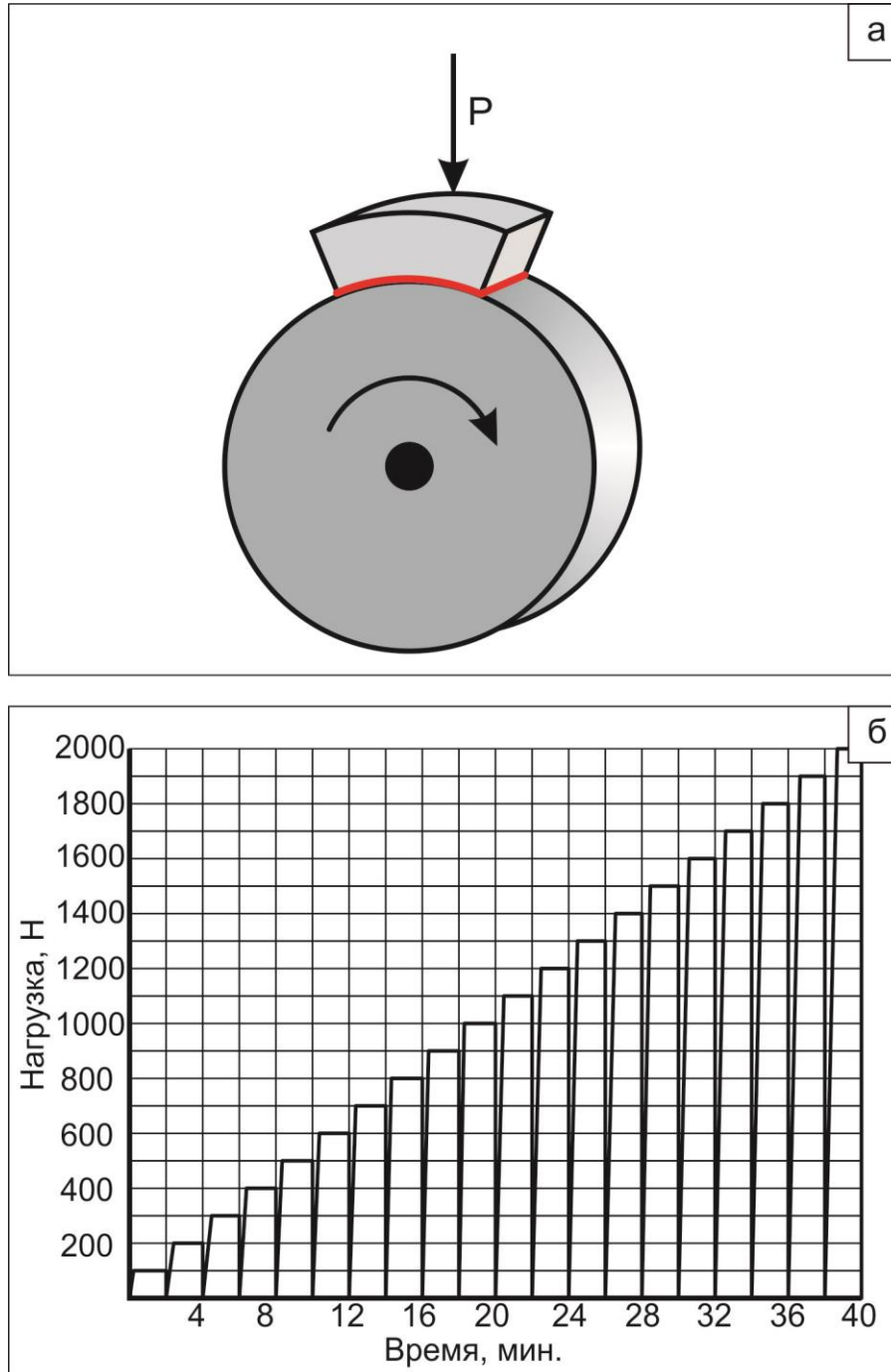


Рисунок 2.3 – Схема триботехнических испытаний "диск – колодка" (а) и график нагружения образцов при проведении экспериментов (б)

составляла 10 мм. Площадь соприкосновения диска и колодки была равной 20 мм². Зона отливки, из которой вырезались кольца, показана на рисунке 2.1. Величина нагрузки (P) через каждые 2 минуты повышалась на 100 H (рисунок 2.3 б). Испытания проведены в соответствии с ГОСТ 27674-88.

Коэффициент трения образцов определяли по формуле:

$$\mu = F/N, \quad (2.1)$$

где:

F – Сила трения

N – нормальная составляющая внешней силы, действующей на контактную поверхность.

Износостойкость материалов в условиях трения скольжения определяли на машине трения СМТ-1 при реализации схемы диск – плоскость (рисунок 2.4). Нагрузка на образец (P) во всех случаях была одинаковой - 500 H . Частота вращения диска ω составляла 200 об/мин. В зону трения подавалось минеральное масло *LUKOIL STANDART 10W-40*. Зона отливки, из которой вырезалось кольцо, показана на рисунке 2.1. В качестве контртел при реализации обеих схем (рисунок 2.3, 2.4) использовали диски из закаленной стали 45 с твердостью HRC 55, внешним диаметром 50 мм и толщиной 10 мм.

В процессе испытания измерялись длина и ширина образующейся при изнашивании лунки. Об уровне износостойкости материалов судили по величине объема изношенного материала, которая вычислялась по формуле:

$$V = S_{\text{сег. окр.}} \cdot l, \quad (2.2)$$

где l – ширина лунки, образованной в процессе изнашивания,

$S_{\text{сег. окр.}}$ - площадь сегмента окружности диаметром 50 мм, определяемая по формуле:

$$S_{\text{сег. окр.}} = 0,5R^2(\alpha - \sin \alpha), \quad (2.3)$$

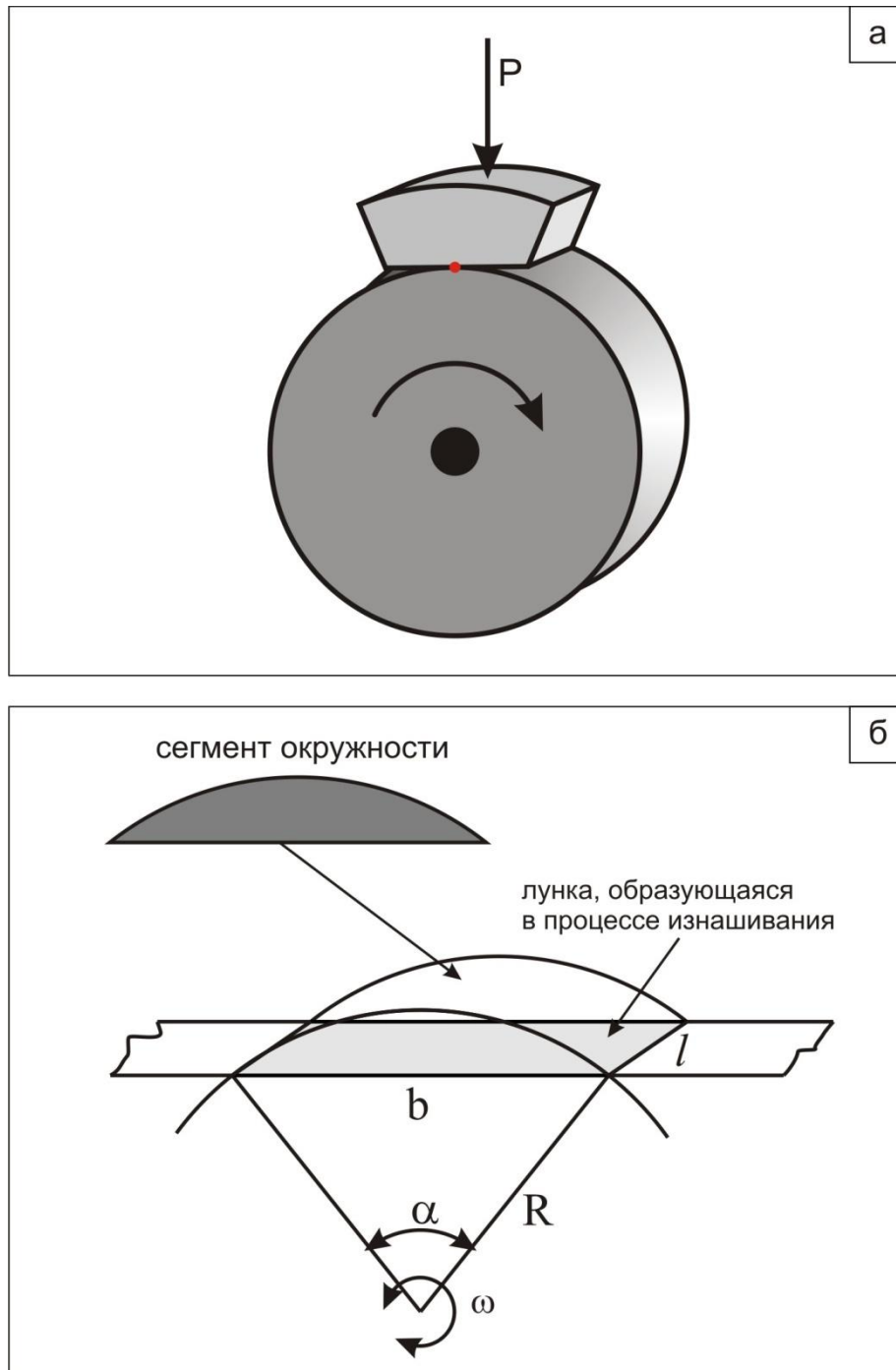


Рисунок 2.4 – Схема испытания диск – плоскость (а) и схематичное изображение лунки изнашивания (б)

где: $R = 25$ мм – радиус диска,

α – угол сектора окружности:

$$\alpha = \arccos \alpha = (2 R^2 - b^2) / 2 R^2, \quad (2.4)$$

где: b - длина лунки, образованной в процессе изнашивания.

2.7 Оценка стойкости материалов при изнашивании о закрепленные частицы абразива

Относительную износостойкость полученных в работе материалов (ε) при трении о закрепленные абразивные частицы определяли в соответствии с ГОСТ 17367-71 [193]. Испытания проведены на абразивной шкурке зернистостью $H6$ (по ГОСТ 3647). При испытаниях каждого образца использовалась новая абразивная шкурка. Объектами исследований являлись гладкие цилиндрические образцы диаметром $2 \pm 0,1$ мм и длиной 15 мм. В процессе подготовки образцов использовали методы, исключая структурные изменения в материале.

Функцию контрольного материала (эталоны) выполняла бронза БрА9Ж9Л, широко используемая в тяжело нагруженных крупногабаритных узлах трения скольжения.

В процессе испытаний стальной диск с закрепленной на нем абразивной шкуркой вращался с постоянной скоростью, а образец перемещался в направлении от периферии к центру диска. При этом траектория движения образца относительно абразивной шкурки имела форму спирали Архимеда. Относительная износостойкость материала рассчитывалась по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_{\text{э}}}{\Delta l_{\text{и}}} \left(\frac{d_{\text{э}}}{d_{\text{и}}} \right)^2, \quad (2.5)$$

где: $\Delta l_{\text{э}}$ – абсолютный линейный износ эталонного образца, мм, $\Delta l_{\text{и}}$ – абсолютный линейный износ испытуемого образца, мм, $d_{\text{э}}$ – фактический диаметр эталонного образца, мм, $d_{\text{и}}$ – фактический диаметр испытуемого образца, мм.

3 ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА СТРУКТУРУ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕМ

В представленном разделе на различных масштабных уровнях отражены результаты структурных исследований железоуглеродистых сплавов, легированных медью и алюминием [102; 133; 141; 194-208]. Основными методами, использованными для решения поставленных в работе задач, являлись оптическая металлография, растровая и просвечивающая электронная микроскопия, а также рентгеноструктурный анализ.

Описано влияние, которое в процессе кристаллизации медь оказывает на характер графитизации и структурные составляющие сплавов. Особое внимание уделено фазе на основе меди (ϵ -*Сu*), частицы которой выделяются в широком диапазоне размеров (от нескольких нанометров до сотен микрометров). Дана характеристика частиц, определены условия их образования. С целью выяснения природы частиц ϵ -*Сu* представлены результаты исследования чугуна после закалки.

3.1 Структура нелегированных железоуглеродистых сплавов

Для того чтобы оценить влияние меди на структуру и свойства анализируемых материалов были проведены предварительные исследования нелегированных сплавов, выбранных в качестве матричных. В представленной работе эту функцию выполняли заэвтектоидная сталь (2,05 % *С*), графитизированная заэвтектоидная сталь (2,05 % *С*) и серый чугун (2,99 % *С*).

Исходная структура заэвтектоидной стали представлена пластинчатым перлитом и характерным для литья в песчано-глинистые формы цементитом видмаштеттова типа (рисунок 3.1 а, б). Объемная доля цементита составляет ~ 9 %.

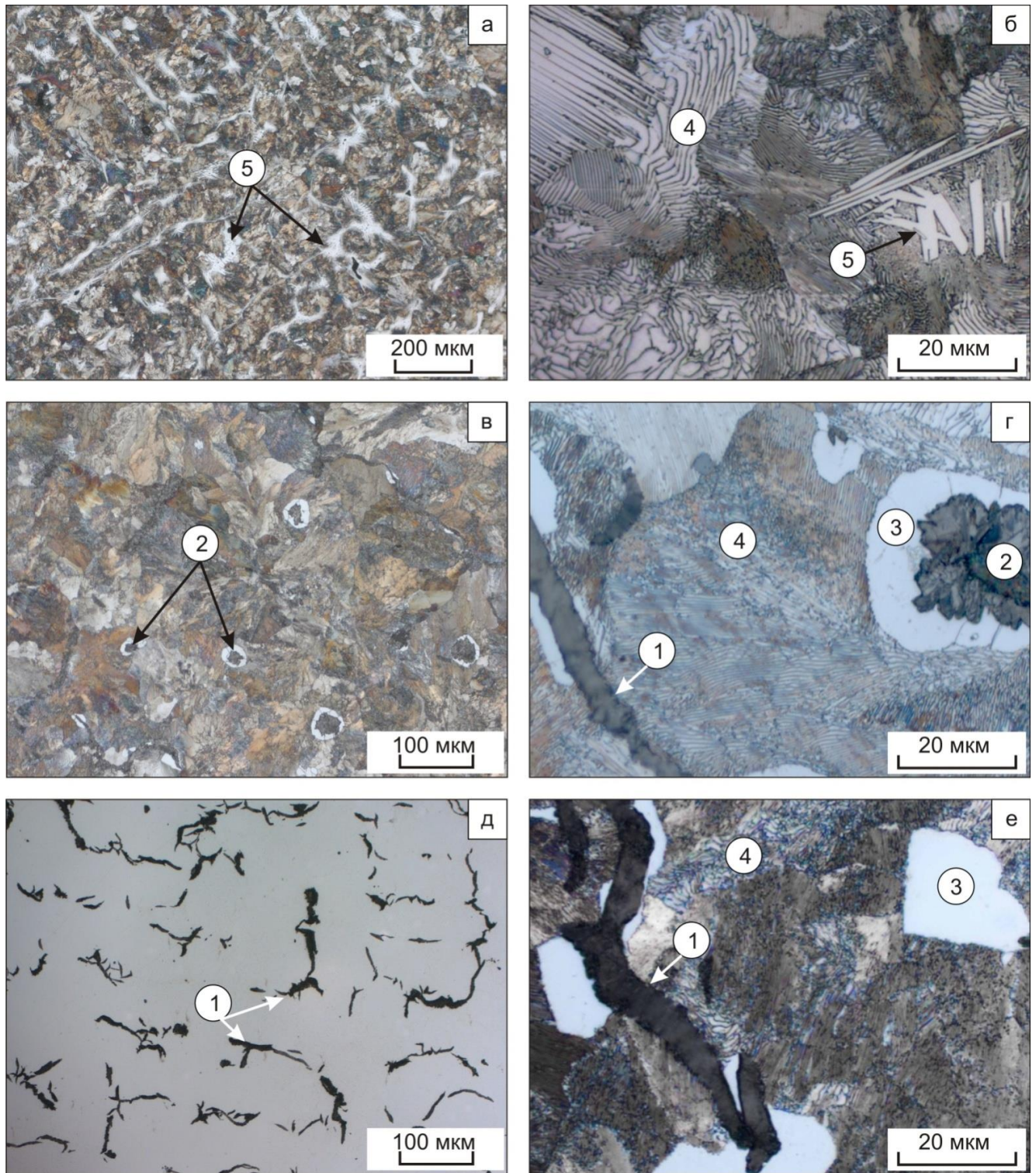


Рисунок 3.1 – Исходная структура железоуглеродистых сплавов (не легированных медью): а, б – заэвтектоидная сталь; в, г – графитизированная заэвтектоидная сталь; д, е – серый чугун.

1 – пластинчатый графит, 2 – компактный графит, 3 – феррит, 4 – пластинчатый перлит, 5 – вторичный цементит

На рисунке 3.1 в, г представлена исходная структура литой графитизированной заэвтектонидной стали, основными составляющими которой являются пластинчатый перлит и графит. Металлографические исследования показали, что графит в указанном сплаве присутствует в двух модификациях: в виде пластин и микрообъемов компактной формы. Объемная доля графита составляет ~ 4 %. Выделения графита компактной формы практически всегда окружены ферритной матрицей (рисунок 3.1 в, г). Пластины графита контактируют с микрообъемами феррита частично. Формирование графита в структуре заэвтектонидной стали обусловлено внутриформенным модифицированием расплава силикокальцием.

Серый нелегированный чугун, который был получен при выполнении диссертационной работы, можно определить как чугун на феррито-перлитной основе. Объемная доля структурно свободного феррита в нем составляет ~ 1 %, графит имеет форму пластин длиной ~ 100 мкм и содержится в количестве 7,8 % (рисунок 3.1 д, е).

3.2 Диаграмма состояния *Fe-Cu-C*

Происхождение и особенности строения структурных составляющих, возникающих в анализируемых сплавах, целесообразно связывать с диаграммой их состояния. Основными компонентами полученных в работе материалов являются железо, медь и углерод. Исходя из этого была поставлена задача провести анализ системы *Fe-Cu-C*. На сегодняшний день в литературе присутствуют лишь отрывочные данные о диаграмме состояния данной трёхкомпонентной системы [130; 131]. Представленные в отмеченных работах сечения диаграммы *Fe-Cu-C*, как правило, содержат информацию о сплавах с невысоким содержанием углерода, либо рассчитаны лишь для ограниченного диапазона температур и не применимы для анализа последовательности фазовых превращений, происходящих при

кристаллизации легированных медью чугунов. В данной работе, используя результаты термодинамических вычислений Шубанка и Канга [131], с применением программного обеспечения *FactSage* был выполнен расчёт изоплетного сечения диаграммы состояния *Fe-Cu-C*, соответствующего содержанию 3 вес. % углерода и меди от 0 до 40 вес. %. Результаты проведенных расчетов представлены на рисунке 3.2. Обозначения, приведенные на диаграмме, отображены в подрисуночной подписи. Результаты исследования опубликованы в статье [177].

С использованием представленной диаграммы состояния можно воспроизвести последовательность структурных превращений в легированных медью чугунах. В качестве примера прослежены изменения, происходящие в сплаве, содержащем 14,7 % *Cu* и 3 % *C*. При температурах выше точки *a* (~1480 °C) этот сплав находится в состоянии однофазной жидкости. В диапазоне температур от 1480 до 1220 °C (между точками *a* и *b*) жидкость расслаивается на обогащённую и обеднённую медью фазы.

По мере снижения температуры количество обогащённой медью фазы возрастает. При достижении температуры ликвидуса, которой на диаграмме соответствует точка *b*, в обеднённой медью жидкости начинается выделение доэвтектических кристаллов γ -железа. С понижением температуры до точки *c* (~1155 °C) объемная доля аустенита возрастает, а обедненной медью жидкости снижается. Температура ~1155 °C соответствует эвтектическому превращению, результатом которого является образование механической смеси. Диаграмма, приведенная на рисунке 3.2, предполагает формирование эвтектики, состоящей из аустенита и графита. Обогащённая медью жидкость в эвтектической реакции не участвует. При дальнейшем понижении температуры ее количество даже возрастает, что связано с ретроградным плавлением и выделением меди из аустенита в диапазоне температур 1155...1096 °C.

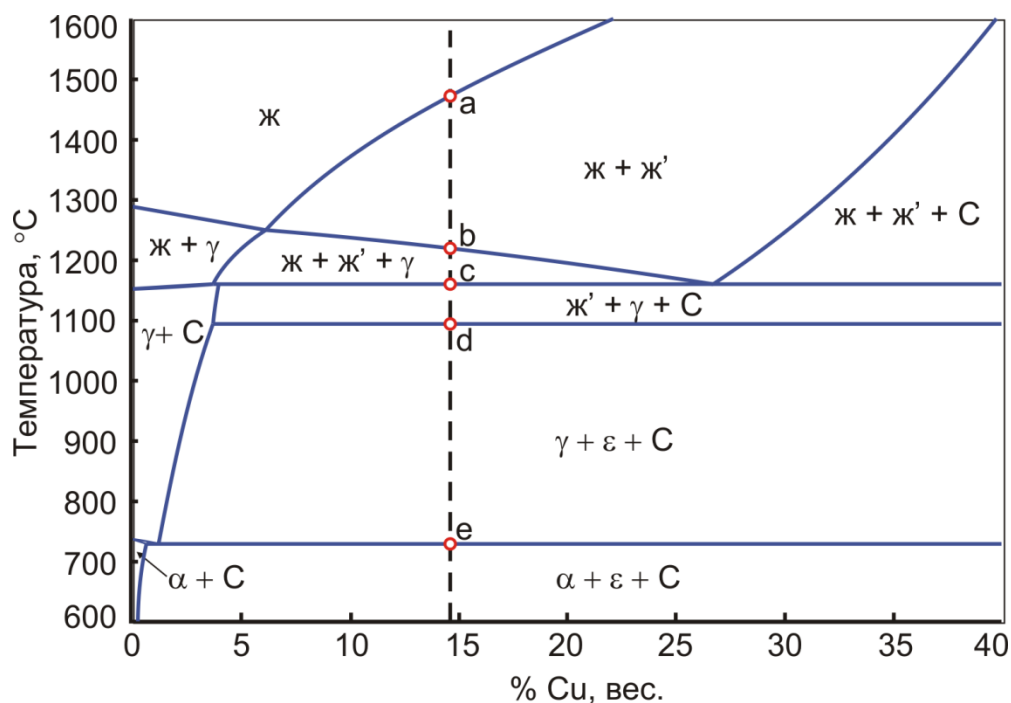


Рисунок 3.2. Изоплетное (политермное) сечение диаграммы состояния $Fe-Cu-C$, соответствующее сплавам с 3 вес. % углерода

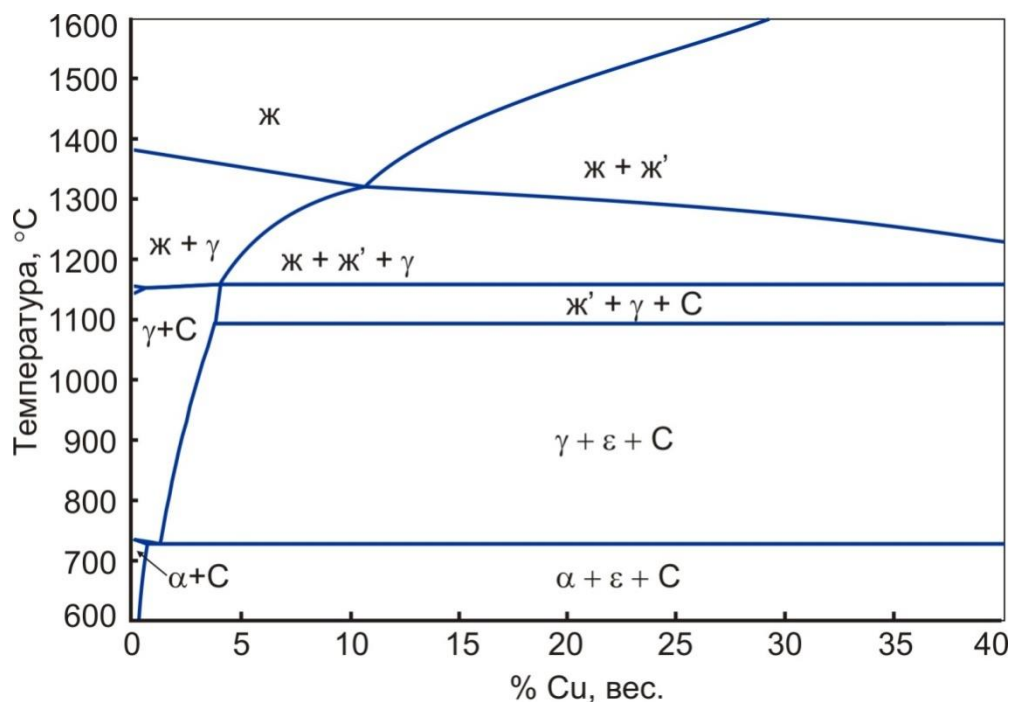


Рисунок 3.3 – Изоплетное сечение диаграммы $Fe-Cu-C$ с 2 мас. % углерода
 ж – обогащённая железом жидкость, ж' – обогащённая медью жидкость, C – графит, γ - ГЦК-твёрдый раствор на основе железа, α - ОЦК-твёрдый раствор на основе железа, ε - ГЦК-твёрдый раствор на основе меди

При температуре $\sim 1096\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рисунок 3.2, точка *d*) происходит кристаллизация всей присутствующей в сплаве обогащённой медью жидкости. Дальнейшие превращения в системе развиваются исключительно в твёрдом состоянии. Так, в диапазоне температур между точками *d* и *e*, т.е. в процессе охлаждения до $730\text{ }^{\circ}\text{C}$, в связи с уменьшением растворимости меди в аустените в соответствии с анализируемой диаграммой в объёме материала происходит выделение частиц $\varepsilon\text{-Cu}$. При достижении точки *e*, соответствующей температуре $\sim 730\text{ }^{\circ}\text{C}$, в системе образуется тройной эвтектоид " α -железо – ε -медь – графит". Последующее охлаждение до комнатной температуры сопровождается дополнительным выделением ε -меди и графита, обусловленным плавным снижением растворимости углерода и меди в феррите. Следует также отметить, что в связи со значительным изменением растворимости железа в меди при понижении температуры сплава внутри частиц ε -меди, полученных в процессе первичной кристаллизации, должны формироваться включения γ -железа, а при дальнейшем охлаждении – включения α -железа.

Анализируя диаграмму *Fe-C-Cu*, следует подчеркнуть особенности строения сплавов, обусловленные снижением содержания углерода от 3 до 2 %. В условиях нагрева до $1153\text{ }^{\circ}\text{C}$ заметных отличий не обнаруживается (рисунок 3.2, 3.3). При более высоких температурах с увеличением содержания углерода уменьшается интервал кристаллизации $\gamma\text{-Fe}$. Кроме того, углерод оказывает влияние на характер расслоения расплава на две жидкости - обогащенную железом и обогащенную медью. Если в сплаве с 2 % *C* расслоение происходит при содержании меди более $\sim 12\text{ }%$, то при повышении концентрации углерода на 1 % жидкость расслаивается уже в присутствии $\sim 6\text{ }%$ меди в расплаве.

3.3 Влияние меди на процесс графитизации в железоуглеродистых сплавах

Одна из задач диссертационной работы заключалась в оценке влияния меди на форму, распределение и объемную долю графитовых включений в исследуемых железоуглеродистых сплавах. Для ее решения были получены графитизированные заэвтектоидные стали (четыре сплава с разным содержанием меди) и чугуны (четыре сплава с разным содержанием меди). Описание структуры чугуна и стали, не легированных медью, представлено ранее.

Методами структурного анализа установлено, что введение в графитизированную заэвтектоидную сталь меди сопровождается изменением морфологии включений графита. В сплаве с минимальным содержанием меди (0,1 % *Cu*) преобладал графит компактной формы (рисунок 3.4 а). Повышение содержания меди в стали приводит к изменению формы графита от компактной к вермикулярной (рисунок 3.4). Первые изменения в форме графитовых включений зафиксированы при введении в сталь 2,97 % (вес.) меди. В частности, у некоторых графитовых включений наблюдаются ответвления от основной пластины (рисунок 3.4 б).

С повышением содержания меди до 5,03 % изменения формы графитовых включений становятся более очевидными. Рисунок 3.4 в позволяет сделать вывод о том, что включения графита равномерно распределены в структуре стали, при этом почти все они имеют множество ответвлений. В сплаве, содержащем 8,75 % меди, вермикулярный графит находится в междендритном пространстве и представляет собой сетку, состоящую из отдельных пластинок (рисунок 3.4 г). Анализ изображений микроструктуры графитизированной заэвтектоидной стали с 8,75 % меди, проведенный в программном продукте *ImageJ*, показал, что средний размер пластин графита, образующих сетку, составил ~ 5 мкм (сетка пластин графита показана цифрой 1 на рисунке 3.4 г).

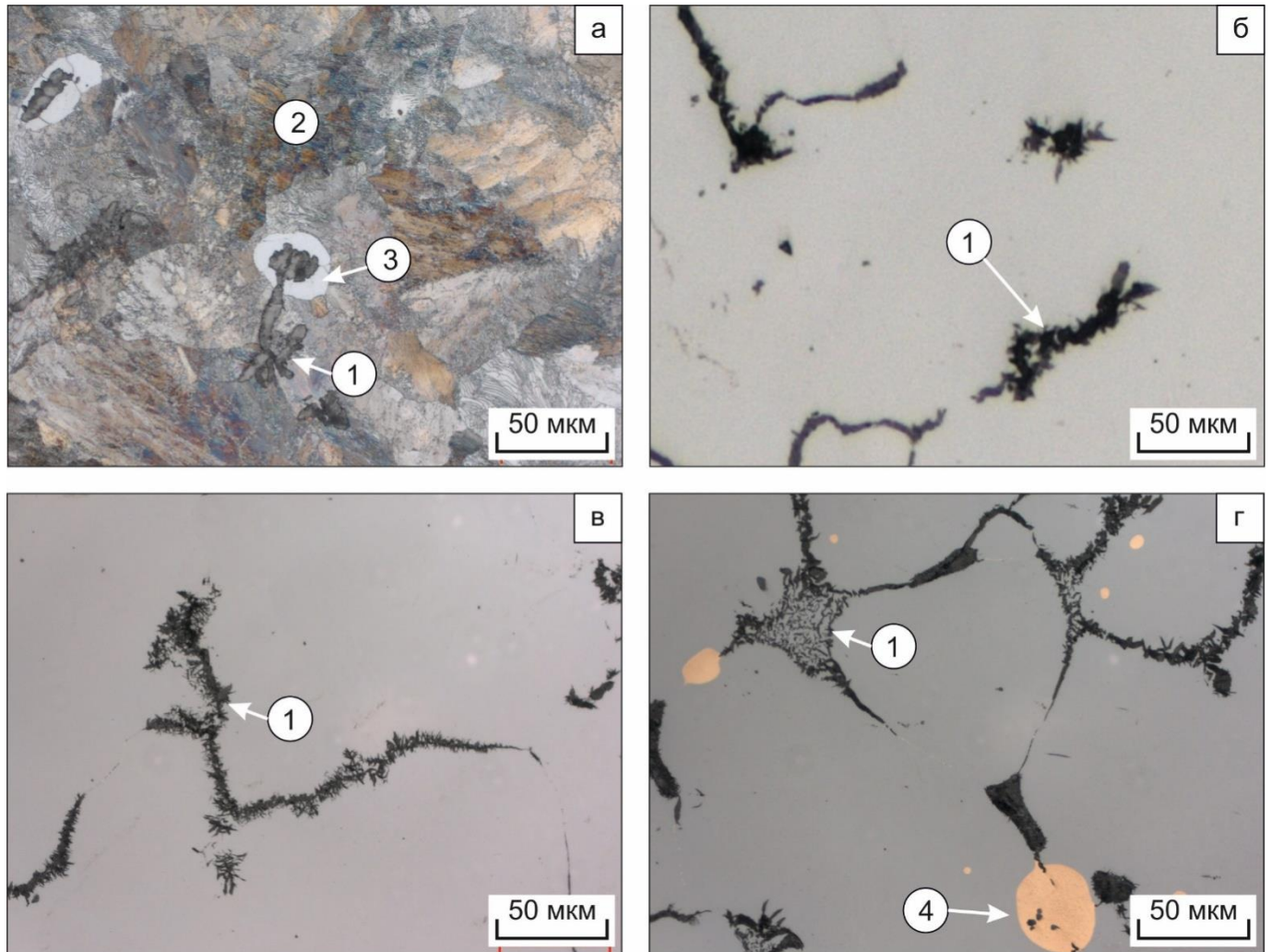


Рисунок 3.4 – Влияние меди на форму и распределение графита в легированной заэвтектоидной стали:

а – 0,1 % *Cu*; б – 2,97 % *Cu*, в – 5,03 % *Cu*, г – 8,76 % *Cu*
 1 – графит, 2 – перлит, 3 – феррит, 4 – медистые включения

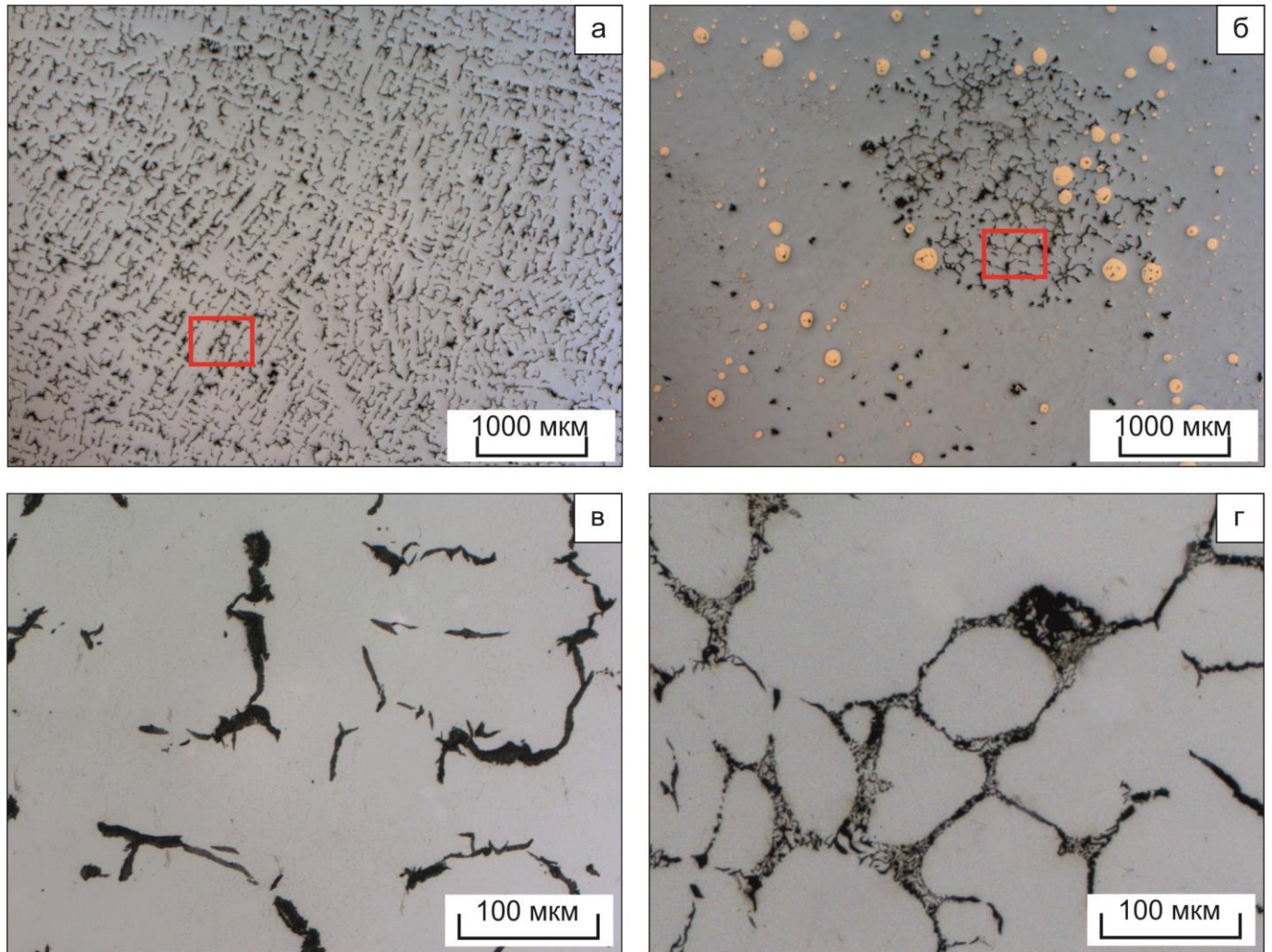


Рисунок 3.5 – Влияние меди на форму и распределение графита в чугунах:
а, в – 0,08 % *Cu*; б, г – 14,7 % *Cu*

Аналогичное влияние меди на морфологию графита зафиксировано также при исследовании чугунов. С повышением содержания меди до 14,7 % форма графита в структуре чугуна постепенно изменяется от пластинчатой к вермикулярной. На рисунке 3.5 в представлена структура нетравленного чугуна с минимальным содержанием меди (0,08 % *Cu*). В структуре сплава отчетливо наблюдаются равномерно распределенные пластины графита. При увеличении содержания меди до 3,27 % значительных изменений в структуре материала не зафиксировано. Введение в сплав 6,57 % меди приводит к формированию графита смешанного типа (пластинчатой вермикулярной морфологии). В присутствии 14,7 % меди весь графит приобретает вермикулярную форму и располагается в междендритном пространстве (рисунок 3.5 б, г). Средний размер пластин, как и в графитизированной заэвтектонидной стали, составляет ~ 5 мкм.

Изменение морфологии графита, обусловленное повышением содержания меди, происходит на фоне снижения его объемной доли (рисунок 3.6). В чугуне, содержащем до 3,27 % *Cu*, изменения, как объемной доли графита, так и его морфологии незначительны. Однако уже при добавлении в сплав 6,57 % меди объемная доля графита существенно снижается. В чугуне, содержащем 14,7 % меди, объемная доля графита близка к нулю (рисунок 3.6). Структура этого материала состоит преимущественно из ледебурита. В то же время имеются локальные участки (диаметром от 3 до 5 мм), соответствующие по строению серому чугуну (рисунок 3.5 б).

При высоком содержании меди (9...14,7 %) весь графит в сплаве выделяется в междендритном пространстве. Там же располагается и фаза ϵ -*Cu*, возникшая при расслоении расплава на жидкости, обогащенные железом или медью (рисунок 3.4 г). Такой характер преобразований обусловлен особенностями кристаллизации железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием меди. Одна из них

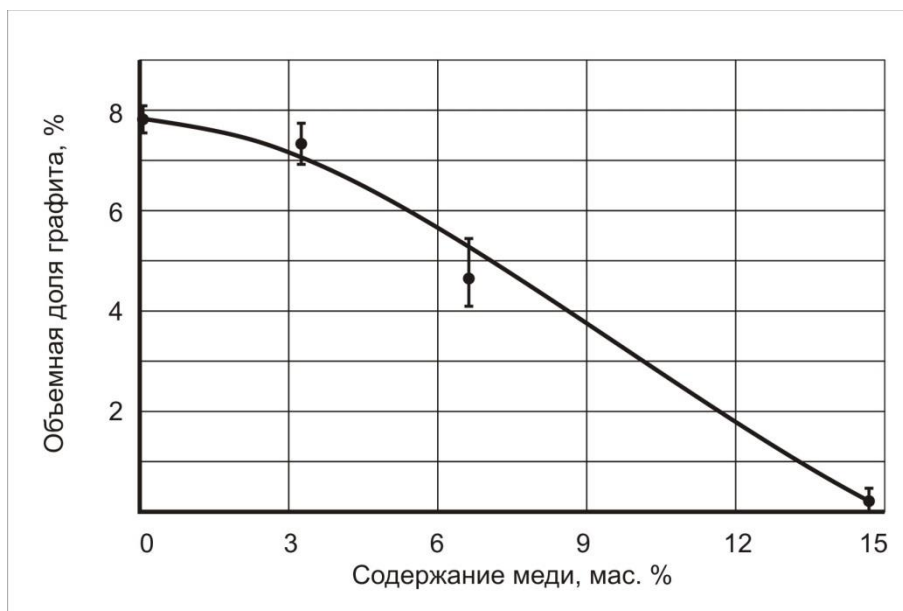


Рисунок 3.6 – Влияние меди на объемную долю графита в чугунах.

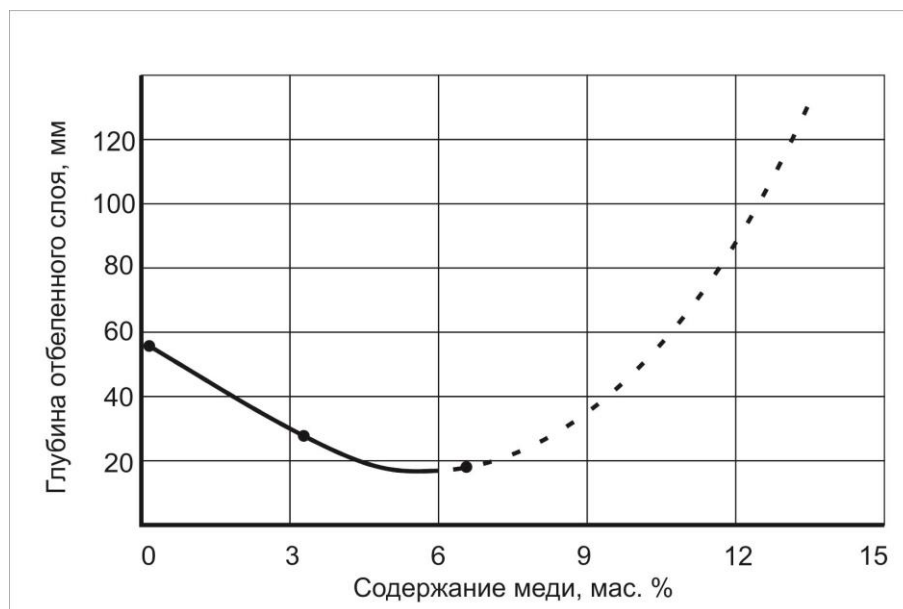


Рисунок 3.7 – Зависимость глубины отбеленного слоя от содержания меди в чугунах

закljučаются в том, что при повышении содержания меди температурный интервал кристаллизации аустенита уменьшается (рисунок 3.2, 3.3). Возможно, это связано с ростом теплопроводности жидкой фазы, увеличением теплоотдачи и, как следствие, уменьшением температурного интервала кристаллизации аустенита.

Одной из важнейших характеристик чугуна является его склонность к отбелу. Этот показатель позволяет оценить возможность получения структуры белого чугуна в тонких сечениях отливки. На рисунке 3.7 представлена зависимость глубины отбеленного слоя от содержания меди в чугуне (при заливке расплава в песчано-глинистую форму, установленную на металлическую плиту, выполнявшую функцию холодильника). Анализируемый параметр измеряли как расстояние в осевом направлении отливки от холодильника до границы раздела между зонами белого и серого чугунов. Повышение концентрации меди до 6,57 % приводит к уменьшению глубины отбеленного слоя. Отливка диаметром 90 мм и высотой 500 мм, содержащая 14,7 мас. % меди, имела структуру белого чугуна с равномерно распределенными включениями серого чугуна (в количестве ~ 5 %). Полученные результаты тесно коррелируют с данными о влиянии меди на отбеливание чугунов, представленными в работах [93, 138, 139]. Авторами работы [93] отмечалось, что при высоком содержании меди, она обволакивает графитовые включения и ограничивает их дальнейший рост, т.е. увеличивает склонность чугунов к отбелу.

3.4 Влияние меди на металлическую основу железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода

Проведенные в работе исследования показали, что результатом введения в сплавы меди является изменение не только морфологии и объемной доли графитовых включений, но также и структуры металлической основы заэвтектоидных сталей и чугунов. Уже в присутствии 3,0 % меди в заэвтектоидной

стали возрастает дисперсность пластинчатого перлита. При дальнейшем увеличении содержания меди межпластинчатое расстояние и толщина цементитных пластин изменяются незначительно (рисунок 3.8). Кроме того, с ростом содержания меди постепенно изменяется морфология цементита. В частности, методами структурного анализа зафиксировано снижение доли цементита видманштеттова типа.

Легирование медью графитизированной стали (с тем же содержанием углерода) сопровождается более заметными изменениями металлической основы (рисунок 3.9). В отсутствие меди основными структурными составляющими материала являются колонии пластинчатого перлита и включения компактного графита. Часть графитовых включений окружена ферритными каемками. С повышением содержания меди до $\sim 3\%$ феррит вокруг графита не выделяется. Дисперсность перлита при этом возрастает (рисунок 3.9 а, б). Повышение содержания меди до $\sim 5\%$ сопровождается дополнительным увеличением дисперсности перлита (рисунок 3.9 в). Дальнейший рост содержания меди существенного влияния на металлическую основу графитизированной стали не оказывает (рисунок 3.9 г).

Структурные изменения в чугунах при повышении содержания меди аналогичны изменениям в графитизированной стали, но приобретают еще более явный характер, что связано, вероятно, с более высоким содержанием углерода. Сплав с минимальным содержанием меди ($0,08\% \text{ Cu}$) имеет структуру серого чугуна на феррито-перлитной основе (рисунок 3.1 д, е, 3.10 а). Объемная доля феррита в нем составляет $\sim 1\%$, межпластинчатое расстояние в перлите - $0,65 \text{ мкм}$.

Повышение концентрации меди приводит к изменению всех структурных составляющих чугунов. Результатом введения в сплав $3,27\% \text{ Cu}$ является полное устранение в нем зерен феррита (рисунок 3.10 б). Экспериментально установлено, что с повышением содержания меди возрастает дисперсность пластинчатого перлита (рисунок 3.10 в, 3.11). В чугунах, содержащих $14,7\% \text{ Cu}$, межпластинчатое

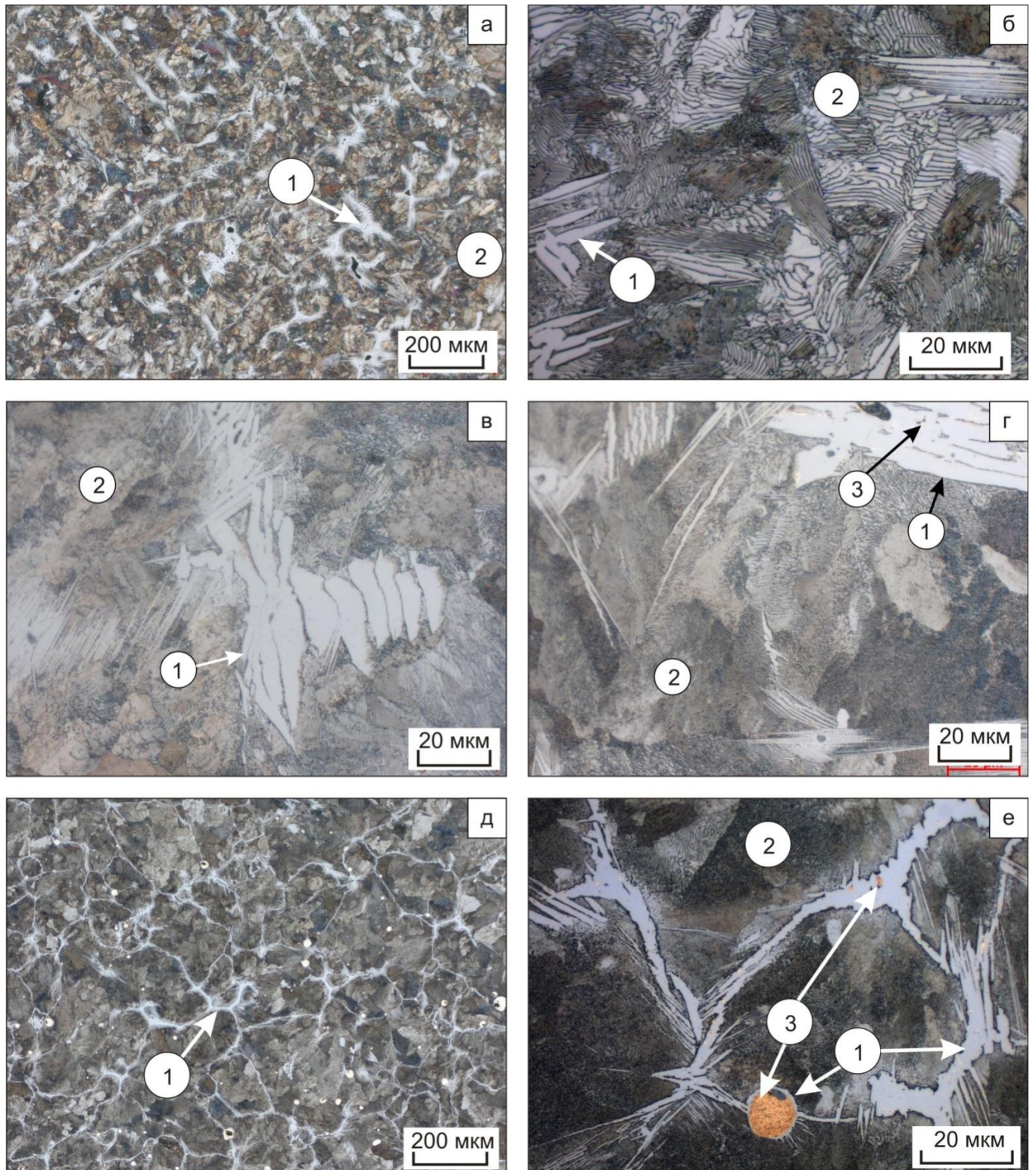


Рисунок 3.8 – Структура заэвтектоидной стали, легированной медью
 а, б – 0,09 % *Cu*; в – 3,0 % *Cu*, г – 6,02 % *Cu*, д, е – 8,97 % *Cu*
 1 – цементит, 2 – перлит, 3 – медистые включения

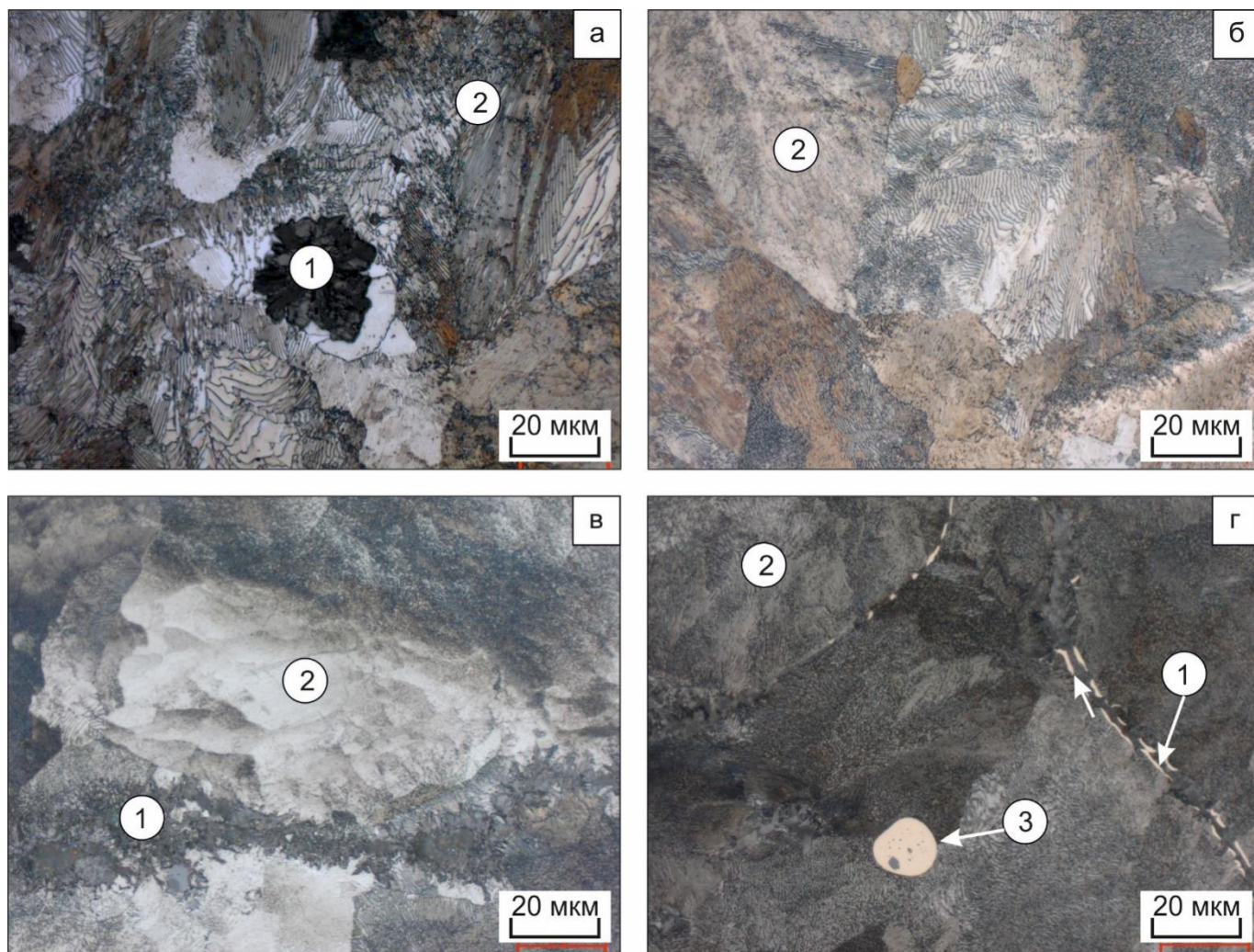


Рисунок 3.9 – Влияние меди на дисперсность перлита в графитизированной заэвтектоидной стали

а – 0,1 % *Cu*; б – 2,97 % *Cu*, в – 5,03 % *Cu*, г – 8,76 % *Cu*

1 – графит, 2 – перлит, 3 - медистые включения

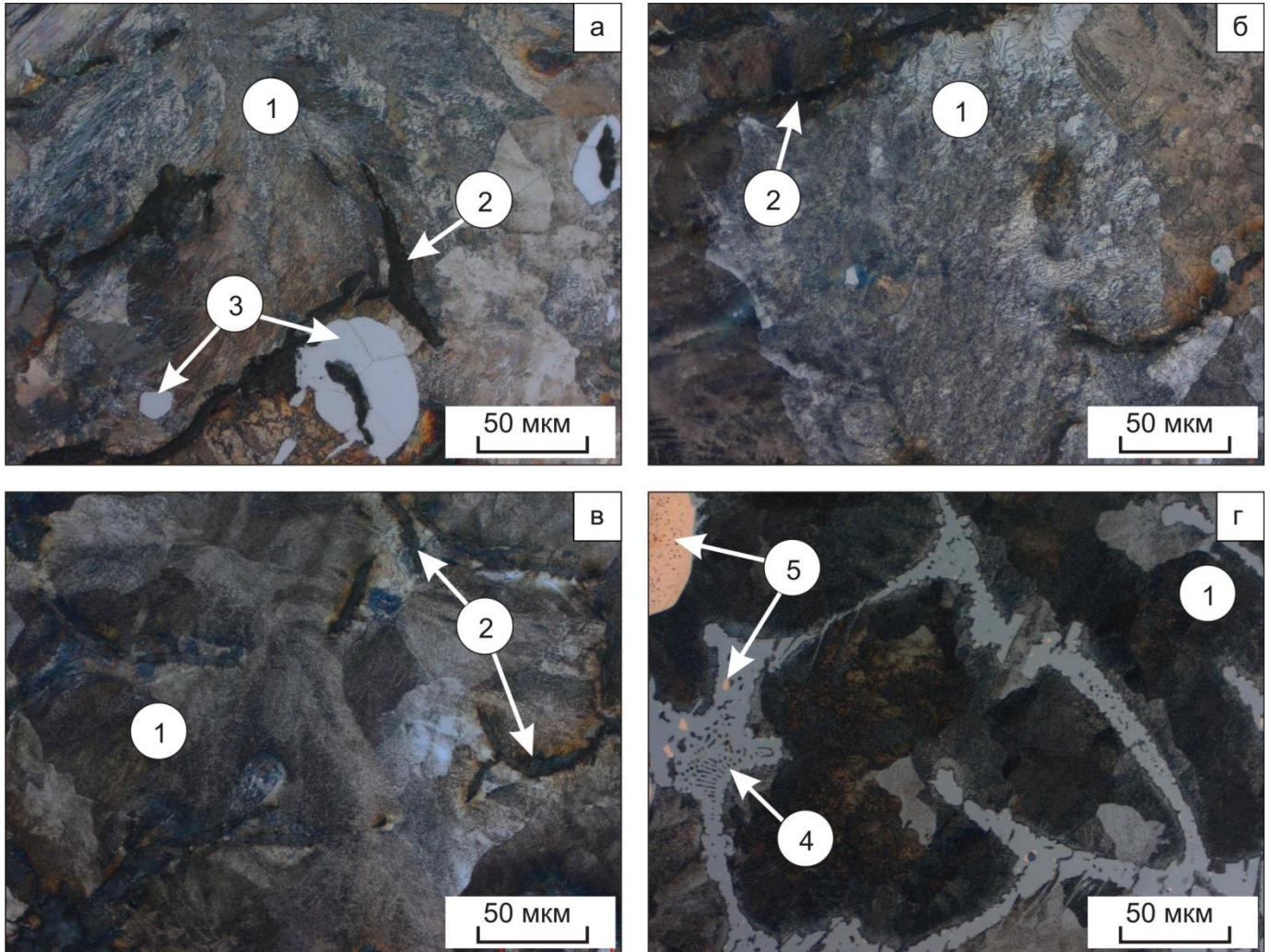


Рисунок 3.10 – Влияние меди на металлическую основу чугуна:

а – 0,08 % *Cu*; б – 3,27 % *Cu*; в – 6,57 % *Cu*; г – 14,7 % *Cu*

1 – перлит, 2 – графит, 3 – феррит, 4 – ледебурит, 5 – медистые включения

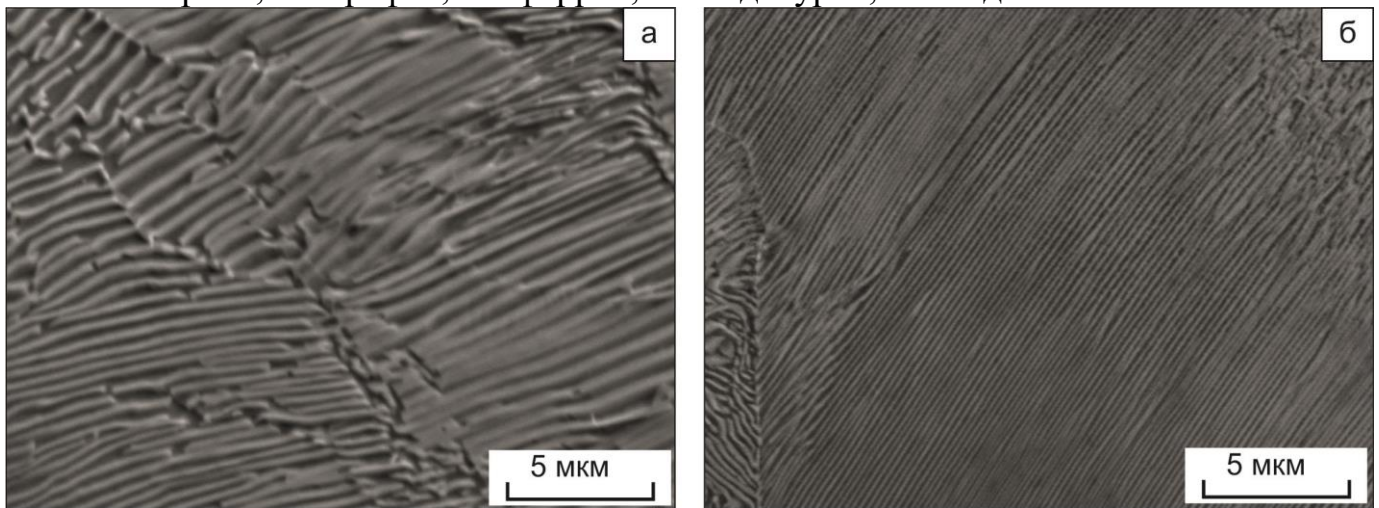


Рисунок 3.11 – Влияние меди на дисперсность перлита в сером чугуне:

а – 0,08 % *Cu*; б – 6,57 % *Cu*

расстояние снижается до 0,4 мкм. По объему отливки равномерно распределены колонии ледобурита (рисунок 3.10 г). Строение микрообъемов перлита, распределенных внутри цементитных кристаллов, свидетельствует о характерной для колоний ледобурита сотовой морфологии (рисунок 3.10 г).

Одна из особенностей, характерных для сталей с повышенным содержанием меди, заключается в уменьшении содержания цементита видманштеттова типа. Причина этого обусловлена, вероятно, изменением скорости охлаждения сплавов [12]. Этим же фактором может объясняться и увеличение дисперсности перлита во всех описанных выше случаях. В свою очередь, рост скорости охлаждения связан с изменением теплопроводности сплава, обусловленным повышением содержания меди [209]. Обусловлено это тем, что теплопроводность меди в 5 раз выше теплопроводности железа [210; 211].

3.5 Особенности образования медистых включений в железоуглеродистых сплавах с высоким содержанием углерода

Одна из наиболее важных особенностей структурообразования железоуглеродистых сплавов, легированных медью, связана с наличием в их структуре фазы ϵ -Си. С увеличением содержания меди в сплаве объемная доля частиц ϵ -Си возрастает. В данной работе включениям медистой фазы, в частности их объемной доле, размерам и распределению уделялось особое значение, поскольку предполагалось, что эти параметры оказывают существенное влияние на антифрикционные и механические свойства железоуглеродистых сплавов.

Углерод является элементом, снижающим растворимость меди в железе [132], следовательно, сплавы с одинаковым содержанием меди и разным содержанием углерода могут иметь структурные отличия. Для того чтобы показать данные отличия и провести обоснованный анализ процессов образования ϵ -фазы в

представленной работе рассмотрены чугуны, а также заэвтектоидные графитизированные и неграфитизированные стали, легированные медью.

3.5.1 Особенности образования медистых включений в чугунах

Основная задача структурных исследований чугунов была связана с изучением особенностей выделения микрообъемов ε -меди. В чугунах, обозначенных символами СЧ0,1Сu и СЧ3,3Сu, методами световой микроскопии включения ε -меди обнаружены не были. Единичные микрообъемы размерами $\sim 1...2$ мкм зафиксированы лишь при повышении содержания меди до 6,57 %.

Наиболее широкий спектр включений ε -меди наблюдали при исследовании чугуна СЧ14,7Сu. Схематически особенности их строения представлены на рисунке 3.12. Самые крупные частицы имеют форму, близкую к шаровидной (рисунок 3.12 а, 3.13, 3.14 а). Такая форма включений ε -меди обусловлена расслоением расплава в диапазоне температур между точками *a* и *b* с образованием двухфазной эмульсии (рисунок. 3.2). В объеме полученного чугуна доля анализируемых частиц составляет 3,35 %. Кристаллы аустенита, образующегося при охлаждении материала до линии солидус, шаровидную форму медистых капель существенно не изменяют. Распределение частиц по размерам представлено на рисунке 3.15. Диаметр наиболее крупных включений достигает ~ 250 мкм. Пик распределения шаровидных включений ε -меди соответствует размерам 20...30 мкм.

В диапазоне значений 1155...1096 °С, соответствующих точкам *b* и *c* на рисунке. 3.2, основными структурными составляющими сплава являются аустенит, ледебурит, а также жидкий раствор железа в меди. Особенностью, характерной для медистых включений, расположенных в пределах колоний ледебурита, является их неправильная форма (рисунок 3.14 г). Встречается множество частиц ε -Сu, зажатых между кристаллами Fe_3C . Механизм формирования таких микрообъемов

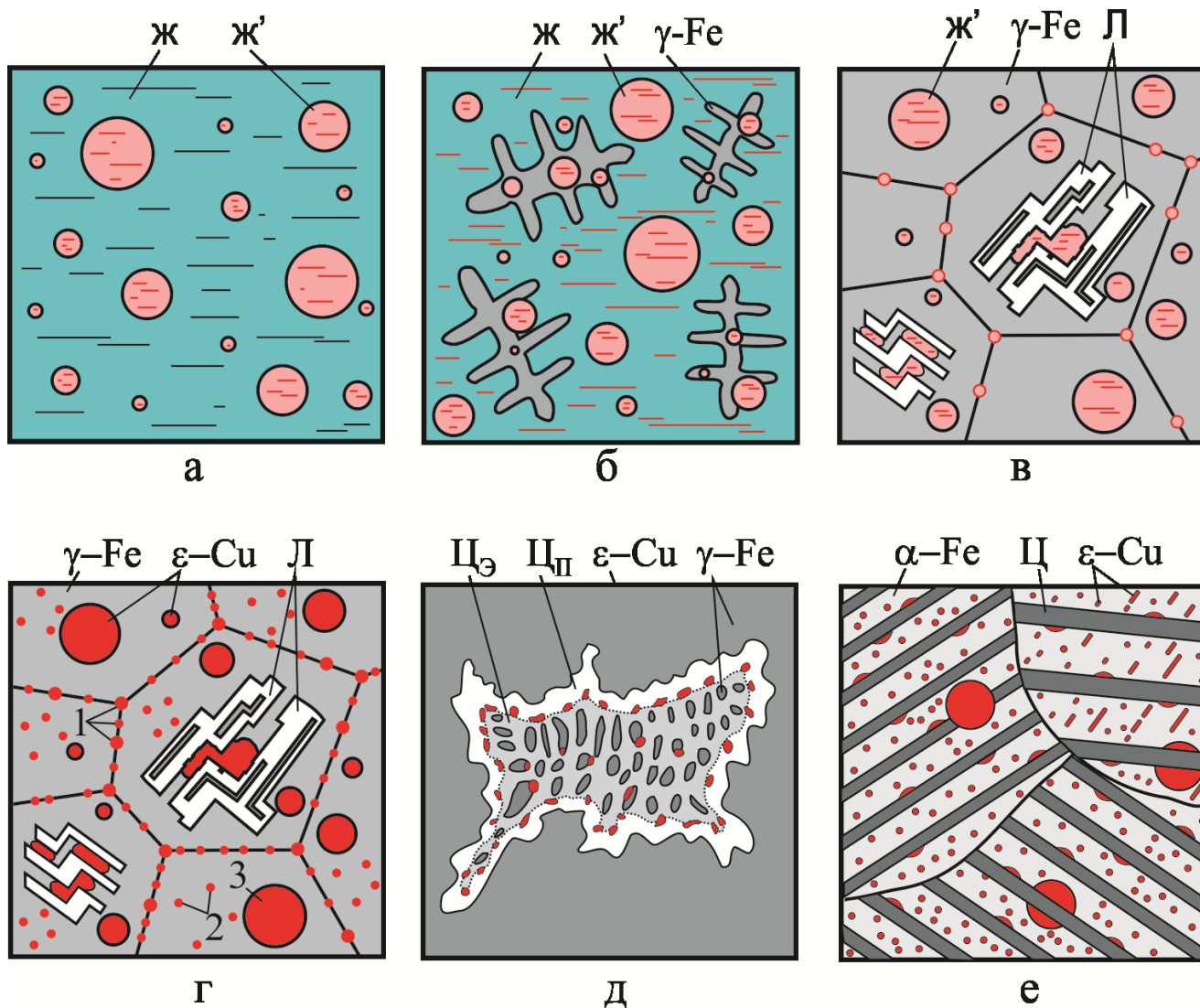


Рисунок 3.12 - Особенности выделения обогащенной медью фазы в чугунах, содержащем 2,9 % C и 14,7 % Cu. Л – ледебурит, $\text{Ц}_\text{Э}$ и $\text{Ц}_\text{В}$ – кристаллы эвтектического и вторичного цемента

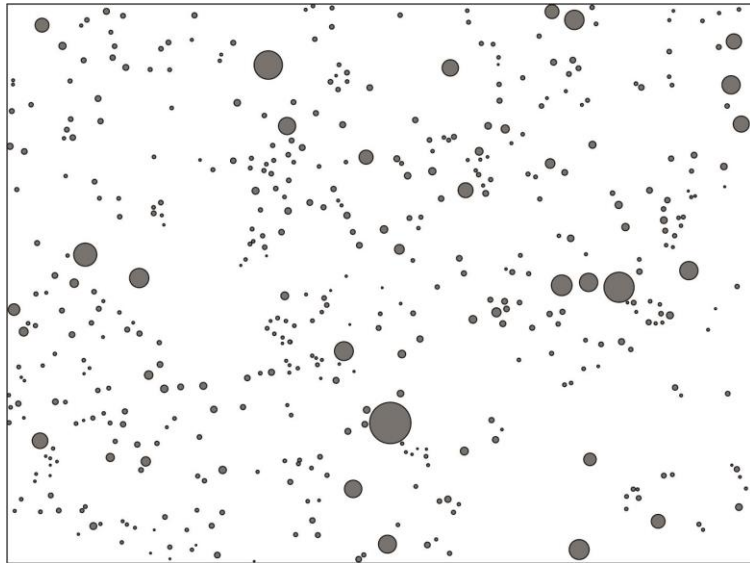


Рисунок 3.13 – Распределение частиц ϵ -Cu 1 и 2 типов

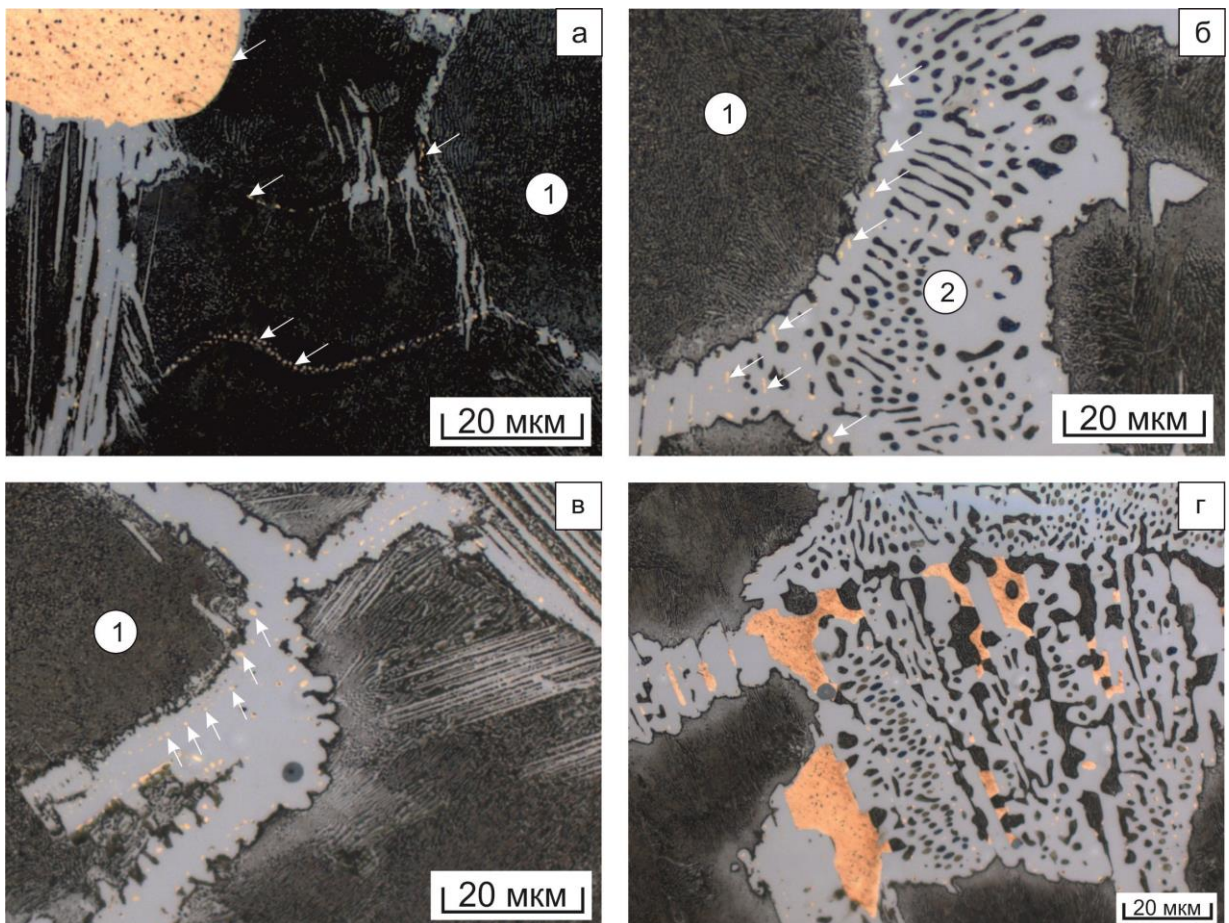


Рисунок 3.14 – Структура чугуна, содержащего 14,7 % Cu (1 – перлит, 2 – ледебурит). Стрелками показаны медистые включения

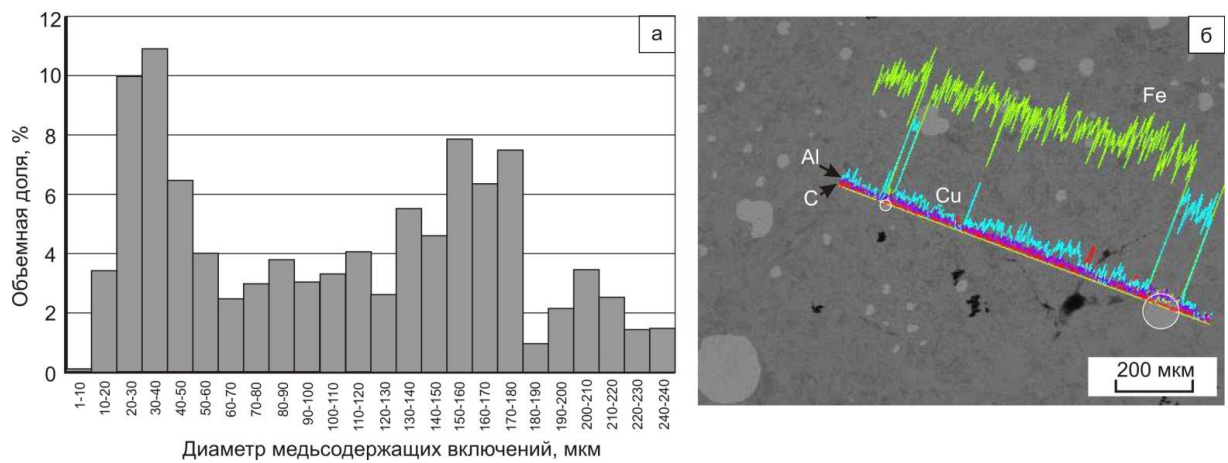


Рисунок 3.15 – Распределение по размерам медистых включений 1 и 2 типов (а) и распределение химических элементов вдоль линии, проходящей через включения разного размера в чугунах с 14,7 % *Cu* (б)

объясняется ростом кристаллов цементита в направлении друг к другу. В том случае, если между ними находится капля жидкого раствора на основе меди, растущие кристаллы цементита механически деформируют ее (рисунок 3.12 г). По этой причине абсолютное большинство включений ϵ -меди, расположенных в пределах колоний ледебурита, имеет искаженную форму, отличную от шаров.

Охлаждение сплава во всем диапазоне температур существования γ -фазы в соответствии с диаграммой состояния должно сопровождаться выделением из аустенита микрообъемов раствора на базе меди. При этом следует иметь в виду, что при температурах выше $1096\text{ }^{\circ}\text{C}$ раствор выделяется в жидкофазном состоянии. В диапазоне температур между точками d и e ($1096\dots730\text{ }^{\circ}\text{C}$) частицы ϵ - Cu формируются в твердофазном состоянии (рисунок 3.2). Местами предпочтительного выделения ϵ -меди являются границы аустенитных зерен. В структуре чугуна $\text{C}\text{H}4,7\text{Si}$ зафиксированы участки границ, декорированных множеством частиц ϵ - Cu размерами $\sim 1\dots5\text{ }\mu\text{m}$ (рисунок 3.14 а). На рисунке 3.12 г частицы этого типа отмечены цифрой 1. Очевидно, что вся медь, которая в соответствии с диаграммой состояния должна выделиться из γ -фазы при понижении температуры сплава, не может быть сконцентрирована в виде включений по границам аустенита. Объем оставшейся меди, превышающий предел ее растворимости в аустените, выделяется внутри аустенитных зерен в виде частиц ϵ - Cu , форма которых близка к шаровидной. Множество такого рода включений отчетливо просматривается на фоне колоний пластинчатого перлита в виде светлых точек (рисунок 3.16 а). На схеме (рисунок 3.12 г) данные частицы обозначены цифрами 2. Размер этих выделений составляет $\sim 200\text{ nm}$, что примерно на порядок меньше по сравнению с зернограничными частицами ϵ -меди (частицы типа 1 на рисунке 3.12 г) и на 2-3 порядка меньше по сравнению с частицами ϵ - Cu , возникшими из двухфазной эмульсии (частицы типа 3).

В пределах кристаллов цементита металлографически выявлен еще один тип частиц ϵ -меди (рисунок 3.14 б, в). Особенностью, характерной для них, является преимущественное выделение в виде ожерелья в приграничном слое внутри крупных карбидов. Схематически возможный механизм образования гетерофазной структуры с частицами ϵ -меди, декорирующими внешний слой карбидных выделений, отражен на рисунке 3.12 д. В соответствии с ним рост кристалла эвтектического цементита сопровождается оттеснением меди и преимущественным выделением ее в виде микрообъемов ϵ -фазы по контуру карбида. При последующем нарастании вторичного цементита на эвтектические карбиды эти частицы оказываются окруженными со всех сторон цементитом. Как правило, частицы ϵ -*Си* такого рода имеют неправильную форму, размер их составляет $\sim 1 \dots 2$ мкм.

Наиболее мелкие частицы ϵ -*Си* размером $5 \dots 30$ нм выделяются в ферритных промежутках пластинчатого перлита чугуна. По этой причине указанные включения могут быть надежно зафиксированы лишь методом просвечивающей электронной микроскопии (рисунок 3.16). Причины формирования высокодисперсной структуры такого типа обусловлены крайне малой растворимостью меди в α -железе при комнатной температуре. Ограниченная подвижность атомов меди в феррите является фактором, сдерживающим рост частиц ϵ -*Си*.

На рисунке 3.16 б представлен электронно-микроскопический снимок колонии пластинчатого перлита в чугуне типа *СЧ14,7Си*. В пределах ферритных промежутков отчетливо просматриваются два типа компактных выделений ϵ -меди шаровидной формы, размеры которых различаются на порядок. Размер более крупных частиц, отмеченных на указанном снимке стрелками, соизмерим с толщиной ферритных промежутков в колониях пластинчатого перлита. Анализ результатов структурных исследований и диаграммы состояния «*Fe-Cu-C*» позволяет сделать вывод о том, что данные

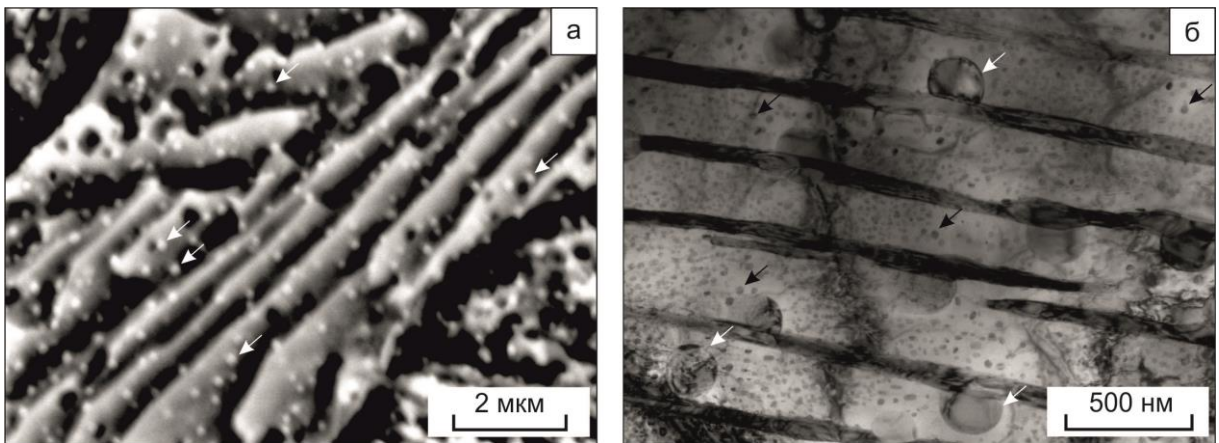


Рисунок 3.16 – Структура серого чугуна, легированного 14,7 % *Cu*.
а - РЭМ перлита с включениями ϵ -*Cu*, б – ПЭМ перлита с субмикронными (указаны белыми стрелками) и наноразмерными (указаны черными стрелками) частицами на основе меди

частицы ε -меди выделились из аустенита ранее, еще до начала перлитного превращения. Т.е. колония пластинчатого перлита возникла не в гомогенном аустените, а была сформирована в пределах двухфазной (γ -Fe + ε -Cu) смеси. При росте колонии перлита многие частицы ε -фазы, хаотично расположенные внутри аустенитного зерна, оказываются встроенными в цементитные пластины. Склонность цементита к выделению на частицах ε -меди убедительно объясняет отмеченную особенность возникновения такого рода гетерофазной структуры. Сопоставляя анализируемые частицы с представленными ранее схемами формирования структуры чугуна, можно отметить, что более крупные выделения ε -Cu, зафиксированные на рисунке 3.16 б, соответствуют частицам, обозначенным цифрой 2 на рисунке 3.12 г. Об этих же частицах шла речь при объяснении структуры, зафиксированной методом растровой электронной микроскопии и представленной на рисунке 3.16 а.

Средний размер наиболее дисперсных частиц, выделившихся из α -железа, составляет ~ 20 нм (рисунок 3.18 а). Большинство такого рода частиц равномерно распределены внутри ферритных промежутках перлита (рисунок 3.17, 3.18). В то же время природа некоторой части медистых частиц связана с проявлением гетерофазного механизма зарождения. Методом просвечивающей электронной микроскопии зафиксированы частицы, выделившиеся на поверхности цементитных пластин перлита. На рисунке 3.18 в включения такого типа, имеющие форму приплюснутых капель, обозначены цифрой 4. Диаметр их на 5...10 нм больше размеров обособленных в феррите мелкодисперсных частиц. При этом значения объема шаровидных частиц и частиц в формы приплюснутых капель примерно одинаковы. Природа их образования одна и та же и обусловлена пересыщением ферритной матрицы медью при охлаждении сплавов до комнатной температуры. Анализ результатов микрофракционных исследований позволяет сделать вывод о том, что взаимная

кристаллографическая ориентация решеток $\varepsilon\text{-Cu}$ и $\alpha\text{-Fe}$ близка к соотношению Курдюмова - Закса: $(011)\text{Cu} \parallel (111)\alpha\text{-Fe}$, $[1-11]\text{Cu} \parallel [01-1]\alpha\text{-Fe}$ [165].

Присутствие алюминия в составе чугуна, легированного медью, оказывает влияние на особенности выделения частиц $\varepsilon\text{-Cu}$. В присутствии алюминия включения преимущественно имеют форму шара. Для сравнения исследовали чугун с содержанием меди 10 % без добавления алюминия. В структуре присутствуют включения $\varepsilon\text{-Cu}$ вытянутой формы (рисунок 3.19).

Одна из особенностей, характерных для чугунов, легированных медью, заключается в преимущественном выделении кристаллов вторичного цементита на границах между ε -медью и окружающим их аустенитом (рисунок 3.20). Данные металлографического анализа свидетельствуют о том, что абсолютное большинство микрообъемов ε -фазы частично либо полностью покрыто цементитной оболочкой. Характерная пластинчатая форма кристаллов является признаком присутствия вблизи многих частиц $\varepsilon\text{-Cu}$ цементита видманштеттова типа. Следует подчеркнуть, что вторичный цементит образуется путем диффузии углерода из аустенитной матрицы к включениям фазы $\varepsilon\text{-Cu}$, находящимся в состоянии расплава. Температурный диапазон, соответствующий этому процессу, ограничен точками c и d , зафиксированными на рисунке 3.2. О пребывании обогащенных медью микрообъемов в жидком состоянии свидетельствует характерная форма границ сопряжения крупных частиц ε -меди и выделений вторичного цементита (рисунок 3.20 б, указано стрелкой). При проведении структурных исследований было зафиксировано, что растущие цементитные кристаллы внедрены внутрь многих частиц $\varepsilon\text{-Cu}$. Очевидно, что в процессе достаточно

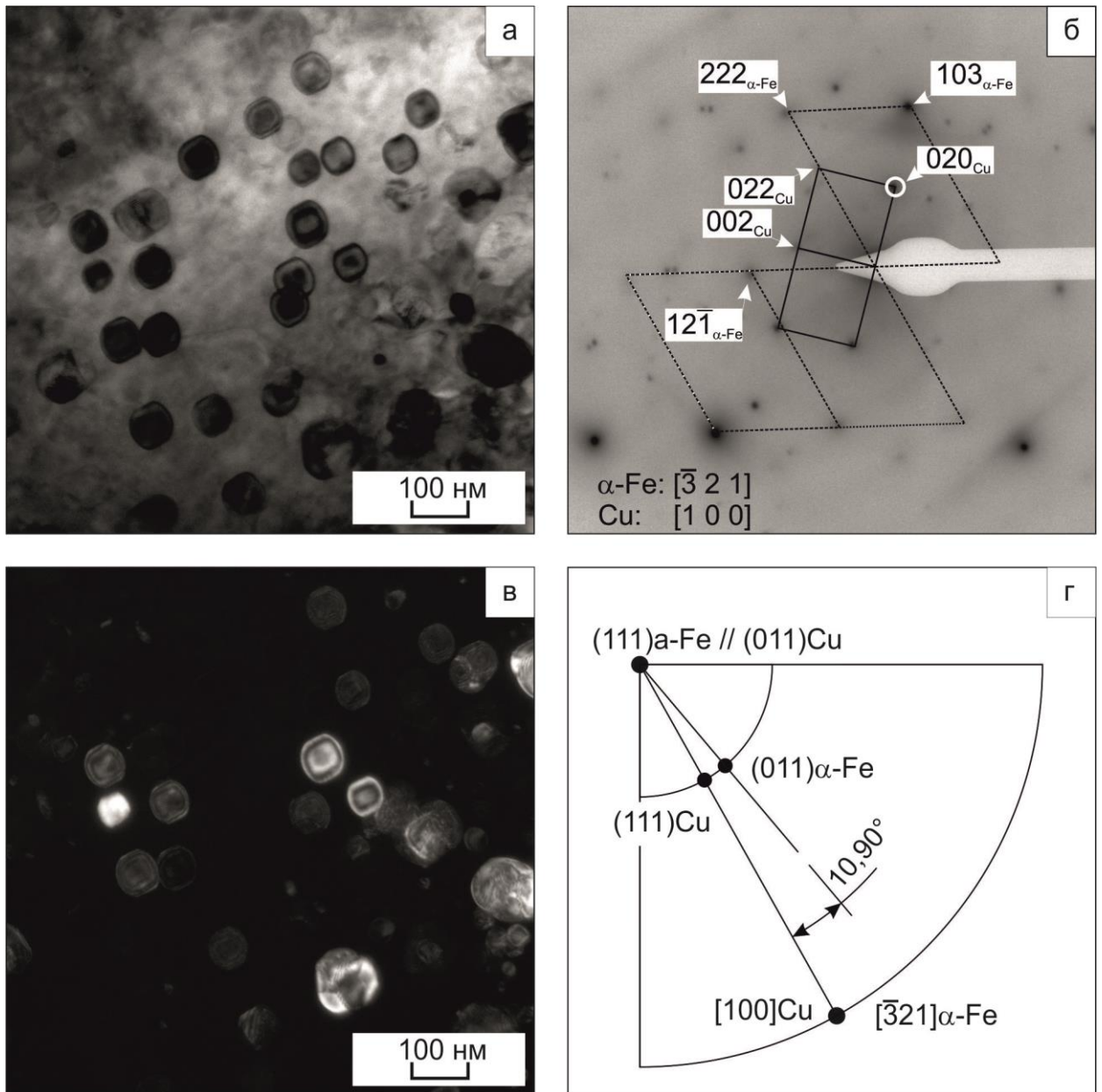


Рисунок 3.17 – Просвечивающая электронная микроскопия чугуна, содержащего мелкодисперсные включения фазы $\epsilon\text{-Cu}$

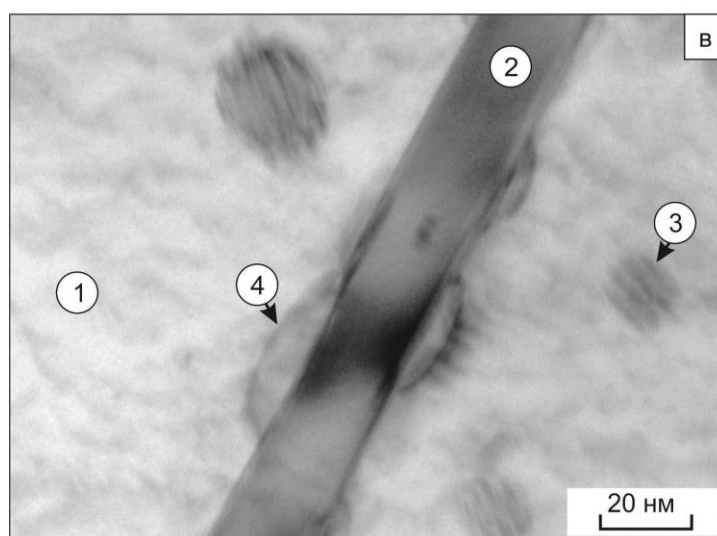
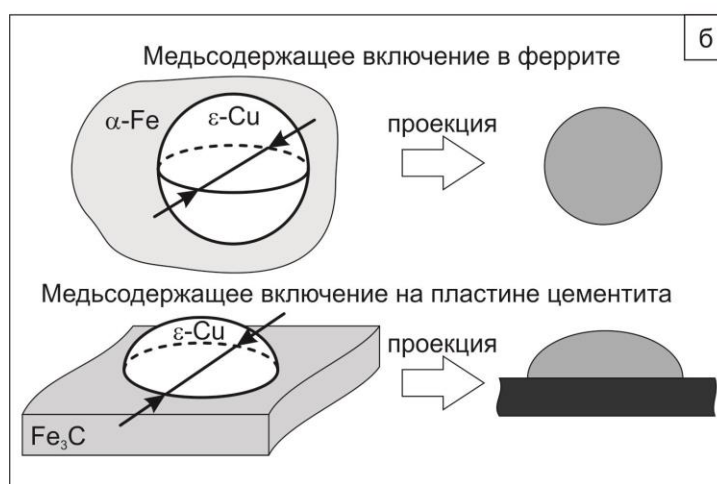
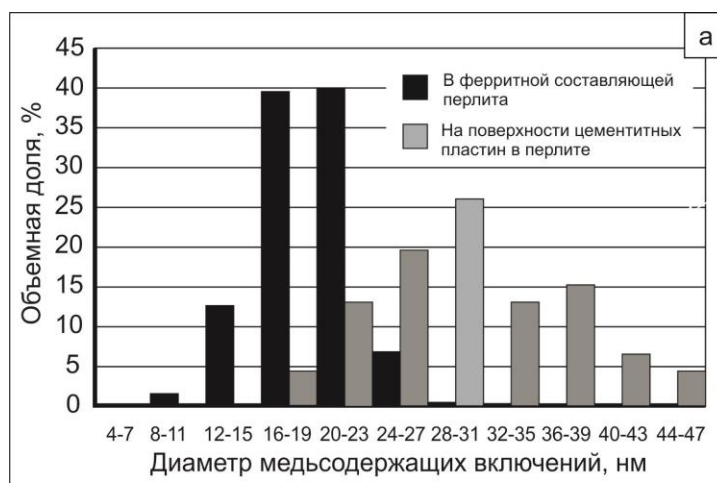


Рисунок 3.18 – Особенности выделения ϵ -Cu в перлите: а - распределение частиц ϵ -Cu по размерам; б – виды частиц ϵ -Cu в перлите; в – ПЭМ перлита, содержащего частицы ϵ -Cu

1 – ферритная прослойка, 2 – цементитная пластина, 3 – частицы ϵ -Cu в ферритной прослойке, 4 – частицы ϵ -Cu на поверхности цементитной пластины

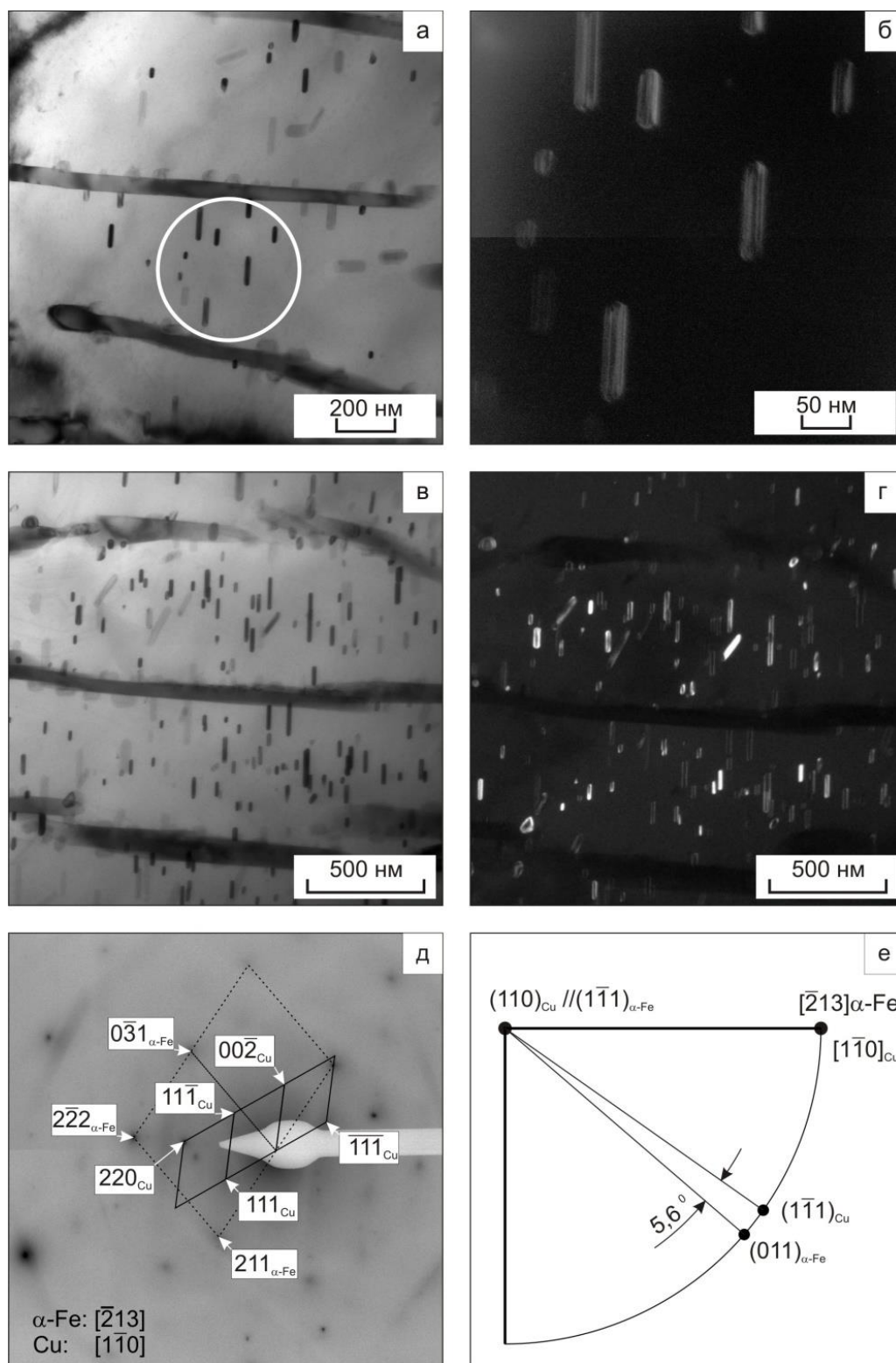


Рисунок 3.19 - Микроструктура чугуна, легированного 10 % меди, не содержащего алюминий: а, в – светлопольное изображение (светлым кругом обозначена область получения микродифракции); б, г – темнопольное изображение в рефлексе $00\bar{2}_{Cu}$; д – микродифракция; е – совместная стереографическая проекция, отражающая взаимное расположение плоскостей решёток *Cu* и α -*Fe*, близкое к ориентационному соотношению Курдюмова-Закса

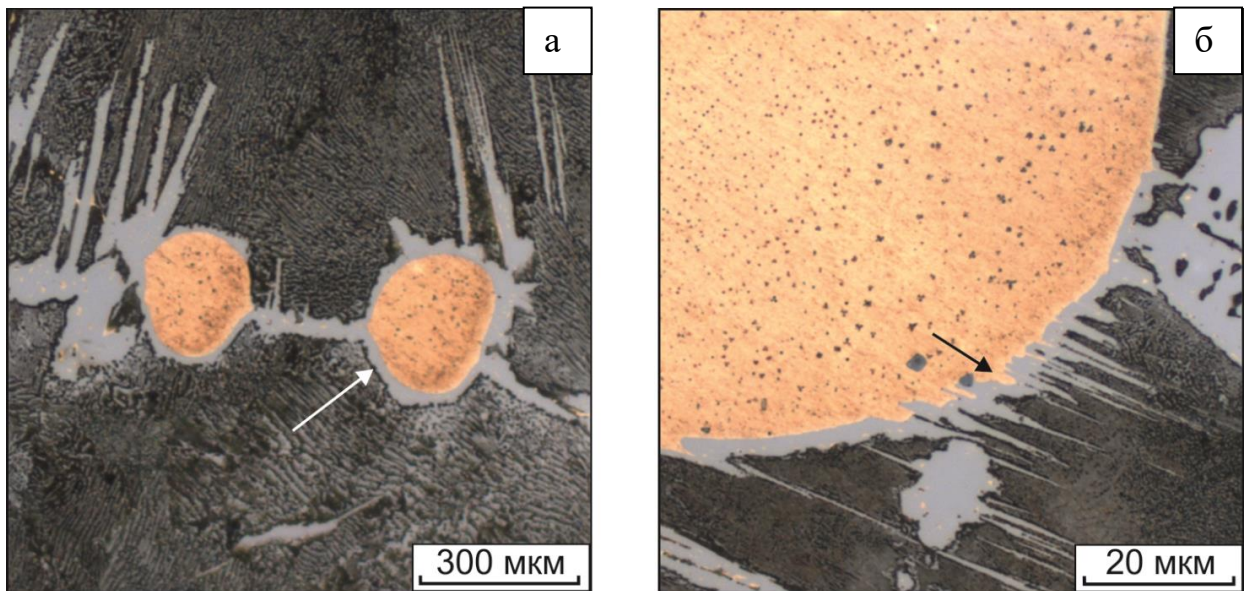


Рисунок. 3.20 - Выделение вторичного цементита на границах сопряжения частиц ϵ -меди и перлита в чугунах СЧ14,7Cu

быстрого охлаждения слитка столь значимые преобразования формы медистых частиц, находящихся в твердофазном состоянии, произойти не могут, поскольку диффузия меди в аустените и цементите крайне ограничена. Если же фаза ε -*Cu* находится в жидком состоянии, растущие в ее направлении кристаллы цементита легко внедряются в расплав, преобразуя форму границы раздела.

Результаты рентгеноструктурного анализа сплавов, легированных медью и алюминием, показаны на рисунке 3.21. Расшифровка дифрактограммы чугуна с минимальным содержанием меди (0,08 % *Cu*) свидетельствует о присутствии в сплаве цементита, графита и твердого раствора на основе α -*Fe* с параметром элементарной ячейки 2,872 Å. Повышение содержания меди в сплаве до 3,27 % приводит к увеличению параметра элементарной ячейки α -железа до 2,876 Å, о чем свидетельствует сдвиг пиков в сторону меньших углов. Дальнейший рост содержания меди заметного влияния на параметр элементарной ячейки α -*Fe* не оказывает. Увеличение параметра α -*Fe* от 2,872 Å до 2,876 Å может быть объяснено растворением меди в ферритной матрице чугуна.

Следует подчеркнуть, что в большинстве работ, посвященных анализу сплавов системы *Fe-Cu*, отмечается практически полное отсутствие растворимости меди в железе при комнатной температуре [131]. Возможно, что наблюдаемые в данной работе признаки растворимости меди в α -*Fe* обусловлены присутствием в анализируемых сплавах 0,9 % алюминия. Повышение содержания меди в сплаве от 3,27 % до 14,7 % к изменению параметра элементарной ячейки α -железа не приводит. Это означает, что дополнительно в решетке феррита медь не растворяется. Первые пики, соответствующие ε -*Cu*, зафиксированы при содержании в чугуне 3,27 % меди. Параметр элементарной ячейки твердого раствора этого типа составлял 3,607 Å. Увеличение содержания меди в чугуне до 6,57 % и 14,7 % приводит к росту параметра элементарной ячейки до 3,624 Å и 3,637 Å соответственно.

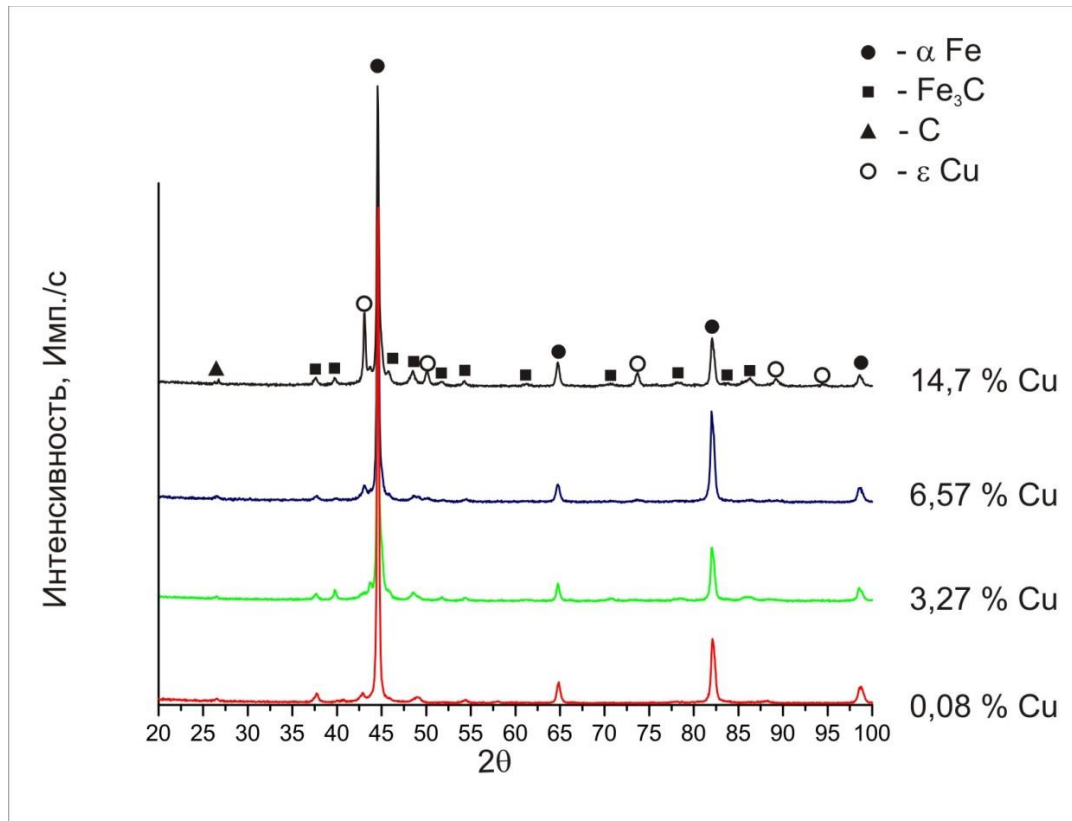


Рисунок 3.21– Результаты рентгенофазового анализа чугунов, легированных медью и алюминием

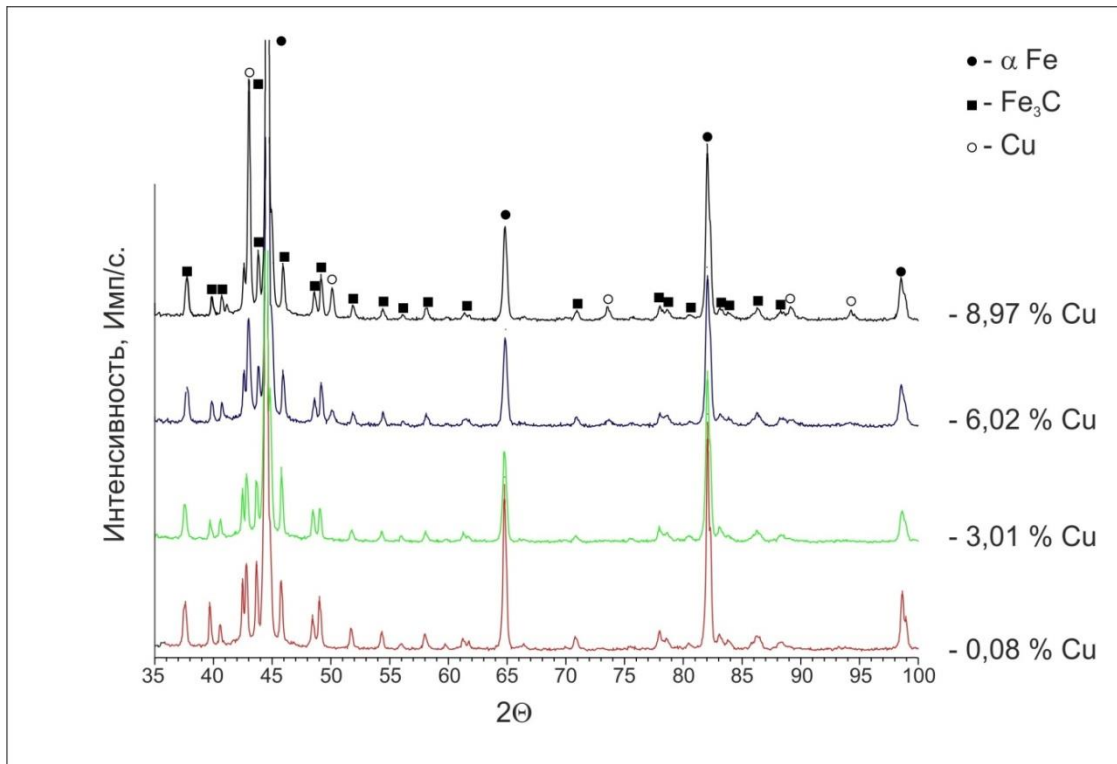


Рисунок 3.22 – Результаты рентгенофазового анализа заэвтектоидных сталей, легированных медью и алюминием

Дифрактограммы заэвтектоидных сталей (рисунок 3.22), легированных 0,08 и 3,01 % меди, свидетельствуют о наличии в сплавах твердого раствора на основе α -Fe и цементита. С повышением содержания меди до 3,01 % объемная доля Fe_3C незначительно увеличивается. В заэвтектоидной стали, легированной 6,02 %, кроме феррита и цементита присутствует 2,8 % ϵ -Cu. При содержании меди 8,97 мас. % объемная доля частиц ϵ -Cu по данным рентгеноструктурного анализа достигает 5,4 % (рисунок 3.22).

3.5.2 Особенности образования медистых включений в графитизированных и неграфитизированных заэвтектоидных сталях

Анализ структурных превращений, происходящих при кристаллизации заэвтектоидных и графитизированных заэвтектоидных сталей, целесообразно выполнять, используя разрез диаграммы состояния $Fe-C-Cu$ при содержании углерода, наиболее близком к исследуемым сплавам (2 %) (рисунок 3.3). Особенности строения сплавов, полученных в работе, отражены на рисунке 3.23. В исходном состоянии заэвтектоидная сталь содержит микрообъемы пластинчатого перлита и включения вторичного цементита (~ 9 %) (рисунок 3.23 а), выделившегося в виде сетки по границам бывших аустенитных зерен.

Как и в случае чугунов, особенностью, характерной для перлита сталей, легированных ~ 3 % меди, является присутствие множества мелкодисперсных включений фазы ϵ -Cu, выделяющихся из ферритной матрицы в результате изменения растворимости меди в α -железе при его охлаждении. Средний размер таких включений составил ~ 20...30 нм.

В сплаве, содержащем ~ 6 % Cu, зафиксированы два типа медистых включений. Наноразмерные частицы располагаются в ферритных промежутках перлита, а более крупные – по границам бывших зерен γ -Fe (рисунок 3.23 б). Причина формирования крупных частиц заключается в уменьшении растворимости меди в γ -Fe при охлаждении сплава. Образуются они в интервале температур от ~1250 до 727 °C. Следует отметить, что

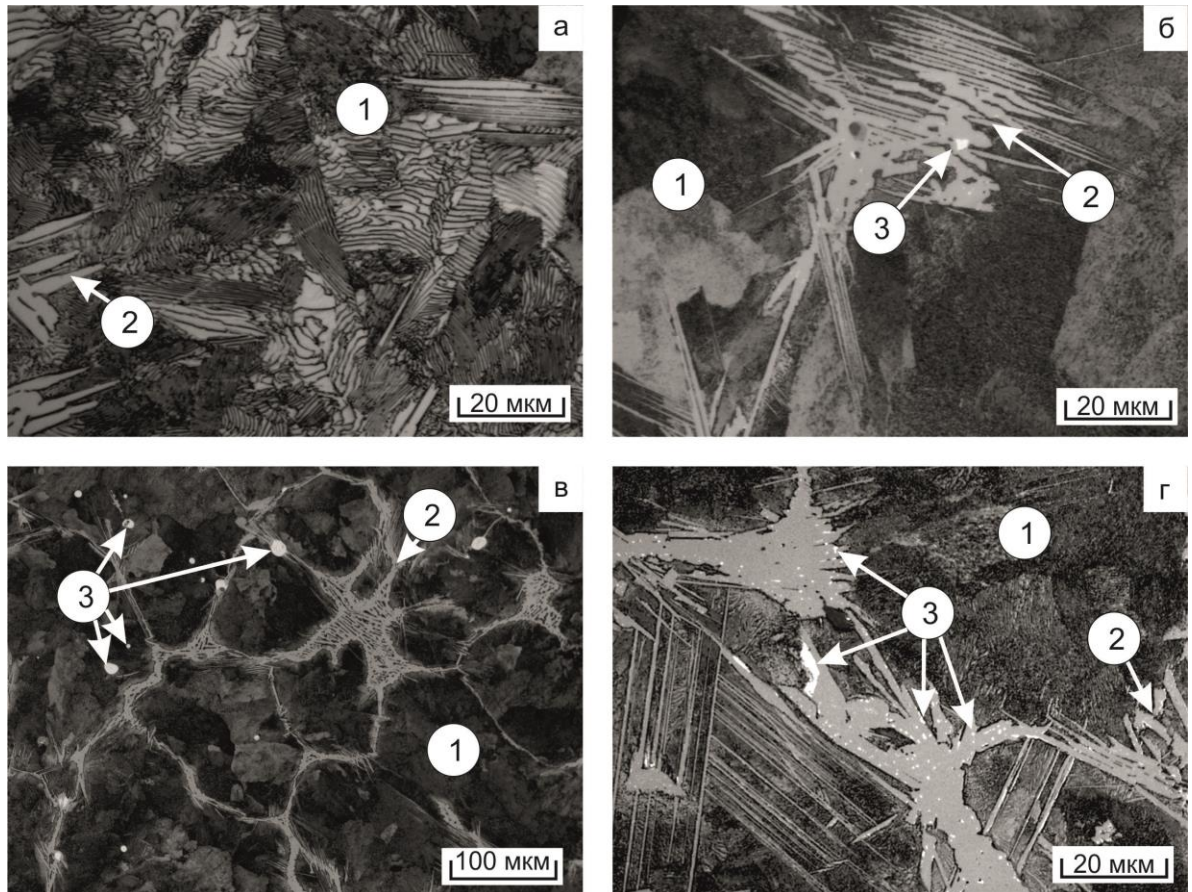


Рисунок 3.23 – Структура заэвтектоидной стали, легированной медью.
 а – 0,09 % *Cu*, б – 6,02 % *Cu*, в, г – 8,97 % *Cu*. 1 – перлит, 2 – цементит, 3 – медистые включения

температура 1250 °C соответствует предельному содержанию меди в аустените (6 %) (рисунок 3.3). Средний размер крупных частиц ϵ -Cu составляет 1...2 мкм (3, рисунок 3.23 б, г). В сплаве с 8,97 % меди по данным статистических исследований средний размер включений этого типа равен ~ 25 мкм (3 на рисунке 3.23 г). О характере распределения частиц ϵ -фазы, построенного по результатам оптической металлографии стали с 8,97 % Cu, позволяет судить рисунок 3.24.

В графитизированной заэвтектоидной стали, содержащей менее 5 % Cu, методом световой микроскопии медистые включения выявить не удалось. В сплаве с 5,03 % меди зафиксированы частицы ϵ -Cu средним размером 1...2 мкм. Дальнейшее повышение содержания меди сопровождалось увеличением количества и размеров включений. На рисунке 3.24 показано распределение их размеров в отливке с 8,76 % Cu. Наблюдаемые на диаграмме пики соответствуют включениям ϵ -Cu размерами ~ 20 мкм и ~ 70 мкм соответственно. Можно предположить, что они были сформированы в процессе охлаждения отливки по различным механизмам при разных значениях температуры.

Анализ элементного состава отливки диаметром 82 мм из графитизированной заэвтектоидной стали с 8,76 % меди был выполнен на оптикоэмиссионном спектрометре ARL-3460 в соответствии со схемой, представленной на рисунке 2.2. Содержание анализируемых элементов в десяти точках, находящихся на равном расстоянии друг от друга и расположенных по диаметру отливки от края до края представлено на рисунке 3.25. Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что даже в массивных отливках из графитизированной заэвтектоидной стали распределение меди остается равномерным. Одна из причин этого связана, возможно, с присутствием в составе стали 1,2 % алюминия, который увеличивает растворимость меди в железе (как было показано на диаграмме Fe-Cu-Al, рисунок 1.9).

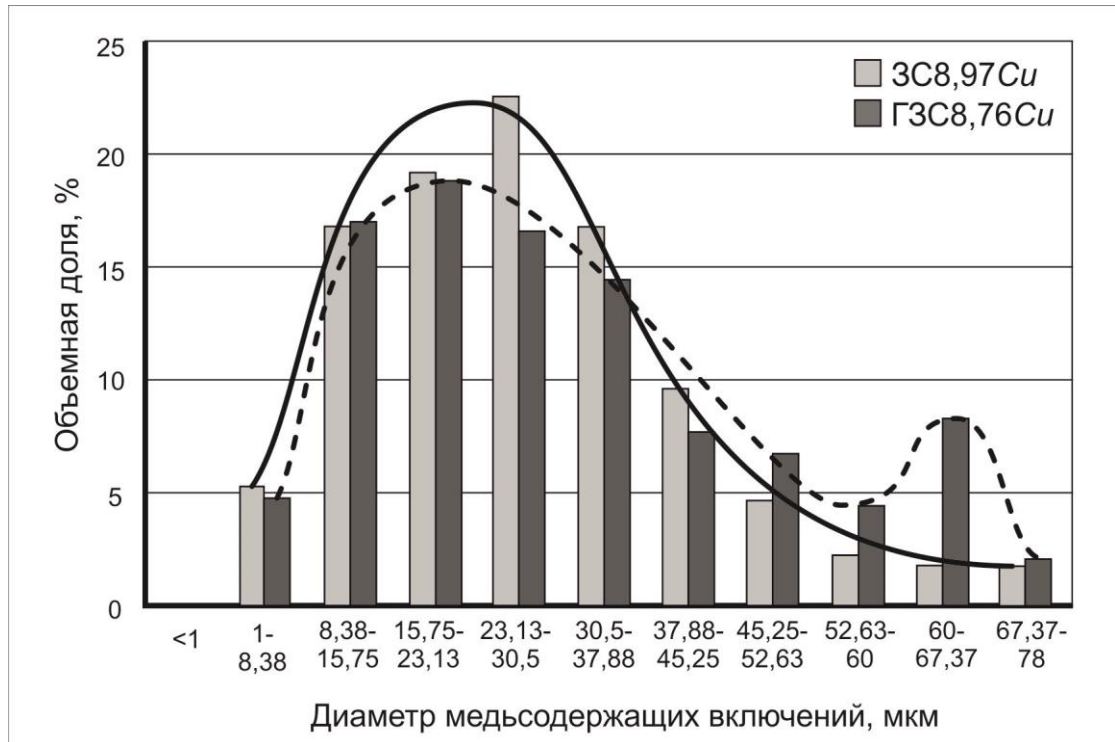


Рисунок 3.24 - Распределение по размерам частиц фазы ϵ -Cu в заэвтектоидной стали, легированной 8,97 % Cu и графитизированной заэвтектоидной стали, содержащей 8,76 % Cu

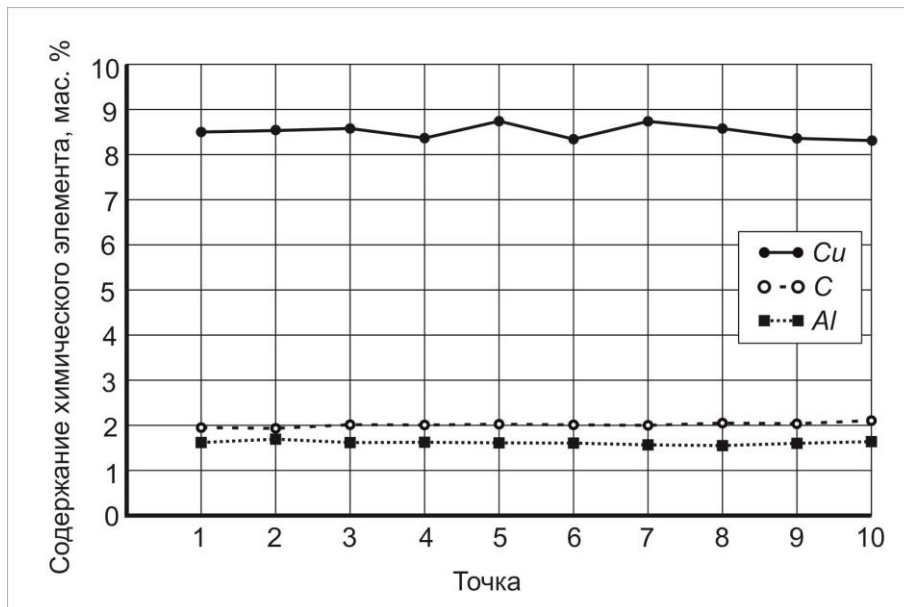


Рисунок 3.25 – Распределение легирующих элементов по сечению отливки заэвтектоидной стали, легированной 8,76 % Cu

3.6 Закалка чугунов с высоким содержанием меди

В представленном разделе приведены данные о структуре закаленного легированного медью (14,7 мас. % *Cu*) белого чугуна [201; 203]. Особое внимание уделялось преобразованиям, происходящим в медистой фазе.

В исходном состоянии анализируемый сплав преимущественно имел структуру доэвтектического белого чугуна. Его основными структурными составляющими являлись колонии ледобурита и пластинчатого перлита (рисунок 3.26 б). В локальных зонах сплава зафиксированы выделения графита размером ~ 2 мм (рисунок 3.26 а). Объемная доля графита, имеющего вермикулярную форму и характеризующегося междендритным распределением, составляла $\sim 4,9$ %.

Методом световой микроскопии в чугуне, полученном по технологии литья, зафиксированы равномерно распределенные медистые шаровидные включения размерами от ~ 1 до 240 мкм. Средний размер частиц составляет ~ 20 мкм. Образовались они, вероятно, из расплава, расслоившегося на две фазы, обогащенные медью и железом. На диаграмме состояния *Fe-Cu-C* [121] область, соответствующая указанному состоянию, находится при температурах выше 1400 °С. Объемная доля анализируемых частиц ϵ -*Cu*, выявленных методами оптической металлографии, составляет 3,4 %. Внутри колоний ледобурита частиц данного типа практически нет. Форма включений, наблюдаемых вблизи ледобурита, частично искажена (рисунок 3.26 б). Объясняется это может тем, что в момент роста ледобурита медные частицы находились в жидком состоянии и оттеснялись растущими кристаллами цементита в жидкость, богатую железом.

Методами растровой (рисунок 3.26 г) и просвечивающей (рисунок 3.26 д) электронной микроскопии зафиксированы наноразмерные (~ 20 нм) и субмикронные медистые частицы (рисунок 3.26 д). Оба вида частиц представляют собой твердый раствор железа в ГЦК меди (ϵ -*Cu*). Возникли они при температуре ниже 850 °С, соответствующей превращению железа $\alpha \rightarrow \gamma$ на диаграмме *Fe-Cu* [121].

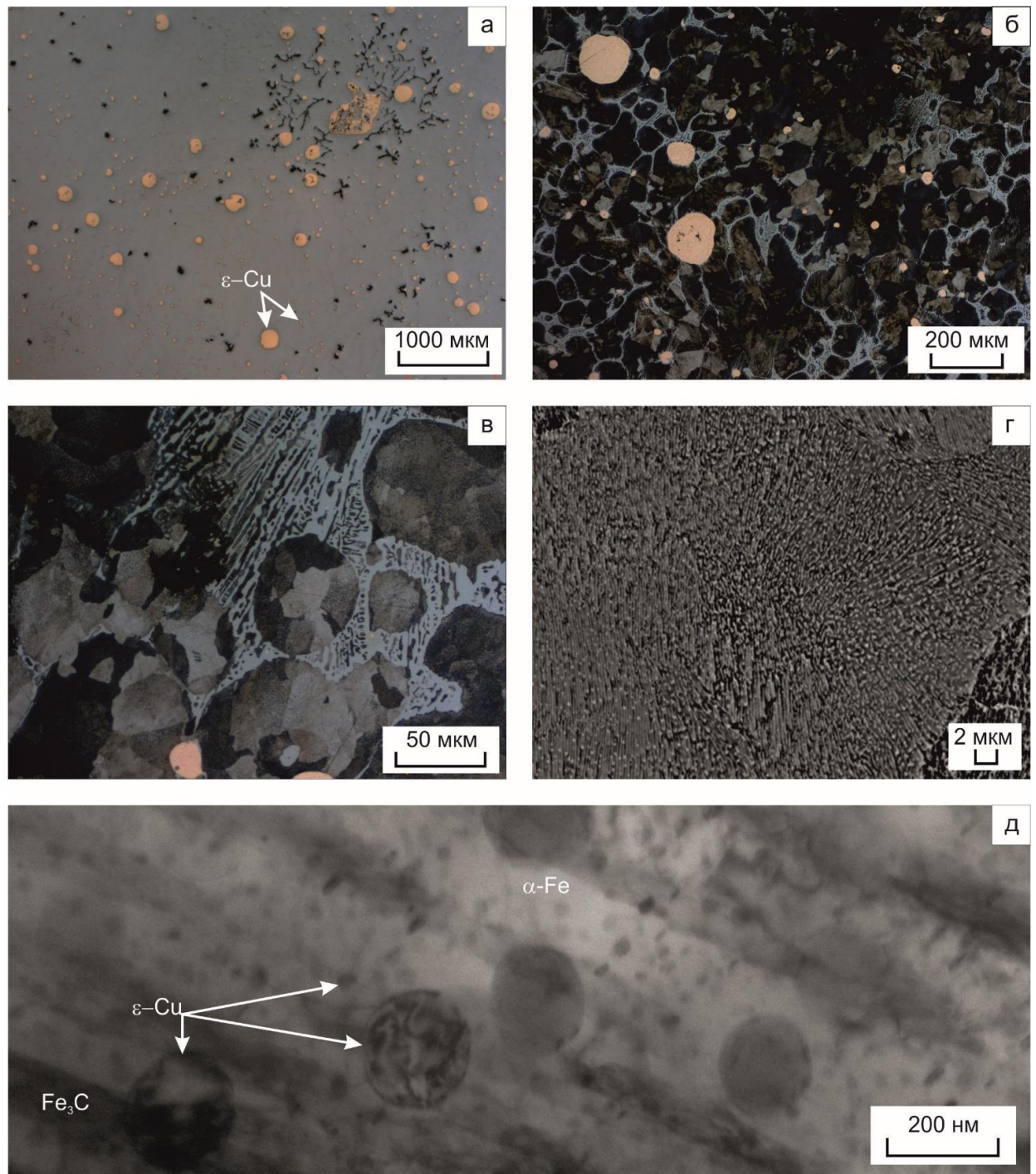


Рисунок 3.26 – Структура чугуна, легированного медью

В закаленном от 1000 °C состоянии чугуна содержится микрообъемы мартенсита, остаточного аустенита, включения компактного графита, частицы ϵ -фазы и кристаллы цементита (рисунок 3.27 а - г). Объемная доля аустенита составляет 18,8 %, компактного графита - 5,1 %, цементита – 1,4 %.

Средний размер медистых включений находится на уровне 15 мкм. Более 90 % из них попадают в диапазон от 1 до 30 мкм (рисунок 3.27 б, в). Объемная доля частиц ϵ -фазы, наблюдаемых методами оптической микроскопии, составила 2,9 %. Уменьшение доли частиц фазы ϵ -Cu (от 3,4 до 2,9 %) обусловлено тем, что часть меди при нагреве растворилась в аустените.

Отсутствие в образцах из закаленного сплава частиц ϵ -Cu размером ~ 20 нм и менее свидетельствует о растворении их процессе нагрева в решетке γ -Fe (рисунок 3.27 г). Отмеченный факт согласуется с высказанными ранее представлениями о том, что в процессе кристаллизации наноразмерные частицы были сформированы при температуре ниже линии перлитного превращения. Отдельные частицы субмикронных размеров методами просвечивающей электронной микроскопии в закаленных отливках выявляются (рисунок 3.27 г). Однако значительная их часть также растворилась в матрице γ -Fe в процессе нагрева выше 850 °C.

После закалки от 1120 °C структурными составляющими чугуна являются мартенсит, аустенит, компактный графит, цементит и частицы, содержащие медь (рисунок 28 а - г). Объемная доля аустенита достигает 69 %, что почти на 50 % больше по сравнению со сплавом, закаленным от 1000 °C.

Зафиксированный экспериментально рост объемной доли аустенита следует связывать с увеличением растворимости углерода в γ -Fe. По сравнению с закалкой от 1000 °C количество графита уменьшилось почти в 2 раза (до 2,7 %). Объемная доля частиц ϵ -фазы, как и после закалки от 1000 °C, составила 2,9 %.

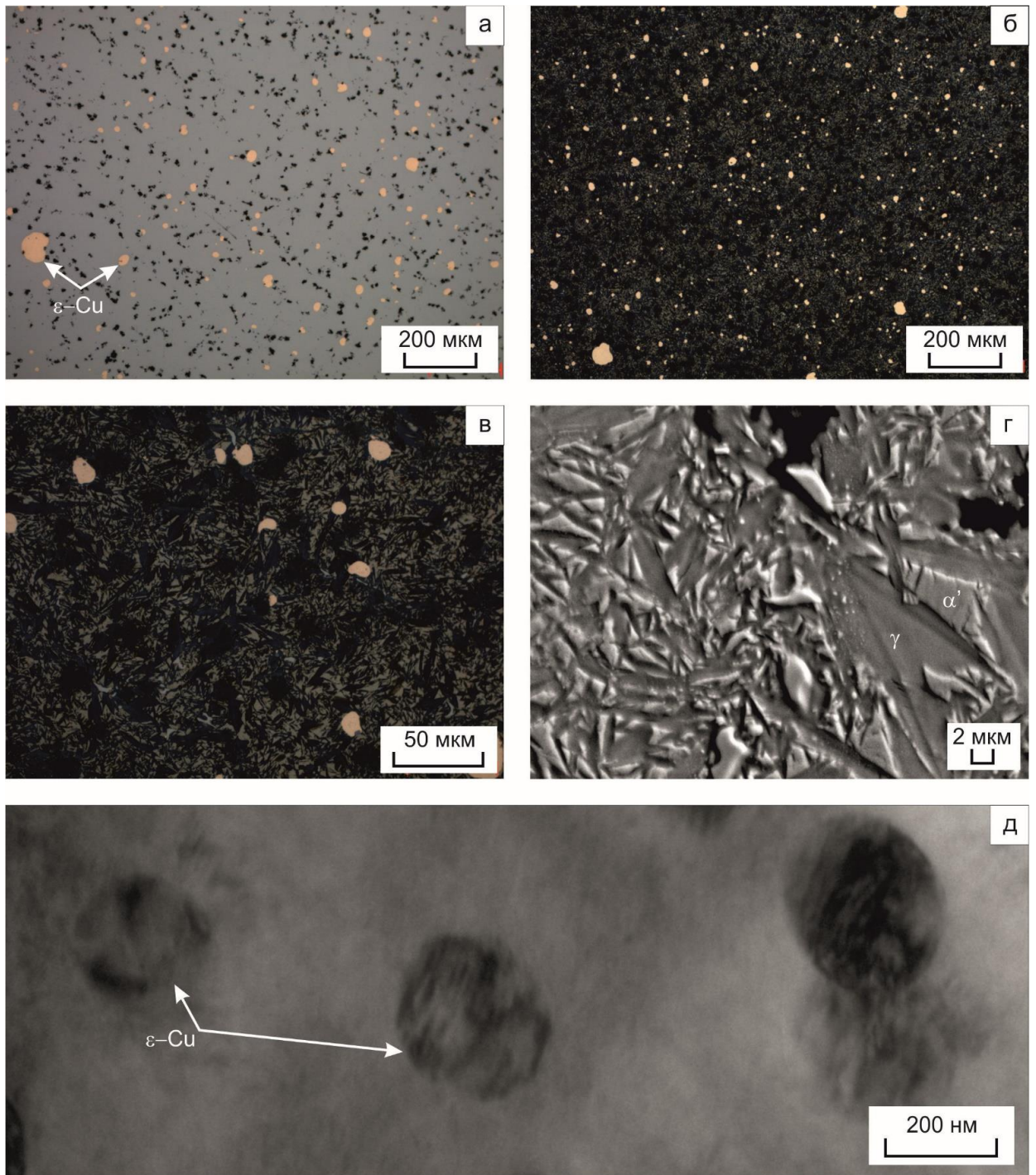


Рисунок 3.27 – Структура чугуна, легированного медью, после закалки от 1000 °С

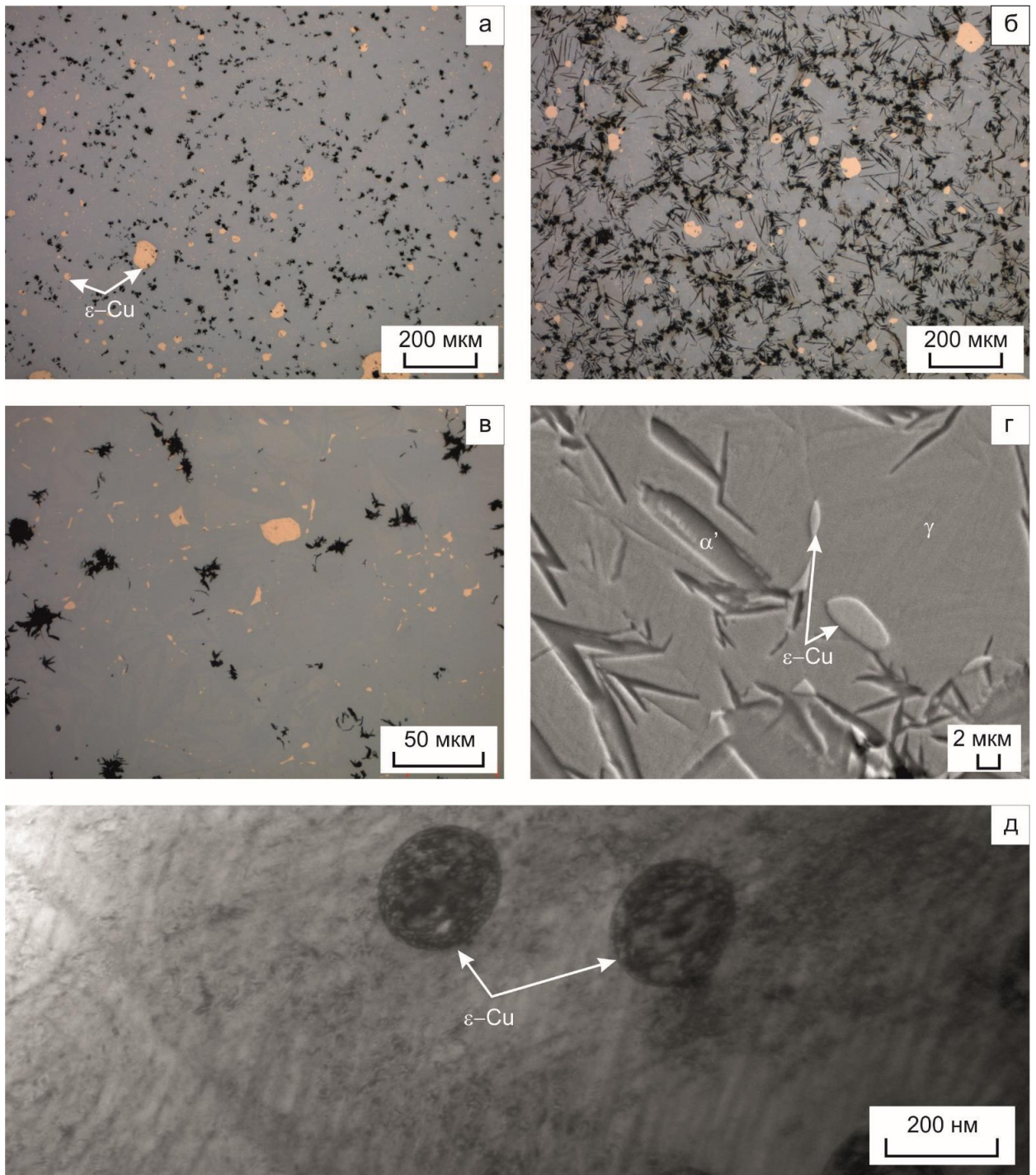


Рисунок 3.28 – Структура чугуна, легированного медью, после закалки от 1120 °C

Зафиксированный экспериментально рост объемной доли аустенита следует связывать с увеличением растворимости углерода в γ -Fe. По сравнению с закалкой от 1000 °C количество графита уменьшилось почти в 2 раза (до 2,7 %). Объемная доля частиц ε -фазы, как и после закалки от 1000 °C, составила 2,9 %.

В чугунах, нагретом до 1120 °C, медь находилась в жидком состоянии. Методами оптической металлографии большинство частиц ε -Cu зафиксировано на границах зерен и межфазных границах (рисунок 3.28 в). Анализ распределения их по размерам свидетельствует о том, что в структуре доминируют два типа частиц - со средним размером ~ 2 мкм и ~ 20 мкм. Также, как и при закалке от 1000 °C, методом просвечивающей электронной микроскопии выявлены отдельные частицы ε -фазы размером ~ 200 нм.

3.7 Графитизирующий отжиг чугунов, легированных медью

С повышением содержания меди в отливках чугуна форма графита постепенно изменяется с пластинчатой на вермикулярную (рисунок 3.29 а, в). В сплаве с 14,7 % меди весь графит располагается в междендритном пространстве.

Отжиг исследуемых сплавов сопровождается незначительным увеличением толщины графитовых пластинок. В нелегированном медью чугуне вблизи пластинок графита в процессе термической обработки выделяются новые мелкогабаритные графитовые включения (порядка нескольких микрометров, рисунок 3.29 а, б). Аналогичные изменения происходят также и при отжиге чугуна с 3,27 % Cu. Термическая обработка чугуна, содержащего 6,57 % меди, приводит к увеличению толщины уже имеющихся графитовых пластинок. Графит, присутствующий в незначительном количестве в чугуне с 14,7 % Cu, имел вермикулярную форму и располагался в междендритном пространстве (рисунок 3.29 в).

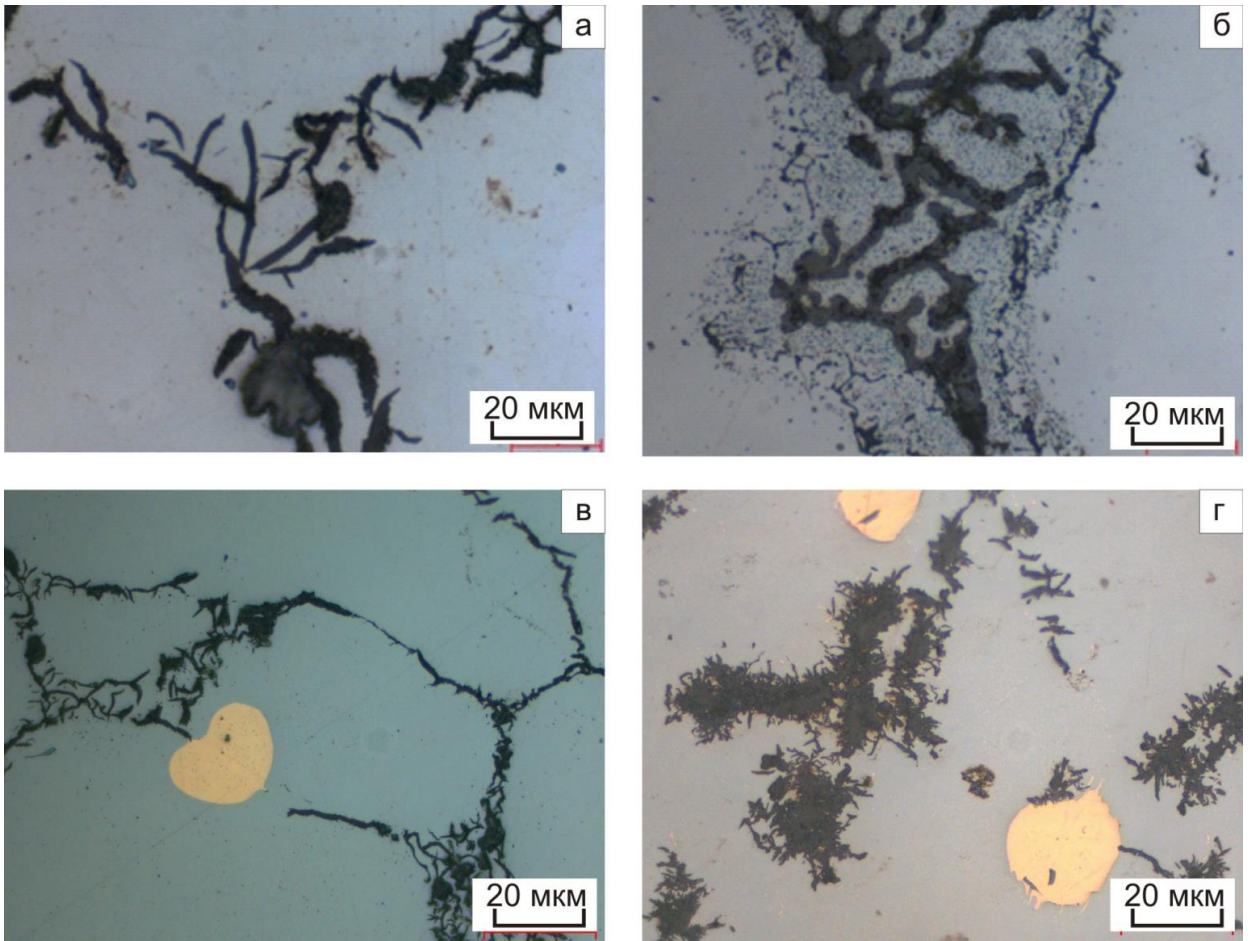


Рисунок 3.29 – Нетравленная структура чугуна, содержащего 0,08 % *Si* (а, б) и 14,7 % *Si* (в, г) после литья (а, в) и после графитизирующего отжига (б, г)

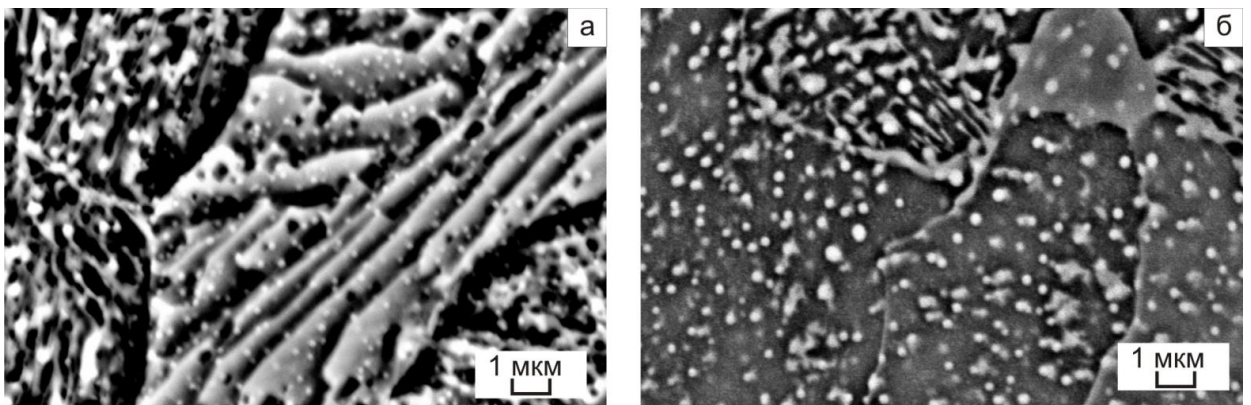


Рисунок 3.30 – РЭМ перлита чугуна, легированного 14,7 % *Si* после литья (а) и после графитизирующего отжига (б)

Отжиг нелегированного чугуна сопровождается повышением объемной доли структурно свободного феррита (до ~ 5 %). В сплаве с 6,57 % *Si* после отжига доля феррита в виде зерен не превышает 3 %. При этом появляются колонии перлита глобулярного типа. С повышением содержания меди до 14,7 % объемная доля глобулярного перлита возрастает (рисунок 3.30).

Температура, при которой проводился графитизирующий отжиг, была близка к температуре плавления медистой фазы. Специфические очертания внешних границ некоторых крупных включений после такой обработки характеризует рисунок 3.29 г. Причинами отмеченных структурных преобразований явились, вероятно, частичное оплавление включений и возросшая скорость диффузии меди.

3.8 Выводы

1. Медь, введенная в чугун, представляет собой легирующий элемент, для которого характерна ограниченная растворимость как в жидком, так и в твердофазном состоянии. Введение меди является существенным фактором, оказывающим влияние на структуру и свойства чугуна, а также на его склонность к отбелу. С повышением содержания меди в чугуне до ~ 6 % глубина отбеленного слоя уменьшается. При дальнейшем увеличении содержания меди глубина отбеленного слоя возрастает.

2. Независимо от первоначальной формы графита введение в железоуглеродистый сплав 9...14,7 % меди сопровождается формированием в нем графита вермикулярного типа, располагающегося в междендритном пространстве.

3. Легирование заэвтектоидных сталей и чугунов медью сопровождается повышением их теплопроводности и приводит к увеличению дисперсности перлита. С ростом содержания меди исчезает структурно свободный феррит в чугуне и устраняются ферритные каемки вокруг графитовых включений в графитизированных сталях.

4. Анализ уточненной диаграммы состояния «*Fe-Cu-C*», построенной с применением программного обеспечения *FactSage*, свидетельствует о различном происхождении обогащенных медью частиц ϵ -фазы и обусловленных этим обстоятельством различиях в размерах выделений, формирующихся из жидкого расплава, аустенита и феррита. Размеры включений ϵ -*Cu*, образующихся в чугунах *СЧ14,7Cu*, находятся в диапазоне от 5 нм до 250 мкм, т.е. различаются на 4,5 порядка.

5. На основании анализа диаграммы состояния «*Fe-Cu-C*» и результатов структурных исследований медистых чугунов выявлены четыре характерных типа частиц ϵ -*Cu*. Наиболее крупные частицы (1 типа) образуются при расслоении расплава на две составляющие (обогащенные медью и железом), имеют форму, близкую к сферической, располагаются преимущественно в междендритном пространстве. Средний размер частиц ϵ -*Cu*, возникающих при расслоении расплава на двухфазную жидкость, составляет 20...30 мкм. При повышении в чугунах содержания меди размер частиц ϵ -меди 1 типа возрастает. Включения 2 типа формируются в γ -*Fe* при температуре выше 1094 °С и в момент образования находятся в жидком виде. Выделяются они преимущественно по границам аустенитных зерен, характеризуются размерами в пределах 1...5 мкм. Медистые частицы 3 типа имеют сферическую форму со средним размером ~ 200 нм, выделяются в твердом состоянии внутри зерен аустенита в интервале температур 1094...727 °С. Включения 4 типа выделяются ниже линии сольвуса (при температуре ниже 727 °С), располагаются в феррите перлитных колоний, имеют сферическую форму, характеризуются средним размером на уровне 20 нм.

6. Абсолютное большинство включений ϵ -меди, расположенных в пределах колоний ледебурита, имеет искаженную форму, отличную от сферической. Механизм формирования частиц ϵ -*Cu* неправильной формы объясняется присутствием медистой фазы при образовании колоний

ледебурита в расплавленном состоянии и ростом кристаллов Fe_3C в направлении друг к другу. Находящиеся между ними капли жидкого раствора на основе меди механически деформируются, приобретая форму имеющих полостей.

7. Предложен механизм выделения частиц ϵ -меди в виде ожерелий, расположенных в приграничных слоях внутри крупных карбидов. В соответствии с ним рост кристалла эвтектического цементита сопровождается отеснением меди и преимущественным ее выделением в виде микрообъемов ϵ -фазы по контуру карбида. При последующем нарастании вторичного цементита на эвтектические карбиды эти частицы оказываются окруженными со всех сторон цементитом. Как правило, частицы ϵ - Si такого рода имеют неправильную форму, размер их составляет $\sim 1 \dots 2$ мкм.

8. Нагрев медистого чугуна до $1000 \dots 1120$ °C сопровождается полным растворением в аустените наноразмерных включений ϵ - Si (частиц 4 типа) и частичным растворением более крупных частиц. В закаленном от 1000 °C чугуне размер более 90 % частиц ϵ -меди не превышает 30 мкм. Вся растворенная в аустените медь в процессе ускоренного охлаждения переходит в мартенсит. Повышение температуры закалки чугуна, легированного медью, от 1000 °C до 1120 °C сопровождается увеличением доли остаточного аустенита от 18,8 % до 69 %.

4 ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ЧУГУНОВ И ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ

В данном разделе представлены результаты механических и триботехнических испытаний графитизированных и неграфитизированных заэвтектоидных сталей, а также чугунов с различным содержанием меди. Для антифрикционных сплавов, используемых при изготовлении деталей крупногабаритных тяжело нагруженных узлов трения скольжения, комплекс этих свойств имеет наиболее важное значение, поскольку он определяет металлоемкость, долговечность конструкций и ряд других показателей, характеризующих эффективность изделий триботехнического назначения. Основными параметрами, которые анализируются в четвертом разделе диссертационной работы, являются твердость, предел прочности при растяжении и сжатии, значения коэффициентов трения исследуемых материалов, уровень их износостойкости в условиях трения скольжения и трения о закрепленные частицы абразива. При проведении всех видов механических [194; 196-198; 206] и триботехнических [196; 197; 200; 202; 204; 205] испытаний ставился вопрос о влиянии содержания меди на свойства полученных в работе материалов.

4.1 Механические свойства железоуглеродистых сплавов с различным содержанием меди

Учитывая задачи, поставленные в работе, при проведении механических испытаний всех материалов оценивали твердость структурных составляющих (по Виккерсу), твердость по Бринеллю, уровень предела прочности в условиях одноосного статического растяжения и сжатия.

Особенность, характерная для изучаемых в работе сплавов, заключается в том, что с повышением содержания меди уровень их

твердости возрастает (рисунки 4.1 – 4.3). Наиболее заметно эффект легирования проявляется при увеличении содержания меди до ~ 3 мас. %. Так, например, твердость чугуна возрастает с 217 *HV* до 255 *HV*, твердость неграфитизированной заэвтектоидной стали изменяется от 340 *HV* до 390 *HV*. Прирост твердости графитизированной заэвтектоидной стали выражен в меньшей степени (с 250 до 280 *HV*). Анализ полученных в работе результатов испытаний позволяет сделать вывод о том, что с повышением содержания меди до ~ 6...7 мас. % твердость железоуглеродистых сплавов возрастает, однако с меньшей интенсивностью по сравнению с диапазоном значений содержания меди в пределах 0...3 %.

Зафиксированный в работе рост уровня твердости чугунов и сталей объясняется рядом факторов. Влияние этих факторов проявляется в увеличении микротвердости перлита, как основной структурной составляющей всех исследуемых сплавов. Основные причины повышения микротвердости пластинчатого перлита связаны с повышением дисперсности феррито-цементитной смеси, выделением упрочняющих наноразмерных медистых частиц в ферритных промежутках колоний, а также с присутствием растворенных атомов меди в α -железе. Легирование медью исследуемых в работе сплавов привело к росту микротвердости перлита в чугуне с 330 *HV* до 400 *HV*, в графитизированной заэвтектоидной стали с 350 *HV* до 430 *HV*, а в заэвтектоидной стали с 390 *HV* до 460 *HV*.

Следует отметить, что кривые, отражающие влияние меди на микротвердость перлита, находятся на разных уровнях, но при этом имеют аналогичный характер. Анализ результатов, приведенных на рисунках 4.1 – 4.3, свидетельствует о том, что микротвердость пластинчатого перлита в чугунах ниже по сравнению с перлитом, образующимся в обоих типах заэвтектоидных сталей. Возможно, различия в значениях твердости перлита в исследуемых сплавах обусловлены особенностями их кристаллизации. [12].

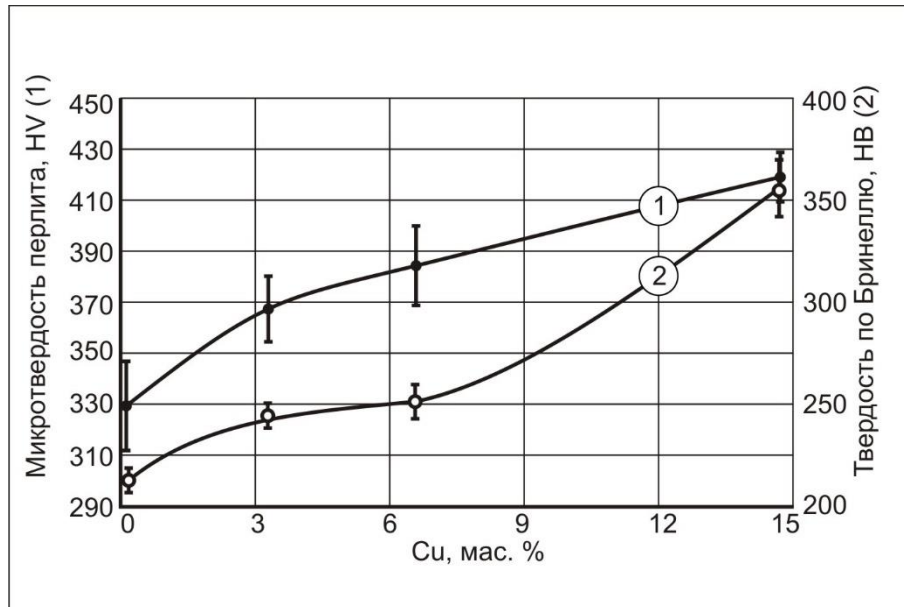


Рисунок 4.1 – Влияние содержания меди на свойства чугунов.
1 - микротвердость перлита, 2 - твердость чугунов по Бринеллю

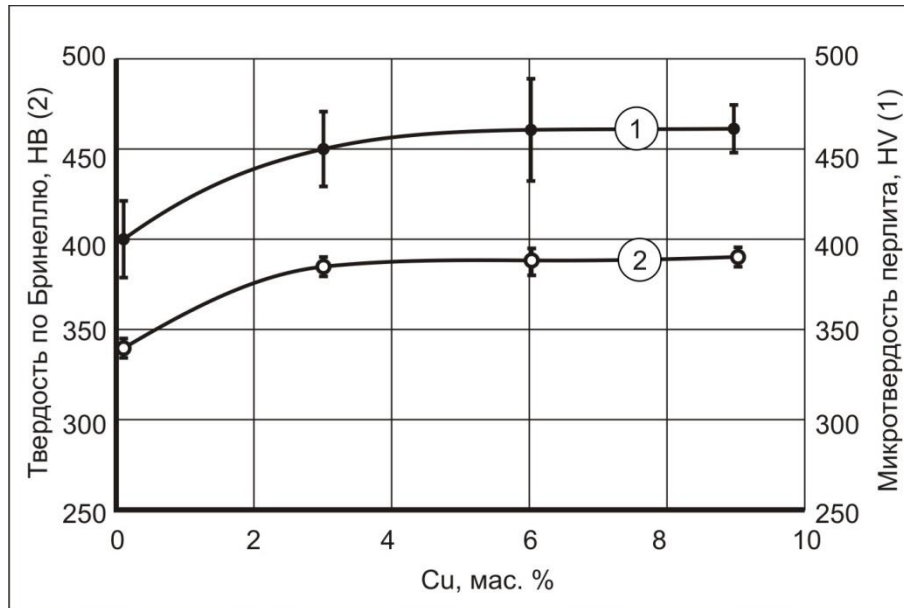


Рисунок 4.2 - Влияние содержания меди на микротвердость перлита (1) и твердость по Бринеллю заэвтектоидной стали (2)

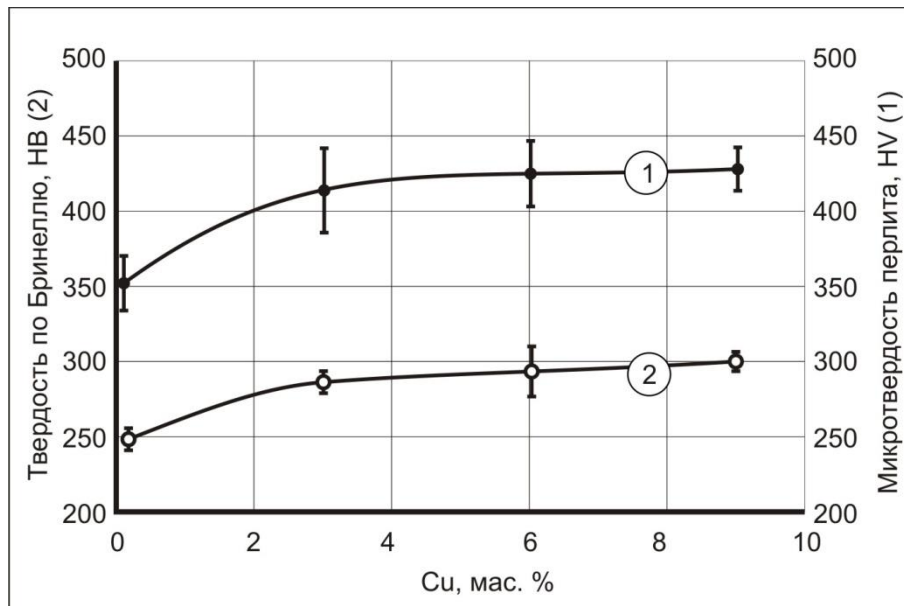


Рисунок 4.3 - Влияние содержания меди на микротвердость перлита (1) и твердость по Бринеллю графитизированной заэвтектоидной стали (2)

Изменение микротвердости перлита, наблюдаемое при введении в сплавы $\sim 2...3$ мас. % меди, объясняется не только дисперсностью перлита, но и присутствием в феррите наноразмерных частиц $\varepsilon\text{-Cu}$ (~ 20 нм), а также растворенных атомов меди, о чем свидетельствует увеличение параметров элементарной решетки $\alpha\text{-Fe}$. Приведенные выше рассуждения подтверждаются результатами, которые были получены нами при исследовании стали с феррито-перлитной структурой [212]. В приведенной работе был зафиксирован рост микротвердости как перлита, так и структурно свободного феррита. Кривые, отражающие изменение микротвердости феррита и перлита от содержания меди в сплаве, находясь на разной высоте, имеют аналогичный характер. Учитывая отсутствие зависимости твердости цементита от содержания меди в сплаве, был сделан вывод о том, что рост микротвердости перлита связан с изменениями в феррите, входящем в состав механической смеси. Речь идет, в частности, об увеличении объемной доли фазы $\varepsilon\text{-Cu}$, а также о содержании растворенных атомов меди в решетке $\alpha\text{-Fe}$. В процессе деформации сплава, легированного медью, наноразмерные включения являются препятствиями для движущихся дислокаций, определяющими твердость перлита и, как следствие, всего материала. Рисунок 4.4, 4.5 позволяет сделать вывод об особенностях распределения дислокаций в сплаве с находящимися в нем мелкодисперсными медистыми частицами. Большинство дислокаций закреплено на расположенных рядом частицах ε -фазы.

Анализ особенностей строения исследуемых сплавов позволяет предполагать возможность реализации в них двух механизмов взаимодействия дислокаций с частицами $\varepsilon\text{-Cu}$. Речь идет о механизме Орована, в соответствии с которым скользящие дислокации огибают частицу и механизме Хирша, связанном с поперечным дислокационным скольжением. Дислокаций, перерезающих

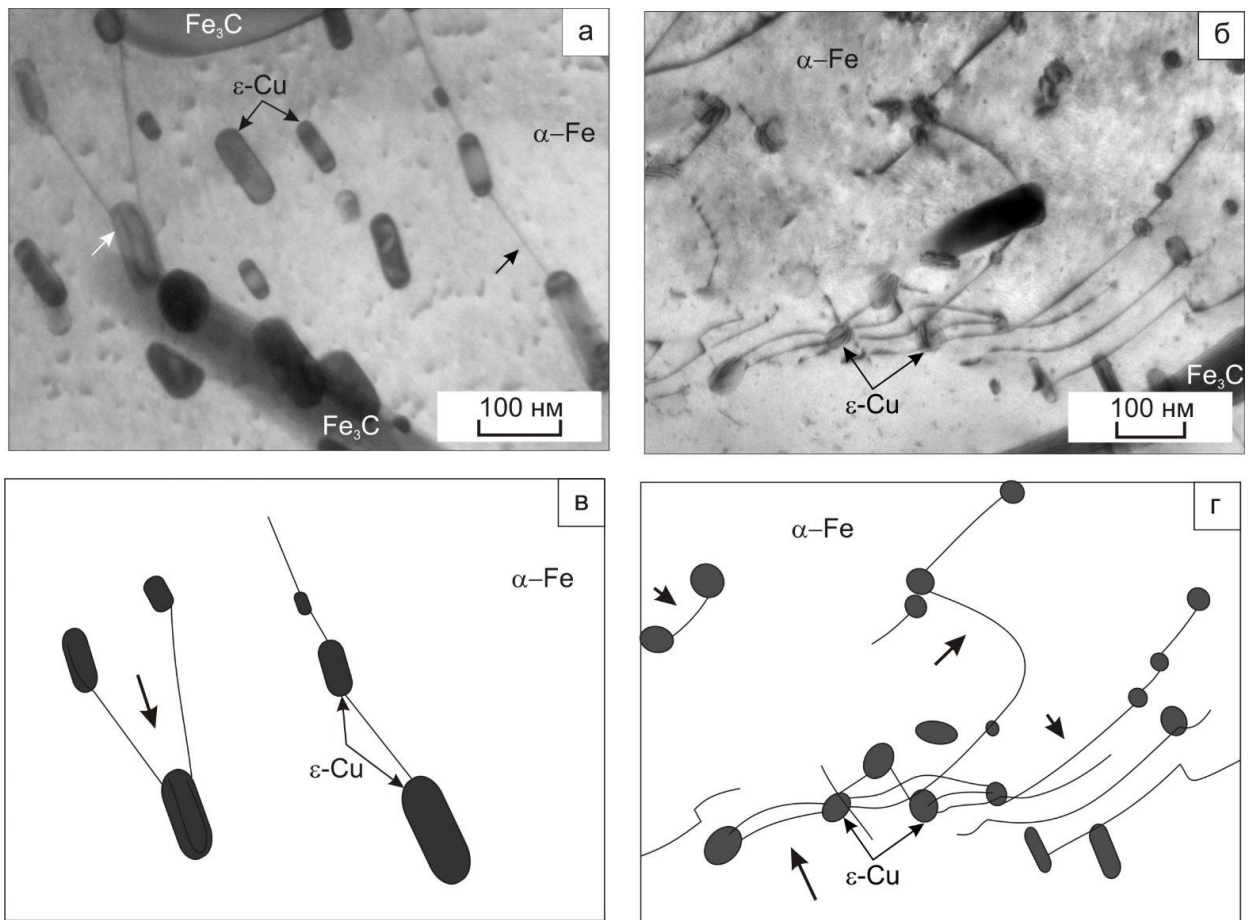


Рисунок 4.4 – Тонкое строение чугуна, легированного медью (а, б) и схематичное изображение структуры сплава (в, г). (дислокации закреплены на частицах ϵ -Cu)

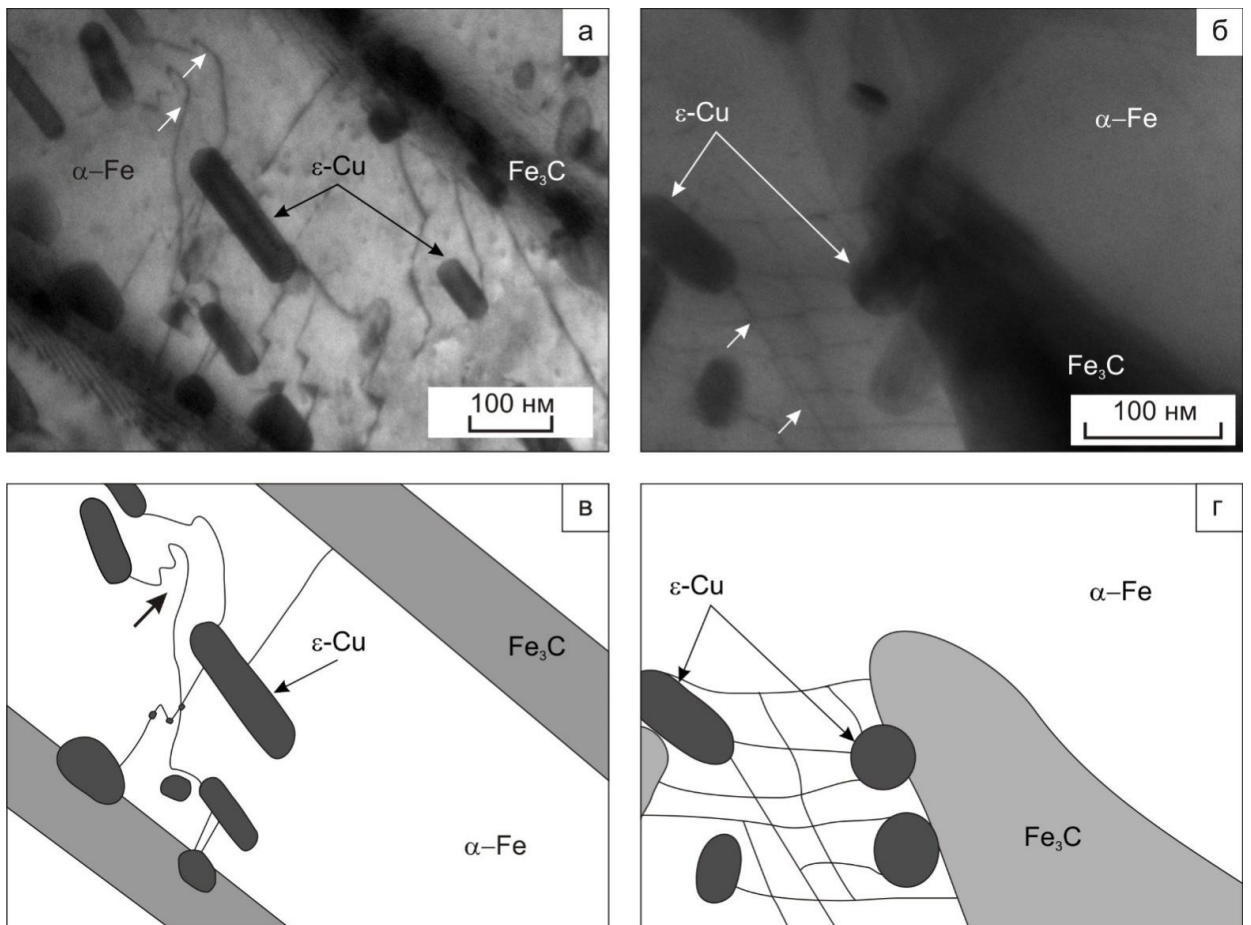


Рисунок 4.5 – Особенности распределения дислокаций в ферритной матрице чугуна, легированного медью (а, б) и схематичное изображение структуры сплава (в, г).

медистые частицы, зафиксировано не было, поэтому говорить о проявлении упрочнения по механизму Николсона-Мотта оснований нет.

Увеличение содержания меди до $\sim 6\%$ сопровождается повышением микротвердости перлита, а также ростом твердости и предела прочности в условиях растяжения образцов. (рисунок 4.6, кривая 1). Превышение в сплаве количества меди более 6% приводит к снижению уровня $\sigma_{\text{в}}$. Увеличение предела прочности при сжатии чугуна наблюдается во всем диапазоне содержания меди (рисунок 4.6, кривая 2).

Рост показателей прочности характерен также и для заэвтектоидных сталей при легировании их медью. В частности, введение в заэвтектоидную сталь 9% *Сu* приводит к повышению ее предела прочности в условиях растяжения от 300 до 430 МПа. В графитизированной заэвтектоидной стали аналогичного состава прирост предела прочности, обусловленный введением меди, на 50 МПа меньше.

При введении 9% меди предел прочности на сжатие неграфитизированной заэвтектоидной стали изменяется в диапазоне от 1550 до 1700 МПа. Для графитизированной заэвтектоидной стали анализируемый диапазон составляет 1050 - 1200 МПа. Причина более низких значений прочности графитизированной стали связана со свойствами графита, включения которого могут рассматриваться как поры неправильной формы, вызывающие концентрацию механических напряжений. Присутствие графитовых включений оказывает влияние на предел прочности при испытаниях как на одноосное статическое растяжение, так и на сжатие.

Сравнивая результаты прочностных исследований чугунов и заэвтектоидных сталей, содержащих свыше $6,57\%$ меди, следует подчеркнуть различия в уровне зафиксированных свойств. Для чугуна с повышенным содержанием меди характерен резкий рост твердости, что обусловлено существенными изменениями его структуры. Металлографические исследования показывают, что чугуны, содержащие

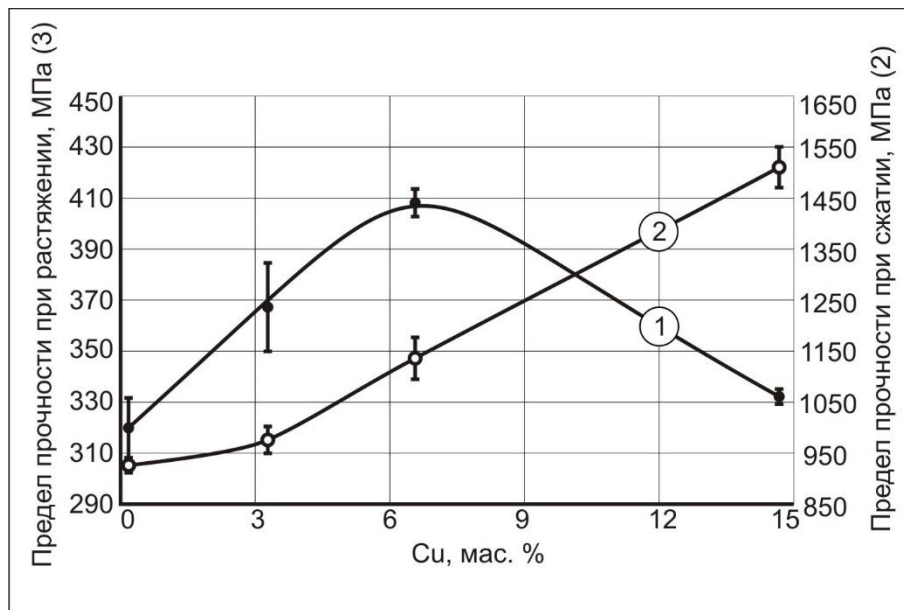


Рисунок 4.6 – Влияние меди на уровень предела прочности в условиях одноосного статического растяжения (1) и сжатия (2) образцов чугуна, легированного медью

0,08...6,57 мас. % *Сu*, являются серыми. Сплав с 14,7 мас. % *Сu* следует отнести к группе белых чугунов. Содержание графита в нем крайне мало. Такими структурными преобразованиями объясняется падение предела прочности чугуна в диапазоне 6,57 % - 14,7 % *Сu* при испытании образцов в условиях растяжения (рисунок 4.1, 4.6). При этом предел прочности чугуна в условиях сжатия в отмеченном диапазоне содержания меди заметно возрастает.

Изменение количества и формы графита является фактором, определяющим характер деформации и разрушения чугуна. В присутствии скоплений графитовых включений чугун разрушается хрупко (рисунок 4.7) с минимальными затратами энергии. Такие скопления отчетливо наблюдаются в междендритном пространстве в образцах из сплава с 0,08 % меди, выполнявшего в данной работе функцию контрольного материала.

Для образцов чугуна с малым содержанием меди характерно образование участков излома ручьистого и камневидного типа (рисунок 4.7 г, д). Особенности распространения разрушающих трещин позволяют фрактографически выявлять дендритное строение чугуна (рисунок 4.7 а, в). В образцах с повышенным содержанием меди зафиксированы участки с псевдовязким характером разрушения (рисунок 4.7 е). По данным энергодисперсионного рентгеновского микроанализа в микрообъемах с признаками вязкого разрушения присутствуют медь, алюминий и железо. Полученные данные позволяют предположить, что речь идет о включениях, представляющих собой твердый раствор алюминия и железа в меди. Характер распределения элементов в анализируемой зоне наглядно представлен на рисунке 4.8. О содержании химического элемента можно судить по интенсивности темных точек на рисунке 4.8 б – г. Элементный состав в точке 1 близок к сплаву БрА9ЖЗЛ. Таким образом, наиболее энергоемкий характер разрушения проявляется при продвижении трещин через крупные медьсодержащие включения, присутствующие в структуре образца.

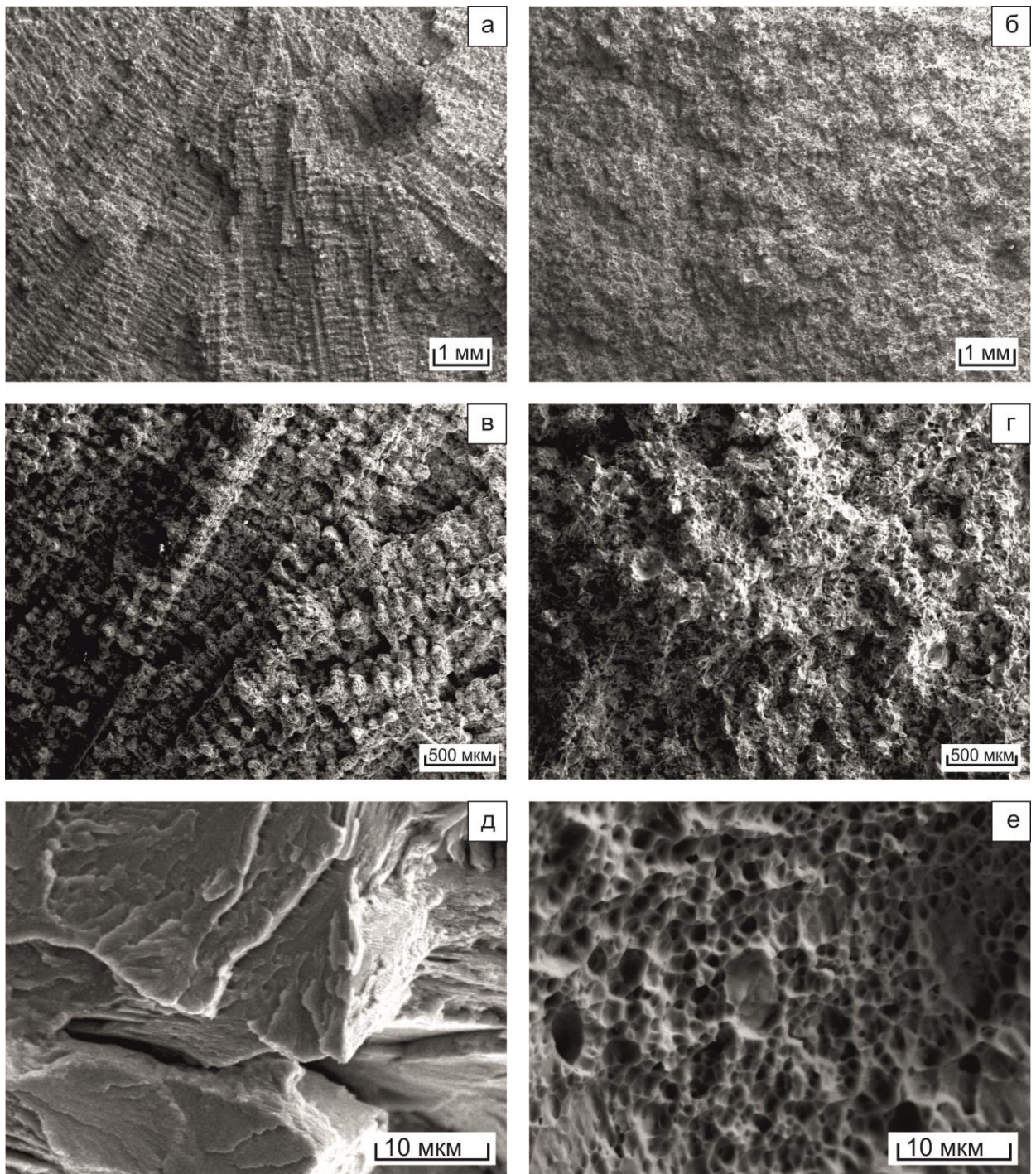


Рисунок 4.7 – Особенности строения изломов чугунов, содержащих 6,57 % *Cu* (а, в, д) и 14,7 % *Cu* (б, г, е)

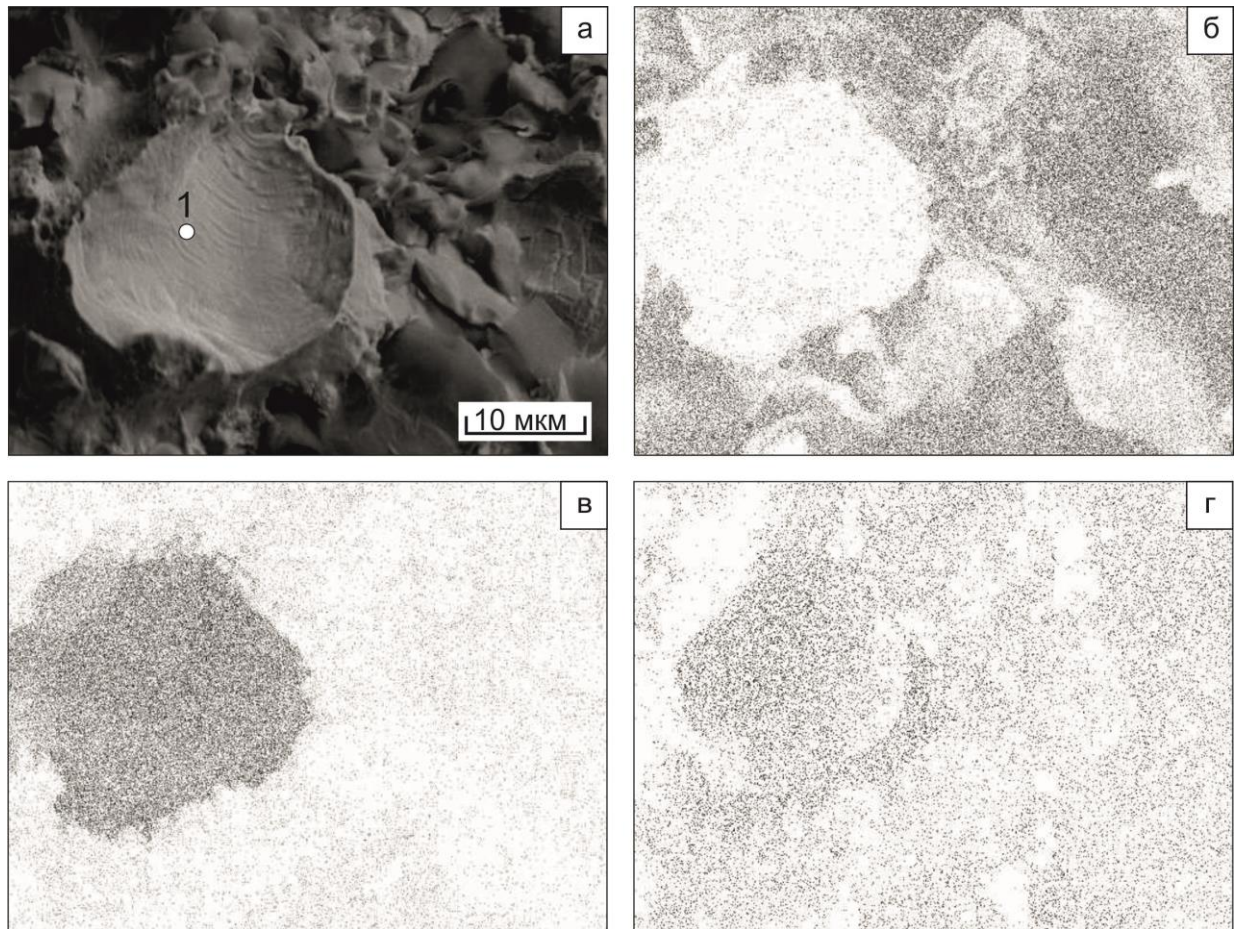


Рисунок 4.8 – Характер распределения элементов в зоне псевдовязкого разрушения чугуна, легированного медью: а – электронно-микроскопическое изображение; б – *Fe*; в – *Cu*; г – *Al*

4.2 Влияние меди на антифрикционные свойства железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода

Одна из наиболее важных задач, решаемых в данной работе, была связана с определением триботехнических свойств полученных материалов. В этой связи изучали влияние содержания меди в чугунах, а также графитизированных и неграфитизированных заэвтектоидных сталях на:

- коэффициент трения скольжения;
- износостойкость в условиях трения скольжения;
- относительную износостойкость в условиях изнашивания образцов о закрепленные частицы абразива.

4.2.1 Влияние меди на коэффициент трения скольжения железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием углерода

Коэффициент трения скольжения является одним из наиболее важных показателей, характеризующих антифрикционные свойства материалов. Изучению этого параметра в работе уделяли особое внимание. Испытания на трение скольжения были проведены с использованием схемы «диск - колодка». Диск в этой схеме (из закаленной и низкоотпущенной стали 45) выполнял функцию контртела, колодки были изготовлены из исследуемых материалов.

Для каждого выплавленного материала была построена зависимость коэффициента трения от величины удельной нагрузки. Выбор в качестве материала контртела термически упрочненной стали 45 был обусловлен рядом обстоятельств. Принимали во внимание, что углеродистые конструкционные стали часто используются для изготовления валов узлов трения скольжения. При изготовлении крупногабаритных механизмов валы могут быть изготовлены из термически не упрочненной стали 45. Из

экономических и технологических соображений считается рациональным превышение уровня твердости материала вала над твердостью втулки. Такое соотношение значений твердости приводит к тому, что втулки изнашиваются быстрее, чаще выходят из строя и подлежат замене. В большинстве случаев замена втулок более предпочтительна по сравнению с заменой валов. Изготовление втулок из бронзы, а валов из сталей практически всегда соответствует отмеченному выше правилу о рациональном соотношении твердости элементов пары скольжения.

Результаты триботехнических испытаний материалов в значительной степени определяются скоростью скольжения. При выполнении данной работы этот параметр составлял либо 300 об/мин (рисунок 4.9-4.11), либо 100 об/мин (рисунок 4.12). Функцию смазывающего материала в парах трения выполняло минеральное масло *LUKOIL STANDART 10W - 40*. Оценивалась зависимость коэффициента трения от прилагаемой удельной нагрузки. На рисунках 4.9 – 4.12 выделены три зоны, соответствующие теоретической зависимости, описанной в разделе 1 (рисунок 1.2 б). Анализ полученных в процессе испытаний результатов свидетельствует о том, что при низких нагрузках реализуется режим трения со смазкой (зона 1, «переходный режим»). В зоне 2 («стационарный режим») коэффициент трения имеет наиболее низкие значения. В этой зоне чаще всего реализуется режим жидкостного трения, при котором значения коэффициента трения зависят от характеристик смазывающего материала, в свою очередь связанных с условиями проведения эксперимента. В некоторых случаях в этой зоне может реализовываться режим граничной смазки, зависящий не только от свойств смазки, но и от материала, из которого изготовлены контактирующие поверхности. Тем не менее, крайне низкие значения коэффициента трения в этой зоне свидетельствуют о преобладании влияния свойств смазки. Поскольку задачей является определение влияния концентрации меди на антифрикционные свойства испытываемых материалов, то сравнение образцов в зоне 2 нерационально. В зоне 3 при повышении удельной

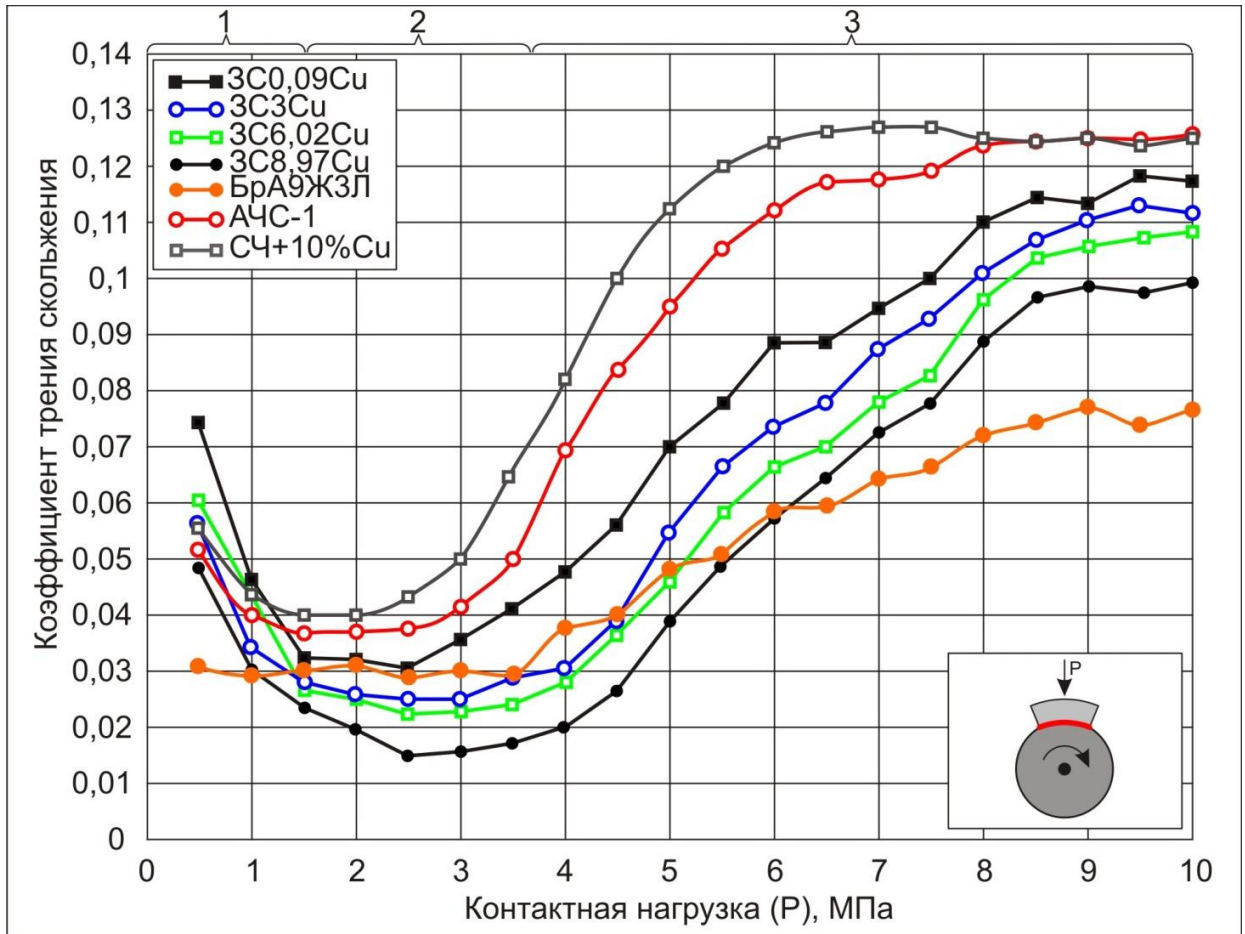


Рисунок 4.9 – Зависимости коэффициента трения скольжения от удельной нагрузки для образцов из легированных медью заэвтектоидных сталей, двух типов чугуна и бронзы при вращении контртела со скоростью 300 об/мин

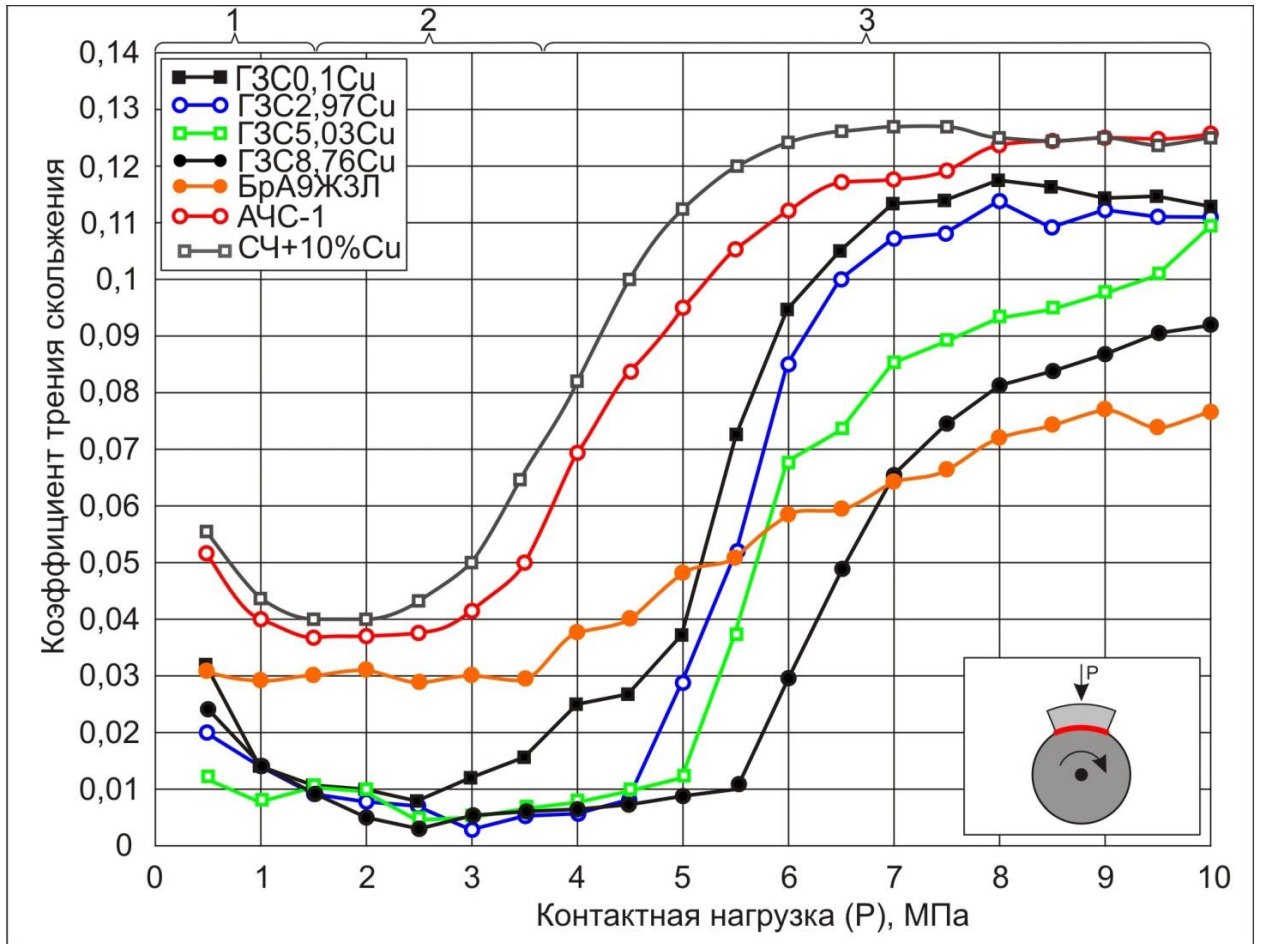


Рисунок 4.10 – Влияние меди на коэффициент трения скольжения графитизированных заэвтектоидных сталей при испытаниях с частотой вращения контртела 300 об/мин

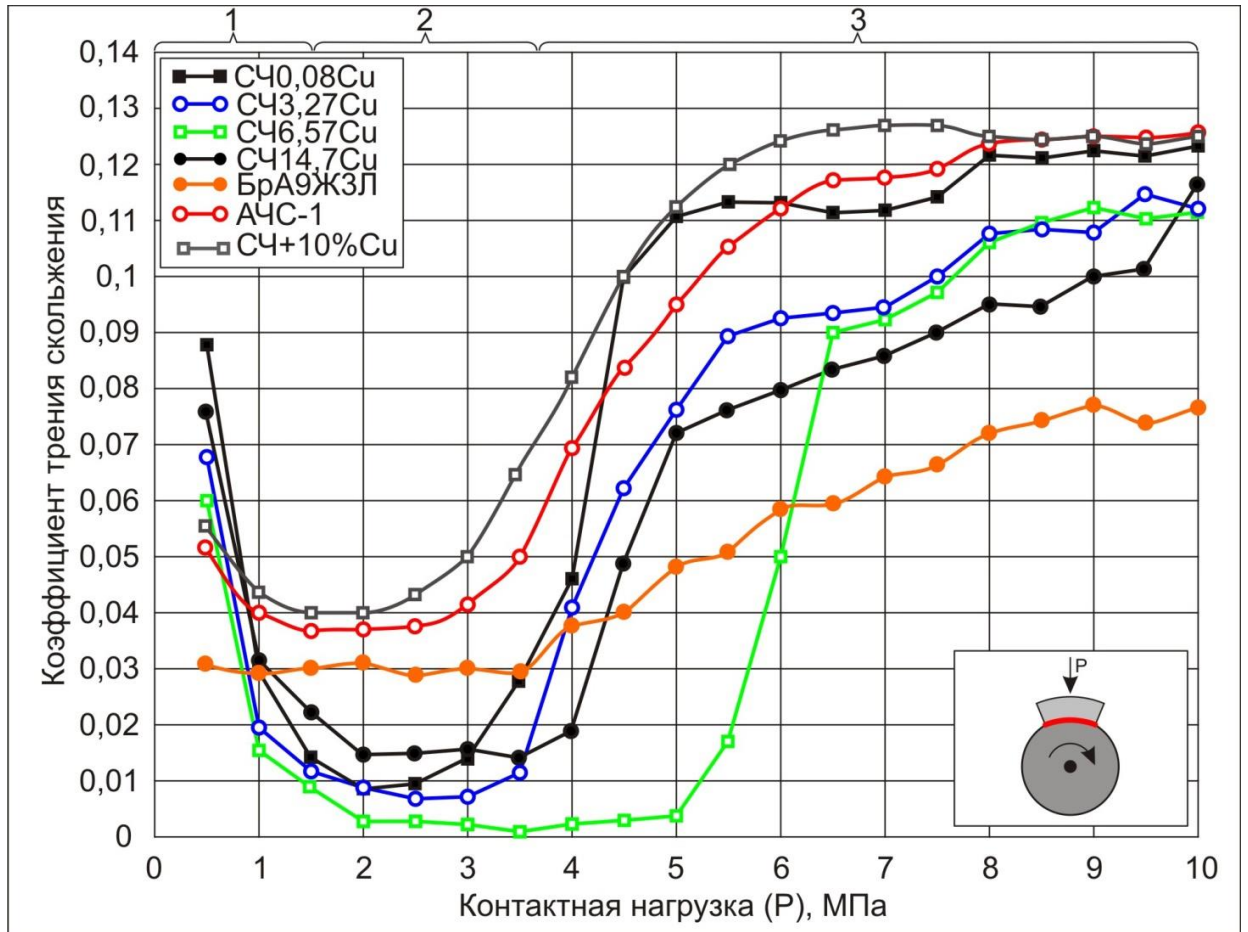


Рисунок 4.11 – Влияние меди на коэффициент трения скольжения чугунов при испытаниях с частотой вращения контртела 300 об/мин

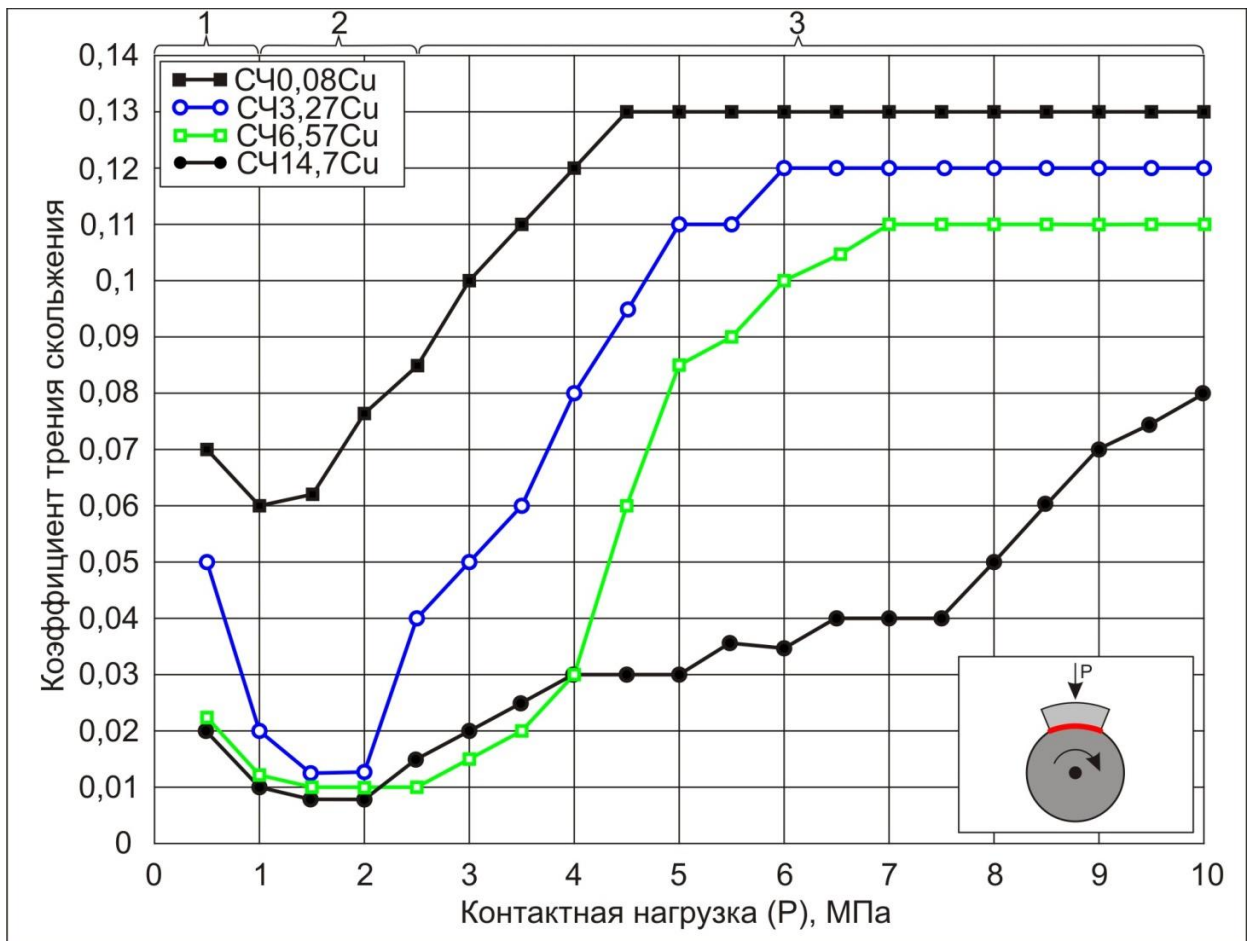


Рисунок 4.12 – Влияние меди на коэффициент трения скольжения чугунов при испытаниях с частотой вращения контртела 100 об/мин

нагрузки происходит переход к режиму трения при граничной смазке. Дальнейший рост нагрузки может привести к полному выдавливанию смазки из зоны трения и реализации режима «трения без смазочного материала». Схема проведения триботехнических испытаний описана в разделе 2. В аналогичных условиях были проведены испытания стандартных антифрикционных материалов, применяемых для изготовления крупногабаритных узлов трения скольжения. Функцию контрольных материалов выполняли алюминиево-железистая бронза БрА9Ж3Л (ГОСТ 493) и антифрикционный чугун АЧС-1 (ГОСТ 1585). Следует подчеркнуть, что все исследуемые в работе железоуглеродистые сплавы были легированы алюминием. Для того чтобы оценить роль этого элемента в формировании комплекса триботехнических свойств были исследованы также образцы легированного медью чугуна (10 % *Сu*), не содержащего в своем составе алюминий.

На рисунке 4.9 отражены результаты испытания заэвтектоидных сталей, содержащих 0,09...8,97 % меди. Представлены зависимости коэффициента трения скольжения от величины приложенной нагрузки. Маркировка исследуемых сплавов соответствует обозначениям, приведенным в таблице 2.1. Буквенные символы «ЗС» соответствуют заэвтектоидной стали. Последующие символы обозначают содержание меди в сплаве. Так, например, символ ЗС0,09*Сu* означает, что результаты принадлежат заэвтектоидной стали, в состав которой входит 0,09 % меди.

Минимальные значения коэффициента трения зафиксированы при испытаниях с удельной нагрузкой в диапазоне $\sim 1,5...3$ МПа, что соответствует режиму жидкостного трения. Как следствие, именно в этой зоне наблюдается наименьший износ материала. При дальнейшем повышении нагрузки значения коэффициента трения материалов возрастают. Эти изменения связаны с переходом системы к режиму «трения при граничной смазке». Характер эксплуатации пар трения в таких условиях в

значительной степени определяется триботехническими свойствами используемых материалов.

Сравнительный анализ результатов исследования материалов при удельной нагрузке на пару трения свыше 5 МПа позволяет сделать следующие выводы. Минимальными значениями коэффициента трения в условиях ограниченной смазки обладает бронза БрА9Ж3Л. В диапазоне 8...10 МПа коэффициент трения этого материала стабилизируется на уровне 0,07...0,08. Наиболее высокие значения коэффициента трения характерны для исследованных в работе чугунов АЧС-1 и СЧ+10%Си. В указанном диапазоне нагрузок этот показатель составляет 0,12...0,13.

Триботехнические свойства заэвтектоидных сталей, легированных медью, являются промежуточными между чугунами и бронзой БрА9Ж3Л. С повышением содержания меди в сталях значения их коэффициентов трения снижаются. Следует обратить внимание, что в структуре железоуглеродистых сплавов, легированных алюминием, и имеющих в своем составе шесть и более процентов меди, формируются медьсодержащие включения, химический состав которых близок к составу бронзы БрА9Ж3Л. Присутствие таких включений является, вероятно, одним из наиболее существенных факторов, объясняющих улучшение триботехнических свойств при совместном легировании сталей медью и алюминием.

Следует подчеркнуть, что присутствие 10 % меди в нелегированном алюминием сером чугуне не способствовало улучшению триботехнических свойств материала. Коэффициент трения чугуна этого материала выше, чем у антифрикционного чугуна АЧС-1. Одно из объяснений такого поведения чугуна при отсутствии в нем алюминия связано с неравномерностью структуры материала. Кроме того следует учесть, что распределенные по его объему выделения ϵ -Си представляют собой включения железистой бронзы,

характеризующейся хрупкостью и относительно невысокими антифрикционными свойствами [20; 24; 25].

Антифрикционный чугун АЧС-1 содержит в своем составе ~1 % меди. Для повышения антифрикционных свойств в него вводится фосфор, который участвует в образовании фосфидной эвтектики [34; 178; 179]. По сравнению с цементитом, входящим в состав колоний пластинчатого перлита фосфидная эвтектика обладает более высокими антифрикционными свойствами. Благодаря ее присутствию, сплав АЧС-1 характеризуется более низкими значениями коэффициента трения по сравнению с полученным в работе чугуном СЧ+10%*Сu*, легированным медью. При этом следует подчеркнуть, что фосфидная эвтектика является причиной низких прочностных свойств чугуна АЧС-1 (~120 МПа). В материалах, для которых важным является обеспечение более высоких значений предела прочности при растяжении, присутствие фосфидной эвтектики нежелательно. Заэвтектоидные стали, легированные совместно медью и алюминием, обладают более низкими значениями коэффициента трения по сравнению с антифрикционным чугуном АЧС-1, хотя и не содержат в своей структуре микрообъемы фосфидной эвтектики. Следует подчеркнуть важное достоинство этих сталей, связанное с высоким уровнем их прочностных свойств.

Зависимости значений коэффициента трения от величины удельной нагрузки для заэвтектоидных графитизированных сталей с различным содержанием меди представлены на рисунке 4.10. Особенность исследуемых сталей, как и в предыдущей серии экспериментов, заключалась в том, что кроме меди в их состав входил также алюминий. Режимы триботехнических испытаний, отраженных на рисунках 4.9 и 4.10, были одинаковы.

Основной вывод, который может быть сделан при сравнении результатов испытаний, заключается в том, что значения коэффициента трения медистых сталей, находящихся в графитизированном состоянии, меньше по сравнению с термически необработанными

(неграфитизированными) сталями. Следует также отметить, что повышение содержания меди в полученных в работе сталях благоприятно отражается на их свойствах. Наименьшими значениями коэффициента трения из четырех исследованных графитизированных сталей обладает сталь ГЗС8,76Cu, содержащая 8,76 % Cu (рисунок 4.10). В диапазоне удельных нагрузок от 7 до 10 МПа антифрикционные свойства этой стали несколько ниже чем у бронзы БрА9ЖЗЛ, но заметно выше по сравнению с антифрикционным чугуном АЧС-1. Значения коэффициента трения остальных трех легированных медью графитизированных сталей находятся в диапазоне, соответствующим сплавам ГЗС8,76Cu и АЧС-1.

Основным фактором, объясняющим более низкие значения коэффициента трения, соответствующие графитизированным заэвтектоидным сталям, является присутствие графита в структуре этих материалов. Особое строение графитовых включений способствует их расслаиванию и переносу чешуек в зону трения, что обеспечивает высокий уровень антифрикционных свойств [136]. Если же графит выкрашивается, на его месте возникает сетка капилляров, заполняемая в процессе трения смазкой. Это обстоятельство также способствует снижению коэффициента трения материала. Чем мельче включения графита и чем более развитой поверхностью они обладают, тем эффективнее благоприятное воздействие этой структурной составляющей на антифрикционные свойства материала.

Поведение чугуна, легированного медью и алюминием, при испытаниях на трение скольжения аналогично графитизированным заэвтектоидным сталям. Зависимости значений коэффициентов трения образцов из анализируемого материала от величины удельной нагрузки приведены на рисунке 4.11. При нагрузке в диапазоне значений 7...10 МПа наименьшие значения коэффициента трения соответствуют образцам из бронзы БрА9ЖЗЛ, наибольшие - образцам из антифрикционного чугуна АЧС-1 и сплава СЧ+10%Cu (серого медистого чугуна без добавок

алюминия). Следует отметить, что также, как и при испытаниях стальных заготовок, с увеличением содержания меди антифрикционные свойства легированных алюмином чугунов улучшаются, т.е. значения их коэффициентов трения снижаются.

Снижение частоты вращения контртела с 300 до 100 об/мин приводит к сдвигу влево участков, соответствующих проявлению режима трения в условиях граничной смазки (рисунок 4.12). Область жидкостного трения, характерной особенностью которой является максимально низкие значения коэффициента трения, становится уже. При испытаниях по такому режиму влияние содержания меди в чугуне на коэффициент трения скольжения более заметно. Такой вывод можно сделать, анализируя ход экспериментальных зависимостей при удельной нагрузке в диапазоне значений 5...10 МПа.

4.2.2 Влияние меди на износостойкость материалов в условиях трения скольжения

Износостойкость является важным показателем качества материалов, определяющим долговечность изготовленных из них деталей узлов трения. Учитывая это обстоятельство, в работе были проведены сравнительные испытания на износостойкость в условиях трения скольжения с использованием схемы «диск - плоскость». Функцию индентора выполнял диск из закаленной и низкоотпущенной стали 45. Исследуемые образцы обладали плоской поверхностью.

В соответствии с использованной в работе схемой испытаний (схемой врезающегося индентора) в начальный момент времени пятно контакта диска и плоскости (испытуемого образца) характеризуется нулевой площадью. С течением времени вследствие износа материала в области трения пятно контакта увеличивается. Наиболее интенсивно лунка износа возрастает на

начальном этапе испытаний, когда значения удельной нагрузки в зоне контакта велики.

Идеализированная схема испытаний предполагает, что лунка износа представляет собой сегмент окружности. Поскольку лунка формируется при взаимодействии плоского образца с цилиндрическим индентором, ее объем можно определить, как произведение площади сегмента окружности на высоту цилиндра. Тем не менее, при проведении натуральных испытаний наблюдаются отклонения от идеализированной схемы, обусловленные особенностями изнашивания поверхности индентора, непараллельностью его оси поверхности исследуемого образца. По этим причинам форма образующейся лунки износа отклоняется от прямоугольной. Особенно заметны отклонения на начальной стадии испытания. Учитывая эти особенности, в работе оценивали не объем изношенного материала, а площадь возникающих в процессе трения лунок.

Следует подчеркнуть, что в процессе трения по мере роста площади контакта диска и исследуемого образца величина удельной нагрузки постепенно снижается. Результатом проведенных исследований является кривая изменения площади лунки износа от времени испытания. Полученные в описанных условиях данные носят сравнительный характер. Основным достоинством описанной схемы является простота проведения испытаний. Использование ее позволяет оперативно изучить и сравнить между собой поведение многих полученных в работе материалов в условиях трения скольжения. Анализ полученных результатов позволил сопоставить между собой чугуны и стали, легированные медью, а также сравнить их свойства с поведением контрольных материалов, функцию которых выполняли бронза БрА9ЖЗЛ и антифрикционный чугун АЧС-1.

Анализ зависимостей, представленных на рисунках 4.13, 4.14, свидетельствует о том, что с повышением содержания меди износостойкость заэвтектоидных сталей, находящихся как в графитизированном, так и

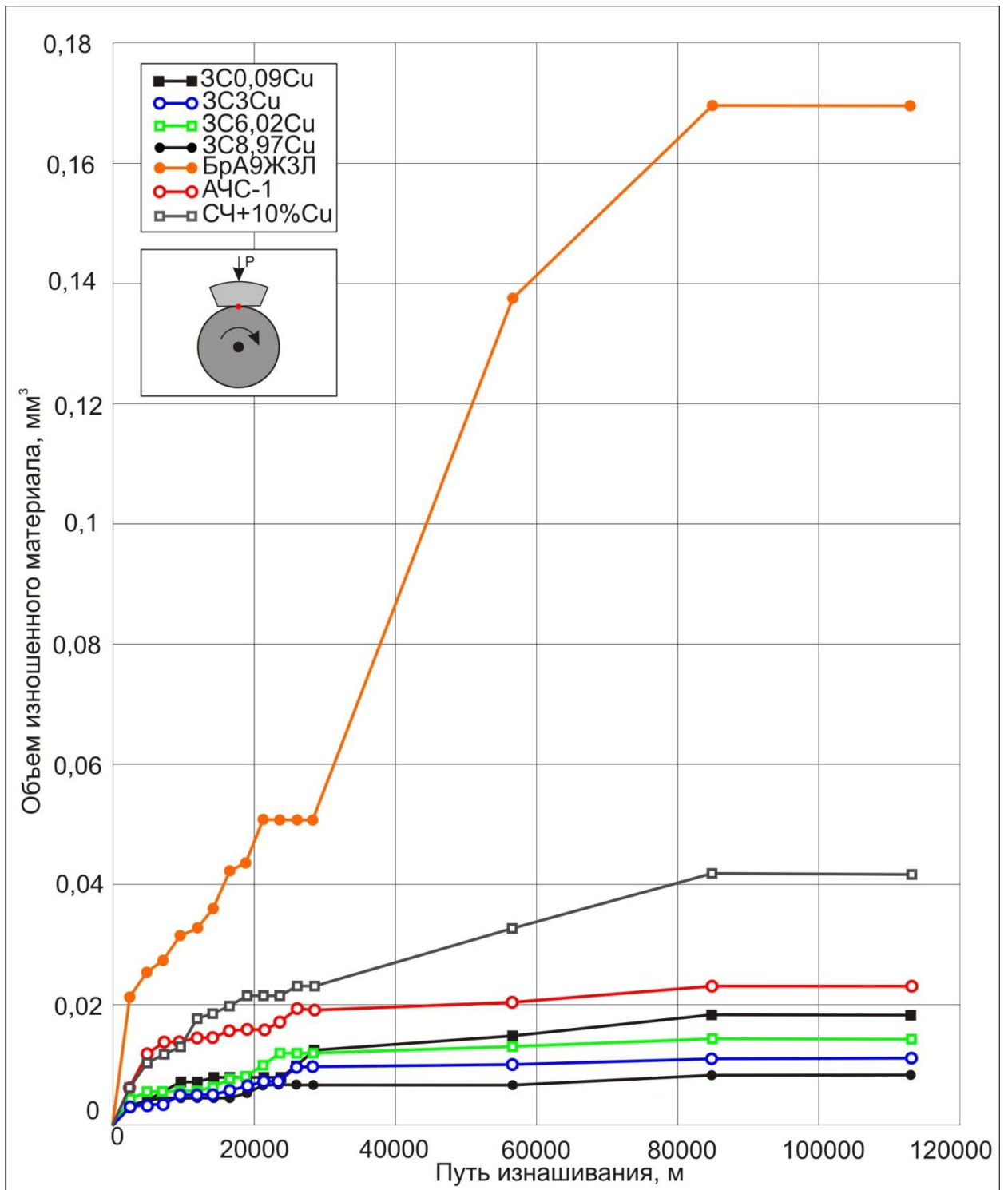


Рисунок 4.13 – Зависимости значений объема изношенного материала от пути трения по схеме врезającego индентора для образцов из заэвтектоидных сталей с различным содержанием меди, а также из бронзы БрА9ЖЗЛ и антифрикционного чугуна АЧС-1

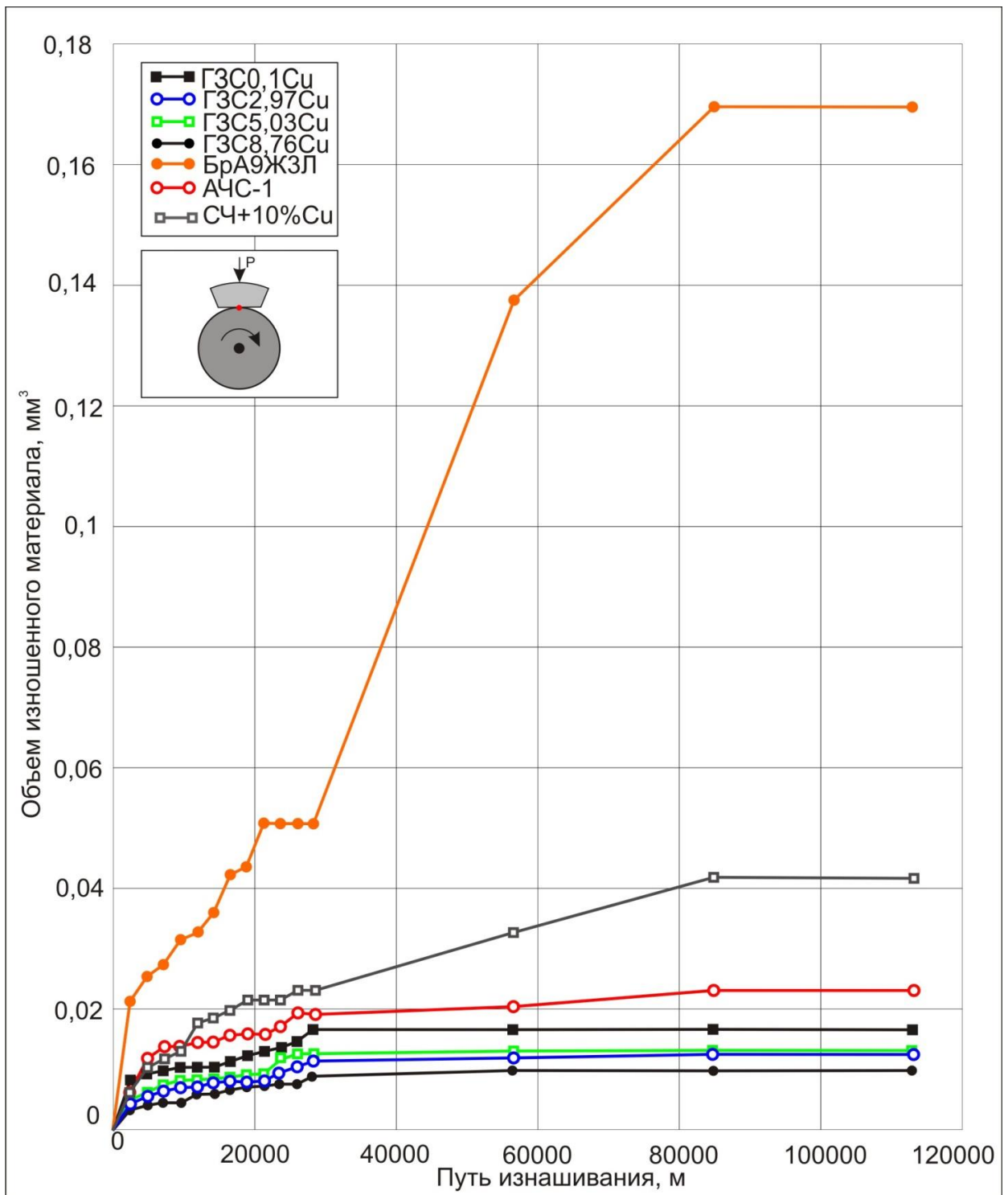


Рисунок 4.14 – Зависимости значений объема изношенного материала от пути трения по схеме врезавшегося индентора для образцов из графитизированных заэвтектоидных сталей с различным содержанием меди, а также из бронзы БрА9ЖЗЛ и антифрикционного чугуна АЧС-1

неграфитизированном состоянии, увеличивается. Причины такого поведения анализируемых материалов связаны с ростом твердости и уменьшением коэффициента трения скольжения при увеличении содержания меди. Совместное влияние обоих факторов благоприятно отражаются на поведении заэвтектоидных сталей при эксплуатации их в условиях трения скольжения.

Сравнивая поведение двух типов легированных медью заэвтектоидных сталей, следует подчеркнуть, что сплавы, находящиеся в неграфитизированном состоянии, обладают более высоким уровнем износостойкости. Характер такого поведения графитизированных сталей может быть связан с более низким уровнем прочности. Наименее износостойкой в анализируемых условиях испытаний является бронза БрА9Ж3Л (рисунок 4.13). При длине пути трения, равном ~ 13 км, объем изношенного материала бронзы в $\sim 8...9$ раз больше, чем исследуемых сталей, не содержащих медь, и в $\sim 17...20$ раз выше, чем сталей, содержащих $\sim 9\%$ меди. В то же время следует подчеркнуть, что в области высоких удельных нагрузок коэффициент трения скольжения бронзы был наименьшим из всех анализируемых материалов. Основным фактором, объясняющим относительно быстрое формирование лунок износа при воздействии вращающегося диска на бронзовые образцы, является низкий уровень износостойкости материала (100 НВ).

Износостойкость образцов из антифрикционного чугуна АЧС-1 несколько хуже, но, тем не менее, сопоставима со стойкостью заэвтектоидных сталей с малым содержанием меди. Такое поведение отмеченных материалов объясняется близостью уровней их твердости. Наименьшим уровнем износостойкости из исследованных в работе железоуглеродистых сплавов обладают образцы из медистого ($10\% \text{ Cu}$), не легированного алюминием чугуна (рисунки 4.13, 4.14). Объясняется полученный результат высоким значением коэффициента трения этого

материала, его низкой твердостью (100 НВ) и особенностями объемного распределения включений ε -фазы.

4.2.3 Относительная износостойкость железоуглеродистых сплавов при испытаниях на трение о закрепленные частицы абразива

При работе крупногабаритных горных, строительных, почвообрабатывающих и других типов механизмов невозможно полностью оградить их узлы трения от пыли и абразива. Учитывая это обстоятельство, можно сделать вывод о целесообразности оценки стойкости полученных в работе материалов в условиях абразивного изнашивания. Российские и международные стандарты предусматривают возможность реализации различных схем абразивных испытаний материалов. В данной работе для оценки качества полученных материалов были проведены испытания с определением относительной износостойкости в процессе трения о закрепленные частицы абразива. Этот метод испытаний обеспечивает хорошую воспроизводимость результатов, характеризуется относительно малой трудоемкостью и обладает рядом других достоинств. Полученные в работе результаты сравнивались с износостойкостью бронзы БрА9ЖЗЛ, поскольку практической целью исследования являлась замена этого материала в крупногабаритных тяжело нагруженных узлах трения скольжения.

Результаты расчетов относительной износостойкости заэвтектоидной неграфитизированной стали представлены на рисунке 4.15, графитизированной стали - на рисунке 4.16, чугуна - на рисунке 4.17. Полученные данные свидетельствуют о корреляции значений относительной износостойкости с прочностными свойствами. Чем выше твердость материала, тем более стойким является он в условиях трения о закрепленные частицы абразива.

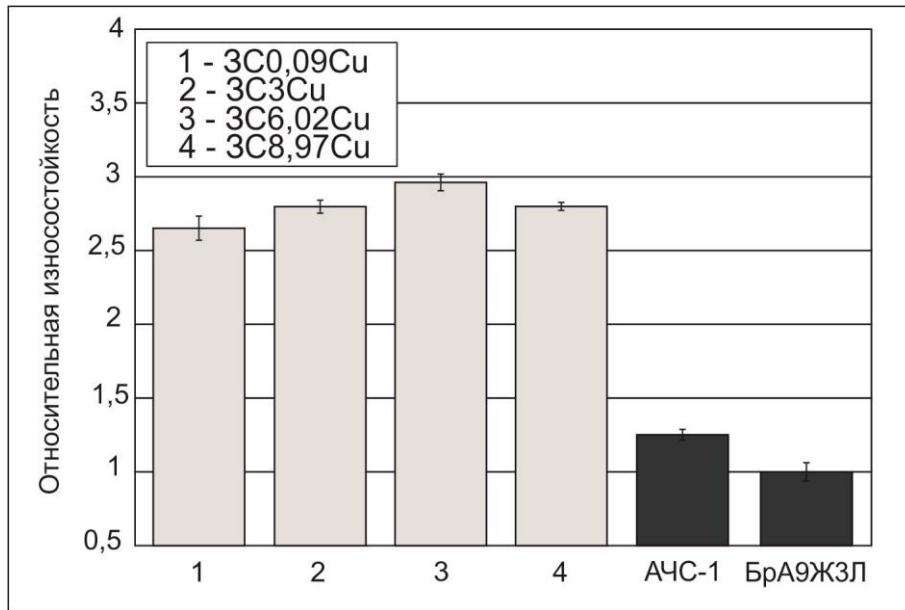


Рисунок 4.15 - Относительная износостойкость легированных медью заэвтектоидных сталей при испытаниях на трение о закрепленные частицы абразива (в сравнении с чугуном АЧС-1 и бронзой БрА9Ж3Л)

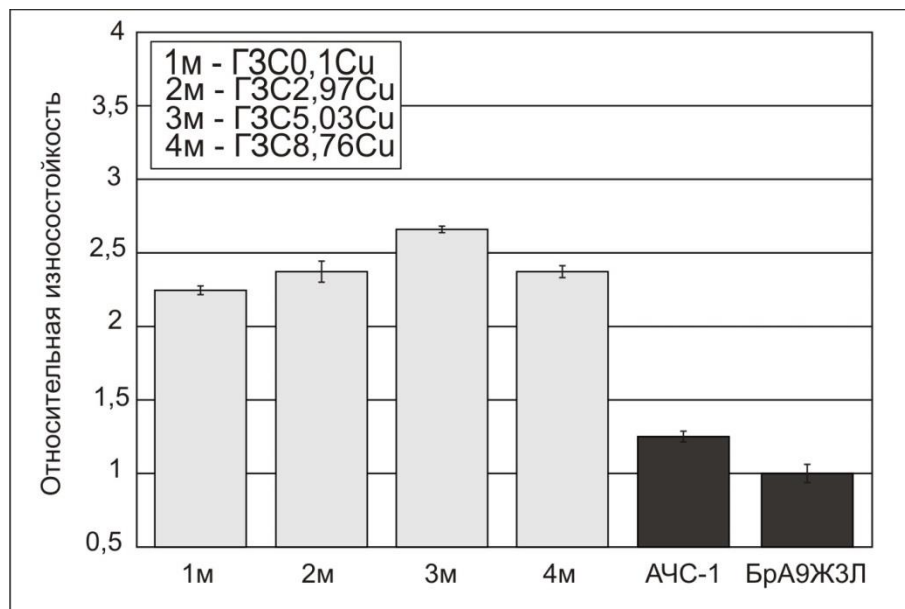


Рисунок 4.16 - Относительная износостойкость легированных медью графитизированных заэвтектоидных сталей при испытаниях на трение о закрепленные частицы абразива (в сравнении с чугуном АЧС-1 и бронзой БрА9Ж3Л)

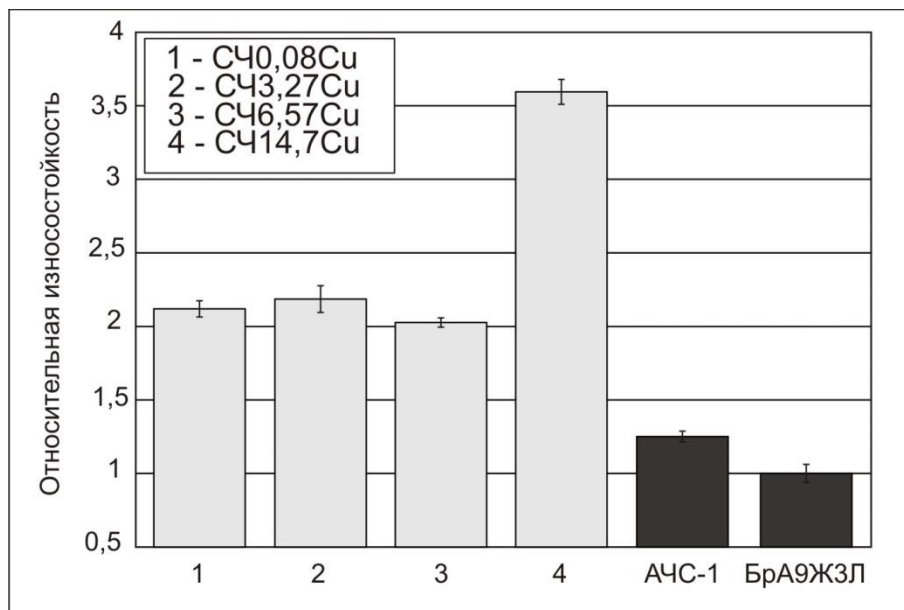


Рисунок 4.17 - Относительная износостойкость легированного медью чугуна при испытаниях на трение о закрепленные частицы абразива (в сравнении с чугуном АЧС-1 и бронзой БрА9Ж3Л)

Наименее низким уровнем относительной износостойкости обладают образцы из бронзы БрА9ЖЗЛ, что объясняется низкой твердостью этого материала (100 *НВ*). Стойкость антифрикционного чугуна АЧС-1 незначительно выше, чем бронзы. Относительно низкие показатели его относительной износостойкости связаны с присутствием графита, склонной к выкраиванию высокохрупкой фосфидной эвтектики и низким уровнем прочностных свойств материала.

Содержание меди существенного влияния на скорость изнашивания графитизированных и неграфитизированных заэвтектоидных сталей не оказывает (рисунки 4.15, 4.16). Тем не менее, по сравнению с бронзой БрА9ЖЗЛ относительная износостойкость заэвтектоидной стали выше в $\sim 2,5 \dots 2,9$ раза. Как и следовало ожидать, присутствие графита в структуре заэвтектоидных сталей негативно отражается на уровне их относительной износостойкости при воздействии абразивных частиц. Такая же тенденция сохраняется при испытании чугунов, содержание меди в которых не превышает 6,57 %. Стойкость этих чугунов в условиях абразивного изнашивания еще ниже, чем графитизированных углеродистых сталей. Объясняется полученный результат более высоким содержанием графита в чугунах. Тем не менее, по сравнению с алюминиево-железистой бронзой БрА9ЖЗЛ относительная износостойкость чугунов, содержащих 0,08...6,57 % меди примерно в 2 раза выше.

На рисунке 4.17 особняком выделяется чугун, содержание меди в котором составляет 14,7 %. Резкий рост относительной износостойкости его по сравнению с тремя другими отраженными на рисунке сплавами обусловлен косвенной причиной, а именно заменой графита в чугуне на цементит, приведшей к повышению твердости материала. Относительная износостойкость этого чугуна в 3,6 раза выше по сравнению с бронзой БрА9ЖЗЛ (рисунок 4.17).

Анализируя роль структурных преобразований, обусловленных введением меди в исследуемые высокоуглеродистые сплавы, следует подчеркнуть, что образующиеся в них медьсодержащие включения не оказывают заметного влияния на уровень относительной износостойкости в условиях трения о закрепленные частицы абразива. С позиции повышения износостойкости наиболее значимым является уровень прочностных свойств сплава, в частности твердость материала.

4.3 Выводы

1. Легирование медью в сочетании с алюминием является эффективным способом улучшения комплекса свойств высокоуглеродистых сплавов на основе железа. Введение меди сопровождается ростом микротвердости колоний пластинчатого перлита как в чугунах, так и в обоих типах заэвтектоидных сталей. Основные причины этого связаны с повышением дисперсности феррито-цементитной смеси, присутствием растворенных атомов меди в α -железе, а также выделением упрочняющих наноразмерных медистых частиц в ферритных промежутках колоний. Высокодисперсные включения ε -Си, равномерно распределенные в ферритной матрице, являются эффективными барьерами на пути движущихся дислокаций. Большинство дислокаций, наблюдаемых в феррите, закреплено на расположенных рядом частицах ε -фазы. Прирост значений микротвердости перлита, входящего в состав исследованных сплавов, составляет 70-80 МПа. Эффект упрочнения феррито-цементитной смеси, обусловленный введением меди, проявляется при содержании ее в сплавах до ~ 5...6 %.

2. Упрочнение пластинчатого перлита, являющегося одной из наиболее важных структурных составляющих исследуемых в работе

железоуглеродистых сплавов, лежит в основе повышения их прочностных свойств. Введение в неграфитизированную заэвтектоидную сталь 9 % *Si* приводит к увеличению предела прочности в условиях растяжения от 300 до 430 МПа. В графитизированной заэвтектоидной стали аналогичного состава прирост σ_b на 50 МПа меньше. При этом значения предела прочности на сжатие отмеченных типов сталей изменяются в диапазонах от 1550 до 1700 МПа и от 1050 до 1200 МПа соответственно. Более низкие значения прочности графитизированной стали обусловлены влиянием включений графита.

3. Чугуны, содержащие до ~ 6...7 % *Si*, являются серыми. Превышение этого количества меди сопровождается заменой графита на включения первичного цементита. Сплав, содержащий 14,7 мас. % *Si*, следует отнести к группе белых чугунов. Этим обстоятельством объясняется рост предела прочности чугуна в диапазоне 6,57 % - 14,7 % *Si* при испытаниях по схеме сжатия цилиндрических образцов и снижение предела прочности при испытаниях на растяжение. Предел прочности при растяжении серого чугуна, содержащего 6,6 % меди и 0,9 % алюминия, составляет 410 МПа.

4. Деформация образцов чугуна с малым содержанием меди (менее 5 % *Si*) сопровождается проявлением механизмов хрупкого разрушения и характеризуется минимальными затратами энергии на формирование новых поверхностей. Особенности распространения трещин позволяют фрактографически выявлять дендритное строение чугуна. Введение в сплавы более 8...9 % меди приводит к формированию зон, отличающихся псевдовязким характером разрушения. По данным энергодисперсионного рентгеновского микроанализа в состав этих зон входят медь, алюминий и железо.

5. Совместное легирование алюминием и медью представляет собой эффективный подход к решению проблемы повышения антифрикционных

свойств заэвтектоидных сталей, находящихся в графитизированном и неграфитизированном состоянии. Свойства заэвтектоидных сталей, легированных медью, являются промежуточными между чугуном АЧС-1 и бронзой БрА9ЖЗЛ. Повышение содержания меди сопровождается снижением значений коэффициента трения скольжения сталей. Присутствие около 1 % алюминия в сочетании с медью в количестве более 6 процентов, а также формирование медьсодержащих включений, близких по составу к алюминиево-железистым бронзам, является одним из наиболее существенных факторов, объясняющих улучшение триботехнических свойств железоуглеродистых сплавов.

6. Наличие в структуре медистых сталей и чугунов включений графита с развитой поверхностью, оказывает положительное влияние на антифрикционные свойства сплавов. Значения коэффициента трения легированных медью сталей, находящихся в графитизированном состоянии, меньше по сравнению с термически необработанными (неграфитизированными) сталями. Наименьшими значениями коэффициента трения из исследованных в работе сталей обладает сплав, содержащий ~ 9 % Си. В диапазоне удельных нагрузок от 7 до 10 МПа его антифрикционные свойства уступают бронзе БрА9ЖЗЛ, но существенно выше по сравнению с антифрикционным чугуном АЧС-1.

7. Высокий уровень антифрикционных свойств в сочетании с комплексом показателей прочности, определяемых растворением меди в ферритной матрице, повышенной дисперсностью феррито-цементитной смеси и выделением наноразмерных частиц в ферритной матрице пластинчатого перлита, являются основными факторами, обеспечивающими повышенную стойкость легированных медью и алюминием железоуглеродистых сплавов при испытании их по схеме трения скольжения.

8. Относительная износостойкость неграфитизированной заэвтектоидной стали в условиях трения о закрепленные частицы абразива в $\sim 2,5 \dots 3$ раза выше, чем у бронзы БрА9ЖЗЛ. Формирование выделений графита сопровождается снижением износостойкости заэвтектоидной стали. Увеличение объемной доли графита, наблюдаемое в чугунах с $0,08 \dots 6,57$ % меди, является причиной дальнейшего снижения относительной износостойкости. Стойкость этих материалов примерно в 2 раза выше по сравнению с бронзой БрА9ЖЗЛ.

9. В условиях трения о закрепленные частицы абразива присутствие медьсодержащих частиц в сплавах, содержащих до $14,7$ % *Си*, заметного влияния на износостойкость материалов не оказывает. Уровень относительной износостойкости легированных медью железоуглеродистых сплавов коррелирует с твердостью этих материалов. Максимальным уровнем износостойкости, в $3,6$ раза превосходящим стойкость бронзы БрА9ЖЗЛ, обладает чугун, содержащий $14,7$ % *Си* и характеризующийся наиболее высокой твердостью. Основным структурным фактором, определяющим такой комплекс свойств, является замена графита в сплаве на цементит, т.е. переход от серого чугуна к белому.

5 АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

При выполнении диссертационной работы были разработаны и изучены антифрикционные материалы на основе заэвтектоидных сталей и чугунов, легированных медью и алюминием. Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод о высоком комплексе механических и триботехнических свойств полученных материалов. Экспериментально показано, что исследуемые в работе железоуглеродистые сплавы характеризуются пониженными по сравнению с антифрикционным чугуном значениями коэффициента трения и более высоким по сравнению с алюминиево-железистой бронзой уровнем износостойкости. Это позволяет рекомендовать разработанные материалы в качестве замены бронз при производстве втулок тяжело нагруженных узлов трения скольжения.

5.1 Применение чугуна, легированного медью и алюминием для производства втулок скольжения

Для машиностроения и других отраслей промышленного производства, связанных с изготовлением тяжело-нагруженных элементов скольжения (втулок, вкладышей, подпятников и др.) характерна проблема, обусловленная высокой стоимостью антифрикционных изделий из сплавов на основе меди (бронз и латуней). Втулки подшипников скольжения, изготовленные из этих материалов, подлежат частой замене. Объясняется это тем, что в процессе эксплуатации, для которого характерны высокие значения удельной нагрузки, вибрации, периодические динамические воздействия, запыленность, возможное отсутствие смазки, перегрев, проявляется повышенный износ материалов.

Замена медных сплавов на антифрикционные чугуны и высокопрочные пластики во многих случаях не позволяет эффективно решить отмеченную проблему. Одна из задач представленной работы была связана с разработкой антифрикционных сплавов, отличающихся более низкой по сравнению с бронзами себестоимостью, и комплексом повышенных прочностных свойств.

Анализ триботехнических и прочностных свойств материалов, разработанных в ходе проведения диссертационной работы, позволяет сделать вывод о том, что они могут быть применены при производстве экскаваторов, бульдозеров, угольных транспортеров, сельскохозяйственного оборудования и других механизмов, конструкции которых предполагают использование крупногабаритных втулок скольжения. На экскаваторе ЭКГ-12 вес бронзовых деталей, входящих в пары трения, превышает 500 кг. Замена дорогостоящей бронзы на графитизированную высокомедистую сталь приведет к экономии 175 000 рублей. При этом только на угледобывающих предприятиях Кемеровской области (ОАО «Объединенная угольная компания «Южкузбассуголь», ОАО «УК «Кузбассразрезуголь» и др.) масса бронзовых втулок скольжения, подлежащих замене в течение года в связи с достижением предельного износа, составляет 70 тонн. Приведенные выше данные свидетельствуют об актуальности проблемы разработки экономичных материалов на основе железа, применение которых было бы рациональным при производстве крупногабаритных элементов пар трения скольжения.

В ходе выполнения диссертационной работы был предложен новый материал, представляющий чугун, легированный медью и алюминием. При лабораторных испытаниях установлено, что антифрикционные свойства этого материала находятся в диапазоне между бронзой БрА9Ж3Л и чугуном АЧС-1. В условиях трения скольжения стойкость предложенного нами материала превосходит аналогичные показатели обоих контрольных материалов. Учитывая высокую вероятность эксплуатации втулок скольжения в присутствии абразивных частиц, важным обстоятельством

является повышенная стойкость чугуна, легированного медью и алюминием, при трении о закрепленные частицы абразива.

По результатам проведенных в работе исследований в 2012 году совместно с новосибирским предприятием ООО «Центролит-С» были изготовлены крупногабаритные втулки, которые после механической обработки были установлены на опорные катки экскаваторов ЭКГ-8 на горнодобывающих предприятиях ООО «Сорский ГОК» и ООО ГК «Майская» (Приложение А). Апробация разработанных изделий проведена в полевых условиях в течение летнего и зимнего периодов. Результаты производственных испытаний свидетельствуют об эффективности разработанного материала. Комиссии ООО «Сорский ГОК» и ООО ГК «Майская» рекомендуют к промышленному использованию втулок опорных катков, изготовленных из чугуна, легированного медью и алюминием. Акты промышленных испытаний изделий, проведенных на указанных предприятиях, приведены в Приложениях Б, В.

5.2 Модифицирование высокоуглеродистых медистых сплавов частицами нанодисперсных тугоплавких соединений

Чугуны с высоким содержанием меди можно определить, как перспективные антифрикционные материалы, способные в ряде случаев заменить широко используемые в настоящее время дорогостоящие бронзы. При выполнении диссертационной работы задача по повышению антифрикционных свойств чугуна и заэвтектоидной стали была решена введением меди. Полученные данные и сделанные на основе их анализа выводы согласуются с опубликованными ранее результатами [26; 28; 29; 84; 171-173].

Следует подчеркнуть, что износостойкость материалов триботехнического назначения определяется не только значениями

коэффициентов трения, но также уровнем их прочностных свойств. В этой связи разработке подходов, обеспечивающих возможность упрочнения материалов, уделялось особое внимание. Один из этих подходов заключался в модифицировании исследуемых материалов высокодисперсными тугоплавкими частицами. Важнейшим достоинством такого способа упрочнения является его экономичность, что объясняется малой концентрацией вводимых в расплав добавок [57-70].

Результаты, полученные при выполнении диссертационной работы, легли в основу разработки способа получения нанодисперсных порошков карбидов вольфрама и титана методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, на который был получен патент *RU2508249C1* (Приложение Г). Предложенный способ был апробирован на примере чугуна с 9 % меди и 1,5 % алюминия при использовании технологии внутриформенного модифицирования расплава. Наибольший эффект был достигнут при введении в чугун 0,05 мас. % *TiC* (рисунок 5.1). При испытаниях на растяжение образцов, изготовленных из указанного сплава, прирост предела прочности составил ~ 25 % (от 220 МПа до 275 МПа).

Могут быть отмечены следующие факторы, способствующие улучшению комплекса свойств чугуна при его модифицировании частицами карбида титана. Во-первых, металлографически были зафиксированы изменения морфологии включений графита. Выделения графита стали более компактными и, следовательно, менее опасными с точки зрения охрупчивания сплава. Во-вторых, в результате увеличения объемной доли графита уменьшилось содержание структурно свободного цементита. Этот фактор действует в том же направлении, что и первое из отмеченных структурных преобразований.

Введение 0,1 % *TiC* сопровождается эффектом перемодифицирования чугуна, выражающемся в уменьшении объемной доли графита до уровня,

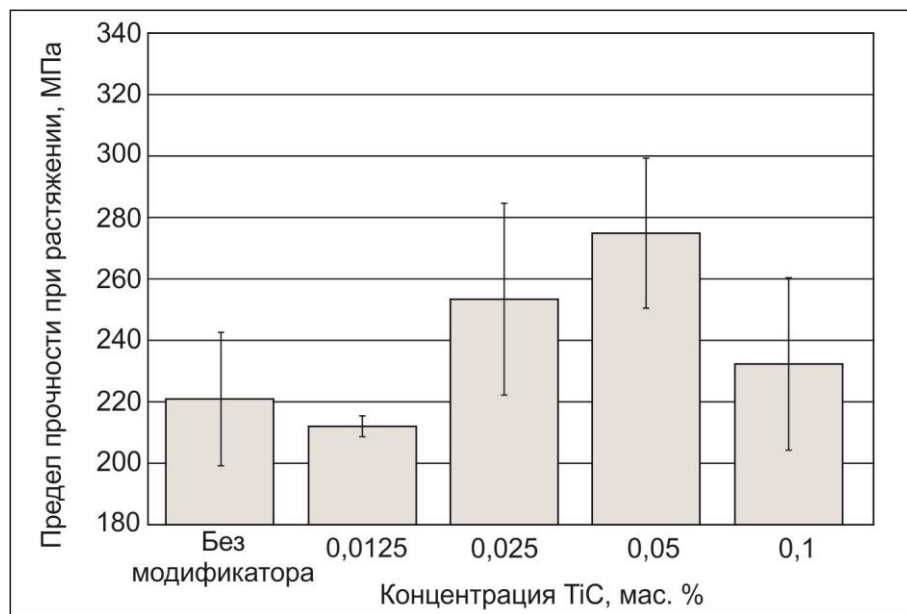


Рисунок 5.1- Влияние содержания модификатора (TiC), введенного в чугун с 6 % Si, на предел прочности материала

характерного для немодифицированного сплава. Кроме того, наблюдается сдвиг распределения размеров медьсодержащих включений в область более высоких значений. На практике изменения структуры чугунов такого рода допускать не следует.

По результатам экспериментальных исследований в ООО «Центролит-С» и ОАО «Сибэлектротерм» получены четыре отливки, из которых были изготовлены втулки опорных валков экскаватора ЭКГ-8. Опытная эксплуатация изделий проведена в ОАО «УК «Кузбассразрезуголь» (Моховский разрез). Результаты производственных испытаний свидетельствуют об эффективности предложенного материала. По сравнению с используемыми на предприятии изделиями время до отказа втулок, изготовленных из модифицированного медистого чугуна, возросло в 2,2 раза. Акт промышленных испытаний втулок скольжения представлен в Приложении Д.

5.3. Использование результатов исследований в учебном процессе

Диссертационная работа выполнялась на кафедре "Материаловедение в машиностроении" Новосибирского государственного технического университета. В течение длительного времени в этом образовательном учреждении ведется подготовка бакалавров и магистров по направлению «Материаловедение и технологии материалов», а также бакалавров по направлению «Наноинженерия». Результаты исследований, проведенных при выполнении диссертационной работы, были внедрены в учебный процесс НГТУ. Полученные в работе данные используются в лекционных курсах «Материаловедение» и «ТКМ», а также при проведении лабораторных работ по этим дисциплинам. Акт использования результатов исследования в учебном процессе представлен в Приложении Е.

5.4 Выводы

1. С использованием результатов экспериментальных исследований был разработан способ получения нанодисперсных порошков карбидов вольфрама и титана, на который получен патент *RU2508249C1*. Применение предложенных модификаторов позволяет повысить на ~25 % предел прочности чугуна, в состав которого входят 9 % меди и 1,5 % алюминия.

2. Полученные в работе данные были использованы при разработке антифрикционных материалов, предназначенных для изготовления втулок тяжело нагруженных узлов трения горнодобывающих машин. Установлено, что наилучшим комплексом механических и антифрикционных свойств обладает доэвтектический чугун, содержащий ~ 6 % меди и ~ 1 % алюминия. Из предложенного в работе материала на предприятии «Центролит-С» были изготовлены втулки скольжения опорных катков экскаваторов ЭКГ-8. Апробация втулок на горнодобывающих предприятиях «Сорский ГОК» и ООО горная компания «Майская» показала высокую эффективность по сравнению с изделиями из бронзы.

3. Результаты выполненной диссертационной работы используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете при подготовке бакалавров и магистров по направлениям «Материаловедение и технологии материалов» и «Наноинженерия» (в лекционных курсах «Материаловедение» и «Технология конструкционных материалов», а также при выполнении лабораторных работ).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе выполнения диссертационной работы были разработаны антифрикционные железоуглеродистые сплавы с высоким содержанием углерода, упрочненные компактными частицами на медной основе. Исследовано влияние меди на структуру заэвтектоидных сталей и доэвтектического чугуна. Методами структурного анализа на различных масштабных уровнях выявлены особенности выделения частиц ϵ -Cu, дана характеристика их размеров и формы. Изучены особенности строения, характерные для железоуглеродистых сплавов с высоким содержанием меди. Исследовано влияние меди на механические и антифрикционные свойства полученных в работе материалов.

Результаты экспериментальных исследований позволили сделать следующие выводы:

1. Интенсивное изнашивание в процессе эксплуатации является одной из причин выхода из строя многих видов горно-шахтного, строительного, сельскохозяйственного оборудования. Разработка новых износостойких материалов взамен дорогостоящих бронз, представляет собой актуальную техническую проблему, решение которой позволяет в значительной степени снизить затраты на эксплуатацию оборудования. Устранение недостатков, характерных для бронз, возможно путем замены их на более экономичные сплавы на основе железа, в частности на чугуны. Основные недостатки, характерные для чугунов, обусловлены высокими значениями коэффициента трения в паре со сталью, а также низкими показателями коррозионной стойкости. Одним из технических решений, позволяющих улучшить триботехнические свойства и повысить коррозионную стойкость чугунов, является легирование их медью.

2. Медь, введенная в чугун, представляет собой легирующий элемент, для которого характерна ограниченная растворимость как в жидком, так и в твердофазном состоянии. Введение меди является существенным фактором,

оказывающим влияние на структуру и свойства чугуна, а также на его склонность к отбелу. С повышением содержания меди в чугуне до ~ 6 % глубина отбеленного слоя уменьшается. При дальнейшем увеличении содержания меди величина этого параметра возрастает.

3. Анализ уточненной диаграммы состояния «*Fe-Cu-C*», построенной с применением программного обеспечения *FactSage*, свидетельствует о различном происхождении обогащенных медью частиц ϵ -фазы и обусловленных этим обстоятельством различиях в размерах выделений, формирующихся из жидкого расплава, аустенита и феррита. Размеры включений ϵ -*Cu*, образующихся в чугуне *СЧ14,7Cu*, находятся в диапазоне от 5 нм до 250 мкм, т.е. различаются на четыре с половиной порядка.

4. На основании анализа диаграммы состояния «*Fe-Cu-C*» и результатов структурных исследований медистых чугунов выявлены четыре характерных типа частиц ϵ -*Cu*. Наиболее крупные частицы (1 типа) средним размером 20...30 мкм образуются при расслоении расплава на две составляющие (обогащенные медью и железом), имеют форму, близкую к сферической, располагаются преимущественно в междендритном пространстве. Включения 2 типа формируются в γ -*Fe* при температуре выше 1094 °С и в момент образования находятся в жидком виде. Выделяются они преимущественно по границам аустенитных зерен, характеризуются размерами в пределах 1...5 мкм. Медистые частицы 3 типа имеют сферическую форму со средним размером ~ 200 нм, выделяются в твердом состоянии внутри зерен аустенита в интервале температур 1094...727 °С. Включения 4 типа выделяются при температуре ниже 727 °С, располагаются в феррите перлитных колоний, имеют сферическую форму, характеризуются средним размером на уровне 20 нм.

5. Методом световой микроскопии зафиксированы кристаллы эвтектического цементита с частицами ϵ -меди, выделившихся в виде ожерелий в приграничных слоях карбидов. Предложен механизм, объясняющий их происхождение, в соответствии с которым рост кристалла цементита сопровождается оттеснением меди и преимущественным ее

выделением в виде микрообъемов ε -фазы по контуру карбида. При последующем нарастании на эвтектические карбиды слоя вторичного цементита эти частицы оказываются окруженными со всех сторон цементитом. Как правило, частицы ε - Cu такого рода имеют неправильную форму, размер их составляет $\sim 1 \dots 2$ мкм.

6. Легирование медью в сочетании с алюминием является эффективным способом улучшения комплекса свойств высокоуглеродистых сплавов на основе железа. Введение меди сопровождается ростом микротвердости колоний пластинчатого перлита как в чугунах, так и в заэвтектоидных сталях. Основные причины этого связаны с повышением дисперсности феррито-цементитной смеси, присутствием растворенных атомов меди в α -железе, а также выделением упрочняющих наноразмерных медистых частиц в ферритных промежутках колоний. Эффект упрочнения феррито-цементитной смеси, обусловленный введением меди, проявляется при содержании ее в сплавах до $\sim 5 \dots 6$ %. Введение в неграфитизированную заэвтектоидную сталь 9 % Cu приводит к увеличению предела прочности в условиях растяжения от 300 до 430 МПа. В графитизированной заэвтектоидной стали аналогичного состава прирост σ_B на 50 МПа меньше.

7. Совместное легирование алюминием и медью представляет собой эффективный подход к решению проблемы повышения антифрикционных свойств заэвтектоидных сталей, находящихся в графитизированном и неграфитизированном состоянии. Свойства заэвтектоидных сталей, легированных медью, являются промежуточными между чугуном АЧС-1 и бронзой БрА9ЖЗЛ. Повышение содержания меди сопровождается снижением значений коэффициента трения скольжения сталей. Присутствие около 1 % алюминия в сочетании с медью в количестве более 6 процентов, а также формирование медьсодержащих включений, близких по составу к алюминиево-железистым бронзам, является одним из наиболее существенных факторов, объясняющих улучшение триботехнических свойств железоуглеродистых сплавов.

8. Наличие в структуре медистых сталей и чугунов включений графита с развитой поверхностью, оказывает положительное влияние на антифрикционные свойства сплавов. Наименьшими значениями коэффициента трения из исследованных в работе сталей обладает сплав, содержащий ~ 9 % *Si*. В диапазоне удельных нагрузок от 7 до 10 МПа его антифрикционные свойства уступают бронзе БрА9ЖЗЛ, но существенно выше по сравнению с антифрикционным чугуном АЧС-1.

9. Добавление меди высокоуглеродистых сплавы приводит к росту их относительной износостойкости в условиях трения о закреплённые частицы абразива. При добавлении в заэвтектоидную неграфитизированную сталь 6 % меди величина её относительной износостойкости при трении о закреплённые частицы абразива возрастает от 2,5 до 3 раз. Введение в доэвтектический чугун 6 % меди приводит к повышению его относительной износостойкости ε от 2 до 2,3. Максимальным уровнем износостойкости, в 3,6 раза превосходящим стойкость бронзы БрА9ЖЗЛ, обладает чугун, содержащий 14,7 % *Si*, высокая износостойкость которого обусловлена повышением объёмной доли ледебурита. Эффект увеличения износостойкости в первую очередь объясняется повышением твёрдости железоуглеродистых сплавов при их легировании медью.

10. С использованием результатов экспериментальных исследований разработан способ получения нанодисперсных порошков карбидов вольфрама и титана, на который получен патент *RU2508249C1*. Применение предложенных модификаторов позволяет повысить на ~25 % предел прочности чугуна, содержащего 9 % меди и 1,5 % алюминия.

11. Обоснованные в диссертации предложения использованы при разработке антифрикционных материалов, предназначенных для изготовления втулок тяжело нагруженных узлов трения горнодобывающих машин. Установлено, что наилучшим комплексом механических и антифрикционных свойств обладает доэвтектический чугун, содержащий ~ 6 % меди и ~ 1 % алюминия. Из предложенного в работе материала на

предприятия «Центролит-С» были изготовлены втулки скольжения опорных катков экскаваторов ЭКГ-8. Апробация втулок на горнодобывающих предприятиях «Сорский ГОК» и ООО горная компания «Майская» показала их высокую эффективность.

12. Результаты диссертационной работы используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете при подготовке бакалавров и магистров по направлениям «Материаловедение и технологии материалов» и «Наноинженерия» (в лекционных курсах «Материаловедение» и «Технология конструкционных материалов», а также при выполнении лабораторных работ).

Рекомендации и перспективы дальнейшей разработки темы

Анализ результатов проведенных исследований свидетельствует о целесообразности использования предложенных материалов, как сплавов антифрикционного назначения с повышенным уровнем износостойкости. Наиболее рационально их применение для изготовления крупногабаритных втулок скольжения, к которым применяются относительно невысокие требования по значениям скоростей трения. Особенности структуры, механических и триботехнических свойств, характерные для анализируемых материалов, предполагают возможность их эффективной эксплуатации в присутствии абразивных частиц. Это качество может иметь особое значение при выборе анализируемых материалов для изготовления узлов трения крупных технологических горных машин. На изучение отмеченных особенностей следует обратить особое внимание при дальнейшем развитии темы. Одно из направлений дополнительных исследований, которые связаны с результатами, полученными в данной работе, заключается в поиске иных систем легирования железоуглеродистых сплавов, в которых наряду с медью могут быть введены другие элементы, способствующие росту износостойкости и улучшению антифрикционных свойств.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Марукович, Е. И. Износостойкие сплавы [Текст] / Е. И. Марукович, М. И. Карпенко. – Москва : Машиностроение, 2005. – 428 с.
2. Виноградов, Н. В. Абразивное изнашивание [Текст] / Н. В. Виноградов, Г. М. Сорокин, М. Г. Колокольцев – Москва : Машиностроение, 1990. – 224 с.
3. Силин, В. Н. Руководство по разборке–сборке бульдозера на базе трактора Т–330 [Текст] / В. Н. Силин – Чебоксары : Изд–во Чуваш. рескома КП РСФСР, 1991. – 210 с.
4. Егоров, Ю. Д. Трактор Т–330 Техническое описание и инструкция по эксплуатации [Текст] / Ю.Д. Егоров. Москва : Машиностроение, 1986. – 303 с.
5. *Komvopoulos, K. The mechanism of friction in boundary lubrication [Text] / K. Komvopoulos, N. Saka, N. P. Suh. // Trans. ASME, J. Tribol., – 1985. – Vol. 4. P. 453–462.*
6. ГОСТ 27674–88 Трение, изнашивание и смазки. Термины и определения [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 1988 – 19 с.
7. Доценко А. И. Основы триботехники. Учебник [Текст] / А. И. Доценко, И. А. Буяновский - Москва: Инфра-М,. - 2014. –336 с.
8. Чичинадзе А. В. Основы трибологии (трение, износ, смазка). 2-е изд. переработ, и доп. [Текст] / А. В. Чичинадзе, Э. Д. Браун, Н. А. Буше и др.; Под общ. ред. А. В. Чичинадзе. - Москва: Машиностроение, - 2001. – 664 с.
9. Крагельский, И. В. Трение и износ. Издание 2–е, переработанное и дополненное [Текст] / И. В Крагельский. – Москва : Машиностроение, 1968. – 480 с.
10. Тихомиров В. П. Трение при граничной смазке [Текст] / В. П. Тихомиров, Л. А. Шахнюк, П. В. Тихомиров // 5–я Международная научно–

техническая конференция «Новые материалы и технологии в машиностроении». – 2006. С. 163 – 169.

11. Штанов, Е. Н. Цветные металлы и сплавы. Справочник [Текст] / Е. Н. Штанов, И. А. Штанова. – Н. Новгород : Вента–2. 2001. – 277с.

12. Гуляев, А. П. Металловедение, Учебник для вузов. 6–е издание, переработанное и дополненное [Текст] / А. П. Гуляев. – Москва : Металлургия, 1986. – 544 с.

13. Лахтин, Ю. М., Материаловедение, Учебник для высших технических учебных заведений. — 3–е издание, переработанное и дополненное [Текст] / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. — Москва : Машиностроение, 1990. — 528 с.

14. Гаркунов, Д. Н. Триботехника (износ и безызносность): Учебник. – 4–е издание, переработанное и дополненное [Текст] / Д. Н. Гаркунов. – Москва : Издательство МСХ, 2000. – 616 с.

15. ГОСТ 17711–93 Сплавы медно–цинковые (латуни) литейные. Марки [Текст]. – Москва : ИПК Издательство стандартов, 2002. –6 с.

16. ГОСТ 1320–74 Баббиты оловянные и свинцовые. Технические условия [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 2001. – 9 с.

17. ГОСТ 21437–95 Сплав цинковые антифрикционные. Марки, технические требования и методы испытания [Текст]. – Москва : Госстандарт России, 2008. – 4 с.

18. ГОСТ 14113–78 Сплавы алюминиевые антифрикционные [Текст]. Марки. – Москва : Издательство стандартов, 1999. – 2 с.

19. Антифрикционный сплав на основе алюминия: пат. 2329321 Рос. Федерация: МПК С22С 21/04, С22С 21/14 [Текст] / А А Батаев, В А Батаев, Н Г Кузьмин, К Г Рыжанков; заявитель и патентообладатель НГТУ. – № 2006116103/02 заявл. 10.05.2006; опубл. 20.07.2008, Бюл. № 20.

20. Камынин, В. В. Разработка и использование антифрикционных чугунов для тяжело нагруженных узлов трения [Текст]: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 – Курск, 2000. – 193 с.

21. ГОСТ 26802–86 Материалы антифрикционные порошковые на основе железа. Марки [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 1986. – 16 с.
22. Алеутдинова, М. И. Трение спеченных композитов на медной основе [Текст] / М. И. Алеутдинова, В. В. Фадин, С. А. Беляев // Физическая мезомеханика 7 спец. Выпуск Ч 1. – 2004. С. 427 – 429.
23. ГОСТ 26719–85 Материалы антифрикционные порошковые на основе меди. Марки [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 1986. – 12 с.
24. ГОСТ 613–79 Бронзы оловянные литейные. Марки [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 2000. – 5 с.
25. ГОСТ 5017–2006 Бронзы оловянные, обрабатываемые давлением. Марки [Текст]. – Москва : Стандартиформ, 2008. – 5 с.
26. ГОСТ 493–79 Бронзы безоловянные литейные. Марки [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 2000. – 3 с.
27. Справочник металлиста. Т. 1. / Под ред. С. А. Чернавского, В. Ф. Решетникова. М.: Машиностроение, 1976. - 768 с.
28. Ильин, А. П. Влияние суспензии «моторное масло+смесь нанопорошков меди и никеля» на трибологические свойства пары трения «углеродистая сталь –низколегированная сталь» [Текст] / А. П. Ильин, О. Б. Назаренко, С. В. Рихерт // Известия Томского политехнического университета. – 2004. – Т. 307. – № 3. – С. 77 – 79.
29. Польцер, Г. Основы трения и изнашивания [Текст] / Г. Польцер, Ф. Майсснер, – Москва : Машиностроение. 1984. – 264 с.
30. Гаркунов, Д. Н. Эффект избирательного переноса при трении (эффект безызносности) [Текст] / Д. Н. Гаркунов, И. В. Крагельский // Открытия в СССР 1957–1967 гг. Москва .: ЦНИИПИ. – 1968. – С. 52 – 53.
31. Баранов, М. Н. Модификация поверхности трения [Текст] / М. Н. Баранов, М. Г. Исупов, Г. П. Исупов // Вестник ИжГТУ. – 2008. – № 4 – С. 5 – 7.

32. Козлов, А. Ю. Технологическое применение научного открытия «эффекта Безызносности Гаркунова – Крагельского» [Текст] / А. Ю. Козлов, К. Е. Сизинцев, А. В. Щедрин, А. О. Поляков // Материалы 77-й международной научно-технической конференции ААИ «Автомобиле- и тракторостроение в России: приоритеты развития и подготовка кадров» – С. 95 – 97.

33. *Osterle, W. On the role of copper in brake friction materials [Text] / W. Osterle, C. Prietzel, H. Kloss, A. I. Dmitriev / Tribology International. – 2010. – Vol. 43 – P. 2317 – 2326.*

34. ГОСТ 1585–85 Чугун антифрикционный для отливок. Марки [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 1986. – 5 с.

35. Медь в черных металлах [Текст] / Под ред. И. Ле. Мэя, Л. М. –Д. Шётки: Пер. с англ. Под ред. О. А. Банных. Москва : Металлургия, 1988. – 311 с.

36. Гиршович, Н. Г. Справочник по чугунному литью [Текст] / Под ред. Н. Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение, 1978. – 758 с.

37. *Solberg, J. K. Nuclei for heterogeneous formation of graphite spheroids in ductile cast iron [Text] / J. K. Solberg, M. Onsoien Material Science and Technology. – Vol. 20(1). – 2001. – P. 57 – 64.*

38. Способ получения отливок из графитизированной стали: пат. SU 639643): авторское свидетельство СССР [Текст] / Ю. Л. Перевозкин, Ю. А. Гаюн, В. М. Жураковский, Б. В. Самелик, Ю. А. Песков, Л. М. Барышевский, Д. С. Мейлихов; заявитель и патентообладатель Ростовский-на-Дону институт сельскохозяйственного машиностроения и Ростовский-на-Дону научно-исследовательский институт технологии. – № 2417179/22-02 заявл. 02.11.76; Оpubл. 30.12.78. Бюл. № 48.

39. *Bataev, A. A. Ferrite–cementite structure effect on abrasive wear rate in steel [Text] / A. A. Bataev, L. I. Tushinskij, V. A. Bataev // Metal Science and Heat Treatment. –1996. – Vol. 6. – P. 25 – 27.*

40. Батаев, В. А. Эволюция дефектов структуры поверхностного слоя металлических материалов при абразивном изнашивании / В. А. Батаев, Д. Е. Буторин, А. А. Батаев // Межвуз. сб. научн. трудов.– Иваново: Иван. гос. ун–т.– 2002.– С. 44–49.

41. Тюрин, А. Г. Повышение износостойкости поверхностей стальных деталей машин и инструментов формированием покрытий из твердого сплава [Текст] / А. Г. Тюрин, С. В. Буров, А. А. Батаев, И. А. Батаев, В. Г. Буров, С. В. Веселов // Обработка металлов. – 2005. – № 2. – С. 22 – 23.

42. Батаев, А. А. Влияние микролегирования на структуру поверхностного слоя стали при высокоэнергетическом воздействии [Текст] / А. А. Батаев, С. В. Веселов, В. Г. Буров, А. М. Кручинин // Обработка металлов. – 2005. – № 3. – С. 17 – 20.

43. Войнов, Б. А. Износостойкие сплавы и покрытия [Текст] / Б. А. Войнов. Москва : Машиностроение, 1980. – 120 с.

44. *Agunsoye, J. O. The Effect of Copper Addition on the Mechanical and Wear Properties of Grey Cast Iron [Text] / J. O. Agunsoye, S. A. Bello, S. B. Hassan, R. G. Adeyemo, J. M. Odii // Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering. – Vol. 2. – 2014. – P. 470 – 483.*

45. *Khalid F. A. On the properties and structure of micro-alloyed and copper-bearing hot-rolled steels [Text] / F.A. Khalid, D.V. Edmonds // Journal of Materials Processing Technology. – Vol. 72. – 1997. – P. 434 – 436.*

46. *Ghosh A. An ultra low carbon Cu bearing steel: influence of thermomechanical processing and aging heat treatment on structure and properties [Text] / A. Ghosh, B. Mishra, S. Das, S. Chatterjee // Materials Science and Engineering. – Vol. A 374. – 2004. – P. 43 – 55.*

47. Сабуров, В. П. Выбор модификаторов и практика модифицирования литейных сплавов [Текст]. Учебное пособие / В. П. Сабуров, Омск: ОмПИ. 1984, – 94 с.

48. Ребиндер, П. А. Поверхностные явления в дисперсных системах. Коллоидная химия. Избранные труды [Текст] / П. А. Ребиндер. – Москва : Наука, 1978. – 368 с.
49. Богачев, И. Н. Металлография чугуна [Текст] / И. Н. Богачев. – Свердловск: ГНТИ, 1962. – 392 с.
50. Бунин, К. П. Строение чугуна [Текст] / К. П. Бунин, Ю. Н. Таран. Москва : Металлургия, 1972. – 160 с.
51. Комшуков, В. П. Модифицирование непрерывнолитой стали нанопорошками тугоплавких соединений [Текст] / В. П. Комшуков, Д. Б. Фойгт, А. Н. Черепанов, А. В. Амелин // Сталь – 2009. – № 4. – С. 65–68.
52. Комушков, В. П. Исследование влияния модифицирования металла нанопорошковыми материалами на качество сортовой непрерывной заготовки [Текст] / В. П. Комшуков, А. Н. Черепанов, Е. В. Протопопов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2010. – № 8. – С. 57–64.
53. Предтеченский, М. Р. Плазмохимический синтез нанопорошков тугоплавких соединений и их применение для модифицирования конструкционных сталей и сплавов [Текст] / М. Р. Предтеченский, А. Н. Черепанов, О. М. Тухто, И. Ю. Коваль, А. В. Алексеев // Литейщик России. – 2010. – № 3. – С. 28–29.
54. Комушков, В. П. Модифицирование металла нанопорошковыми инокуляторами в кристаллизаторе сортовой машины непрерывного литья заготовок. Механические и металлографические исследования [Текст] / В. П. Комшуков, А. Н. Черепанов, Е. В. Протопопов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2008. – № 10. – С. 21–24.
55. Крушенко, Г. Г. Результаты опытно–промышленных исследований повышения свойств черных и цветных металлов с помощью тугоплавких нанопорошковых материалов [Текст] / Г. Г. Крушенко, А. Н. Черепанов, В. А. Полубояров, В. А. Кузнецов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2003. – № 4. – С. 23–29.

56. Еремин, Е. Н. Центробежное электрошлаковое литье фланцевых заготовок с применением инокулирующего модифицирования [Текст] / Е. Н. Еремин, С. Н. Жеребцов // Современная электрометаллургия. – 2004. – № 3. – С. 15–17.

57. *Nedjad, S. H. Formation of fine intragranular ferrite in cast plain carbon steel inoculated by titanium oxide nanopowder [Text] / S. H. Nedjad, A. Farzaneh // Scripta Materialia. – 2007. – № 57. – P. 937–940.*

58. Крушенко, Г. Г. Повышение качества чугунных отливок с помощью нанопорошков [Текст] / Г. Г. Крушенко, И. С. Ямских, А. А. Бонченков, А. С. Мишин // Metallurgy машиностроения. – 2002. – № 2(9). – С.20–21.

59. Хрычиков, В. Е. Ультрадисперсные модификаторы для повышения качества отливок [Текст] / В. Е. Хрычиков, В. Т. Калинин, В. А. Кривошеев, Ю. В. Доценко, В. Ю. Селиверстов // Литейное производство. – 2007. – № 7. – С. 2–5.

60. *Lia, J. Structures and Properties of Cast Irons Reinforced by Trace Addition of Modified SiC Nanopowders [Text] / J. Lia, M. Chenb, H. Gaob, Y. Zhaoc // Chinese journal of chemical Physics. – 2007. – Vol. 20. – P. 625–631.*

61. Пинкин, В. Ф. Модифицирование высокохромистого чугуна ИСЦ ультрадисперсным порошком [Текст] / В. Ф. Пинкин, А. Г. Каренгин, С. А. Осиненко // Литейное производство – 1994. – № 3. – С. 7.

62. *Bhadeshia, H. K. D. H. Steels for bearings [Text] / H. K. D. H. Bhadeshia // Progress in Materials Science. –2012. – Vol. 57. – P. 268 – 435.*

63. Влас, М. И. Модифицирование износостойких чугунов ультра- и нанодисперсными материалами [Текст] / М. И. Влас, В. Т. Калинин, В. Е. Хрычиков, В. А. Кривошеев, Е. В. Меняйло, А. А. Кондрат // Системные технологии. – 2010. – № 1 (66). – С. 150 – 162.

64. Шелухина Ю. М. Исследование внеосевой ликвационной неоднородности в крупных кузнечных слитках и поковках [Текст]: дисс. канд. техн. Наук / Ю.М. Шелухина – Волгоград. 2009. – 135 с.

65. Жульев С.И. Оптимизация процессов производства кузнечных слитков для поковок ответственного назначения с использованием САПР–технологий [Текст]: дис. д–ра тех. наук / С.И. Жульев – Волгоград, 1991. – 372 с.
66. Литье с применением инокуляторов [Текст] / Редкол.: Затуловский С. С. (отв. ред.) и др. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1981. – 219 с.
67. Абрамов, В. П. Однородность непрерывного слитка из углеродистой стали после суспензионной разливки [Текст] / В. П. Абрамов, С. С. Затуловский, Н. П. Майоров и др. // Проблемы стального слитка: Тр. IV Конференции по слитку. – Москва : Металлургия. – 1969. – С. 497–499.
68. Скворцов, А. А. О применении водоохлаждаемых виброхолодильников при непрерывной разливке стали [Текст] / А. А. Скворцов, Л. А. Соколов, В. А. Ульянов // Изв. АН СССР. Металлы. – 1980. – № 1. – С. 61 – 65.
69. Кутищев, С. М. Особенности отливки стальных слитков с охлаждающим инокулятором [Текст] / С. М. Кутищев // Физико–химическое воздействие на кристаллизацию стали: Сб. науч. тр. Киев: ИПЛ АН УССР. – 1982. – С. 121–126.
70. Затуловский, С. С. Суспензионная разливка [Текст] / С. С. Затуловский – Киев : Наукова думка, 1981. – 260 с.
71. *Riposan, I. Analysis of possible nucleation sites in Ca/Sr over-inoculated grey irons [Text] / I. Riposan, M. Chisamera, S. Stan, T. Skaland, M. Onsoie // AFS Transactions. – 2001. – Vol. 109, – P. 1151 – 1162.*
72. Турбар, В. П. Влияние модифицирования кальцием на качество колесной стали [Текст] / В. П. Турбар, Д. М. Гаркаленко, Л. В. Таболаева, Т. С. Литвинова, Н. А. Овчинников, В. М. Онопченко, В. С. Сергиенко, В. В. Бурховецкий // Металл и литье украины. 2009. – № 4–5. — С. 55–57.
73. Степанова, Н. В. Структура и механические свойства серого чугуна, модифицированного механо–активированной смесью карбида вольфрама и хрома [Текст] / Н. В. Степанова, В. А. Кузнецов, Ю. Н.

Малютина, Д. С. Терентьев, В. С. Ложкин, А. А. Разумаков // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2013. – № 3. – С. 121–126.

74. Полубояров, В. А. Внутриформенное модифицирование чугунов. Исследование влияния модификаторов на основе карбида кремния на процессы кристаллизации серого чугуна. Сообщение 1 [Текст] / В. А. Полубояров, З. А. Коротаева, А. А. Жданок, В. А. Кузнецов, Н. В. Степанова // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2014. – № 6. – С. 20–24.

75. Полубояров, В. А. Влияние модификаторов на основе карбида кремния на процессы кристаллизации чугуна при внутриформенном модифицировании [Текст] / В. А. Полубояров, З. А. Коротаева, А. А. Жданок, В. А. Кузнецов, А. А. Батаев, Н. В. Степанова // Технологии упрочнения нанесения покрытий и ремонта: теория и практика : материалы 15 междунар. науч.–практ. конф., Санкт–Петербург, 16–19 апр. 2013 г. В 2 ч. – Санкт–Петербург : Изд–во Политехн. ун–та, – 2013. – Ч. 1. – С. 295–301.

76. Полубояров, В. А. Влияние модификаторов, полученных плазмохимическим и СВЧ методами, на эксплуатационные характеристики серого чугуна при внутриформенном модифицировании [Текст] / В. А. Полубояров, З. А. Коротаева, А. А. Жданок, В. А. Кузнецов, Ю. В. Цветков, А. В. Самохин, А. А. Батаев, Н. В. Степанова // Технологии упрочнения нанесения покрытий и ремонта: теория и практика : материалы 15 междунар. науч.–практ. конф., Санкт–Петербург, 16–19 апр. 2013 г. В 2 ч. – Санкт–Петербург : Изд–во Политехн. ун–та, – 2013. – Ч. 1. – С. 301–307.

77. Полубояров, В. А. Внутриформенное модифицирование серого чугуна. Влияние наноразмерных модификаторов на основе карбида кремния на процессы кристаллизации и эксплуатационные характеристики [Текст] / В. А. Полубояров, З. А. Коротаева, А. А. Жданок, В. А. Кузнецов, А. А. Батаев, Н. В. Степанова // Цветные металлы : сб. докл. 5 междунар. конгр. = Non–

ferrous metals : Proc. of the intern. congr., Красноярск, 4–6 сент. 2013 г. – Красноярск : Версо, – 2013. – С. 481–485.

78. Полубояров, В. А. Внутриформенное модифицирование серого чугуна. Влияние наноразмерных модификаторов полученных плазмохимическим и СВЧ методами, на процессы кристаллизации и эксплуатационные характеристики [Текст] / В. А. Полубояров, З. А. Коротаева, А. А. Жданок, В. В. Кузнецов, Ю. В. Цветков, А. В. Самохин, Н. В. Алексеев, А. А. Батаев, Н. В. Степанова // Цветные металлы : сб. докл. 5 междунар. конгр. = Non-ferrous metals : Proc. of the intern. congr., Красноярск, 4–6 сент. – 2013 г. – Красноярск : Версо, 2013. – С. 486–489

79. Полубояров, В. А. Внутриформенное модифицирование серого чугуна. Влияние состава и концентрации наноразмерных модификаторов на процессы кристаллизации и эксплуатационные характеристики [Текст] / В. А. Полубояров, З. А. Коротаева, А. А. Жданок, В. А. Кузнецов, Ю. В. Цветков, А. В. Самохин, Н. В. Алексеев, А. А. Батаев, Н. В. Степанова // Цветные металлы : сб. докл. 5 междунар. конгр. = Non-ferrous metals : Proc. of the intern. congr., Красноярск, 4–6 сент. 2013 г. – Красноярск : Версо, 2013. – С. 490–494.

80. Степанова, Н. В. Влияние модификатора на основе субмикронных частиц карбида кремния на структуру и механические свойства серого чугуна [Текст] / Н. В. Степанова // Наука. Технологии. Инновации // Материалы всероссийской научной конференции молодых ученых в 7–и частях, Новосибирск, – 2012. Часть 4. – С. 149–151.

81. Степанова, Н. В. Влияние модифицирования нанопорошками тугоплавких соединений на механические свойства и структуру серого чугуна [Текст] / Н. В. Степанова // Сборник материалов IX Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов \«Физико–химия и технология неорганических материалов\», 23–26 октября – 2012, – С. 103–105.

82. Полубояров, В. А. Изменения структуры и свойств сплавов при их модификации карбид–кремниевыми нанопорошками [Текст] / В. А. Полубояров, З. А. Коротаева, А. Н. Черепанов, А. А. Жданок, В. А. Кузнецов, Н. В. Степанова, L. I. Jian–Wei, C. Mei–Ling, G. Hohg // Цветные металлы–2012 : сб докл. 4 междунар. конгр. в составе 18 междунар. конф. «Алюминий Сибири», 6 конф. «Металлургия цветных и редких металов», 8 симпоз. «Золото Сибири», Красноярск, 5–7 сент. 2012 г. – Красноярск : Версо, – 2012. – С. 719–729.

83. Лосинская, А. А. Выплавка серого чугуна СЧ20 с применением модификаторов различного типа [Текст] / А. А. Лосинская, Т. С. Самейцева, Н. В. Степанова, А. С. Гонтаренко, А. Ю. Чумаченко // Материалы XLIX международной научной студенческой конференции «Студент и научно–технический прогресс» (Новосибирск, 16–20 апреля 2011 г.). Новосибирск, – 2011. – С. 340

84. Головин, Е. Д. Литье бронзы с применением модификаторов различного типа [Текст] / Е. Д. Головин, Н. В. Степанова, А. Ю. Чумаченко, В. А. Кузнецов, А. А. Лосинская, А. С. Гонтаренко, Т. С. Самейцева // Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе : материалы 9 Всерос. науч.–практ. конф., 16 марта 2011 г. – Новосибирск : Изд–во НГТУ, – 2011. – С. 203–206.

85. Степанова, Н. В. Применение нанопорошков для модифицирования серого чугуна СЧ20 [Текст] / Н. В. Степанова, А. Ю. Чумаченко, Т. С. Самейцева, В. А. Кузнецов, А. С. Гонтаренко, Е. Д. Головин, А. А. Лосинская // Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе : материалы 9 Всерос. науч.–практ. конф., 16 марта 2011 г. – Новосибирск : Изд–во НГТУ, – 2011. – С. 200–202.

86. *Zykova, A. P. Influence of a metal-oxide modifying mixture in ultrafine Powder form on the physicochemical characteristics of IChKh28N2 cast*

iron [Text] / A. P. Zykova, I. A. Kurzina, D. V. Lychagin, A. A. Nikulina, M. Y. Novomeiskii // *Steel in Translation*. - 2013. – Vol. 43, Iss. 8. – P. 495 – 498.

87. Hamill, J. A. *High Performance Ferrous P/M Materials Utilizing High Temperature Sintering* [Text] / J. A. Hamill, R. J. Causton, S. O. Shah // *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*. – 1992, – Vol. 5, – P. 193 – 214.

88. Tarui, T. *Effect of Silicon on the Age Softening of High Carbon Wire* [Text] / T. Tarui, T. Takahashi, S. Ohashi and R. Uemori // *Ironmaker and Steelmaker*. – 1994. – Vol. 21 (9). – P. 25 – 30.

89. Anya, C. C. *The Effect of Silicon on the Grain Size and the Tensile Properties of Low Carbon Steels* [Text] / C. C. Anya, T. N. Baker // *Materials Science and Engineering*. – 1989. – A 118. – P. 197–206.

90. Emjackson, E. M. L. *Influence of Manganese on the Ferritic Stainless Steel Properties of a Vanadium-bearing* [Text] / E. M. L. Emjackson, R. Paton // *ISIJ International*. – 1995. – Vol. 35. – Iss. 5. – P. 557–563.

91. Hyzak, J. M. *The Role of Microstructure on the Strength and Toughness of Fully Pearlitic Steels* [Text] / J. M. Hyzak, I. M. Bernstein // *Metall. Trans. A*. – 1976; – Vol. 7A. – P. 1217 – 1224.

92. Шпагин, А. И. Антифрикционные сплавы [Текст] / А. И. Шпагин. – Москва : Металлургиздат, 1956. – 320 с.

93. Сильман, Г. И. О механизмах влияния меди на формирование структуры в чугунах [Текст] / Г. И. Сильман, В. В. Камынин, В. В. Гончаров // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – Москва: Машиностроение. – 2007. – № 9 – С. 16–22.

94. Сильман, Г. И. Влияние меди на структуру и свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом [Текст] / Г. И. Сильман, В. В. Камынин, В. В. Гончаров // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2010. – № 6 – С. 43–48.

95. *Sil'man, G. I. Effect of copper on structure formation in cast iron [Text] / G. I. Sil'man, V. V. Kamynin, A. A. Tarasov // Metal Science and Heat Treatment. – 2003. – Vol. 45. – Iss. 7–8. – P. 254–258.*

96. *Kamynin V. V. Effect of structure on the tribotechnical properties of cast iron [Text] / V. V. Kamynin // Metal Science and Heat Treatment. – 2007. – Vol. 49, Nos. 7 – 8, - P. 398 – 400.*

97. *Stepanova, N. V. The effect of doping with copper and aluminium on structure, mechanical and friction properties of steel [Text] / N. V. Stepanova, A. A. Razumakov // The 8 international forum on strategic technologies (IFOST 2013) : Proc., Mongolia, Ulaanbaatar, 28 June – 1 July 2013. – Ulaanbaatar. – 2013. – Vol. 1. – P. 240 – 242.*

98. Головин, Е. Д. Влияние меди на антифрикционные свойства серых чугунов [Текст] / Е. Д. Головин, В. А. Кузнецов, В. Кумар, П. А. Попелюх, Н. В. Степанова // Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты. – 2012. – № 1(54). – С. 81 – 84.

99. *Buck, D. M. Copper in Steel - The Influence on Corrosion [Text] / D. M. Buck // The Journal of Industrial and Engineering Chemistry. – Vol. 5 (6). – 1913. – P. 447 – 452.*

100. *Bhadeshia, H. K. D. H. Steels for bearings [Text] / H. K. D. H. Bhadeshia // Progress in Materials Science. –2012. – Vol. 57. – P. 268 – 435.*

101. Алексеев, В. И. Роль меди как легирующего элемента в сталях для повышения ее антикоррозионных свойств в атмосферных условиях [Текст] / В. И. Алексеев, В. С. Юсупок, Г. Ю. Лазаренко // Перспективные материалы. –2010. –№ 4. – С. 95 – 101.

102. Алексеев, В. И. Механизм влияния молибдена и меди на антикоррозионные свойства стали [Текст] / В. И. Алексеев, В. С. Юсупок, Г. Ю. Лазаренко // Перспективные материалы. –2009. –№ 6. – С. 21 – 29.

103. *Zhang, Z. X. Effects of light pre-deformation on pitting corrosion resistance of copper –bearing ferrite antibacterial stainless steel [Text] / Z. X.*

Zhang, G. Lin, Z. Xu // *Journal of materials processing technology*. –2008. – Vol. 205. – P. 419 – 424.

104. Jeon, S. *Effects of copper addition on the formation of inclusions and the resistance to pitting corrosion of high Performance duplex stainless steels* [Text] / S. Jeon, S. Kim, I. Lee, J. Park, K. Kim, J. Kim, Y. Park // *Corrosion Science*. – 2011 – Vol. 53 – P. 1408 – 1416.

105. Zhang, J. *Effect of copper on metal dusting of austenitic stainless steels* [Text] / J. Zhang, D. J. Young // *Corrosion Science*. – 2007. – Vol. – 49 – P. 1450 – 1467.

106. Wang, Z. F. *The corrosion resistance of ultra-low carbon bainitic steel* [Text] / Z. F. Wang, P. H. Li, Y. Guan, Q. F. Chen, S. K. Pu // *Corrosion Science*. – 2009 – Vol. 51 – P. 954 – 961.

107. Singh, J. K. *The nature of rusts and corrosion characteristics of low alloy and plain carbon steels in three kinds of concrete Pore solution with salinity and different PH* [Text] / J. K. Singh, D. D. N. Singh // *Corrosion Science*. – 2012 – Vol. 56 – P. 129 – 142.

108. Malladi, S. R. K. *Quasi in situ analytical TEM to investigate electrochemically induced microstructural changes in alloys: AA2024–T3 as an example* [Text] / S. R. K. Malladi, F. D. Tichelaar, Q. Xu, M. Y. Wu, H. Terry, J. M. C. Mol, F. Hannour, H. W. Zandbergen // *Corrosion Science*. – 2013. – Vol. 69 – P. 221 – 225.

109. Chen, A. *Corrosion Resistance of High Performance Weathering Steel for Bridge Building Applications* [Text] / A. Chen, J. Xu, R. Li, H. Li // *Journal of iron and steel research, international*. – 2012. Vol. 19 (6). – P. 59 – 63.

110. Zhang, M–X. *Crystallographic features of phase transformations in solids* [Text] / M–X. Zhang, P. M. Kelly // *Progress in Materials Science*. – 2009. – Vol. 54. – P. 1101–1170.

111. Cammelli, S. *Cluster formation, evolution and size distribution in Fe–Cu alloy: Analysis by XAFS, XRD and TEM* [Text] / S. Cammelli, C. Degueldre, A. Cervellino, S. Abolhassani, G. Kuri, J. Bertsch, D. Lutzenkirchen–Hecht, R. Frahm

// *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. – 2010. – Vol. B 268. – P. 632 – 637.

112. Hsiao, C. N. Aging reactions in a 17–4 PH stainless steel [Text] / C. N. Hsiao, C. S. Chiou, J. R. Yang // *Materials Chemistry and Physics*. – 2002. – Vol. 74. – P. 134 – 142.

113. Khalid, F. A. On the Properties and structure of micro–alloyed and copper –bearing hot–rolled steels [Text] / F. A. Khalid, D. V. Edmonds // *Journal of Materials Processing Technology*. – 1997. – Vol. 72. – P. 434 – 436.

114. Chi, C. The Precipitation strengthening behavior of Cu–rich phase in Nb contained advanced Fe–Cr–Ni type austenitic heat resistant steel for USC power plant application [Text] / C. Chi, H. Yub, J. Dong, W. Liu, S. Cheng, Z. Liu, X. Xie // *Progress in Natural Science: Materials International*. – 2012. – Vol. 22 (3). – P. 175 – 185.

115. Cao, L. On the Cu precipitation behavior in thermo–mechanically embrittlement processed low copper reactor pressure vessel model steel [Text] / L. Cao, S. Wu, B. Liu // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 47. – P. 551 – 556.

116. Gavriljuk, V. G. On the correlation between electron structure and short range atomic order in iron–based alloys [Text] / V. G. Gavriljuk, B. D. Shanina, H. Berns // *Acta Materialia* – 2000. – Vol. 48. – P. 3879 – 3893.

117. Tomio, A. Role of alloyed copper on corrosion resistance of austenitic stainless steel in H₂S–Cl– environment [Text] / A. Tomio, M. Sagara, T. Doi, H. Amaya, N. Otsuka, T. Kudo // *Corrosion Science*. – Vol. 81. – 2014. – P. 144 – 151.

118. Kim, J. Influence of Copper on Iron Corrosion in Weakly Alkaline Environment Containing Chloride Ions [Text] / J. Kim, A. Nishikata, T. Tsuru // *Materials Transactions*. – Vol. 44. – No. 3. – 2003. – P. 396 – 400.

119. Hsu, C.H. Effect of austempering heat treatment on fracture toughness of copper alloyed gray iron [Text] / C.H. Hsu, Y.H. Shy, Y.H. Yu, S.C. Lee // *Materials Chemistry and Physics*. – 63(1). – 2000. – P. 75 – 81.

120. *Prasetyo, Y. Effect of copper addition on mechanical properties of nodular indefinite chilled iron (NICI) [Text] / Y. Prasetyo, S.K. Lee, E.R. Baek // Key Engineering Materials. – Vol. 457. – 2011. – P. 386 – 391.*
121. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 2 [Текст] / Под общ. ред. Лякишева Н. П. – Москва : Машиностроение, 1996. – 1024 с.
122. Дриц М. Е. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди [Текст] / М. Е. Дриц, Н. Р. Бочвар, Л. С. Гузей и др. – Москва : Наука, 1979. – 248 с.
123. Банных, О. А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справочник [Текст] / Под ред. О. А. Банных, М. Е. Дрица. – Москва : Metallurgia, 1986. – 440 с.
124. *Chuang, Y. Thermodynamic analysis of the iron-copper system I: The stable and metastable Phase equilibria [Text] / Y. Chuang, R. Schmid, Y. A. Chang // Metallurgical Transactions A. – 1984. – Vol. 15, – Iss. 10. – P. 1921 – 1930.*
125. Циммерман, Р. Metallurgia и материаловедение: Справочник / Р. Циммерман, К. Гюнтер; пер. с нем. – Москва : Metallurgia, 1982. – 480 с.
126. *Nakagawa, Y Liquid immiscibility in copper –iron and copper –cobalt systems in the supercooled state [Text] / Y Nakagawa // Acta Metallurgica. – 1958. – Vol. 6. – Iss. 11.– P. 704 – 711.*
127. Чикова, О. А. Вязкость и расслоение расплавов Fe–Cu [Текст] / О. А. Чикова, В. С. Цепелев, А. Н. Константинов, В. В. Вьюхин // Металлы. – 2013. – № 5. – С. 13 – 17.
128. Чикова, О. А. Микрорасслоение и условия кристаллизации расплавов Fe–Cu [Текст] / О. А. Чикова, В. С. Цепелев, А. Н. Константинов, В. В. Вьюхин // Расплавы. – 2013. – № 3. – С. 57 – 66.
129. Бочвар, А. А. Уточнение положения линии солидуса со стороны железа в диаграмме состояния железо-медь [Текст] / А. А. Бочвар, А. С. Екатова, Е. В. Панченко, Ю. Ф. Сидохин // Доклады академии наук СССР. – 1967. – т. 174. - № 4, – С. 863 – 864.

130. *Sil'man, G. I. About retrograde solidus and stratification of melt in the Fe – Cu and Fe – Cu – C systems [Text] / G. I. Sil'man // Metal Science and Heat Treatment. – Vol. 51. – Iss. 1 – 2. – 2009. – P. 19 – 24.*
131. *Shubhank, K. Critical evaluation and the thermodynamic optimization of Fe–Cu, Cu–C, Fe–C binary systems and Fe–Cu–C ternary system [Text] / K. Shubhank, Y. Kang // Computer coupling of phase diagrams and thermochemistry. – 2014. – Vol. 45. – P. 127 – 137.*
132. *Uhrenius, B. Hardenability Concepts with Applications to Steels [Text] / edited by D. V. Doane and J. S. Kirkaldy // ASM, Warrendale, Pa. 1976. – P. 28.*
133. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 1 [Текст] / Под общ. ред. Лякишева Н. П. – Москва : Машиностроение, 1996. – 992 с.
134. Преварский, А. П. Исследование системы Fe–Cu–Al [Текст] / А. П. Преварский // Изв. АН СССР. Металлы. – 1971. – № 4. – С. 220 – 222.
135. Melford, D. A. The Influence of Residual and Trace Elements on Hot Shortness and High Temperature Embrittlement [Text] / D. A. Melford // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. – 1980. – Vol. 295. – P. 89 – 103.
136. Кузнецов, Б. Л. Введение в литейное металловедение чугуна [Текст] / Б. Л. Кузнецов. – Москва : «Машиностроение», 1994. – 204 с.
137. Кузнецов, Б. Л. Получение чугунов с шаровидным и вермикулярным графитом без сфероидизирующих модификаторов [Текст] / Б. Л. Кузнецов // Литейное производство. – 1985. – № 8. – С. 18 – 19.
138. Бобро, Ю. Г. Некоторые особенности микроструктуры алюминиевых чугунов, легированных медью / Ю. Г. Бобро, Л. А. Платонова // В кн.: Новое в металлографии чугуна, Киев. – 1981. – С. 94 – 99.
139. Бобро Ю. Г. Легированные чугуны [Текст] / Ю. Г. Бобро. – Москва : Металлургия, 1976. – 288 с.
140. Казакевич А. Г. Исследование конструкционных низкоалюминиевых чугунов с компактным графитом и разработка

технологии их получения для фасонных отливок: автореф. дис. канд. техн. наук : 05.16.04 [Текст] / А. Г. Казакевич; С.– СПбГТУ. – СПб., 1997. – 18 с.

141. Бобро, Ю. Г. Алюминиевые чугуны [Текст] / Ю. Г. Бобро // Харьков : ХГУ, 1964. – 195 с.

142. Zhang, Z. X. *Effects of light pre-deformation on pitting corrosion resistance of copper –bearing ferrite antibacterial stainless steel [Text]* / Z. X. Zhang, G. Lin, Z. Xu // *Journal of materials processing technology*. – 2008. – Vol. 205. – P. 419 – 424.

143. Stepanova, N. *Influence of Surfactants on the Structure and Wear Resistance of Copper Alloyed Hypereutectoid Steel [Text]* / N. Stepanova, A. Razumakov, E. Lozhkina, I. Zhil'tsov, V. Kuznetsov // *Advanced Materials Research*. – 2014. – Vol. 1040. – P. 53 – 58.

144. Stepanova, N. V. *Structure and mechanical Properties of Cu–alloyed cast iron [Text]* / N. V. Stepanova, A. A. Razumakov, E. A. Lozhkina // *Applied Mechanics and Materials*. – 2014. – Vol. 682. – P. 178 – 182.

145. Ricks, R. A. *Formation of Supersaturated Ferrite During Decomposition of Austenite in Iron-Copper and Iron-Copper -Nickel Alloys [Text]* / R. A. Ricks. P. R. Howell, R. W. K. Honeycombe, *Metall. Sci.* 1980. – Vol. 14. – P. 562 – 568.

146. Ricks, R. A. *A comparative study of Precipitation at interphase boundaries in Fe-Cu-Ni and Fe-Au-Ni alloys Journal of Materials Science*. – 1981. – Vol. 16. – Iss. 11. – P. 3006 – 3012.

147. Davenport, T. *Precipitation of Carbides at γ - α Boundaries in Alloy Steels [Text]* / T. Davenport, R. W. K. Honeycombe, *Proceedings of the Royal Society A*. – 1971. – Vol. 322. – P. 191 – 205.

148. Honeycombe, R. W. K. *Transformation from austenite in alloy steels [Text]* / R. W. K. Honeycombe, R. F. Mehl // *Metallurgical Transactions A*. – 1976. – Vol. 7. – P. 915 – 936.

149. Aaronson, H. I. *Precipitation at interphase boundaries* [Text] / H. I. Aaronson, M. R. Plichta, G. W. Franti, K. C. Russell // *Metallurgical Transactions A*. – 1978. – Vol. 9. – P. 363-371.
150. Barritte, G. S. *The Effect of Inclusions on the Structure and Properties of H.S.L.A. Steel Weld Metals* [Text] / G. S. Barritte, R. A. Ricks, P. R. Howell // *Strength of Metals and Alloys (ICSMA 6) Proceedings of the 6th International Conference, Melbourne, Australia, 16–20 August 1982*. – 1982. – P. 121 – 126.
151. Ricks, R. A. *The formation of discrete Precipitate dispersions on mobile interphase boundaries in iron-base alloys* [Text] / R. A. Ricks, P. R. Howell // *Acta Metallurgica*. – 1983. – Vol. 31. – Iss. 6. – P. 853 – 861.
152. Chairuangstri, T. *The Precipitation of copper in abnormal ferrite and Pearlite in hyper–eutectoid steels* [Text] / T. Chairuangstri, D. V. Edmonds // *Acta Materialia*. – 2000. – Vol. 48. – P. 3931 – 3949.
153. Chairuangstri, T. *Abnormal ferrite in hyper–eutectoid steels* [Text] / T. Chairuangstri, D. V. Edmonds // *Acta Materialia*. – 2000. – Vol. 48. – P. 1581 – 1591.
154. Embury, D. *The formation of pearlite in steels* [Text] / D. Embury // *Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering*. – Vol. 1. – 2012. – P. 276 – 310.
155. Meslin, E. *Characterization of neutron–irradiated ferritic model alloys and a RPV steel from combined APT, SANS, TEM and PAS analyses* [Text] / E. Meslin, M. Lambrecht, M. Hernandez–Mayoral, F. Bergner, L. Malerba, P. Pareige, B. Radiguet, A. Barbu, D. Gymez–Briccco, A. Ulbricht, A. Almazouzi // *Journal of Nuclear Materials*. – 2010. – Vol. 406. – P. 73 – 83.
156. Hori, F. *Radiation–enhanced Precipitation in FeCu(C) alloys studied by electron microscopy* [Text] / F. Hori, A. Morita, R. Oshima // *Journal of Electron Microscopy*. – 1999. – Vol. 48 (5). – P. 585 – 589.
157. Shewmon, P.G. *Diffusion in Solids* / P. G. Shewmon. – New York : McGraw–Hill Book ComPany, Inc., 1991. – 246 P.

158. *Meijering, J. L. Congetrations at interfaces in binary alloys [Text] / J. L. Meijering // Acta Metallurgica – 1966. – Vol. 14. – P. 251 – 258.*
159. *Hondros, E. D. Interfacial adsorption and reactivity of materials [Text] / E. D. Hondros // Pure and Applied Chemistry. – 1984. – Vol. 56. – P. 1677 – 1696.*
160. *Sauvage, X. Microstructure evolutions during drawing of apearlitic steel containing 0.7 at. % copper [Text] / X. Sauvage, N. Guelton, D. Blavette // Scripta Materialia. – 2002. – Vol. 46. – P. 459 – 464.*
161. *Foullaris, G. A Microscopic examination of the precipitation phenomena occuring during the isothermal pearlitic transformation in high carbon–copper nickel steels [Text] / G. Foullaris, A. J. Baker, G. D. Papadimitriou // Acta Metallurgica et Materialia. – 1995. – Vol. 43. – Iss. 12. – P. 4421 – 4438.*
162. *Foullaris, G. Microscopic Characterisation Of ϵ -Cu Interphase Precipitation In Hypereutectoid Fe C–Cu Alloys [Text] / G. Foullaris, A. J. Baker, G. D. Papadimitriou // Acta Metallurgica et Materialia. – 1995. – Vol. 43. – Iss. 7. – P. 2589 – 2604.*
163. *Ricks, R. A. The effect of nickel on austenite decomposition in Fe-Cu alloys [Text] / R. A. Ricks, P. R. Howell, R. W. K. Honeycomb // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1979. – Vol. 10 A. – Iss. 8. – P. 1049 – 1058.*
164. Горностырев, Ю.Н. Взаимодействие дислокаций с наноразмерными выделениями метастабильно фазы и дисперсионное упрочнение сплава Fe-Cu [Текст] / Ю.Н. Горностырев, И.Н. Карькин, Л.Е. Карькина // Физика твердого тела, – 2011. – Том 53. – Вып. 7. – С. 1317-1324.
165. Тихомирова, Л. Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали : монография [Текст] / Л. Б. Тихомирова, А. А. Батаев, Л. И. Тушинский. – Новосибирск: Наука. 1993. – 280 с.
166. *Tsujikawa, M. Pearlite Stabilisation by Copper on Ductile Cast Iron [Text] / M. Tsujikawa, N. Matsumoto, K. Nakamoto, Y. Michiura // Key Engineering Materials. – Vol. – 457. – 2011. – P. 151-156.*

167. Тушинский Л.И. Структурная теория конструктивной прочности материалов: монография. Новосибирск. Наука. Сиб. отд-ние, - 2004. 402 с.
168. *Nabarro F. R. N. Report of a Conference on the Strength of Solids F. [Text] / R. N. Nabarro // The Physical Society, London. – 1948. – P. 75-81.*
169. Внутреннее трение в исследовании материалов, сплавов и неметаллических материалов: Сб. науч. Тр. / Отв. Ред. Ф.Н. Тавадзе. – Москва: Наука, 1989. – 296 с.
170. *Sanders W.T. Peierls Stress for an Idealized Crystal Model [Text] / W.T. Sanders // Physical Review - 1962. - Vol. 128. – Iss. 4. - P. 1540-1551.*
171. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. М. : Металлургия, 1983. 352 с.
172. *Hsu, C-H. A study on microstructure and toughness of copper alloyed and austempered ductile irons Iron [Text] / C-H. Hsu, K-T. Lin // Materials Science and Engineering: A. – Vol. – 528. – Iss. 18. – 2011. – P. 5706 – 5712.*
173. *Dasgupta, R. K. Microstructure and Mechanical Properties of As-Cast Ductile Irons Alloyed with Manganese and Copper [Text] / R. K. Dasgupta, D. K. Mondal, .t K. Chakrabarti, A. C. Ganguli // Journal of Materials Engineering and Performance. – Vol. 21(8) . – 2012. – P. 1728 – 1736.*
174. *Investigating the Mechanical Properties Of 0.5% Copper and 0.5% Nickel Austempered Ductile Iron with Different Austempering Parameters [Text] / B. Abdullah, S. K. Alias, A. Jaffar , F. A. Rahim, A. Ramli // Advanced Materials Research - 2012. - Vols. 383-390. – P. 3313-3319*
175. *The Effect of Cu on the Microstructure and the Elevated Temperature Properties of Ferritic Heat Resistant Cast Iron [Text] / K. Choe, S. Lee, M. Kim, K. Lee // Materials Science Forum – 2010. - Vols. 654-656. – P. 1448-1451.*
176. *HSU, C. Effects of Copper and Malleablizing Time on Mechanical Properties of Austempered Malleable Iron [Text] / C. HSU, J. LU, F. CHEN // Metallurgical And Materials Transactions A. - 2007. -Vol. 38A - P. 2419-2427.*
177. Stepanova, N. V. Composites of copper and cast iron fabricated via the liquid: In the vicinity of the limits of strength in a non-deformed condition

[Text] / N. V. Stepanova, I. A. Bataev, Y. Kang, D. V. Lazurenko, A. A. Bataev, A. A. Razumakov, A. M. Jorge Junior // Materials Characterization. - 2017.- V. 130.- P. 260-269

178. Хрущев, М. Л. О стандарте на отливки из антифрикционного чугуна [Текст] / М. Л. Хрущев, И. О. Цыпин Стандарты и качество. – 1980. – № 12. – С. 33.

179. Хрущев М.Л. Разработка износостойкого марганцевого чугуна с целью повышения долговечности деталей энергооборудования [Текст] // М.Л. Хрущев Канд. дисс. – Москва: 1984. –191 с.

180. Брандон, Д. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля [Текст] / Д. Брандон, У. Каплан. – Москва : Техносфера, 2006. – 384 с.

181. Ямпольский, А. М. Травление металлов [Текст] / А. М. Ямпольский. – Москва : Metallurgia, 1980. – 168 с.

182. Коваленко, В. С. Металлографические реактивы. Справочник [Текст] / В. С. Коваленко. – Москва : Metallurgia, 1981. – 121 с.

183. Беккерт М. Способы металлографического травления [Текст] / М. Беккерт. – Москва : Metallurgia, 1988. – 400 с.

184. Батаев, А. А. Физические методы контроля структуры и качества материалов [Текст] / А. А. Батаев, В. А. Батаев, Л. И. Тушинский. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2000. – 154 с.

185. Миркин, Л. И. Рентгеноструктурный анализ. Получение и измерение рентгенограмм: справочное руководство [Текст] / Л. И. Миркин. – Москва : Наука, 1976. – 328 с

186. Гоулдстейн, Д. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ: В 2-х книгах. Книга 1. Пер. с англ. [Текст] / Д. Гоулдстейн, Д. Ньюбери, П. Эчлин, Д. Джой, Ч. Фиори, Э. Лифшин. – Москва : Мир, 1984. – 303 с.

187. Томас, Г. Электронная микроскопия металлов [Текст] : прямое исследование металлов в просвечивающем электронном микроскопе / Г.

Томас; пер. с англ. под ред. Л. М. Утевского. - Москва : Изд-во иностр. лит., 1963. - 351 с.

188. Золоторевский, В. С. Механические свойства металлов [Текст] / В. С. Золоторевский. – Москва : МИСИС, 1998. – 400 с.

189. ГОСТ 9012–59 Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 1959. – 45 с.

190. ГОСТ 23667–79 Твердомеры для металлов. Общие технические требования [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 1979. – 8 с.

191. Корн, Г. Справочник по математике для научных работников и инженеров: определения, теоремы, формулы : пер. с англ. [Текст] / Г. Корн, Т. Корн . – 4–е изд., перевод со 2–го американского переработанного издания . – Москва : Наука, 1978 . – 832 с.

192. Вадзинский, Р. Н. Справочник по вероятностным распределениям [Текст] / Р. Н. Вадзинский. – Москва : Наука, 2001 –296 с.

193. ГОСТ 17367–71 Металлы. Метод испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы [Текст]. – Москва : Издательство стандартов, 1971. – 5 с.

194. Stepanova N. Influence of copper on mechanical properties of graphitized hypereutectoid steel [Text] / N. Stepanova, T. Ogneva, A. Razumakov // 11 International forum on strategic technology (IFOST 2016) : proc., Novosibirsk, 1–3 June 2016. – Novosibirsk : NSTU, 2016. – Pt. 1. – P. 215-219.

195. Peculiarities of the precipitation of nanosized ϵ -phase copper particles in ferrite plates of lamellar pearlite [Text] / I. A. Bataev, N. V. Stepanova, A. A. Bataev, A. A. Nikulina, A. A. Razumakov // Physics of Metals and Metallography. - 2016. - Vol. 117, iss. 9. - P. 901–905.

196. The structure and properties of cast iron alloyed with copper [Text] / O. Lenivtseva, A. Razumakov, N. Stepanova, I. Bataev, I. Riapolova, K. Emurlaev // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. - 2016. - Vol. 124, № 1. - Art. 012136 (4 p.).

197. Зимоглядова Т. А. Влияние наноразмерных частиц меди на механические и антифрикционные свойства стали [Текст] / Т. А. Зимоглядова, Н. В. Степанова, А. А. Разумаков ; [науч. рук. А. А. Батаев] // 1 Annual Russian national conference on nanotechnologies, nanomaterials and microsystems technologies, NMST-2016 = 1 ежегодная Российская национальная конференция с международным участием по нанотехнологиям, наноматериалам и микросистемной технике, НМСТ-2016 : conf. proc., Novosibirsk, Sedova Zaimka, 26-29 June 2016. – Novosibirsk : NSTU, 2016. – P. 138-140.

198. Особенности выделения наноразмерных частиц ϵ -фазы меди в ферритных промежутках пластинчатого перлита [Текст] / И. А. Батаев, Н. В. Степанова, А. А. Батаев, А. А. Никулина, А. А. Разумаков // Физика металлов и металловедение. - 2016. - Т. 117, № 9. - С. 932-937.

199. Степанова Н. В. Особенности образования медьсодержащих включений в чугунах, содержащем 14,7 % меди = Peculiarities education of copper-containing inclusions in cast iron, which contains 14,7 % copper [Текст] / Н. В. Степанова // Актуальные проблемы в машиностроении = Actual problems in machine building. - 2016. - № 3. - С. 404-409.

200. Stepanova N. Effect of copper on the friction properties of gray cast iron [Text] / N. Stepanova, E. Lozhkina, A. Razumakov // Applied Mechanics and Materials. - 2015. - Vol. 698 : Electrical Engineering, Energy, Mechanical Engineering, EEM 2014. - P. 364-368.

201. Stepanova N. Quenching of cast iron with a high copper content [Text] / N. Stepanova, A. Bataev, A. Razumakov // AIP Conference Proceedings. - 2015. – Volo. 1683. – Art. 020222 (5 p.).

202. Wear resistance of hypereutectoid steel alloyed with copper and aluminium [Text] / N. Stepanova, E. Lozhkina, A. Razumakov, A. Losinskaya // Applied Mechanics and Materials. - 2015. - Vol. 788 : Actual Problems and Decisions in Machine Building. - P. 274-280.

203. Степанова Н. В. Закалка чугунов с высоким содержанием меди [Текст] / Н. В. Степанова, А. А. Разумаков // Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций : тез. докл. междунар. конф., Томск, 21–25 сент. 2015 г. – Томск : Изд-во ИФПМ СО РАН, 2015. – С. 211-212.

204. Износостойкость заэвтектоидной стали, легированной медью и алюминием = Wear resistance of hypereutectoid steel, alloy with copper and aluminum [Текст] / Н. В. Степанова, А. А. Батаев, А. А. Ситников, Т. Н. Осколкова // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты = Obrabotka metallov: metal working and material science. - 2015. - № 4 (69). - С. 72-79.

205. Степанова Н. В. Влияние меди на структуру и износостойкость графитизированной заэвтектоидной стали [Текст] / Н. В. Степанова // Высокие технологии в современной науке и технике (ВТСНТ – 2014) : сб. науч. тр. 3 междунар. науч.-техн. конф. молодых ученых, аспирантов и студ., 26–28 марта 2014 г. – Томск : Изд-во ТПУ, 2014. – С. 153-156.

206. Влияние содержания меди на структуру и механические свойства серого чугуна = Effect of copper content on the structure and mechanical properties of gray cast iron [Текст] / Н. В. Степанова, А. А. Разумаков, И. Ю. Жильцов, И. А. Соколов // Актуальные проблемы в машиностроении = Actual problems in machine building : материалы 1 междунар. науч.-практ. конф., Новосибирск, 26 марта 2014 г. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2014. – С. 509-513.

207. Степанова Н. В. Влияние содержания меди на структуру серого чугуна = Effect of copper content on the structure of gray cast iron [Текст] / Н. В. Степанова // Актуальные проблемы в машиностроении = Actual problems in machine building : материалы 1 междунар. науч.-практ. конф., Новосибирск, 26 марта 2014 г. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2014. – С. 503-508.

208. Степанова Н. В. Структурные особенности серого чугуна, легированного медью [Текст] / Н. В. Степанова, А. А. Разумаков, Е. А.

Ложкина // Инновационные технологии и экономика в машиностроении : сб. тр. 5 междунар. науч.-практ. конф., Юрга, 22–23 мая 2014 г. – Томск : Изд-во ТПУ, 2014. – Т. 1. – С. 428–431.

209. Яковлев, А. Ю. Влияние меди на структуру и свойства графитизированной стали [Текст] / А. Ю. Яковлев, И. П. Волчок // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2008. – № 1. – С. 44 – 46.

210. Кутателадзе, С. С. Справочник по теплопередаче [Текст] / С. С. Кутателадзе, В. М. Боришанский. – Москва : Государственное энергетическое издательство. 1958. – 416 с.

211. *Goli, P. Strong Enhancement of Thermal Properties of Copper Films after Chemical Vapor Deposition of Graphene [Text] / P. Goli, H. Ning, X. Li, C. Y. Lu, K. S. Novoselov, A. A. Balandin // Nano Letters.* – 2014. – Vol. 14. – P. 1497 – 1503.

212. Утевский, Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении [Текст] / Л. М. Утевский. – Москва : Металлургия, 1973. – 584 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А
ПАТЕНТ НА ИЗОБРЕТЕНИЕ «СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ
НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА И
ТИТАНА МЕТОДОМ СВЧ»

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2508249

**СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОДИСПЕРСНЫХ
ПОРОШКОВ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА И ТИТАНА
МЕТОДОМ СВС**

Патентообладатель(ли): *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения Российской академии наук (ИХТТМ СО РАН) (RU)*

Автор(ы): *см. на обороте*

Заявка № 2012129599

Приоритет изобретения **12 июля 2012 г.**

Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений Российской Федерации **27 февраля 2014 г.**

Срок действия патента истекает **12 июля 2032 г.**

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Б.П. Симонов



РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(19) **RU** (11) **2 508 249**⁽¹³⁾ **C1**

(51) МПК
C01B 31/34 (2006.01)
B82B 3/00 (2006.01)

(12) ФОРМУЛА ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

(21)(22) Заявка: 2012129599/05, 12.07.2012

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
12.07.2012

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 12.07.2012

(45) Опубликовано: 27.02.2014 Бюл. № 6

(56) Список документов, цитированных в отчете о
поиске: Боровинская И.П. и др.

“Самораспространяющийся
высокотемпературный синтез ультра- и
нанодисперсных порошков WC и TiC”;
Порошковая металлургия, 2008, №9/10. RU
2120840 C1, 27.10.1998. RU 2200128 C2,
10.03.2003. RU 2394761 C1, 20.07.2010. WO
2010085006 A1, 29.07.2010. US 6818315 B2,
16.11.2004.

Адрес для переписки:

630128, г.Новосибирск, ул. Кутателадзе, 18,
ИХТТМ СО РАН, ведущему инженеру -
патентоведу Е.П. Ушаковой

(72) Автор(ы):

Полубояров Владимир Александрович (RU),
Мали Вячеслав Иосифович (RU),
Коротаева Зоя Алексеевна (RU),
Жданок Александр Александрович (RU),
Паули Ирина Анатольевна (RU),
Степанова Наталья Владимировна (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Федеральное государственное бюджетное
учреждение науки Институт химии твердого
тела и механохимии Сибирского отделения
Российской академии наук (ИХТТМ СО
РАН) (RU)

RU 2 508 249 C1

(54) СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА И ТИТАНА МЕТОДОМ СВС**(57) Формула изобретения**

1. Способ получения нанодисперсных порошков карбидов вольфрама и титана методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), включающий приготовление смеси компонентов, состоящей из экзотермической части, включающей исходный тугоплавкий материал, углеродный материал и при необходимости добавку, термообработку смеси в режиме горения в токе аргона и последующую обработку продуктов синтеза, при этом в качестве исходного тугоплавкого материала используют смесь вольфрама и титана, которые подвергают предварительной механохимической обработке в механохимическом активаторе при следующем соотношении компонентов, мас.ч.:

W 18,8-71,6
Ti 15,3-64,0
C 11,7-17,3

после чего проводят термообработку активированной смеси в режиме горения, в качестве добавки используют кобальт или никель, которые вводят в смесь исходных компонентов либо на стадии предварительной механохимической обработки, либо на стадии последующей обработки продуктов синтеза в количестве не более 15 мас.ч.

2. Способ по п.1, отличающийся тем, что последующую обработку продуктов синтеза проводят с помощью механохимических активаторов.

ПРИЛОЖЕНИЕ Б
АКТ ПРОМЫШЛЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ РЕЗУЛЬТАТОВ
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЫ НА ПРЕДПРИЯТИИ
ООО «ЦЕНТРОЛИТ-С»

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор
ООО «Центролит-С»

В. А. Кузнецов

2011 г.

УТВЕРЖДАЮ

Проректор Новосибирского
государственного
технического университета
по научной работе
д.т.н., профессор

А.Г. Вострецов

07.09

2011 г.



АКТ

промышленных испытаний результатов
научно-исследовательской работы

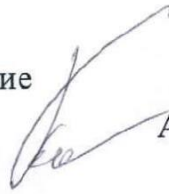
Научно-исследовательская работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Новосибирский государственный технический университет» (НГТУ) сотрудниками кафедры «Материаловедение в машиностроении» под руководством д.т.н., профессора А.А. Батаева совместно с сотрудниками ООО «Центролит-С». В основу разработки легли результаты научных исследований, выполненных доцентом НГТУ А.И. Попелюхом и аспирантами Е.Д. Головиным и Н.В. Степановой при подготовке ими диссертационных работ.

Цель работы заключалась в разработке материала для изготовления втулок опорных катков экскаватора ЭК-8, обладающего триботехническими свойствами, близкими к показателям бронзы БрА9ЖЗЛ. Основным фактором, приводящим к быстрому выходу изделий из строя, является износ внутренних поверхностей бронзовых втулок опорных катков. Повышенная интенсивность износа обусловлена большими нагрузками в зоне контакта, а также попаданием в пару трения пыли и мелких абразивных частиц.

На производственной базе ООО «Центролит-С» была проведена серия экспериментов по оптимизации химического состава, технологии литья и термической обработки антифрикционного материала на основе синтетического алюминиевого чугуна с добавками меди и наноразмерных модификаторов. Триботехнические испытания пары трения проведены в условиях, со-

ответствующих эксплуатации втулок опорных катков экскаватора ЭК-8. В присутствии абразивных частиц стойкость разработанного антифрикционного материала в 2,2 раза превышает стойкость бронзы БрА9ЖЗЛ. Результаты проведенных производственных испытаний свидетельствуют об эффективности разработанного материала. С учетом предложенных рекомендаций изготовлены 4 втулки опорных катков для экскаватора ЭК-8, эксплуатирующегося на Моховском разрезе акционерного общества «Кузбассразрезуголь».

Заведующий кафедрой «Материаловедение
в машиностроении» НГТУ,
д.т.н., профессор



А.А. Батаев

ПРИЛОЖЕНИЕ В
АКТ ПРОВЕДЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ
ЧУГУННЫХ ВТУЛОК ОПОРНОГО КАТКА ЭКСКАВАТОРОВ ЭКГ-8
НА ПРЕДПРИЯТИИ ООО ГК «МАЙСКАЯ»

УТВЕРЖДАЮ
 Директор ООО ОТК «Майская»
 Балащов А.В.
 « 22 » 2012 г.



АКТ

Проведения промышленных испытаний чугунных втулок опорного катка экскаваторов ЭКГ-8

Комиссия в составе:

- | | |
|----------------------|-------------------|
| 1. Главный механик | - М.В. Заводной |
| 2. Механик | - Н.П. Тыртышный |
| 3. Мастер | - В.П. Нестеренко |
| 4. Начальник участка | - Г.Г. Горбатиков |
| 5. Начальник ОТК | - Е.В. Рубцов |

Провела осмотр чугунных втулок опорного катка экскаваторов ЭКГ-8 и выявила следующее:

1. Втулки из модифицированного антифрикционного чугуна (поставщик – ООО «Центролит – С», г. Новосибирск) были установлены на экскаваторы ЭКГ-8: рег. № 754334 – 22 февраля 2012 года, рег. № 754 127 – 29 февраля 2012 года.
2. Замена чугунных втулок была произведена 24 августа 2012 года одновременно с двух экскаваторов.
3. При осмотре выявлен средний износ (0.7 мм) втулок передних опор, остальные втулки полностью соответствуют (не превышают) износу (0.4 мм) бронзовых (марки БрОЦС) втулок, поставляемых тем же поставщиком. Износ всех чугунных втулок равномерен, трещин и сколов (характерных для бронзовых аналогов) не наблюдается.
4. Средний износ стальных цапф (0.12 – 0.15мм) опор не превышает допустимых параметров.
5. Расход смазки выше приблизительно на 10-15%, что не является превышением расхода утвержденных норм на ГСМ.

Комиссия пришла к выводу:

1. Считать программу промышленных испытаний по изучению возможности замены материала бронзовых втулок на модифицированный чугун полностью выполненной.
2. Рекомендовать к использованию чугунные втулки опорных катков на экскаваторы двух типов (ЭКГ-5 и ЭКГ-8).
3. Рекомендовать проведение дополнительных промышленных испытаний чугунных втулок в зимнее время.

Главный механик
 Механик
 Мастер
 Начальник ОТК
 Начальник участка

М.В. Заводной
 Н.П. Тыртышный
 В.П. Нестеренко
 Е.В. Рубцов
 Г.Г. Горбатиков

ПРИЛОЖЕНИЕ Г
АКТ ПРОМЫШЛЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ ЧУГУННЫХ ВТУЛОК
ОПОРНОГО КАТКА ЭКСКАВАТОРОВ ЭКГ-8 НА ПРЕДПРИЯТИИ
ООО «СОРСКИЙ ГОК»

Утверждено
 Директор
 ООО «Сорский ГОК»
 Сеначин Н.
 « 22 » 08 2012 г.



АКТ

промышленных (реальных) испытаний чугунных втулок опорного катка экскаваторов ЭКГ-8

Цель промышленных испытаний: изучение возможности замены бронзовых втулок скольжения опорных катков экскаваторов на чугун специального назначения (модифицированный антифрикционный чугун).

Комиссия в составе:

1. Главный механик - Кузьмин А.М.
2. Механик - Манжуло А.Л.
3. Начальник УК - Рейзвих М.К.

Провела визуальный осмотр, замеры и цветную дефектоскопию (не разрушаемым методом) чугунных втулок опорного катка экскаваторов ЭКГ-8 и выявила следующее:

1. Испытания проводились в летнее время, в обычных условиях (каменный карьер), на двух экскаваторах ЭКГ-8 (рег.№ 540 0328, машинист Сидельников С.Н. и рег.№ 540477, машинист Черноусов М.Н.).
2. Полный цикл испытаний составил более 1500 нормочасов (с 24 мая по 20 августа 2012 года).
3. При осмотре выявлен средний износ (0.35 мм) втулок всех опор, что полностью соответствует (не превышает) износу (0.4 мм) бронзовых (марки БрАЖ) втулок, поставляемых согласно поставочной ведомости паспорта. Трещин и сколов не наблюдается, износ носит характер наклепа
4. Средний износ стальных цапф (0.09 – 0.11мм) опор не превышает допустимых параметров.
5. Расход смазки не превышает количества утвержденных норм на ГСМ.
6. По отзывам машинистов экскаваторов особых отличий в эксплуатации нет.

Комиссия пришла к выводу:

1. Считать программу промышленных испытаний чугунных втулок опорных катков выполненной.
2. Рекомендовать к использованию чугунные втулки опорных катков на экскаваторы всех типов (ЭКГ-5 и ЭКГ-8), используемых на ГОКе

Главный механик
 Механик
 Начальник УК


 Кузьмин А.М.
 Манжуло А.Л.
 Рейзвих М.К.

ПРИЛОЖЕНИЕ Д
АКТ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИМЕНЕНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЫ НА ПРЕДПРИЯТИИ
ООО «ЦЕТРОЛИТ-С»

УТВЕРЖДАЮ
Директор ООО «Центролит-С»



В. А. Кузнецов
2015 г.

УТВЕРЖДАЮ

И. о. проректора по научной работе
Новосибирского государственного
технического университета



А. Г. Вострецов
2015 г.

АКТ
промышленного применения результатов
научно-исследовательской работы

Научно-исследовательская работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Новосибирский государственный технический университет» по заказу ООО «Центролит-С» сотрудниками кафедры «Материаловедение в машиностроении» под руководством д.т.н. профессора А.А. Батаева.

Цель работы заключалась в разработке антифрикционного материала для замены бронз, применяемых для производства литых втулок опорных катков экскаватора ЭКГ-8. Основной причиной быстрого выхода изделий из строя является износ внутренней поверхности бронзовой втулки опорных катков в процессе трения со смазкой в виду больших удельных нагрузок.

В ООО «Центролит-С» в сотрудничестве с кафедрой «Материаловедение в машиностроении» НГТУ были изготовлены отливки для оптимизации химического состава, технологии получения и термической обработки антифрикционного материала на основе чугуна, легированного медью и алюминием.

По результатам научных исследований в 2012 году были изготовлены втулки на предприятии ООО «Центролит-С». Предприятие ООО «Центролит-С» поставило втулки ООО «Сорский ГОК» и ООО ГК «Майская», для установки на опорные катки экскаватора ЭКГ-8.

В основу разработки легли результаты научных исследований, выполненных аспирантами Н.В. Степановой и А.А. Разумаковым при подготовке ими диссертационных работ.

Испытания были проведены ООО «Сорский ГОК» и ООО ГК «Майская» в полевых условиях на экскаваторах ЭКГ-8. Акты испытаний переданы на предприятие ООО «Центролит-С». Результаты проведенных производственных испытаний свидетельствуют об эффективности разработанного материала. Комиссии ООО «Сорский ГОК» и ООО ГК «Майская» рекомендуют к использованию втулки опорных катков из чугуна, легированного медью и алюминием, на экскаваторы ЭКГ-8.

Директор ООО «Центролит-С»

В.А. Кузнецов

Заведующий кафедрой «Материаловедение
в машиностроении» НГТУ, д.т.н., проф.

А.А. Батаев

ПРИЛОЖЕНИЕ Е
АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ
РАБОТЫ В УЧЕБНОМ ПРОЦЕССЕ

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной работе
Новосибирского государственного
технического университета

д-р. техн. наук, профессор

А. Г. Вострецов

2018 г.



АКТ

использования результатов диссертационной работы

Степановой Н.В. в учебном процессе

В процессе подготовки диссертационной работы Степановой Натальей Владимировной выполнен комплекс теоретических и экспериментальных исследований по проблеме повышения комплекса механических и антифрикционных свойств заэвтектоидных сталей и чугунов путем легирования медью. Результаты исследований опубликованы в отечественных и зарубежных журналах рекомендованных ВАК.

Результаты, полученные Степановой Н.В., используются в учебном процессе на механико-технологическом факультете Новосибирского государственного технического университета при подготовке бакалавров и магистров, обучающихся по направлениям «Материаловедение и технологии материалов», «Наноинженерия» и (в лекционных курсах «Общее материаловедение и технологии материалов», «Материаловедение и технологии современных материалов» и «Теория строения материалов», «Технология художественного литья», «Технология литейного производства»). Результаты, полученные при выполнении диссертационной работы, позволили модернизировать рабочую программу лекционного курса «Технология литейного производства».

Декан МТФ, к.т.н., доцент

Янпольский В.В.