

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«КАЗАНСКИЙ (ПРИВОЛЖСКИЙ) ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

УДК 621.75:669.71

На правах рукописи



БИКУЛОВ РИНАТ АБДУЛЛАЕВИЧ

**НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ ИННОВАЦИОННЫХ РЕШЕНИЙ ПОЛУЧЕНИЯ
МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Fe-C-Si и Fe-C-Al
С РЕЦИКЛИРОВАНИЕМ
ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ МАШИНОСТРОЕНИЯ**

Специальность: 05.16.09 – Материаловедение (в машиностроении)

**Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук**

Набережные Челны – 2018

Работа выполнена на кафедрах «Материалы, технологии и качество» и «Машиностроение» в Набережночелнинском институте (филиале) федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Казанский (Приволжский) федеральный университет».

Научный консультант:

Сафронов Николай Николаевич, доктор технических наук; ФГАОУ ВО «Казанский (Приволжский) федеральный университет» Набережночелнинский институт (филиал), профессор кафедры «Машиностроение»

Официальные оппоненты:

Болдырев Денис Алексеевич, доктор технических наук; ФГБОУ ВО Тольяттинский государственный университет (г. Тольятти), профессор кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

Макаренко Константин Васильевич, доктор технических наук; ФГБОУ ВО Брянский государственный технический университет (г. Брянск), профессор кафедры «Машиностроение и материаловедение»

Тен Эдис Борисович, доктор технических наук; НИТУ «Московский институт стали и сплавов» (г. Москва), профессор кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов»

Ведущая организация:

ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.Алексеева» (НГТУ)

Защита состоится: « 28 » _____ 12 _____ 2018 г. в 13.30 часов на заседании диссертационного совета Д 212.081.31 при ФГАОУ ВО «Казанский (Приволжский) федеральный университет»: 423800, РТ, г. Набережные Челны, пр. Мира, д.13А, УЛК-5, ауд.309.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Казанский (Приволжский) федеральный университет».

Ваши отзывы на автореферат в двух экземплярах с подписью, заверенные печатью организации, просим выслать по указанному адресу на имя ученого секретаря диссертационного совета: 423810, Татарстан, г. Набережные Челны, пр. Мира, 68/10, диссертационный совет Д212.081.31. Телефон: 8-960-085-04-50, mirkamri@mail.ru

Автореферат разослан « ____ » _____ 2018 г.

Учёный секретарь
диссертационного совета,
Д212.081.31., к.т.н., доцент
Мавлеев Ильдус Рифович

Актуальность проблемы. Современное развитие техники неразрывно связано с изысканием и разработкой новых материалов, обладающих наряду с высокой прочностью также и необходимыми специальными свойствами - жаростойкостью, износостойкостью, термомеханической усталостью и т.д.

Среди удачных решений в производстве материалов в 20-м столетии следует назвать разработку и внедрение в машиностроении высокопрочных чугунов (ВЧ) на основе системы Fe-C-Si. В последнее время в стране и за рубежом распространяется область применения ВЧ на основе системы Fe-C-Al. Это объясняется тем, что эти сплавы, в состав которых входит Al, обладают рядом ценных физических и эксплуатационных свойств. Однако поиски более эффективных составов на основе материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с компактной формой графита продолжаются до настоящего времени. Следует особо отметить важность многочисленных теоретических и экспериментальных работ известных ученых: Н.Н. Александрова, Н.И. Беха, Ю.Г. Бобро, И.Н. Богачева, А.М. Бочвара, В.А. Васильева, К.Н. Вдовина, К.И. Ващенко, Н.Г. Гиршовича, Б.Б. Гуляева, С.В. Давыдова, А.А. Жукова, М.А. Иоффе, Г.А. Косникова, В.М. Колокольцева, Н.Н. Рубцова, А.А. Рыжикова и многих других исследователей, в которых решены многочисленные задачи по установлению закономерностей образования глобулярного графита, применения различных модификаторов и технологических процессов получения ВЧ и производства заготовок, что явилось фундаментальной основой для расширения области применения ВЧ.

Анализ литературных источников позволяет заключить, что имеющаяся научно-техническая информация и практика широкого применения материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al при производстве наиболее ответственных деталей машиностроения, работающих при интенсивных нагрузках, повышенных температурах в контакте с агрессивными средами, в условиях абразивного износа и т.п. базируется на использовании качественных шихтовых материалов. Однако в настоящее время стабильность получения компактных форм графитовых включений снизилась из-за широкой гаммы шихтовых материалов и многообразных способов модифицирующей обработки расплавов.

В настоящее время производство машиностроительной и металлургической продукции сопровождается образованием большого количества дисперсных техногенных отходов широкой номенклатуры. Эти отходы большей частью не находят применения в производстве, вывозятся в отвалы, нанося вред окружающей среде.

Разработка новых составов материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al и физико-химических процессов их формирования с заданной структурой и свойствами в сочетании с реализацией инновационных технологий рециклирования дисперсных техногенных отходов машиностроения является актуальной проблемой с технологической, экономической и экологической точек зрения.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, в рамках Государственного задания № 9.3236.2017/4.6, Госконтракта по 220-му постановлению №14.z50.31.0023.

Цель исследования является разработка теоретических и технологических основ инновационных решений получения качественных материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с элементами рециклирования дисперсных техногенных отходов производства.

Для реализации указанной цели решались следующие **основные задачи**:

- исследовать особенности структурообразования в материалах на основе системы Fe-C-Al;
- исследовать процесс графитизации материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al при центрифугировании;
- исследовать влияние технологических параметров на процессы формирования структуры и свойств материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, приготовленных из дисперсных техногенных отходов машиностроения;
- разработать технологии приготовления расплава материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al из дисперсных железосодержащих техногенных отходов машиностроения, оборудование и технические решения для её реализации;
- разработать и обосновать составы и физико-химические процессы формирования материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al для изделий в машиностроении.

Объектом исследования являются физико-химические процессы формирования качественных материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с элементами рециклирования техногенных отходов.

Предметом исследования являются материалы на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al для заготовок машиностроения.

Методы исследования. Решение поставленных задач базируется на методах статистического анализа результатов исследований и информации о технологичности материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al на этапах изготовления заготовок; традиционных, усовершенствованных и специально разработанных новых методах контроля свойств материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, таких как металлографические, дилатометрические, рентгеноструктурного и химико-спектрального анализа, электронно-микроскопические, фрактографические, теплофизические, стандартные испытания на технологичность и механические свойства.

Научная новизна:

1. Разработан номографический метод определения заданной структуры и свойств материалов на основе системы Fe-C-Al, основанный на совместном рассмотрении термодинамической и кинетической диаграмм, который позволяет спрогнозировать состав сплава, параметры и условия обработки расплава для формирования заданной структуры и свойств материала заготовок.

2. Разработана математическая модель физико-химических, гидродинамических превращений, происходящих с элементами расплава материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al при центрифугировании. Согласно этой модели центрифугирование расплава материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al создаёт условия для сфероидизации кристаллизующего графита без модифицирующего воздействия за счёт синергетического сочетания динамического и охлаждающего эффектов.

3. Разработаны научные основы физико-химических процессов формирования материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с компактными графитовыми включениями без модифицирования расплава, синтезированного с применением дисперсных техногенных отходов, содержащих элементы в окисленном состоянии. Установлены факторы, синергетически обуславливающие компактную графитизацию:

- прямое синтезирование материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, исключаящее всякую наследственность, в том числе и негативного характера;

- формирование материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al из расплава каплеобразного состояния в высоко перегретой шлаковой фазе, создающее условия для глубокого рафинирования металла и его перегрева в надкритическое состояние ($T > 1853$ K), формирующее карбидообразующие флуктуации;

- электротоковая обработка расплава материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al;

- закалка материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al из жидкого состояния, обеспечивающая его метастабильную кристаллизацию, с последующей изотермической выдержкой при $T = 1223 \dots 1273$ K продолжительностью ~ 2 часа без претензий к содержанию поверхностно активных элементов.

4. Разработан и научно обоснован процесс структурообразования материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с получением компактного графита, базирующийся на реализации экзотермического эффекта при формировании жидкой фазы из дисперсных техногенных отходов машиностроительного производства без энергозатрат сторонних источников с регламентацией режима охлаждения, стабилизирующее распад карбидных фаз в изотермических условиях.

5. Разработан и научно обоснован функционал работоспособности для литой биметаллической пресс-оснастки из материалов на основе системы Fe-C-Al для опорного слоя. Установлено, что сопротивление термомеханической усталости (ТМУ) и износ зависят от параметров нагружения объекта с учетом исходных свойств и структуры материала. При этом кинетика развития трещин ТМУ определяется главным образом уровнем критических напряжений. При интенсивности нагружения пресс-оснастки ниже критического уровня напряжений в локальном объеме, не вызывающего образования усталостных трещин, износ определяется другими видами повреждаемости (растворение, эрозия и т.п.).

Практическая значимость и реализация работы. Проведенные исследования нашли практическое применение при разработке и внедрении технологических процессов изготовления материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al для изделий в машиностроении.

Разработана технология и создан опытно-промышленный вариант плавильного агрегата для приготовления расплава материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al из дисперсных железосодержащих техногенных отходов машиностроительного производства. Технологический процесс включает получение композитного материала в виде гранул из дисперсных отходов различного состава и синтезирование расплава в плавильном агрегате. За счет рафинированного воздействия шлаковой фазы, сочетания защитной восстановительной атмосферы и воздействия электрического поля на металлическую фазу обеспечивается получение расплава материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al требуемой структуры.

Предложена технология получения материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с компактной формой графитовых включений без использования модификаторов (защищена патентом РФ № 2487950), заключающаяся в ускоренном охлаждении расплава в металлической форме до температуры ~ 1200 K и последующей изотермической выдержке закристаллизованной заготовки при температуре $1200 \dots 1250$ K. Размер графитовых включений не превышает 60 мкм, которые равномерно распределены по сечению заготовки.

Изготовлена экспериментальная установка для контроля содержания

компонентов приготавливаемого расплава, основанная на получении атомно-эмиссионного спектра продуктов угара расплава при использовании высоковольтного факельного разряда, позволяющая вести непрерывный контроль состава металла и тем самым уменьшить угар компонентов, сократить время плавки (защищена патентом РФ № 2375687).

На базе исследований по влиянию интенсивности охлаждения форм на температурные поля и скорость направленной кристаллизации заготовок разработаны материалы и технология получения биметаллической пресс-оснастки с применением в качестве опорного слоя материала на основе системы Fe-C-Al (защищены патентом РФ №2507026) и феррито-карбидной стали (защищены патентом РФ №2487958) в качестве рабочего слоя.

Методами математического планирования экспериментов разработаны химические составы комплексно-легированных материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, предназначенных для изделий в машиностроении (защищен патентом РФ №2487187).

Разработанные материалы на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al прошли опытно-промышленную проверку и используются в ряде промышленных организаций г. Набережные Челны и г. Ижевска, что подтверждается соответствующими актами внедрения, представленными в приложении к диссертации.

Результаты работы внедрены в учебный процесс на кафедре «Материалы, технологии и качество» НЧИ КФУ в дисциплинах «Материаловедение», «Методы исследования материалов и технологии», «Материаловедение и технологии современных и перспективных материалов», «Композиционные материалы с металлической матрицей».

На защиту выносятся:

1. Закономерности структурообразования и методы расчета составляющих и свойств материалов системы Fe-C-Al.
2. Математическая модель распределения компонент смеси при центрифугировании.
3. Технология, конструктивные особенности плавильного оборудования и параметры приготовления расплава материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al из дисперсных отходов машиностроительного производства.
4. Методика контроля содержания компонентов в расплаве материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al по составу отходящих газов и методики испытаний материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al.
5. Составы и технология изготовления изделий в машиностроении из материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al.

Достоверность и обоснованность принятых решений в диссертационной работе подтверждается:

- комплексным исследованием структуры, свойств и других характеристик материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с применением стандартных и специально разработанных методов контроля и испытаний;
- корректностью выбора исходных допущений и ограничений при расчетно-экспериментальных исследованиях и обоснованиях параметров плавки, литья и контроля;
- согласованностью теоретических и экспериментальных данных, подтвержденных результатами длительного производственного опыта;

- проверкой на адекватность, достоверность и воспроизводимость математических моделей статистическими критериями Кохрена, Стьюдента и Фишера;

- повторяемостью результатов при разносторонних исследованиях с использованием поверенного и лицензионного оборудования.

Апробация работы. Основные результаты диссертационной работы обсуждались на международных, всероссийских, межвузовских конференциях и семинарах: г. Пенза (1987 г.), г. Барнаул (1988 г.), г. Набережные Челны (1988 г., 1995 г., 1996 г., 1998 г., 2010 г.), г. Запорожье (1988 г.), г. Одесса (1988 г.), г. Горький (1988 г., 1989 г.), г. Караганда (1989 г.), г. Санкт-Петербург (1996 г.), г. Тольятти (1996 г.), г. Харьков (2008 г.), г. Самара (2008 г.), г. Москва (2009 г.), г. Донецк (2010 г.), г. Казань (2013 г.), г. Набережные Челны (2017).

Материалы диссертации неоднократно докладывались и обсуждались на расширенных заседаниях кафедры «Материалы, технологии и качество» НЧИ КФУ (г. Набережные Челны), на расширенных заседаниях кафедры «Металловедение, термическая и пластическая обработка металлов» НГТУ им. Р.Е.Алексеева (г. Нижний Новгород), на расширенных заседаниях кафедры «Литейное производство и материаловедение» МГТУ им. Г.И.Носова (г. Магнитогорск), кафедры «Сварочное, литейное производство и материаловедение» ФГБОУ ВО «Пензенский государственный университет» (г. Пенза), на расширенных заседаниях кафедры «Технология металлов и материаловедение» ФГБОУ ВО «Ижевский государственный технический университет имени М.Т.Калашникова» (г. Ижевск).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 63 работы, в том числе 2 монографии, 35 научных статей, из которых 20 в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК, 5 патентов на изобретение.

Личный вклад автора. В диссертации представлены результаты, полученные автором самостоятельно, а также совместно с работниками ОАО «КАМАЗ», НЧИ КФУ, выполнявшими научные исследования под руководством диссертанта. При непосредственном участии и под его руководством проведены опытно-промышленные испытания и внедрение результатов в производство. В опубликованных статьях и монографиях вклад автора состоял в непосредственном написании и редактировании материалов, начиная от постановки задач выполнения исследований до анализа и обработки полученных результатов. Лично проведены патентные исследования, составлены заявки на изобретения и осуществлена последующая работа вплоть до получения патента.

Автор благодарен коллективу НЧИ КФУ, коллективу кафедр факультета материаловедения и высокотемпературных технологий НГТУ им. Р.Е.Алексеева за оказание помощи в работе над диссертацией.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, основных выводов, списка литературы и приложений. Основная часть диссертации изложена на 366 страницах машинописного текста, содержит 87 рисунка, 66 таблиц, библиографию из 349 наименований и приложений.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обосновывается актуальность выбранной темы, цели и задачи исследований, формулируется научная новизна и практическая значимость работы.

Первая глава посвящена анализу применяемых в мировой практике материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al: составы, свойства, технологии производства, проблемы и перспективы.

Приведен обзор публикаций и ранее выполненных исследований по рассмотренной тематике, выделены нерешенные задачи, определены цель и задачи исследования.

Требования к материалам системы Fe-C-Si и Fe-C-Al как конструкционным материалам непрерывно возрастают по мере увеличения нагрузок на детали в машинах и узлах. Кроме статической прочности, пластичности и твердости для конструирования отдельного узла или детали все большее значение приобретают такие свойства, как сопротивление усталости при динамических и знакопеременных нагрузках и износостойкость. В некоторых случаях именно сопротивление усталости и высокая износостойкость определяет выбор материала.

Изучению влияния химических элементов (C, Si, Al, Mn, P, S, Cr и др.) на структурообразование, механические свойства и процессы графитизации в материалах системы Fe-C-Si и Fe-C-Al посвящены работы выдающихся ученых Н.Н.Александрова, Ю.Г.Бобро, Н.Г.Гиршовича, А.А.Жукова, Н.И.Клочнева и др. Их исследования позволили установить закономерности формирования структурного состояния в сплавах в зависимости от химического состава, технологии плавки, модифицирования, легирования, условий кристаллизации и последующей термической обработки.

Материалы системы Fe-C-Al являются перспективным материалом для изготовления изделий, работающих в условиях повышенных механических и нестационарных термических нагрузок, высоких температур, агрессивных сред, интенсивного износа, однако объем их внедрения в производство недостаточен. В настоящее время в литературе нет достаточно простой и надежной методики расчета структуры материалов системы Fe-C-Al с компактным графитом, учитывающей как кинетические и термодинамические факторы, так и условия эксплуатации. В настоящее время отсутствует технологический процесс стабильного получения заданной формы графита в материалах системы Fe-C-Al.

Современные представления о строении жидкой фазы системы Fe-C-Si и Fe-C-Al формируются различными теориями и гипотезами. Закономерности структурообразования в материалах системы Fe-C-Si и Fe-C-Al определяются энергетическими, кристаллохимическими и диффузионными (кинетическими) факторами, которые зависят от химического состава материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, а также температурно-временных параметров обработки расплава. В силу изложенного несомненный теоретический и практический интерес представляет дальнейшее изучение закономерностей структурообразования в сплавах с целью разработки научно обоснованных технологических процессов производства материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с улучшенными свойствами для изготовления изделий различного назначения.

Высокопрочный чугун, характеризующийся сочетанием высоких технологических, физико-механических и эксплуатационных характеристик, широко применяется взамен стального литья, поковок, штамповок, ковкого и серого чугуна, обеспечивая надежность и долговечность в различных режимах эксплуатации. Эффективность производства и качество продукции непрерывно связано с проблемой полного использования возможностей, которые были заложены в материалах системы Fe-C-Si и Fe-C-Al и технологии их изготовления. В связи с этим актуально исследование влияния состава и технологических приемов с их комплексным воздействием на структуру, строение и свойства изделий.

Увеличение показателей механических свойств ВЧ, достигается с помощью

специальных видов термической обработки. Однако вопросы получения материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al еще до конца не изучены, и полностью не раскрыты потенциальные возможности этих материалов.

В промышленности также остро стоит вопрос о максимально возможной степени утилизации отходов производства машиностроительного комплекса, решение которого позволит удешевить выпускаемую продукцию и улучшить экологическую обстановку. В первую очередь это относится к железосодержащим дисперсным отходам термического и гальванического производства.

Проблема утилизации отходов производства является актуальной и для ее решения необходим новый подход к созданию, как технологии приготовления расплава, так и к созданию специализированного плавильного агрегата.

Анализ эксплуатации пресс-оснастки (литейные формы, кокили, штампы для твердо-жидкой штамповки т.д.) показывает, что их работа характеризуется высокими параметрами циклического температурно-силового нагружения инструмента и сопровождается активным взаимодействием инструментальных материалов с поверхностно-активными средствами. Исследованиями установлены некоторые специфические причины низкой работоспособности штампов для твердо-жидкой штамповки, обусловленные главным образом физико-химической активностью, природой применяемых материалов и др. Установление закономерностей влияния многочисленных факторов (даже без учета их взаимообусловленности) на работоспособность штампов для твердожидкой штамповки представляет весьма сложную научно-техническую проблему. Ее многоплановость при современном состоянии вопроса затрудняет формулирование даже основных требований к применяемым материалам, конструкции, технологии изготовления и эксплуатации штампов. Задача может быть существенно упрощена при переходе к предметному анализу влияния специально сгруппированных факторов на работоспособность формообразующего инструмента, главными из которых является тепловое и внешнее силовое воздействие.

Анализируя литературные сведения, можно заключить, что разработка составов ВЧ из материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al для конкретных изделий представляет сложную научно-техническую проблему. В этой связи разработка научно обоснованных рекомендаций по применению ВЧ и усовершенствованию технологии их изготовления для широкой номенклатуры изделий является одной из главных задач работы.

Вторая глава посвящена теоретическому и методологическому обоснованию структуры, состава и технологии производства материалов системы Fe-C-Al в машиностроении.

Рассмотрены теоретические методы расчета структуры и свойств материалов системы Fe-C-Al.

Известно, что структура материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al в литом состоянии определяется двумя факторами: термодинамической активностью компонентов в расплаве и кристаллизующихся фазах, а также скоростью охлаждения отливки, контролирующей диффузионные процессы в затвердевающей заготовке.

Имея возможность аналитически рассчитать кривую графитизации материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с учетом термодинамических факторов, можно с определенной точностью прогнозировать структуру литых сплавов и управлять ею путем комплексного легирования.

За меру склонности сплавов Fe-C-Al и Fe-C-Si к графитизации принята вели-

чина углеродного потенциала π_{Ck} :

$$\pi_{Ck} = RT \ln a_{Ck}, \quad (1)$$

где $a_{Ck} = \gamma_C N_C$ - активность углерода в сплаве; $R = 8,314$ Дж/(моль·К) - универсальная газовая постоянная; T - температура, К.

В основном для расчета активностей, присутствующих в материалах системы Fe-C-Si и Fe-C-Al компонентов, применяют усовершенствованный нами метод Вагнера, основанный на разложении избыточной свободной энергии в ряд Тейлора:

$$\ln \gamma_i = \ln \gamma_i^\infty + \sum_{j=2}^n E_i^j N_j + \sum_{j=2}^n P_i^j N_j^2 + \sum_{j=2}^n \sum_{k=2}^n P_i^{j,k} N_j N_k + \dots, \quad (2)$$

где γ_i - коэффициент активности компонента i в растворе; γ_i^∞ - то же, в бесконечно разбавленном растворе (БРР); E_i^j - параметр взаимодействия (ПВ) первого порядка для раствора; P_i^j , $P_i^{j,k}$ - ПВ второго порядка для раствора; N_j , N_k - атомные доли компонентов.

ПВ E_i^j и P_i^j , ($P_i^{j,k}$), в отличие от ПВ Вагнера ε_i^j , и ρ_i^j , ($\rho_i^{j,k}$), в зависимости от степени насыщения раствора каким-либо компонентом определяются по уравнению:

$$E_i^j = f(T, S_H^i) = \varphi(T) \cdot \omega(S_H^i), \quad (3)$$

где S_H^i - степень насыщения расплава компонентом i .

На основании изложенного разработана программа расчета активности углерода a_C и углеродного потенциала π_{Ck} для систем Fe-C-Al, Fe-C-Si, Fe-C-Mn, Fe-C-Cr, Fe-C-Cu, Fe-C-S, Fe-C-P. Результаты расчета величины углеродного потенциала π_{Ck} в зависимости от процентного содержания компонентов для систем Fe-C-Al, Fe-C-Si, Fe-C-Mn, Fe-C-Cr, Fe-C-S, Fe-C-P представлены на рисунке 1.

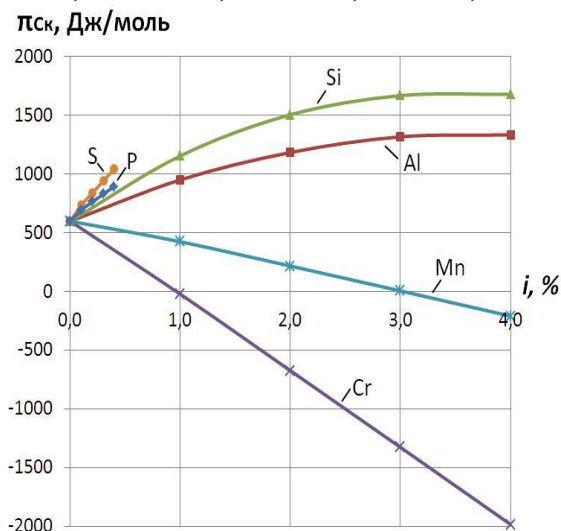


Рисунок 1 - Изменение углеродного потенциала π_{Ck} в системах Fe-C- i (i - Si; Al; Mn; Cr; S; P)

Анализ литературных данных позволил установить структуру для материалов системы Fe-C-Al соответствующего назначения и наличие в них той или иной структурной составляющей. По приведенному выше алгоритму, произведен расчет углеродного потенциала π_{Ck} , который для различных видов изделий для материалов системы Fe-C-Al имеет следующие значения: 0,9...1,2 кДж/моль для коррозионностойких; 0,6...0,85 кДж/моль для жаростойких; 1,1...2,2 кДж/моль для износостойких; 1,5...3,5 кДж/моль для заготовок без отбела; 1,2...2,5 кДж/моль для термостойких заготовок. На основании расчетов построена термодинамическая часть номограммы, связывающая процентное содержание компонен-

тов в материалов системы Fe-C-Al с углеродным потенциалом π_{Ck} и областью наилучшего применения материалов системы Fe-C-Al. На основании этой части номограммы можно подобрать такой состав материалов системы Fe-C-Al, который обеспечивал бы заданный комплекс механических и специальных свойств, т.е. требуемое качество материалов системы Fe-C-Al, учитывающее необходимость в структурных составляющих и возможность их стабилизации при дополнительном легировании. Корректировка углеродного потенциала производится путем добавки

соответствующего количества графитизирующего или карбидостабилизирующего элемента, расчет которого осуществляют исходя из аддитивности величины π_{Ck} .

Построение кинетической части диаграммы основано на известных уравнениях теории формирования заготовки. В основу расчета положено определение скорости затвердевания плоской заготовки и продолжительности затвердевания. Зная массу и толщину стенки заготовки, можно рассчитать линейную скорость затвердевания для форм с различной величиной b_{ϕ} при разной температуре заливки. На рисунке 2 представлены результаты расчета линейной скорости затвердевания материалов системы Fe-C-Al, имеющих массу $G_0 = 10...100$ кг и толщину $S_0 = 0,005...0,045$ м. Результаты получены при $b_{\phi}=1377$ Вт*с/(м²·К) (типовая формовочная смесь для материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al); $T_{\phi}=293$ К; $\rho_1=6850$ кг/м³; $\rho_3=7000$ кг/м³; $c_1=838$ Дж/(кг·К); $L_E=215000$ Дж/кг; $T_E=1420$ К; $T_{зал}=1673$ К.

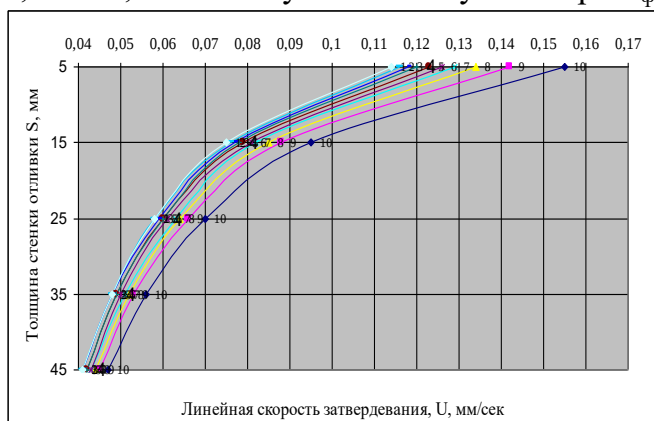


Рисунок 2 - Линейная скорость затвердевания U в зависимости от толщины стенки S плоской заготовки: 1 – 100 кг; 2 – 90 кг; 3 – 80 кг; 4 – 70 кг; 5 – 60 кг; 6 – 50 кг; 7 – 40 кг; 8 – 30 кг; 9 – 20 кг; 10 – 10 кг

установлено, что прочность материалов системы Fe-C-Al при растяжении σ_B зависит от содержания в них C и Al. Аппроксимация полиномом по методу наименьших квадратов позволили найти математическую зависимость $\sigma_B=f(Al)$ при различных $C_{общ}=const$ (рисунок 4).

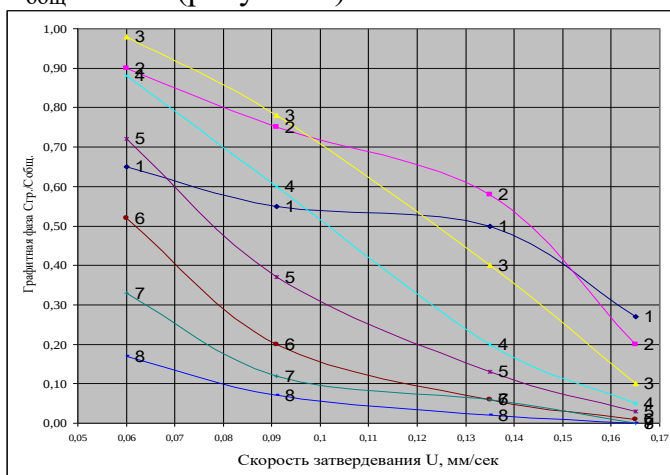


Рисунок 3 - Влияние скорости затвердевания U на графитную фазу $C_{граф}/C_{общ}$ в материалах системы Fe-C-Al: 1 – 1% Al; 2 – 2% Al; 3 – 3% Al; 4 – 4% Al; 5 – 5% Al; 6 – 6% Al; 7 – 7% Al; 8 – 8% Al

ная смесь для материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al); $T_{\phi}=293$ К; $\rho_1=6850$ кг/м³; $\rho_3=7000$ кг/м³; $c_1=838$ Дж/(кг·К); $L_E=215000$ Дж/кг; $T_E=1420$ К; $T_{зал}=1673$ К.

На основании рентгеноструктурного и металлографического анализов была установлена количественная зависимость между графитной фазой и скоростью затвердевания материалов системы Fe-C-Al первой графитной структурной области. На рисунке 3 приведены результаты исследования. На основе анализа литературных данных и обширного экспериментального материала,

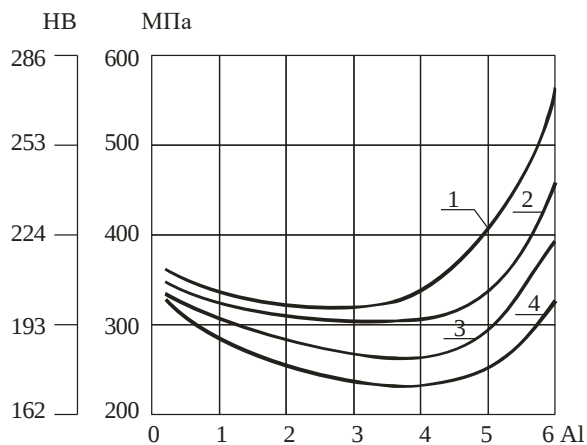


Рисунок 4 - Влияние Al на предел прочности σ_B и твердость HB в зависимости от содержания C в материалах системы Fe-C-Al: 1 – 2,5% C; 2 – 3% C; 3 – 3,5% C; 4 – 4% C

На рисунке 5 показан пример использования номограммы для изготовления ко-

кильной оснастки из термостойкого материала системы Fe-C-Al, имеющего среднюю толщину стенки заготовки 25 мм и массу 80 кг.

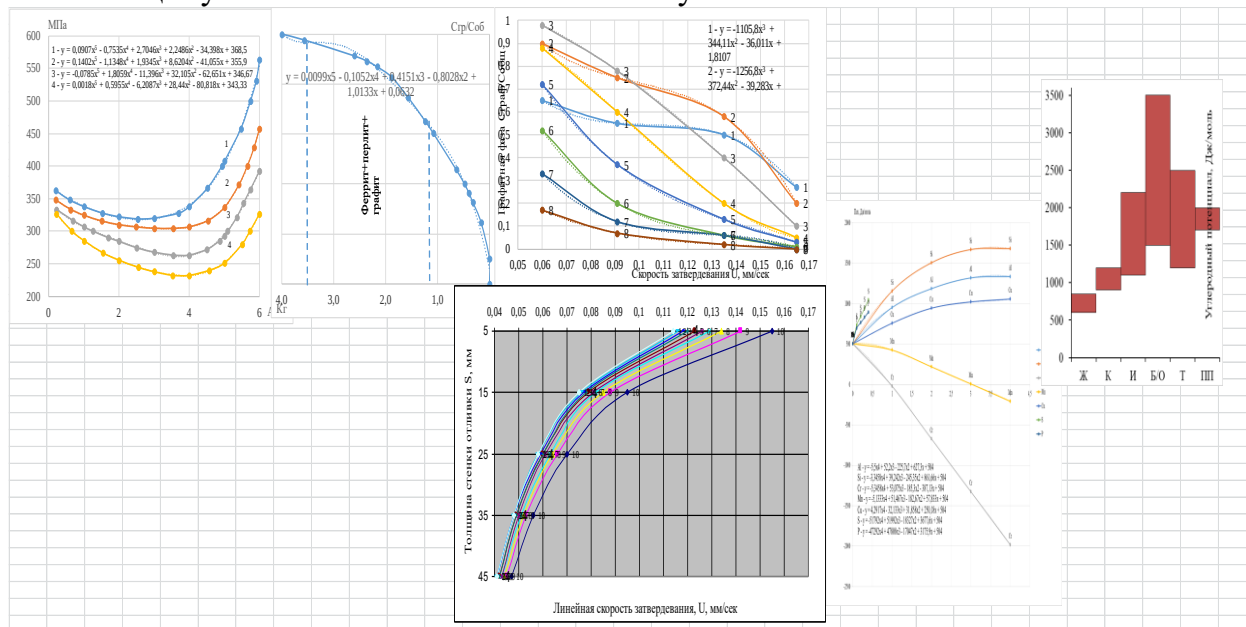


Рисунок 5 - Номограмма расчета структуры и свойств материалов системы Fe-C-Al

Предложена математическая модель распределения компонент смеси при центрифугировании. Процесс транспорта вещества в центрифуге описывается уравнением О. Ламма. В частном случае при распределении компонент смеси в тигле параболической формы можно определить радиусы и высоты компонент из уравнений:

$$r_{k+1} = \sqrt{\frac{2V_k}{\pi H_0} + r_k^2}, \quad H_* = 1 / \left[\frac{1}{H_0} - \frac{\pi}{2V_k} (R_0^2 - r_r^2) \right], \quad (4)$$

где r_k – радиус вращения компоненты k , м; H_* – высота слоя компоненты k , м.

В третьей главе рассматриваются технологические особенности приготовления расплава для изделий из чёрных металлов с использованием дисперсных отходов машиностроения, а также анализ влияния этих особенностей на структурообразование в расплавах. С этой целью была разработана принципиальная схема технологического процесса рециклирования дисперсных железосодержащих отходов машиностроительного комплекса и изготовлен опытно-промышленный вариант плавильного агрегата (рисунок 6).

Исходными материалами для приготовления расплава являлись дисперсные отходы производства, содержащие Fe и другие элементы, как в окисленном состоянии, так и в восстановленном состоянии. Данная схема рециклирования в конечном итоге предусматривает получение расплава для заготовок путем синтеза его из необходимых элементов, присутствующих в дисперсных отходах.

Начальной стадией технологического процесса рециклирования дисперсных отходов является формирование композитных гранул таким образом, чтобы их качественный и количественный состав обуславливал получение на заключительном этапе жидких продуктов плавки с заданными характеристиками. Далее композитный материал попадает в плавильный агрегат, состоящий из противоточного реактора и плавильной ванны, в которых протекают следующие физико-химические превращения: нагрев материала до температур порядка

1073...1273 К, металлизация окисленных элементов, плавление с образованием двух жидких фаз (шлаковой и металлической) и их перегрев.

Особенность синтеза литейного сплава по предлагаемой технологии заключается в том, что он производится за счет восстановленных в плавильной установке элементов из двух агрегатных состояний композитного материала: твердом и жидком. Твердофазная цементирующая металлизация осуществляется в противотоке композитного материала и восстановительного газа. На этой стадии в металлическое состояние переходят такие элементы, как Fe, Ni, Mo, Cu, C. В плавильной ванне установки происходит жидкофазная металлизация, таких элементов, как Si, Mn, W, V, Al, Mg и

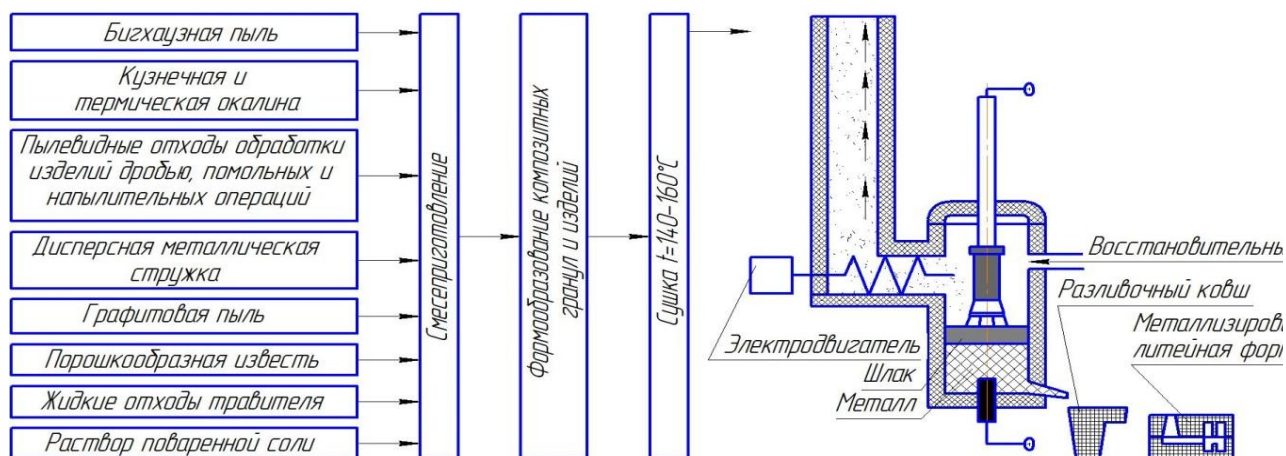


Рисунок 6 - Технологическая схема утилизации дисперсных железосодержащих отходов машиностроительного комплекса в специализированных процессах литейного производства материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al перегрев жидких продуктов плавки.

Был проведен анализ условий металлизации основы чёрных сплавов – Fe и основной примеси материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al – кремнием. Организация технологического процесса в опытно-промышленной установке позволяет металлизировать Fe с максимально возможной степенью использования химической энергии углерода благодаря двухстадийности этого процесса. Условия плавильной ванны установки обуславливают термодинамические предпосылки перехода Si из шлаковой фазы в металлическую. Степень реализации этого процесса определяется рядом технологических параметров: состав гранульной композиции, влияющей на основность шлаковой фазы; количество гранульной композиции относительно к выплавляемому материалу системы Fe-C-Si и Fe-C-Al; температура жидких фаз; скоростной режим процесса плавки; количество и дисперсность боя графитовых электродов, определяющих величину поверхности раздела фаз C - расплав. Отмеченные выше факторы являются рычагами в регулировании количества Si в материалах системы Fe-C-Si и Fe-C-Al.

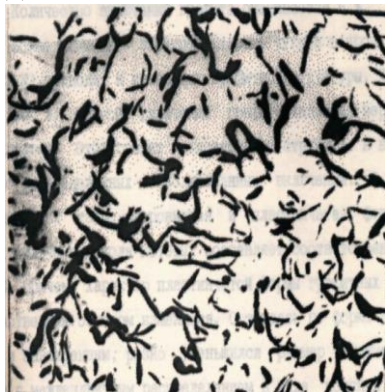
Разработанный специализированный плавильный агрегат наряду с тем, что позволяет рециклировать дисперсные железосодержащие отходы машиностроительного комплекса, обладает и другой положительной особенностью, заключающейся в получении качественных материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al. Последнее основывается на том, что выплавляемый металл из-за наличия в агрегате во всех его фазах восстановительного потенциала и чистоты гранульных композиций относительно поверхностно-активных веществ (S, P) содержит их в малых количествах (не более 0,02 %). Характерно, что получение глубоко

рафинированных материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al не требует проведения металлургических операций, связанных с наведением высокоосновных шлаков и обработкой ими расплавленного металла. Кроме того, в процессе плавки через жидкую металлическую фазу протекает электрический ток. Это обстоятельство положительно влияет на формирование структуры металлической матрицы и графитных включений.

Материалы системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, выплавленные в специализированном плавильном агрегате, обладают склонностью к компактной графитизации, ввиду соответствия условий плавки тем, которые необходимы для удовлетворения термодинамического критерия выше названной графитизации в виде химического потенциала C в упорядочениях карбидного типа. В обсуждаемом плавильном агрегате созданы условия для проявления синергетического эффекта температурной, термовременной, шлаковой, электродуговой и электротоковой обработок, воздействующих на склонность расплава материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al к образованию компактных форм графита при кристаллизации в условиях, обеспечивающих достаточную степень переохлаждения. Материалы системы Fe-C-Si и Fe-C-Al формируются в высоко перегретой шлаковой фазе из элементов, полученных путем их металлизации из окисленного состояния. Поэтому отсутствует проблема влияния «плохой» наследственности шихты. Процесс формирования жидкой металлической фазы происходит «дождевым» способом, то есть из падающих в шлаковую фазу гранул. При этом благодаря развитой поверхности между каплеобразным состоянием материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al и шлаковой фазой создаются условия для глубокого рафинирования металла. Последнее обстоятельство усиливается также действием электрокапиллярного эффекта, возникающего благодаря прохождению постоянного электрического тока через жидкие фазы плавильной ванны специализированного электротермического агрегата и приводящего к качественному распределению гранульных композиций между жидкими фазами (металлической и шлаковой) за счет ассимиляции в шлаке неметаллических составляющих и осаждения металлических в донную фазу. Перегрев жидких фаз в плавильной ванне таков, что он перекрывает все пороговые температурные эффекты расплава металла, обусловленные процессами, происходящими на микро- и субмикроуровнях. Эффект шлаковой обработки усиливается действием электрической дуги в особенности при использовании как это предусмотрено в предлагаемом нами агрегате постоянного тока.

Исследования микроструктуры материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, синтезированного прямым путем из дисперсных железосодержащих отходов в специализированном электротермическом плавильном агрегате без применения модифицирующей обработки, показали, что преобладающей ($\approx 60\%$) формой включений графита является вермикулярная извилистая. Этот графит представлен в структуре в виде равномерно распределенных и изолированных включений. В структуре наблюдается также шаровидная и пластинчатая форма графитных включений, доля которых составляет соответственно ≈ 15 и 25% . Причем характер пластинчатой формы графитных включений существенным образом изменился. Оставаясь по форме прямолинейным и завихренным, резко уменьшился размер включений (< 15 мкм) с междендритным распределением в виде колоний и точек. Шаровидный графит имеет правильную форму с диаметром равномерно распределенных включений $15...30$ мкм. Кроме того, имеются в структуре и скопления мелких включений. Наблюдались также изменения в перлитной

металлической основе в сторону увеличения ее дисперсности, характеризующейся значениями расстояния между пластинами цементита $0,7...1$ мкм (рисунок 7). В соответствии с этим твердость материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al повышалась до 215 HB.



а



б

Рисунок 7 - Микроструктура материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, полученных в специализированном плавильном агрегате из дисперсных железосодержащих отходов при перегреве жидкого металла до 1773K(а) и 1873 K (б). Шлиф не травлен: а – $\times 100$; б - $\times 100$

Представлены результаты сравнительного анализа свойств заготовок из расплавов, приготовленных прямым синтезированием на основе дисперсных отходов машиностроения и традиционной принятой в ПАО «КАМАЗ» технологией.

Аналізу подвергались заготовки масло-съемного и компрессион-

ного поршневых колец, седла клапана и вставки штампа для получения поковки - вилки карданного вала автомобиля «КАМАЗ» (сталь 3Х5МФНСЛ). Заготовки, изготовленные по традиционной технологии, как минимум идентичны по всему комплексу свойств по сравнению с заготовками, изготовленными по технологии прямого синтезирования, а в ряде случаев некоторые свойства выше.

Глава 4 посвящена методикам исследования структуры и свойств материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, предназначенных для изделий в машиностроении.

Предложена методика непрерывного контроля химических элементов в процессе плавки сплава с помощью спектроанализатора отходящих газовых потоков. Для осуществления спектрального анализа отходящих газов разработан спектроанализатор опытно-промышленного образца с двухпараметрическим контролем, достаточным для управления плавкой по спектроаналитическому сигналу, получаемому от одного представителя уносимых компонентов.

В спектроанализаторе использован метод синтезирования газовых потоков заданного состава, вводимых в контролируемые потоки для количественной оценки их химического состава. Синтезирование реализуется путем испарения соответствующих стандартных образцов, аттестованных по химическому составу.

Предложенный метод определения физико-химических параметров металлургического процесса в реальном времени его хода, основанный на спектроаналитических данных, позволяет:

- корректировать состав сплава в процессе его приготовления до шихтовкой требуемых компонентов;
- контролировать температуру жидкого металла в электродуговых печах с графитовыми электродами, как в период плавки, так и в период простоя печи.

Предложена методика испытания специальных характеристик материалов для литой пресс-оснастки.

При разработке методики испытаний материалов на термомеханическую усталость (ТМУ) решались следующие задачи:

- установление основных причин разрушения штампов «Автофордж»;
- расчетно-экспериментальное определение параметров нагружения штампов (напряженное состояние, температурно-силовой режим нагружения и другие воздействия).

Методика оценки сопротивления ТМУ и износа основана на установлении зависимости функционала работоспособности P_x пресс-оснастки и параметров нагружения объекта с учетом исходных свойств и структуры материала:

$$P_x = f(P_n, P_k) = f(P_n, const) = f(K_{IC}, G_{IC}, l_3, gradT, \omega, T_n, \tau, const), \quad (5)$$

где P_n – параметры нагружающего комплекса (температурное, силовое и др.); P_k – параметры качества материалов, зависящие от химического состава, структуры, технологии изготовления; K_{IC} – критическое напряжение у вершины трещины критической величины; G_{IC} – энергия, затрачиваемая на развитие трещин критической длины; l_3 – размер опасной зоны (зоны повреждения металла); $gradT$ – градиент температуры от поверхности инструмента и вглубь в пределах опасной зоны повреждения металла; T_n – температура поверхности инструмента (образца); ω – скорость перемещения расплава по поверхности инструментального материала; τ – время контактирования инструмента материала с расплавом.

Эксперимент выполнен применительно к оценке надежности материалов пресс-форм литья под давлением алюминиевых сплавов на специально сконструированной установке. Испытывался ВЧ на ТМУ и растворимость в расплаве АЛ-2.

В качестве параметров минимизации P_x при симплексном ранжировании факторов P_n выбраны два критерия надежности, которые имеют размерность длины и определяют величину трещин ТМУ (H_{CP} , мм) и изменение размеров образца за счет растворения ВЧ в сплаве АЛ-2 (Δh , мм) на закрепленной базе циклирования, равной 8700 циклов. Указанная база циклирования выбрана на основе статистических данных по работоспособности наиболее нагруженных элементов пресс-форм АЛПД (литниковые втулки, рассекатели, оформляющие вставки и т.д.).

Основные уровни факторов и интервалы их варьирования, симплекс – план, результаты опытов приведены в таблице 1 и 2.

Таблица 1 – Уровни факторов

Факторы	K_{IC} , МН/м	l_3 , м	$gradT$, К/м	T_n , К	ω , м/с	τ , с
Код	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6
Основной уровень	1000	0,0012	$170 \cdot 10^3$	943	24	6
Интервалы варьирования	500	0,006	$170 \cdot 10^3$	30	24	3
-1	500	0,006	0	913	0	3
1	1500	0,018	$340 \cdot 10^3$	973	48	9

Таблица 2 – Симплекс-план

№ опыта	Код						Результаты опыта	
	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	H_{CP} , мм	Δh , мм
1	-1	-1	0,65	-0,59	1	0,14	0,27	0,095
2	-1	0,65	-0,59	1	0,14	-1	0,16	0,618
3	0,65	-0,59	1	0,14	-1	-1	0,33	0,268
4	-0,59	1	0,14	-1	-1	0,65	0,18	0,045
5	1	0,14	-1	-1	0,65	-0,59	0,35	0,240
6	0,14	-1	-1	0,65	-0,59	1	0,47	0,750
7	0,80	0,80	0,80	0,80	0,80	0,80	0,96	0,830

Размер трещин ТМУ определялся по фрактографии излома (в случае разрушения образца) и металлографически на боковой поверхности образцов на шлифах,

изготовленных путем разрезания образцов вдоль продольной оси. Растворимость оценивалась по изменению размера образца по высоте (Δh , мм).

Уравнение регрессии для P_X , по критерию развития усталостных трещин ($H_{ср}$, мм) представляется следующей функцией:

$$P_{H_{ср}} = 0,393 + 0,186X_1 + 0,025X_2 + 0,07X_3 + 0,104X_4 + 0,091X_5 + 0,122X_6, \text{ мм} \quad (6)$$

Результаты ранжирования показали, что кинетика развития трещин ТМУ определяется главным образом уровнем критических напряжений. Очевидно, что при интенсивности нагружения пресс-оснастки ниже критического уровня напряжений в локальном объеме, усталостные трещины не возникают и износ определяется другими видами повреждаемости (растворение, эрозия и т.п.).

Результаты исследования влияния Π_H на растворимость ВЧ в расплаве АЛ-2 представлены в виде следующего уравнения регрессии:

$$P_{\Delta h} = 0,407 + 0,063X_1 + 0,020X_2 + 0,004X_3 + 0,219X_4 + 0,033X_5 + 0,0607X_6, \text{ мм} \quad (7)$$

Как видно из уравнения (7) коэффициенты в уравнении регрессии для факторов X_2 и X_3 не являются значимыми. Следовательно, размер зоны исследования и градиент температур по высоте образца не оказывает влияние на растворимость высокопрочного материала системы Fe-C-Al в расплаве АЛ2.

Предложены методы определения свойств материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al.

Испытания на износостойкость материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, проводились на специально сконструированной установке. Исследовались 16 групп различных образцов. При выборе состава материалов системы Fe-C-Al принимались во внимание экономические, технологические соображения, а также термодинамические и кинетические параметры структуры. Химический состав исследуемых материалов системы Fe-C-Al изменялся в следующих пределах: C – 2,5...3,5%; Al – 3,0...9,0%; Si – 0,5...0,8%; S – 0,01...0,03%; P – 0,08...0,1 %. Материалы системы Fe-C-Al легировались Cr, Mn, Mg, Ce.

Относительная износостойкость $K_{и}$ определялась по формуле:

$$K_{и} = \Delta P_O / \Delta P_{обр}, \quad (8)$$

где ΔP_O – уменьшение массы эталона (пруток стали 20) при трении об абразив, г/час; $\Delta P_{обр}$ – уменьшение массы испытуемого образца, г/час. Для определения рационального химического состава использовали полный факторный эксперимент 2^4 с равномерным дублированием опытов. Результаты сравнительной износостойкости представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Сравнительная износостойкость материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al

№ спл.	$K_{и}$	№ спл.	$K_{и}$	№ спл.	$K_{и}$	№ спл.	$K_{и}$	№ спл.	$K_{и}$	№ спл.	$K_{и}$	№ спл.	$K_{и}$	№ спл.	$K_{и}$
1	3,4	3	4,7	5	3,06	7	4,3	9	1,78	11	2,2	13	1,7	15	2,04
2	3,1	4	4,1	6	2,9	8	3,7	10	1,9	12	2,3	14	1,8	16	2,1

Определение термостойкости осуществляли методом вихревых токов, на специально сконструированной установке. За величину термостойкости принимали количество термоциклов до увеличения выходного сигнала в e -раз ($\approx 2,7$). Результаты экспериментов по термостойкости приведены в таблице 4. За величину термостойкости (показатель качества) принимаем:

$$PK = (N_{max} - N_{min}) / N_{ср}, \quad (9)$$

Материалы системы Fe-C-Si серии ВЭ (эталонный) – чугун марки СЧ 20,

Таблица 4 – Сравнительная термостойкость материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al

Серия	$\bar{N}_{cp}$	N_{max} цикл.	N_{min} цикл.	$\sum_{i=1}^n (N_i - \bar{N})^2$	S^2	S	ПК
ВЭ	24	27	21	72	9	3	0,25
АП	52	63	41	968	121	11	0,42
АШК	69	76	62	392	49	7	0,21

кузнечная окалина, бигхаузная пыль, отходы Fe при очистке заготовок дробью и травитель медных плат на основе $FeCl_3$. Материалы на основе системы Fe-C-Al серии АШК - плавил аналогично материалам серии АП, но перед разливкой в формы модифицировали 0,3 мас.% лигатурой Cu-Mg-Ce-Sr в ковше, при перегреве металла 1700 К.

За основу методики сравнительной оценки жаростойкости принят весовой метод (по увеличению массы образца), регламентированный ГОСТ 6130-71. Результаты 24-х дневных испытаний образцов на жаростойкость приведены в таблице 5.

Таблица 5 – Жаростойкость материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al

Серия	N_{cp} г/м ² ч	$N_{max, \Gamma}$ г/м ² ч	$N_{min, \Gamma}$ г/м ² ч	$\sum_{i=1}^n (N_i - \bar{N})^2$	S^2	S	ПК
ВЭ	38,21	42,14	34,2	123,55	15,4	3,93	0,20
АП	28,96	34,24	25,6	86,06	10,7	3,28	0,22
АШК	15,91	17,11	14,7	11,56	1,44	1,20	0,15

Экспериментальное определение активности углерода осуществляли методом ЭДС в специально сконструированной установке. Определение активности по данному методу основано на создании концентрационного гальванического элемента. ЭДС необходимо определять компенсационным способом. Химический состав образцов приведен в таблице 6 (* - средние значения результатов шести экспериментов). Рассматриваемый пример касается определения ПВ E_C^C и E_{Al}^{Al} . Результаты эксперимента приведены в таблице 7 (* - средние значения результатов шести экспериментов). По результатам эксперимента видно, что изменение значения ПВ E_C^C при переходе от БРР к НР практически остается постоянными.

Рентгеноструктурные исследования образцов проведены на дифрактометрах ДРОН-4-7 с применением монохроматизированного CoK_{α} -излучения. Регистрация дифракционных картин произведена методом «счета по точкам» в автоматическом режиме с использованием компьютера. Математическая обработка дифрактограмм, качественный и количественные анализы, определение параметра кристаллической решетки проведены с помощью программных средств на ЭВМ с использованием большого банка данных, а также справочной литературы. Рентгеноструктурному анализу подвергнуты заготовки разного химического состава, полученные при разных скоростях охлаждения: в печи и в керамической лодочке на воздухе.

Элементный состав образцов представлен в таблице 8. Результаты рентгенофазового анализа образцов Fe-Al-C, охлажденных в керамической лодочке на воздухе приведены в таблице 9.

Проведено исследование структуры и свойств ВЧ после центрифугирования расплава. Исследование выполнено на заготовках в виде усеченного параболоида

выплавляли в вагранке с кислой футеровкой производительностью 0,7 кг/с. Материалы системы Fe-C-Al серии АП-плавил в специализированном плавильном агрегате. В шихте по указанной технологии использовали следующие материалы:

В работе исследовали образцы, изготовленные из аналогичных марок, что и для исследования термостойкости. За показатель качества принимаем величину ПК (9)

Таблица 6* - Химический состав образцов

№ об.	Химический состав образцов, %			
	до эксперим.		после эксперим.	
	C	Al	C	Al
1	4,3	-	4,27	-
2	4,3	1,05	4,26	0,97
3	4,3	1,9	4,24	1,86
4	4,3	3,0	4,26	2,93
5	0,59	-	0,55	-
6	2,69	-	2,63	-

Таблица 8 - Химический состав образцов

№ образца	Химический состав образцов, %			
	До эксперимента		После эксперимента	
	C	Al	C	Al
1	4,4	10	2,36	9,1
2	4,4	3	2,34	2,56
3	4,4	5	4,05	4,67
4	4,4	7	3,87	6,48
5	4,4	12	2,04	10,97

Таблица 7 - * Результаты экспериментального определения ПВ

№об	N_C	N_{Al}	a_C	ε_C^C	ε_{Al}^C	T, K
1	0,173	—	0,607	10,53	—	1873
2	0,1717	0,0186	0,623	10,81	2,79	1873
3	0,1703	0,0335	0,634	11,07	2,78	1873
4	0,168	0,0523	0,644	11,38	2,77	1873
5	0,0269	—	0,020	9,65	—	1873
6	0,1143	—	0,215	10,51	—	1873

Таблица 9 - Результаты рентгенофазового анализа образцов Fe-Al-C

№ образца	содержание Al в образцах, в % масс.	содержание фаз, в % масс.				
		графит	Fe_3C	α -фаза	γ -фаза	γ' -фаза
2	3	-	30	25	45	-
3	5	2	-	50	40	8
4	7	-	-	35	50	15
1	10	-	-	40	25	35
5	12	-	-	50	-	50

вращения на специально сконструированной установке. При выбранных испытаниях центрифугированию подвергался синтетический материал системы Fe-C-Si, следующего состава: C – 3,8...4,1 %, Si – 2,6...2,3 %, Mn < 0,4%, Cr < 0,1 %, P < 0,06 % , S < 0,015 %. Для приготовления микрошлифов заготовка разрезалась симметрично по оси вращения на две части. Микроструктура изучалась параллельно оси по всей высоте заготовки через равные промежутки в характерных зонах: у поверхности, срединной и внутренней частях отливок (три зоны А, Б, В – рисунок 8).

При выбранных режимах центрифугирования продолжительность составляла 2400 с; скорость вращения 200 об/мин; температура расплава 1873 К. Результаты исследования микроструктуры материалов системы Fe-C-Si после центрифугирования свидетельствуют о сложном характере процессов, протекающих по высоте слитка. Установленные характерные особенности структурообразования обусловлены закономерностями массопереноса и кристаллизации материалов системы Fe-C-Si при центрифугировании. Результаты моделирования этих процессов хорошо согласуются с исследованиями микроструктуры и химического состава по ширине слитка после центрифугирования. Микроструктура слитка после центрифугирования в течение 2400 с и последующей кристаллизации в печи и на воздухе представлена на рисунках 9 и 10. Полученные результаты исследования микроструктуры и химического состава материалов системы Fe-C-Si при центрифугировании в различных условиях плавления и кристаллизации слитков позволяют дополнить имеющиеся представления о причинах и механизмах структурообразования в материалах системы Fe-C-Si.

В частности установлено, при нагреве расплава и перераспределении приме-

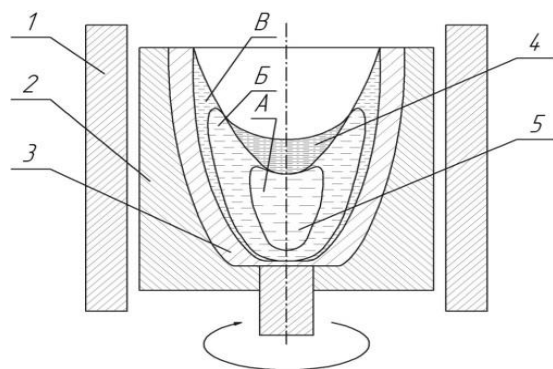


Рисунок 8 – Схема экспериментальной ячейки: 1- Печь; 2 – графитовая подставка; 3 – алундовый тигель; 4 – шлак; 5 - расплавленный материал системы Fe-C-Si; А, Б, В – зоны исследования микроструктуры

сей в процессе центрифугирования возможен механизм образования компактных упорядоченных зон с псевдокарбидной метастабильной стехиометрией. Образование компактного графита из них в этом случае возможно за счёт режима переохлаждения расплава. Таким образом, можно заключить, что термодинамический потенциал компактной графитизации может быть создан искусственным путём не только за счёт введения модификаторов, но и за счёт перераспределения примесей.

Металлографические исследования структурного состояния железоуглеродис-



Рисунок 9 – Микроструктура после центрифугирования при охлаждении с печью: А, Б, В – зоны исследования микроструктуры

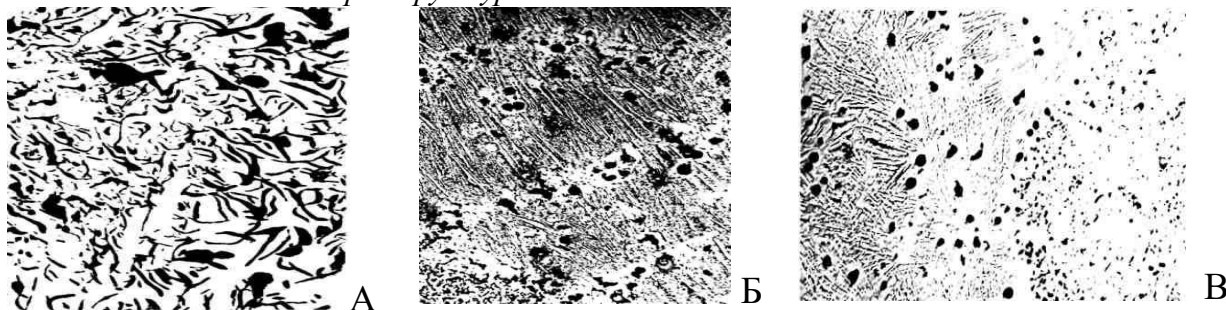


Рисунок 10 – Микроструктура после центрифугирования и охлаждения на воздухе: А, Б, В – зоны исследования микроструктуры

тых сплавов проводили на микроскопах «Неофот-32» и «Эпитин-2» (Германия) при увеличении от $\times 100$ до $\times 1000$. В качестве травителя использовали 4% раствор HNO_3 в спирте. Оценку состояния графитовых включений в материалах системы Fe-C-Si и Fe-C-Al проводили по ГОСТ 3443-87. На рисунках 11...17 показаны результаты металлографических исследований.

Пятая глава в диссертации посвящена разработке составов материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, обоснованию технических и технологических решений при их производстве для изделий целевого назначения биметаллических штампов горячего деформирования, тяжело нагруженных деталей двигателя, гильз буровых насосов, тиглей раздаточных печей, пресс-оснастки литейного, термического и очистного оборудования.

Предложены составы и технология производства аустенитно-бейнитных материалов системы Fe-C-Si с шаровидным графитом (АБЧШГ).

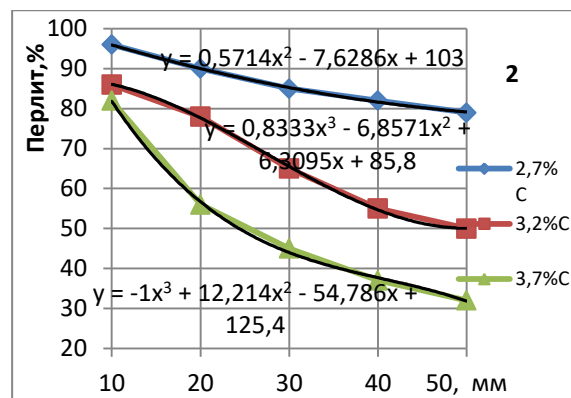
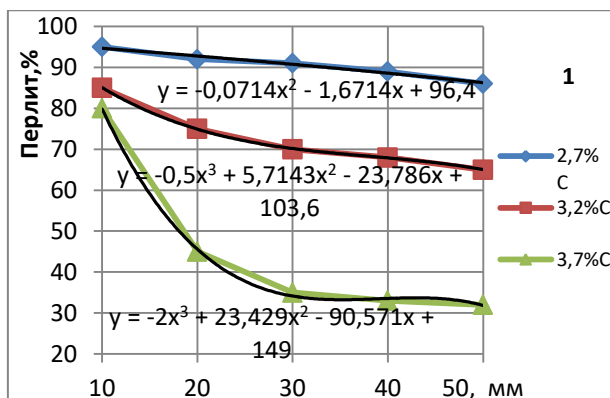


Рисунок 11 - Количество перлита в материалах на основе системы Fe-C-Al (3...4% Al), в зависимости от содержания углерода, толщины сечения и температуры перегрева: 1- T=1773 K; 2- T=1873 K; ▲ - 3,7% C; ■ - 3,2% C; ◆ - 2,7% C

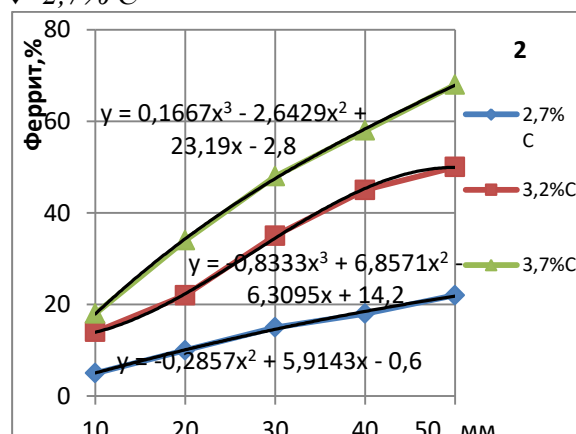
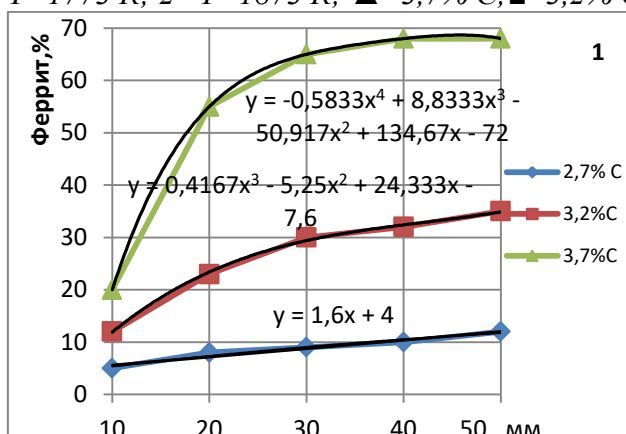


Рисунок 12 - Количество феррита в материалах на основе системы Fe-C-Al (3...4% Al), в зависимости от содержания углерода, толщины сечения и температуры перегрева: 1- T=1773 K; 2- T=1873 K; ▲ - 3,7% C; ■ - 3,2% C; ◆ - 2,7% C

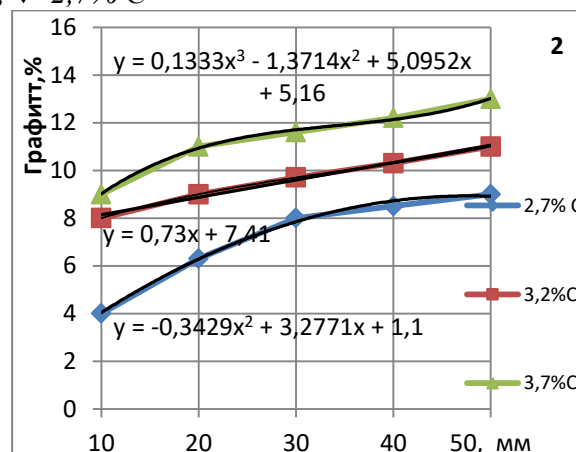
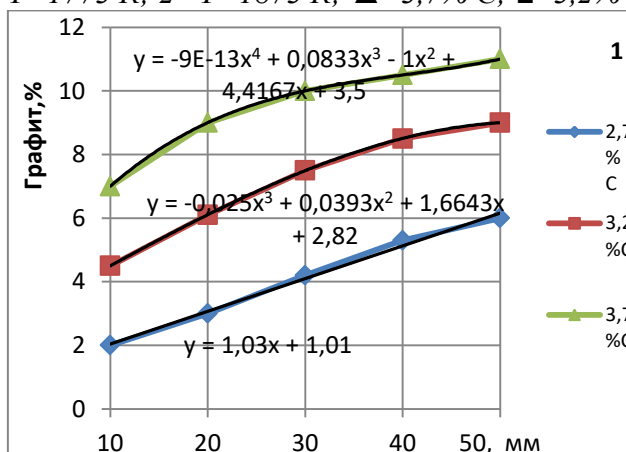


Рисунок 13 - Количество графита в материалах на основе системы Fe-C-Al (3...4% Al), в зависимости от содержания углерода, толщины сечения и температуры перегрева: 1- T=1773 K; 2- T=1873 K; ▲ - 3,7% C; ■ - 3,2% C; ◆ - 2,7% C

Основным объектом исследования являлся ВЧ с шаровидным графитом. Изменение структуры материалов системы Fe-C-Si, обеспечивалось за счет изменения химического состава и скорости охлаждения образцов в форме.

Химический состав исследованных материалов системы Fe-C-Si приведен в таблице 10, механические свойства в литом и изотермически закаленном состояниях и структура в литом состоянии - в таблице 11.

Химический состав материалов системы Fe-C-Si изменялся в следующих

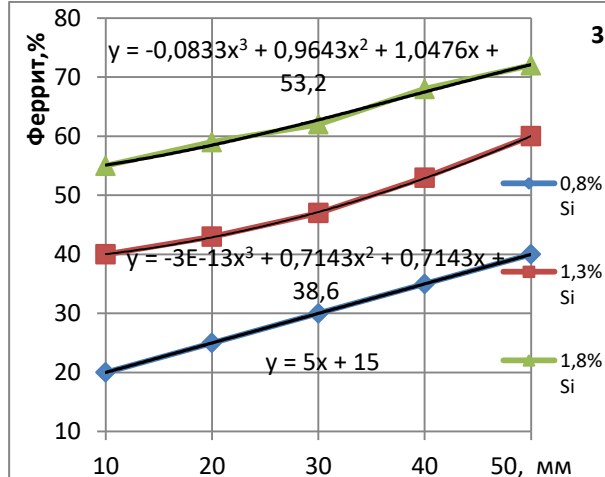
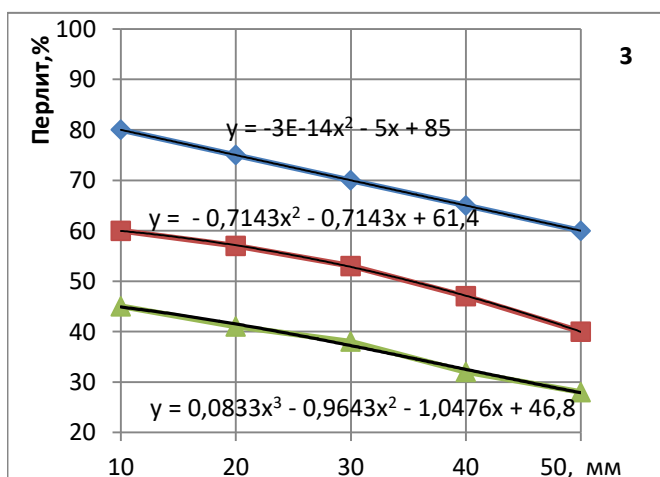
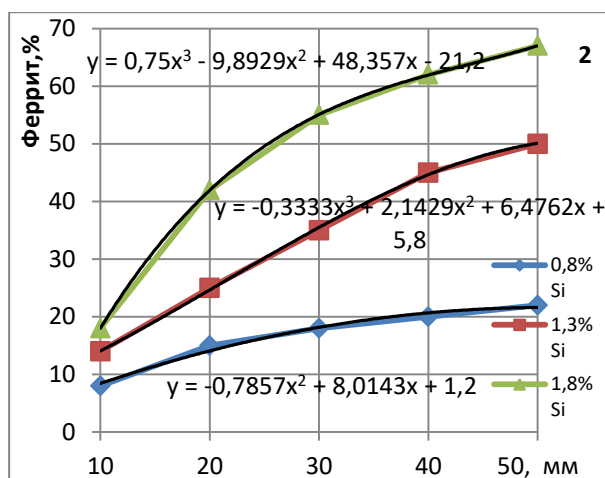
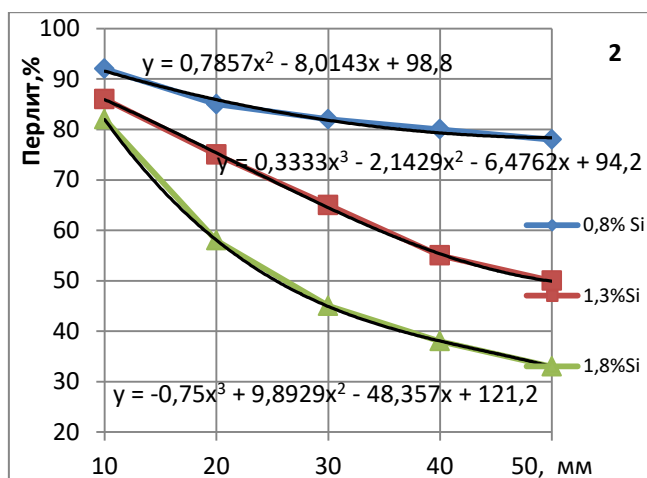
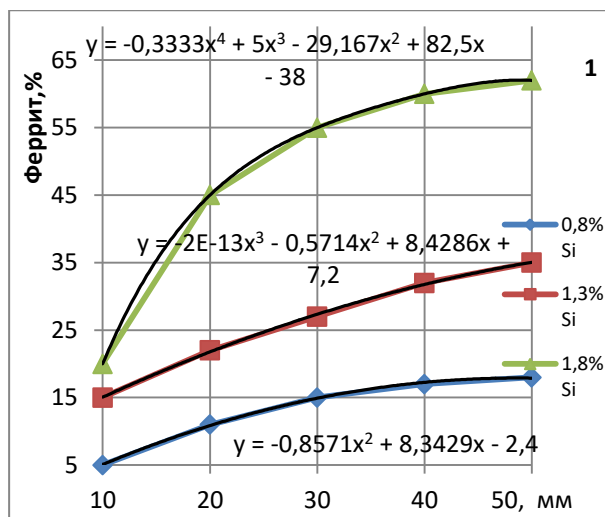
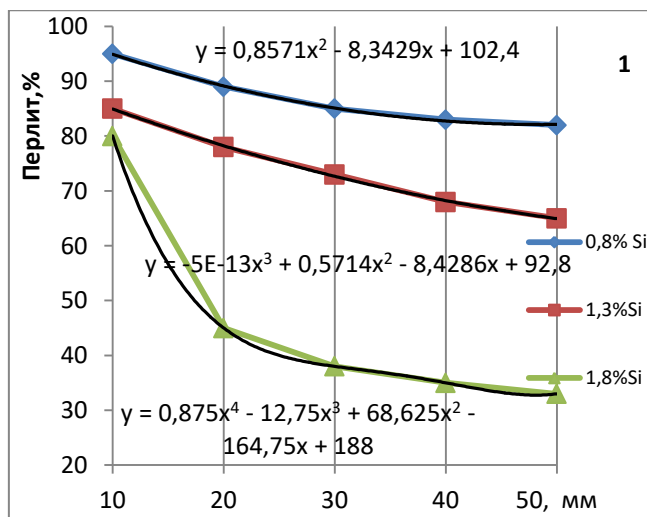


Рисунок 14 - Количество перлита в материалах на основе системы Fe-C-Al, содержащем 3,5% Al и 3,7% C, в зависимости от содержания кремния, толщины сечения и времени выдержки: 1- 1 час; 2-1,5 часа; 3 – 2 часа ♦- 0,8% Si; ■- 1,3% Si; ▲- 1,8% Si

пределах (%): 2,9...3,5 % C, 1,8...2,75 % Si, 0,2...0,7 % Mn, P < 0,09 %, S < 0,03 %, скорость охлаждения изменялась за счет использования клиновидных образцов с номинальной толщиной 15, 25 и 55 мм.

Рисунок 15 - Количество феррита в материалах на основе системы Fe-C-Al, содержащем 3,5% Al и 3,7% C, в зависимости от содержания кремния, толщины сечения и времени выдержки: 1- 1 час; 2-1,5 часа; 3 – 2 часа; ♦- 0,8% Si; ■- 1,3% Si; ▲- 1,8% Si

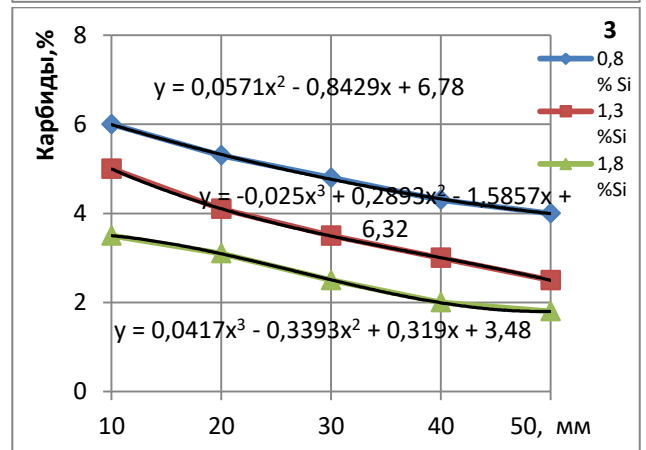
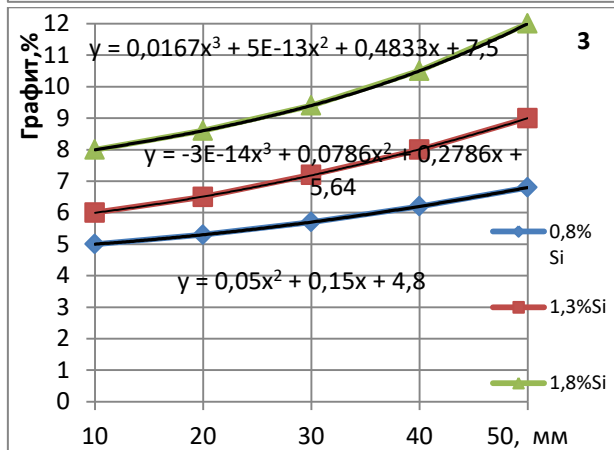
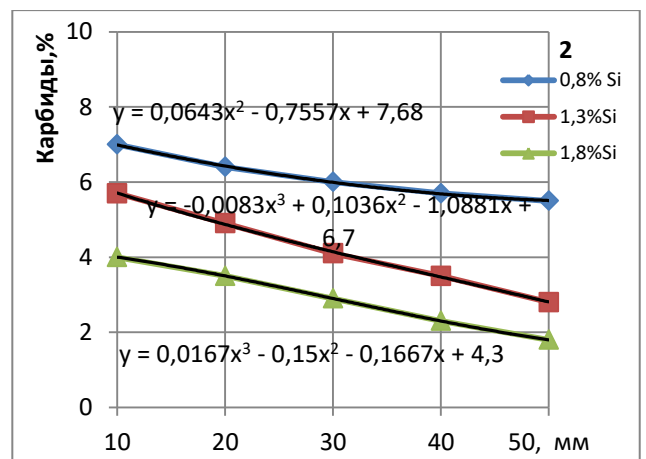
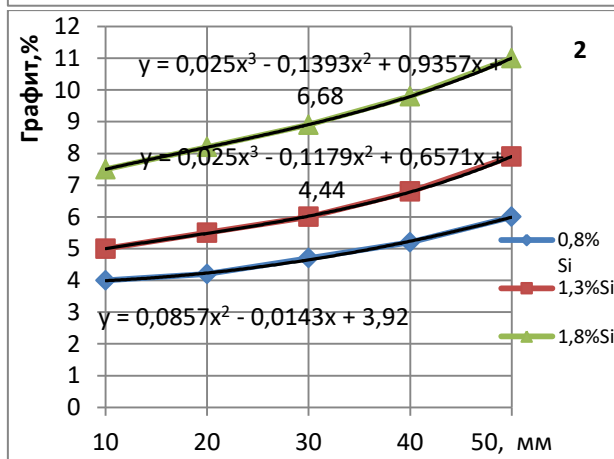
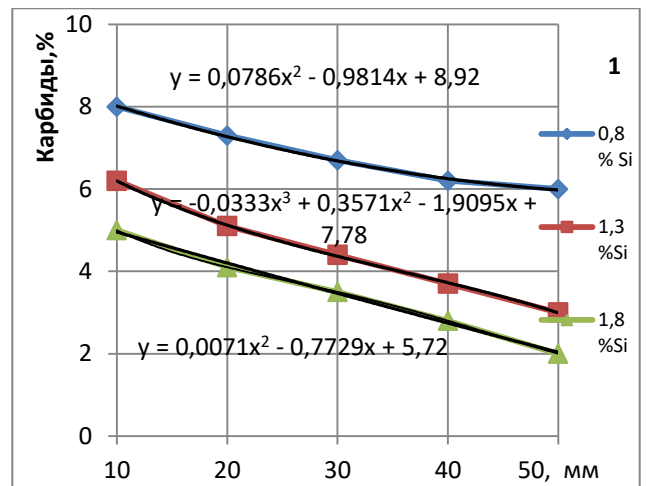
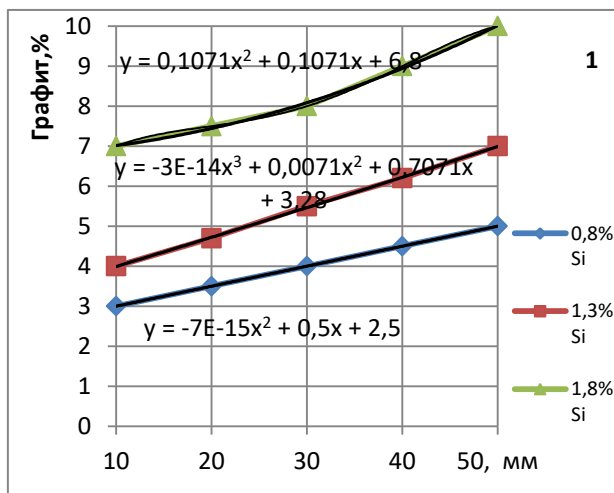


Рисунок 16 - Количество графита в материалах на основе системы Fe-C-Al, содержащем 3,5% Al и 3,7% C, в зависимости от содержания кремния, толщины сечения и времени выдержки: 1- 1 час; 2-1,5 часа; 3 - 2 часа; ◆- 0,8% Si; ■- 1,3% Si; ▲- 1,8% Si

Рисунок 17 - Количество карбидов в материалах на основе системы Fe-C-Al, содержащем 3,5% Al и 3,7% C, в зависимости от содержания кремния, толщины сечения и времени выдержки: 1- 1 час; 2-1,5 часа; 3 - 2 часа; ◆- 0,8% Si; ■- 1,3% Si; ▲- 1,8% Si

Исследовалось совместное влияние Ni, Cu, В и V на структуру и свойства ВЧШГ, а также различных комбинаций входящих в него элементов. Как видно из приведенных данных, бор и ванадий не оказывают существенного влияния на механические свойства ВЧШГ в изотермически закаленном состоянии, что подтверждает правильность принятого решения об использовании в дальнейших исследо-

ваниях в качестве основных легирующих элементов Ni и Cu.

Таблица 10 –Химический состав легированных ВЧШГ

N пла- вок	Химический состав, масс. %										
	C	Si	Mn	Ni	Cu	B	V	S	P	Mg	Cr
96	3,51	2,41	0,22	0,40	0,40	-	0,03	0,05	0,05	0,06	0,28
90	3,44	2,63	0,66	0,45	-	-	0,15	0,04	0,06	0,08	0,04
92	3,21	2,48	0,57	0,42	0,50	-	-	0,02	0,05	0,06	0,04
94	3,58	2,63	0,21	0,39	0,89	-	0,54	0,02	0,06	0,06	0,04
97	3,21	2,55	0,18	1,35	0,40	-	0,78	0,04	0,04	0,05	0,05
84	3,45	2,60	0,21	1,34	0,98	0,015	-	0,02	0,06	0,06	0,04
95	3,54	2,42	0,21	0,33	0,50	-	-	0,02	0,05	0,05	0,04
98	3,30	2,25	0,17	0,35	0,81	0,015	0,03	0,05	0,05	0,06	0,05

Таблица 11 – Механические свойства и структура легированных материалов системы Fe-C-Si

№ Пла- вки	Параметры термической обработки				Механические свойства				Структура (литое состояние), X100			
	Аустениза- ция		Изотерми- ческая выдержка		σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	НВ	Графит			Метал- liches- кая основа
	T,К	мин	T,К	мин	МПа		%		K_ϕ	d_z , мкм	N_z , шт/мм ²	
96	1173	30	653	30	660 960	450 760	7,3 2,3	208	0,9	57	133	ф40
90	1173	30	653	30	650 710	455 650	6,3 0,5	196	0,9	60	134	ф30
92	1173	30	653	30	640 770	435 630	5,1 0,6	170	0,87	65	90	ф25
94	1173	30	653	30	725 770	595 625	1,7 0,8	240	0,9	58	95	ф20
97	1173	30	653	30	650 970	600 740	2,4 2,4	204	0,89	48	152	ф80 ц0,5
84	1173	30	653	30	800 960	535 625	3,5 2,6	275	0,88	82	84	ф8
95	1173	30	653	30	545 990	375 710	9,1 5,1	172	0,9	49	84	ф60
98	1173	30	653	30	690 860	500 670	4,9 1,9	235	0,88	45	216	ф18 ц1,0

Для изотермической закалки материалов системы Fe-C-Si взамен соляных ванн предложено использовать установки с «псевдокипящим слоем». Данные о механических свойствах АБЧШГ в изотермически закаленном состоянии и применением различных закалочных сред приведены в таблице 12. Полученные данные позволяют сделать вывод о том, что применение установки «псевдокипящего» слоя для изотермической закалки ВЧШГ, при соответствующей обработке режимов, позволяет получать механические свойства ВЧШГ не ниже,

чем при использовании соляных ванн.

Исследовано применение ВЧ повышенной теплостойкости для изготовления опорного слоя биметаллических штампов горячего деформирования. Повышение стойкости и надежности штампов для горячего деформирования, испытывающих сложно-циклическое температурно-силовое нагружение, достигнуто за счет приме-

Таблица 12 - Влияние условий закалки на механические свойства АБЧШГ

NN плавов	Толщина клина, мм	Механические свойства					
		Соляная ванна			«Псевдокипящий» слой		
		σ_{σ}	$\sigma_{0,2}$	δ	σ_{σ}	$\sigma_{0,2}$	δ
1	25	1190	990	3,3	1030	960	5,5
2	25	1220	1080	3,3	1080	970	3,3
3	25	1230	1010	3,2	1190	960	4,6
13	25	980	810	1,6	940	740	1,9
14	25	1320	1050	4,0	1250	960	10,3
30	15	1080	835	3,0	1065	740	2,9
	25	1110	845	3,3	1050	750	3,0
	55	960	815	2,0	930	770	3,1

нения литых биметаллических изделий. В качестве поверхностного слоя применяют высокотеплостойкие и термостойкие сплавы марок: 5ХЗВ4Ф2МБ, 4ХЗВ2ФМ2СЛ и 2Х16Н19ТЗВ2Ю2МБРФ, а также дисперсионно-твердеющий сплав Х16Н19ТЗВ2Ю2МБРФ. Применение ВЧ в качестве опорного слоя целесообразно как с экономической, так и технологической точки зрения. Из-за более низкой температуры плавления материалов системы Fe-C-Al при заливке опорного слоя происходит дополнительное внутреннее подстуживание поверхностного легированного слоя из стали. Это способствует уменьшению размера зерна, понижению диффузии легирующих элементов и тем самым повышению характеристики по теплостойкости и термомеханической усталости поверхностного слоя штампов.

При направленной кристаллизации в зависимости от химического состава стали дисперсная структура может образоваться лишь при определенных значениях соотношения G/R , где G – градиент температур у фронта кристаллизации; R – скорость кристаллизации. Экспериментально установлено, что дисперсия структуры с размерами ячеек 1,2...3,0 мкм для стали 4ХЗВ2ФМ2СЛ достигается при $G/R \geq 80$ мин/мм² при скорости роста кристаллов $R = 2,73$ мм/мин. При этом обеспечивается градиент температуры в расплаве $G \geq 218,4$ К/мм.

Целесообразность применения ВЧШГ для изготовления опорного слоя обусловлена также его более высокой теплопроводностью, что позволяет при эксплуатации штампов улучшить теплоотвод от разогретой рабочей поверхности инструмента на массу или холодильник, устанавливаемый в опорной части штампа. Отмеченный фактор существенно снижает градиент температуры и уровень напряжений в контактной зоне штампа и, как следствие, обуславливает повышение его работоспособности.

Для изготовления опорного слоя биметаллических штампов в настоящей работе разработаны ВЧ с повышенными характеристиками прочности, пластичности, ударной вязкости и теплостойкости. Разработанные материалы в своем составе имеют, кроме С, Si и Mn, такие элементы, как Cr, Ni, Ti, Mg, Ce, Ca, Al и Cu в сочетании, обеспечивающем высокие механические и специальные свойства.

Химический состав и механические свойства разработанных материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al приведены в таблице 13.

Разработанные литые биметаллические конструкции штампов «Автофордж» прошли промышленные испытания. Материал системы Fe-C-Al №1 (таблица 13) в паре с высоколегированным дисперсионно твердеющим сплавом 2X16H19T3B2Ю2МБРФ рекомендуется для изготовления опорного слоя биметаллических штампов для штамповки бронз.

Таблица 13 - Высокопрочные материалы на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al для изготовления опорного слоя биметаллической пресс-оснастки

№ n/n	Химический состав, вес %											Механические свойства		
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Mg	Ce	Ca	Al	Cu	KCU, кДж/м ²	δ , %	σ_B , МПа
1	3,5	1,5	0,24	0,15	0,36	0,04	0,03	0,02	0,02	1,5	0,01	98	5,2	624
2	2,2	2,45	0,48	0,15	-	-	0,05	0,05	0,06	0,5	0,01	125	7,4	567

Материал системы Fe-C-Si №2 (таблица 13), как менее прочный и более пластичный материал, рекомендуется применять для опорного слоя менее нагруженных штампов «Автофордж», применяемых для штамповки латуней. В этих штампах поверхностный слой изготавливался из стали 5X3B4Ф2МБ. Указанные штампы подвергаются термической обработке по специально разработанной технологии, заключающейся в двукратной закалке поверхностного слоя с промежуточным самоотпуском: $T_{\text{зак}} = 1343 \text{ К}$, охлаждение $150 \dots 200 \text{ К/с}$, $T_{\text{с.отпуска}} = 853 \dots 893 \text{ К}$, охлаждение $150 \dots 200 \text{ К/с}$ и окончательная: $T_{\text{зак}} = 1343 \text{ К}$, охлаждение $150 \dots 200 \text{ К/с}$, $T_{\text{отп}} = 863 \text{ К}$ в течение двух часов.

Результаты промышленных испытаний показали увеличение стойкости литых биметаллических штампов в сравнении с серийными коваными штампами, изготавливаемыми из стали 4X5МФС, в 6,4 и 5,2 раза для вышеописанных вариантов соответственно. При этом выбраковка биметаллических штампов по причине повреждений опорного слоя не наблюдалась.

Исследован высокопрочный титанистый материал системы Fe-C-Si повышенной теплостойкости и ТМУ для твердо-жидкой штамповки деталей из цветных сплавов, кокилей и пресс-форм литья под давлением.

Экспериментальные исследования закономерностей возникновения и развития трещин ТМУ позволили установить, что функционал работоспособности штампа зависит от величины и знака напряжений, градиента и уровня максимальной продолжительности и скорости прессования.

Работоспособность пресс-оснастки, в зависимости от условий нагружения и химического состава, может быть описана следующим выражением:

$$P = f(\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3, x_1, x_2), \quad (10)$$

где φ_1 - фактор, характеризующий уровень температурно-силовых напряжений в рабочей зоне пресс-оснастки (образца); φ_2 - фактор, характеризующий температурные условия, нагружения материала при эксплуатации; φ_3 - фактор, характеризующий условия контактирования заготовки с поверхностью пресс-оснастки при прессовании; x_1, x_2 - содержание C и Ti в ВЧ.

Для установления регрессионной зависимости между перечисленными факторами в предлагаемой работе выполнен двухуровневый нормированный полный факторный эксперимент типа 2^5 . Интервалы варьирования приведены в таблице 14.

Таблица 14 - Исходные данные для планируемого эксперимента 2⁵

Уровни факторов	Исследуемые факторы				
	$\varphi_1 * 10^{-4}$	$\varphi_2 * 10^{-2}$	$\varphi_3 * 10^2$	$x_1(C, \%)$	$x_2(Ti, \%)$
Верхний	3,0	2,9	5,0	4	5
Нижний	2,7	2,8	4,8	3	2

По результатам статистической обработки результатов полученных экспериментов получено следующее уравнение регрессии:

$$P = 0,816 + 0,11 \varphi_1 + 0,06 \varphi_2 + 0,04 \varphi_3 - 0,27 x_1 - 0,03 x_2, \text{ мм} \quad (11)$$

Анализ уравнения (11) позволяет сделать заключение, что увеличение интенсивности нагружения приводит к росту трещин ТМУ и, следовательно, к снижению работоспособности пресс-оснастки для твёрдо-жидкой штамповки.

Повышение содержания титана в исследуемом интервале благоприятно сказывается на повышении сопротивления материалов системы Fe-C-Si росту трещин ТМУ. Повышение же содержания С от 3 до 6 %, наоборот, приводит к снижению термомеханической усталости материалов системы Fe-C-Si.

На основании анализа результатов исследования термомеханической усталости в работе для изготовления штампов твёрдо-жидкой штамповки предложен наиболее рациональный состав высокопрочного титанистого материала системы Fe-C-Si, % вес: С - 3,5...4,0; Ti - 3,2...3,4; Si - 2,4...2,6; Ni - 0,4; S < 0,04; P < 0,05. Механические характеристики разработанного материала системы Fe-C-Si соответствуют следующим, значениям: $\sigma_B = 350...400$ МПа; $\sigma_T = 280...320$ МПа; $\delta = 0,5$ % и HRC = 30...50. Микроструктура материалов системы Fe-C-Si состоит из компактного графита, вокруг которого располагается феррит типа «бычий глаз», крупные зёрна феррита, дисперсные карбиды титана и небольшие участки перлита (< 15%). Внедренный сплав обладает повышенной теплостойкостью и сопротивлением к термомеханической усталости. Из разработанного материала системы Fe-C-Si изготовлены цельнолитые штампы, которые показали увеличение стойкости при штамповке латуней (в сравнении с коваными штампами из стали 4Х5МФС) на 30 %. При штамповке бронз литые штампы из материалов системы Fe-C-Si показали несколько пониженную стойкость (около 0,9) от серийных кованных изделий.

Предложены мероприятия по повышению эксплуатационного ресурса материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al для тиглей раздаточных печей (таблица 15).

Таблица 15 – Химический состав и сравнительная стойкость тиглей из материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al различного состава

Марка материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al	Содержание химических элементов, % масс										Стойкость, ч
	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	Ti	Al(Cu)	S	P	
СЧ	3,6	2,35	0,98	-	0,45	0,57	-	-	0,10	0,03	820
СЧ с верм. графитом	3,27	2,06	0,57	0,35	0,22	0,35	0,10	-	0,07	0,05	1040
ВЧ	3,6	2,4	0,77	1,04	0,42	0,57	0,11	-	0,12	0,01	1840
ВЧ с Al	3,25	0,8	0,62	-	-	0,85	-	2,5	0,10	0,03	2420
АБВЧ	3,7	2,5	0,53	1,34	0,36	0,20	-	(0,4)	0,04	0,05	2410

Испытанию подвергались тигли, изготовленные из серого чугуна и материалов системы Fe-C-Si и Fe-C-Al, и специального аустенитно-бейнитного материала системы Fe-C-Si с шаровидной формой графита.

Аустенитно-бейнитный материал системы Fe-C-Si получили после изотермической термообработки, включающей аустенитизацию при температуре

1173...1203 К (900...930°C), выдержку, закалку с выдержкой в течение 120 мин в соляной ванне с температурой 623 К (350°C) и последующим охлаждением на воздухе.

Наиболее высокой эксплуатационный ресурс показали тигли из аустенито-бейнитного материала системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с шаровидной формой графита.

Изучали строение и свойства износостойкого материала системы Fe-C-Al используемого для толкателей клапанов ДВС.

Износостойкость материалов системы Fe-C-Al зависит от многих факторов и немаловажную роль в этом играет наследуемое макро- и микростроение от технологий металлургического производства. Долговечность изделий в условиях контактного трения материалов системы Fe-C-Al и цементованной стальной поверхности лимитируют скопления графитовых включений, микродефекты, немартенситные продукты превращения и остаточный аустенит. Комбинация технологии по переплавке износостойкого материала системы Fe-C-Al и последующих условий охлаждения наплавленного слоя при кристаллизации сплава и на стадии γ - α превращения позволили уменьшить размер наследуемых графитовых включений, обеспечить их равномерное распределение и дисперсность. За счет ускоренного охлаждения достигается направленная кристаллизация сплава по всему объему наплавленного слоя и обеспечивается высокая твердость (61...62HRC) и микротвердость (до 1080 HV) отдельных структурных составляющих.

Для выявления закономерности изнашивания рабочая поверхность толкателя клапана была размечена в виде сетки, состоящей из 109 узлов. В соответствии со схемой в каждой узловой точке высотометром фирмы Mahr - Digimar 817 CLM QuickHeight регистрировался линейный размер. У изношенных толкателей клапана в большинстве случаев очаг износа имеет форму кратера (рисунок 18).

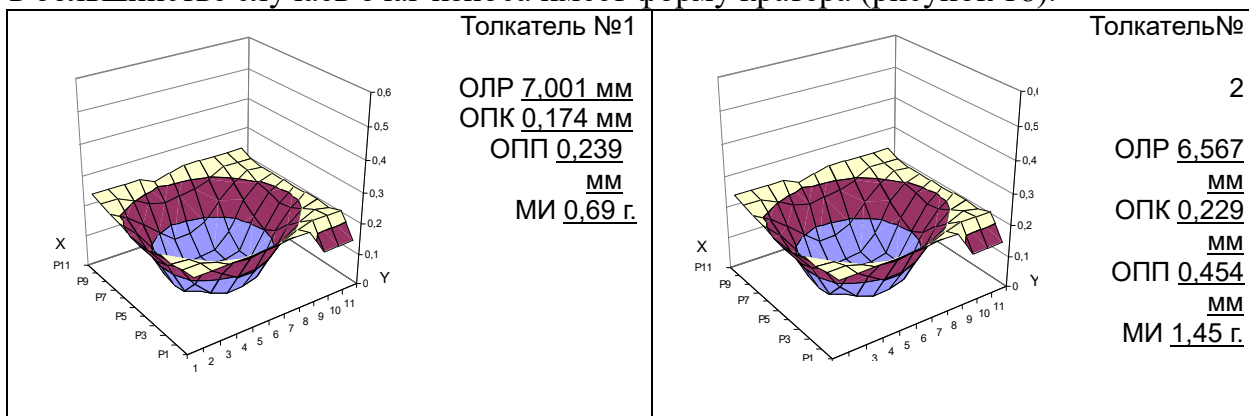


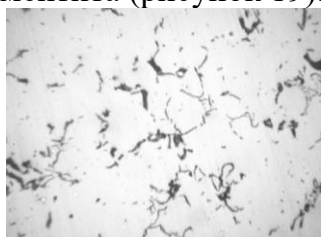
Рисунок 18 - Форма износа рабочей поверхности толкателей клапана. Принятые сокращения: ОЛР – относительный линейный размер по максимальной координате износа, ОПК – отклонение профиля в круговых сечениях на $\varnothing 25$ мм, ОПП – отклонение профиля в продольных сечениях, МИ – массовый износ прилегающей к поверхности рабочего элемента, плоскости до 0,1 мм

С увеличением его глубины наклон стенок кратера увеличивается. Реализация технологических решений при наплавке износостойкого материала системы Fe-C-Al на стальную основу толкателя клапана позволила существенно повысить износостойкость детали в эксплуатации. Предложен уточненный химический состав износостойкого материала системы Fe-C-Al, масс. %: 3,1...3,4C; 9,8...19,7Al; 0,5...0,65Mn; 0,4...0,75Ni; 0,4...0,6%Mo; 1,0...1,7Cu; 0,3...0,6 Si; 0,2...0,6 V; 0,01...0,10 Ca; 0,05...0,20 B; 0,03...0,10Ba; $P \leq 0,2$; 0,8...0,15S, остальное –

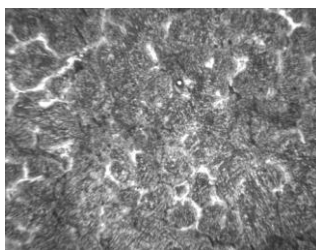
Fe. Предложена технология получения и составы материалов системы и Fe-C-Al для центробежного литья ответственных отливок.

Разработан и внедрен состав материала системы Fe-C-Al и технология его изготовления без применения дорогостоящих легирующих элементов и сфероидизирующих добавок. Предлагаемый состав материалов системы Fe-C-Al – 2,4...3,2%С; 0,17...1,04%Si; 1,1...2,6% Al; 0,71...1,16%Mn; 0,2...0,4% Cr; 0,011...0,025% В; 0,35...0,66%Cu; 0,09...0,13%Ni; S и P $\leq$ 0,1%. Совокупность технологических решений при плавке и последующих воздействий на расплав в процессе модифицирования, кристаллизации и охлаждения сплава, содержащего в составе бор, позволило получить однородность по твердости и структуре заготовок при центробежном и непрерывном литье, повысить порог обрабатываемости резанием заготовок, а основу структуры довести до 96% содержания перлита и полностью исключить отбел.

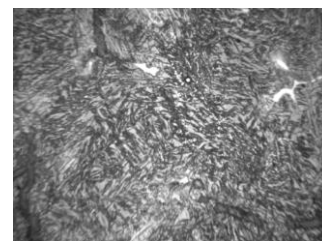
За счет комплексного легирования материалов системы Fe-C-Al никелем, медью и молибденом достигнуты высокие механические и технологические свойства, так необходимые для гильз буровых насосов. Высокая прочность и однородность структуры обеспечили долговечность деталей в эксплуатации. Металлическая матрица имеет бейнитную структуру с небольшим содержанием цементита (рисунок 19).



а×100



б×100



в×500

Рисунок 19 - Состояние графита (а) и структура металлической основы – бейнит + цементит (б,в)

Основные выводы и результаты работы:

1. Усовершенствована методика расчета активностей компонентов материалов системы Fe-C-Al с учетом степени насыщения расплава S_N^i компонентом i . Установлено, что ПВ $\varepsilon_{\text{C}}^{\text{Al}}$ при переходе от бесконечного разбавления к насыщенному состоянию изменяется от 5,524 до 2,352, подчиняясь гиперболической зависимости. ПВ $\varepsilon_{\text{C}}^{\text{C}}$ при переходе от бесконечного разбавления к насыщенному состоянию изменяется от 9,65 до 10,53, а активность углерода a_{C} изменяется от 0,0078 до 0,644.

2. Рассчитан углеродный потенциал π_{Ck} для различных видов заготовок из материалов на основе системы Fe-C-Al с шаровидным графитом: 0,9...1,2 кДж/моль для коррозионностойких; 0,6...0,85 кДж/моль для жаростойких; 1,1...2,2 кДж/моль для износостойких; 1,5...3,5 кДж/моль для заготовок без отбела; 1,2...2,5 кДж/моль для термостойких заготовок. Установлена количественная зависимость между графитной фазой $C_{\text{гр}}/C_{\text{общ}}$ и линейной скоростью затвердевания первой графитной области материалов на основе системы Fe-C-Al. С увеличением скорости затвердевания от 0,041 мм/с до 0,155 мм/с количество $C_{\text{гр}}/C_{\text{общ}}$ уменьшается от 0,98 до 0.

3. Разработана номограмма для выбора структуры, состава и свойств материала на основе системы Fe-C-Al с шаровидным графитом с учетом назначения заготовки и материала формы.

4. Предложена математическая модель распределения компонент на основе системы Fe-C-Si расплава при центрифугировании. Определено распределение компонент на основе системы Fe-C-Si в тигле параболической формы по высоте и расстоянию от оси вращения.

5. Установлено, что при выбранных режимах центрифугирования с вертикальной осью вращения (продолжительности процесса $\tau=2400$ с, скорости вращения $\omega=200$ об/мин, температуре расплава $T=1873$ К) при остывании образцов с печью, вблизи открытой поверхности наблюдаются крупные скопления пластинчатого графита с размерами частиц $\sim 50\ldots 200$ мкм. Матрица представляет собой пластинчатый перлит с включениями феррита до 30%. По мере приближения к поверхности слитка крупнопластинчатый графит ($ПГ>12$) резко переходит в зону мелкопластинчатого завыхренного графита ($ПГФ2$). В средней части по высоте слитка основная масса графита имеет глобулярную форму размерами $15\ldots 30$ мкм.

6. Разработана технология и создан опытно-промышленный вариант плавильного агрегата для приготовления расплава материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al из дисперсных железосодержащих отходов машиностроительного производства. Технологический процесс включает получение композитного материала в виде гранул из дисперсных отходов различного состава и синтезирование расплава в плавильном агрегате. За счет рафинированного воздействия шлаковой фазы, сочетания защитной восстановительной атмосферы и воздействия электрического поля на металлическую фазу обеспечивается получение расплава материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al требуемого состава.

7. Установлена связь между технологическими параметрами приготовления расплава и структурообразованием сплава в литых изделиях. Компактная форма графита достигается за счет перегрева расплава, способствующая глубокому рафинированию от неметаллических включений и поверхностно-активных компонентов – O_2 , P и S, а также усилению склонности материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al к переохлаждению.

8. Впервые предложена технология получения материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al с компактной формой графитовых включений из дисперсных железосодержащих отходов машиностроительного производства без использования модификаторов, заключающаяся в ускоренном охлаждении расплава в металлической форме до температуры ~ 1200 К и последующей изотермической выдержке закристаллизованной заготовки при температуре $1200\ldots 1250$ К. Размер графитовых включений не превышает 60 мкм, которые равномерно распределены по сечению заготовки. Качество заготовок, получаемых из расплава, приготовленного из дисперсных железосодержащих отходов по разработанной технологии, находится на уровне заготовок изготовленных по базисному варианту.

9. Разработана методология и изготовлена экспериментальная установка для контроля содержания компонентов приготавливаемого расплава в ходе металлургического процесса, основанная на получении атомно-эмиссионного спектра продуктов угара расплава при использовании высоковольтного факельного разряда. Установлена зависимость интенсивности аналитического сигнала излучения спектральной линии $Na\ 589$ нм, содержащегося в графитовых электродах дуговой печи, от температуры в печи.

10. Разработаны и обоснованы состав и технология производства аустенито-бейнитных материалов на основе системы Fe-C-Si с шаровидным графитом, которые обладают высокими показателями механических свойств в литом и

изотермически закаленном состоянии. Это достигнуто за счет комплексного легирования сплава Ni, Cu, В и V.

11. Методами математического планирования экспериментов разработаны и внедрены составы материалов на основе системы Fe-C-Si и Fe-C-Al:

- для производства биметаллической литой пресс-оснастки в качестве опорного слоя с высокой теплопроводностью и уровнем механических свойств;
- для литых штампов твёрдо-жидкой штамповки цветных сплавов с высоким сопротивлением термомеханической усталости;
- для коррозионностойких втулок;
- для тиглей раздаточных печей;
- для изготовления пресс-форм силикатного кирпича, кокилей, заготовок цилиндрической группы, стеклоформ.

Основные результаты диссертации отражены в работах

В изданиях, рекомендованных ВАК

1. Бикулов, Р.А. ТШЭД-обработка – важный резерв интенсификации выплавки высококачественного чугуна / Б.Л. Кузнецов, А.И.Якобсон, И.И.Анискович, Р.А.Бикулов // Литейное производство. 1989. - №5. – С.12-13.
2. Бикулов, Р.А. Производство литых биметаллических штампов из дисперсионно-твердеющей стали и высокопрочного чугуна / Р.А. Бикулов, М.С. Колесников// Современные наукоемкие технологии. -2008.- №4. – С.68 -69.
3. Бикулов, Р.А. Разработка материалов и способа производства литой биметаллической прессовой оснастки / Р.А.Бикулов, М.С.Колесников, В.И.Астащенко, М.М.Сагиров //Литейное производство. – 2008. -№10. – С.9-13.
4. Бикулов, Р.А. Тяжелая лигатура для получения высокопрочного чугуна /Р.А.Бикулов, Э.Н.Корниенко // Заготовительные производства в машиностроении. – 2009. - №2. – С.3-5.
5. Бикулов, Р.А. Высокопрочный титанистый чугун повышенной теплостойкости и термомеханической усталости /Р.А.Бикулов, М.С.Колесников, В.И.Астащенко, Н.Н.Западнава// Литейщик России. - 2009. - №8. – С.17-20.
6. Бикулов, Р.А. Комплексно-легированный аустенитно-бейнитный высокопрочный чугун / Р.А.Бикулов, М.С.Колесников, В.И.Астащенко // Литейщик России. – 2009. - №10. – С.28-30.
7. Бикулов, Р.А. Усовершенствование конструкции пресс-узла горячекамерных машин литья под давлением /Р.А.Бикулов Р.А, М.С.Колесников, В.И.Астащенко // Литейщик России. – 2009. - №9. – С.29-30.
8. Бикулов, Р.А. Повышение эксплуатационного ресурса чугунных тиглей раздаточных печей / Р.А.Бикулов, Б.Л.Кузнецов, М.С.Колесников, В.И.Астащенко // Литейщик России. – 2009. - №7. – С.42-43.
9. Бикулов, Р.А. Наследственность строения и свойств чугуна при наплавке и термической обработке толкателей клапанов ДВС / Р.А.Бикулов, М.С.Колесников, В.И.Астащенко //Автомобильная промышленность. – 2009. - №4. – С.28-30.
10. Бикулов, Р.А. Технологический процесс гарантированной компактной графитизации чугунов / Р.А.Бикулов, Н.Н.Сафронов // Литейщик России. – 2010. - №1. – С.34-36.
11. Бикулов, Р.А. Анализ условий прямого легирования кремнием синтетического чугуна / Р.А.Бикулов, Н.Н.Сафронов // Литейщик России. – 2010. - №3. – С.34-36.

12. Бикулов, Р.А. Молибденистый чугун из дисперсных отходов машиностроения /Р.А.Бикулов Р.А., Н.Н.Сафронов // Литейщик России. – 2010. - №4. – С.25-29.

13. Бикулов, Р.А. СВС-ферросилиды из дисперсных отходов машиностроения /Р.А. Бикулов, Н.Н.Сафронов, Л.Р.Харисов// Литейщик России. – 2010. - №8. – С. 16-18.

14. Бикулов, Р.А. Применение алюминизированного чугуна для опорного слоя литых биметаллических штампов горячего деформирования / В.И.Астащенко, Р.А.Бикулов, М.С.Колесников, И.О.Леушин // Научно-технический вестник Поволжья – 2012. - №2. – С. 82-84.

15. Бикулов, Р.А.Литая вставка штампа горячего объёмного деформирования из дисперсных отходов машиностроения / Р.А.Бикулов, Ф.Г.Карих, Н.Н. Сафронов // Научно-технический вестник Поволжья – 2012. - №2. – С. 112-115.

16. Бикулов, Р.А. Литая кузнечно-штамповая оснастка из дисперсных отходов машиностроения / Р.А Бикулов, Н.Н. Сафронов // Литейщик России – 2012. - №7. – С.12-14.

17. Бикулов, Р.А. Исследование рабочего элемента толкателя клапана дизеля КАМАЗ-740 после эксплуатации / Р.А.Бикулов, В.И.Астащенко, А.И.Швеев, Т.В.Швеева, И.А.Швеева // Автомобильная промышленность – 2012.- №6. – С.30-32.

18. Бикулов, Р.А. Дисперсионно-твердеющая феррито-карбидная сталь для литого инструмента / Р.А.Бикулов, М.С.Колесников, Ю.С.Миронова, В.Ю.Новиков, И.Е. Новикова //Литейное производство – 2012. - №11. – С.15-16.

19. Бикулов, Р.А. О производстве биметаллических штампов горячего деформирования /В.И.Астащенко, Р.А.Бикулов, М.С.Колесников, И.О.Леушин, Ю.С.Миронова, В.Ю.Новиков, И.Е.Новикова // Литейное производство – 2012. - №12. – С.5-6.

20. Бикулов, Р.А. Биметаллические штампы горячего деформирования из суспензионной стали и монолегированногоаустенито-бейнитного чугуна /М.С.Колесников, Г.Ф.Мухаметзянова, Р.А.Бикулов, В.И.Астащенко // Литейное производство – 2014. - №3. – С.3-4.

В монографиях

21. Бикулов, Р.А. Производство чугунов многоцелевого назначения: разработка составов и управление технологическими процессами / Р.А.Бикулов, М.С.Колесников, В.И.Астащенко, Ф.Г.Карих. – М.: Academia, 2009. – 351 с. ISBN 978-5-87444-285-9.

22. Бикулов, Р.А. Производство композитных материалов и чугунов специального назначения для машиностроения (учебное пособие) /В.Г.Шибakov, Ю.А.Соколова, Р.А.Бикулов, Д.Е.Жарин, Ю.С.Юрасов, Л.Н.Шафигуллин. - М.: Изд-во «Палеотип», 2010. - 239 с.

В патентах

23. Патент № 2385687 Российская Федерация, МПК G01J3/00. Устройство подачи порошковых проб для спектрального анализа / Карих Ф.Г., Бикулов Р.А., Абдрахманов Р.Н.- 2008118262/28 заявл. 07.05.2008 опубл. 10.12.2009; Бюл.№4.

24. Патент № 2487958 Российская Федерация, МПК C22C 38/14. Суспензионная литая дисперсионно-твердеющая ферритокарбидная штамповая сталь / Леушин И.О., Панфилов Э.В., Колесников М.С., Астащенко В.И., Бикулов Р.А., Калистов С.В., Саламашкина Н.В.- 2011109290/02 заявл. 11.03.2011 опубл. 20.09.2012; Бюл. №26.

25. Патент № 2507026 Российская Федерация, МПК B22D37/06. Способ получения литых биметаллических штампов системы ферритная сталь – алюминиевый чугун / Бикулов Р.А., Астащенко В.И., Колесников М.С., Леушин И.О. - 2012114476/02 заявл.13.04.2012 опубл. 20.10.2013.

26.Патент № 2487187 Российская Федерация, МПК C22C 37/10. Чугун / Бикулов Р.А., Астащенко В.И., Колесников М.С., Швейва Т.В., Швейв А.И. - 2012114477/02 заявл. 13.04.2012 опубл.10.07.2013; Бюл.№19.

27. Патент № 2487950 Российская Федерация, МПК C21C 1/10. Способ получения алюминиевого чугуна с компактными включениями графита / Бикулов Р.А., Сафронов Н.Н. – 2012114478/02 заявл. 13.04.2012 опуб. 20.07.2013; Бюл. №20.

В материалах международных конгрессов, симпозиумов и научно-практических конференций

28. Бикулов, Р.А. Влияние скорости охлаждения на строение алюминиевых чугунов / Бикулов Р.А., Валиев Р.А.// Тезисы докладов международной научной конференции «Технология машиностроения» – Наб. Челны: КамПИ. – 1995. – С.91.

29. Бикулов, Р.А. Утилизация отходов литейного и кузнечного производства при выплавке алюминиевых чугунов / Н.Н.Сафронов, Р.А.Бикулов// Тезисы докладов 2-й Международного Симпозиума «Проблемы комплексного использования руд» - Санкт-Петербург:С-ПбГПТУ. – 1996. –С. 324-325.

30. Бикулов, Р.А. Прямое синтезирование литейных алюминиевых чугунов / Н.Н.Сафронов, Р.А.Бикулов // Тезисы докладов Международной научно-технической конференции «Молодая наука – новому тысячелетию» - Набережные Челны:КамПИ. - 1996. – С.84.

31. Бикулов, Р.А. Прямое синтезирование молибденового чугуна для седел клапанов / Н.Н.Сафронов, Р.А.Бикулов// Тезисы докладов Международной научно-практической конференции «Проблемы развития автомобилестроения в России» - Тольятти: ТГУ. - 1996. – С.181-182.

32. Бикулов, Р.А. Новые составы комплексных модификаторов для получения высокопрочного чугуна // Р.А.Бикулов, М.С.Колесников, В.И.Астащенко //Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. Сб. докладов IX Международного научно-технического конгресса термистов и металлургов, том 1. – Харьков: ННЦ «ХФТИ». – 2008. – С.121-125.

33. Бикулов, Р.А. Наследственность строения и свойств чугуна при наплавке и термической обработке толкателей клапана /Р.А.Бикулов, В.И.Астащенко, М.С.Колесников, Р.Р.Калимуллин// Труды VII международного научно-технического симпозиума «Наследственность в литейных процессах» – Самара: СГТУ. - 2008. – С.233-240.

34. Бикулов, Р.А. Легированный высокопрочный чугун / Р.А. Бикулов, В.И.Астащенко, М.С.Колесников, Т.В.Астащенко // Труды V Международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии» – М.: Лаборатория рекламы и печати. - 2009, - С.138-141.

35. Бикулов, Р.А. Повышение стойкости штампов для твердо-жидкой штамповки бронз и латуней /М.С.Колесников, Р.А.Бикулов, М.М.Сагиров // В 2-х ч. Часть 1, книга 2. Международная научно-техническая конференция «Образование и наука – производству» - Набережные Челны: Изд-во Камской госуд. Инж.-экон. Акад. - 2010.- С.210-214.

36. Бикулов, Р.А. Влияние сфероидизирующего модифицирования на механические свойства термически обработанных аустенито-бейнитных чугунов /Р.А.Бикулов, В.И.Астащенко, М.С.Колесников, Т.В.Астащенко //Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е.Алексеева – Нижний Новгород: НГТУ им.Р.Е.Алексеева. - 2010. - №2(81). – С.232-238.

37. Бикулов, Р.А. Алюминизированный чугун с заданной структурой металлической матрицы / Р.А.Бикулов, Т.Ф.Мулюков, Г.К.Давлетшина, В.И.Астащенко // В 2-х ч. Часть 1, книга 2. Международная научно-техническая конференция «Образование и наука – производству» - Набережные Челны: Изд-во Камской госуд. Инж.-экон. Акад. - 2010.-С. 20-22.

38. Бикулов, Р.А. Изотермическая закалка комплексно-легированного высокопрочного чугуна /В.И.Астащенко, Р.А.Бикулов, Т.В.Астащенко// Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Международный сборник научных трудов. – Донецк: ДонНТГУ, 2010, Вып.40 – С. 3-7.

39. Бикулов, Р.А. Анализ условий металлизации железа и кремния при синтезировании расплава чугуна в специализированном плавильном агрегате/Р.А.Бикулов // Материалы Международной научно-технической конференции «Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы – 2013» и форума «Повышение конкурентоспособности и энергоэффективности машиностроительных предприятий в условиях ВТО». Ч.1. – Казань, 2013. – С.40-43.

40. Бикулов, Р.А. Математическая модель распределения компонент смеси в расплаве чугуна при центрифугировании (седиментации) /Р.А.Бикулов, Л.М.Котляр // Материалы Международной научно-технической конференции «Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы – 2013» и форума «Повышение конкурентоспособности и энергоэффективности машиностроительных предприятий в условиях ВТО». Ч.1. – Казань, 2013. – С.43-46.

41. Бикулов, Р.А. Теоретические методы расчета структуры и свойств алюминиевых чугунов с шаровидным графитом /Р.А.Бикулов // Материалы Международной научно-технической конференции «Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы – 2013» и форума «Повышение конкурентоспособности и энергоэффективности машиностроительных предприятий в условиях ВТО». Ч.1. – Казань, 2013. – С.46-50.

42. Бикулов, Р.А. Технологический процесс приготовления расплава черных металлов из дисперсных отходов машиностроения / Р.А.Бикулов // Материалы Международной научно-технической конференции «Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы – 2013» и форума «Повышение конкурентоспособности и энергоэффективности машиностроительных предприятий в условиях ВТО». Ч.1. – Казань, 2013. – С.50-53.

43. Бикулов, Р.А. Энергосбережение в технологических процессах получения чугунов с компактными формами графитовых включений //Р.А.Бикулов, Н.Н.Сафронов //Материалы международной конференции «Энергосбережение. Наука и образование» - Набережные Челны, 2017. – С.560-564.

В трудах и материалах научно-практических конференций

44. Бикулов, Р.А. Внепечная обработка чугунов на основе Fe-C-Al /

Б.Л.Кузнецов, Р.А.Бикулов, Л.Ф.Садыкова, И.В.Голубятникова// Тезисы докладов к зональному семинару «Современное оборудование и технология плавки, внепечной обработки и заливки чугунов» – Пенза: ППУ. - 1987. –С.35-36.

45. Бикулов, Р.А. К программно-целевому проектированию технологии выплавки чугуна / Б.Л.Кузнецов, Р.А.Бикулов // Тезисы докладов к зональному семинару «Современное оборудование и технология плавки, внепечной обработки и заливки чугунов» - Пенза: ППУ. - 1987. – С.38-39.

46. Бикулов, Р.А. Интенсифицированная плавка чугуна / Кузнецов Б.Л., Бикулов Р.А. //Современное оборудование и технология плавки, внепечной обработки и заливки чугунов. Тезисы докладов к зональному семинару, Пенза, 1987. – С.39 – 40.

47. Бикулов, Р.А. Интенсификация выплавки чугуна на базе ТШЭД-обработки / Б.Л.Кузнецов, Р.А.Бикулов // Сборник тезисов докладов региональной научно-технической конференции «Интенсификация технологических процессов в литейном производстве» - Барнаул: АлтПИ им. Ползунова. - 1988. – С.23- 24.

48. Бикулов, Р.А. Синергетическая модель компактной графитизации / Б.Л.Кузнецов, Р.А.Бикулов // Сборник тезисов докладов региональной научно-технической конференции «Интенсификация технологических процессов в литейном производстве» - Барнаул: АлтПИ им. Ползунова. - 1988. – С.41- 42.

49. Бикулов, Р.А. Термодинамический механизм компактной графитизации / Б.Л.Кузнецов, Р.А.Бикулов // Тезисы докладов 6-й научно-технической конференции КамАЗ-КамПИ «Научно-производственные и социально-экономические проблемы производства автомобиля КамАЗ» - Наб.Челны: КамПИ. - 1988. – С.56.

50. Бикулов, Р.А. ТШЭД-обработка как фактор интенсификации технологии выплавки чугуна / Р.А.Бикулов, О.А.Сазонов // Тезисы докладов 6 научно-технической конференции КамАЗ-КамПИ «Научно-производственные и социально-экономические проблемы производства автомобиля КамАЗ» - Наб.Челны: КамПИ. - 1988. – С.63.

51. Бикулов, Р.А. Рафинирующий и модифицирующий эффект ТШЭД-обработки расплава чугуна / Б.Л.Кузнецов, Т.Ф.Мулюков, Р.А.Бикулов // Тезисы докладов 5 республиканской научно-технической конференции «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах» - Запорожье: ЗМИ. - 1988. – С.140-141.

52. Бикулов, Р.А. Внепечная обработка алюминиевых чугунов / Б.Л.Кузнецов, Т.Ф.Мулюков, Р.А.Бикулов // Тезисы докладов 5 республиканской научно-технической конференции «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах» - Запорожье: ЗМИ. - 1988.–С.125-126.

53. Бикулов, Р.А. Синергетическая модель компактной графитизации и ее применение в технологии получения высококачественных чугунов / Б.Л.Кузнецов, О.А.Сазонов, Р.А.Бикулов // Тезисы докладов республиканской научно-технической конференции «Пути повышения качества и экономичности литейных процессов» - Одесса: ОПИ. - 1988. – С. 78-79.

54. Бикулов, Р.А. Сравнительная термостойкость чугунов на основе Fe-C-Al и Fe-C-Si / Р.А.Бикулов, Б.Л.Кузнецов Б.Л.// Тезисы докладов научно-технической конференции «Повышение надежности машин» - Горький: ГПИ им.Жданова. - 1988. –С.15-16.

55. Бикулов, Р.А. Сравнительная износостойкость чугунов на основе Fe-C-Al и Fe-C-Si /Р.А.Бикулов, Б.Л.Кузнецов Б.Л. // Тезисы докладов научно-

технической конференции «Повышение надежности машин» - Горький: ГПИ им.Жданова. – 1988. –С.18-20.

56. Бикулов, Р.А. Особенности структурообразования в низкокремнистом алюминиевом чугуна / В.А.Грачев, В.А.Купряшин, Р.А.Бикулов // Тезисы докладов 4 региональной научно-технической конференции литейщиков «Совершенствование технологических процессов в литейном производстве» - Караганда: КарПИ. – 1989. - С.16-18.

57. Бикулов Р.А. Внутриформенное модифицирование алюминиевого чугуна / Тезисы докладов 4 региональной научно-технической конференции литейщиков «Совершенствование технологических процессов в литейном производстве» - Караганда: КарПИ. - 1989 - С.18-20.

58. Бикулов, Р.А. Технологические особенности получения низкокремнистых алюминиевых чугунов / В.А.Грачев, В.А.Купряшин, Р.А.Бикулов // Тезисы докладов научно-технической конференции «Прогрессивные методы получения отливок» - Горький: ГПИ. - 1989. – С.24-25.

59. Бикулов, Р.А. Литниковая система для получения отливок с шарообразным графитом / В.В.Спасский, Р.А.Бикулов // Тезисы докладов научно-технической конференции «Прогрессивные методы получения отливок» - Горький: ГПИ. - 1989. – С.21-22.

60. Бикулов, Р.А. Расчет структуры и свойств низколегированных алюминиевых чугунов с шаровидным графитом / В.А.Купряшин, Р.А.Бикулов // Межвузовский сборник научных труд. Вып. 3, «Экономия металла при конструировании и производстве отливок» - Пенза: ППИ. - 1990. - С.28-30.

61. Бикулов, Р.А. Прогнозирование структуры и свойств легированных чугунов с шаровидным графитом на стадии их разработки / В.А.Купряшин, Р.А.Бикулов // Межвузовский сборник научных труд. Вып. 4, «Экономия металла при конструировании и производстве отливок» - Пенза: ППИ. – 1992. - С.92-95.

62. Бикулов, Р.А. Совершенствование технологии внутриформенного модифицирования низкокремнистых алюминиевых чугунов / Р.А.Бикулов, В.А.Купряшин // Межвузовский сборник научных труд. Вып. 5, «Экономия металла при конструировании и производстве отливок» - Пенза: ПГТУ. – 1995. - С.30-35.

63. Бикулов, Р.А. Инновационный процесс гарантированной компактной графитизации в литейных чугунах / Р.А.Бикулов, Н.Н.Сафронов // Тезисы докладов межвузовской научно-практической конференции «Экономическая синергетика и инновационный процесс» – Набережные Челны: КамПИ. - 1998. – С.86-88.