

На правах рукописи

Шахназаров Карэн Юрьевич



**РАЗРАБОТКА ЕДИНОГО КРИТЕРИЯ
ОЦЕНКИ ВЗАИМОСВЯЗИ СВОЙСТВ СПЛАВОВ
С ДИАГРАММАМИ СОСТОЯНИЯ ДЛЯ
ОБЕСПЕЧЕНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ
МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

*Специальность 05.16.09 – Материаловедение
(машиностроение)*

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

Санкт-Петербург – 2022

Работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский горный университет».

Научный консультант:

доктор технических наук, доцент

Вологжанина Светлана Антониновна

Официальные оппоненты:

Колокольцев Валерий Михайлович

доктор технических наук, профессор, федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», президент;

Ермаков Борис Сергеевич

доктор технических наук, профессор, федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого», лаборатория ресурса материалов, заведующий лабораторией;

Оленин Михаил Иванович

доктор технических наук, доцент, федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина национального исследовательского центра «Курчатовский институт», главный научный сотрудник. Ведущая организация - федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого», г. Великий Новгород.

Защита состоится 08 сентября 2022 г. в 12 ч. 00 мин. на заседании диссертационного совета ГУ 212.224.07 Горного университета по адресу: 199106, г. Санкт-Петербург, 21-я В.О. линия, д. 2, ауд. № 1171а.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Горного университета и на сайте www.spmi.ru.

Автореферат разослан 20 мая 2022 г.

УЧЕНЫЙ СЕКРЕТАРЬ
диссертационного совета



ЗВОНАРЕВ
Иван Евгеньевич

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования. На сегодняшний день современное материаловедение обладает огромным научным потенциалом в виде многочисленных экспериментально построенных диаграмм состояния, отражающих специфику взаимодействия компонентов при их различном соотношении и температурах и дающие представление о структуре и фазовом составе сплавов. В общем случае между структурой и свойствами существует достаточно хорошая связь, что позволяет управлять свойствами и прогнозировать их возможное изменение. Однако, между реальными, экспериментально установленными физико-механическими и технологическими свойствами сплавов и структурой, в ряде случаев, наблюдаются отклонения от общепринятой закономерности, что затрудняет возможность управления свойствами и прогнозирования возможного их изменения в процессе изготовления и эксплуатации машиностроительных материалов.

В связи с этим, является актуальным решение проблемы разработки и научного обоснования единого критерия оценки взаимосвязи свойств основных промышленных сплавов (стали, латуни, силумина, бронзы, магния и др.) с их диаграммами состояний. Такой подход существенно важен, поскольку является единым для разных групп сплавов. Это даст возможность прогнозирования заданного комплекса свойств на основе анализа существующих диаграмм состояния. Еще одним важным аспектом настоящей работы является объяснение особенностей изменений физико-механических свойств железа и сталей в подкритическом интервале температур. Несмотря на то, что закономерности и особенности фазовых превращений в железе и сталях достаточно хорошо изучены, до сих пор остается не выясненной природа изменений в железе ниже критических температур. Поэтому является актуальным проведение исследований по комплексу свойств железа и сталей в указанном интервале температур, что даст возможность объяснения природы этих изменений, а также выбора режимов термической обработки, позволяющих обеспечить необходимый комплекс эксплуатационных свойств изделий в машиностроении.

Степень разработанности темы исследования. Значительный вклад в изучение закономерностей связи структуры и свойств сплавов внесли зарубежные ученые: М. Хансен, К. Андерко, Р. Эл-

лиот, Ф. Шанк, В. Юм-Розери, Г. Рейнор и др., а также российские ученые-металловеды и литейщики Н.С. Курнаков, Н.Т. Гудцов, Н.И. Беляев, И.И. Корнилов Ю.А. А.А. Бочвар, Ю.А. Нехендзи, Б.Б. Гуляев, А.Е. Вол, И.К. Каган, А.М. Корольков, В.М. Колокольцев и др. Однако, применяемые в работах вышеперечисленных авторов критерии, позволяющие в ряде случаев объяснить и спрогнозировать уровень получаемых свойств по виду диаграммы состояния, не дают объяснение природы достаточно большого числа существующих экспериментально установленных аномалий свойств сталей и сплавов, что затрудняет возможность управления свойствами и прогнозирования их возможного изменения при варьировании концентрации компонентов и условий формирования структуры (нагрев, охлаждение, выдержка и т.п.).

Огромный вклад в исследование особенностей и закономерностей фазовых превращений внесли такие ученые, как П. Обергоффер, Э. Гудремон, Ф. Пиккеринг, Г. Тамман, М. Гензамер, Д.К. Чернов, Г.В. Курдюмов, В.Д. Садовский, А.П. Гуляев, Е.М. Савицкий, М.Г. Лозинский, В.К. Бабич, Ю.И. Устиновщиков, А.М. Белоус, В.М. Счастливец и др. Несмотря на то, что исследование фазовых превращений в железе и сталях имеет более чем вековую историю, до сих пор остается не выясненной природа изменений в тонкой структуре железа вблизи температур 650, 450 и 200 °С, что не позволяет объяснить некоторые особенности изменения физико-механических свойств сталей, термическая обработка которых включает их нагревание при указанных температурах.

Таким образом, выявление закономерностей взаимосвязи свойств сплавов с диаграммами состояния, а также системный анализ литературных и собственных экспериментальных данных по свойствам железа и сталей в подкритическом интервале температур в рамках решения научной проблемы имеет важное теоретическое и практическое значение для повышения ресурса эксплуатации машиностроительных материалов.

Содержание диссертации соответствует п.1 «Теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры материалов с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и дол-

говечности материалов и изделий» паспорта научной специальности 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение).

Цель работы

Разработать и обосновать единый критерий оценки взаимосвязи комплекса свойств основных промышленных сплавов с видом их диаграмм состояния и установить признаки превращений в железе и сталях в подкритическом интервале температур для обеспечения работоспособности машиностроительных материалов.

Поставленная в диссертационной работе цель достигается посредством решения нижеуказанных **задач**:

1. Разработать и научно обосновать с использованием диаграмм состояния единую систему оценки формирования комплекса свойств сталей и сплавов. Установить на основании разработанной системы фундаментальный признак (критерий), позволяющий дать объяснение природы аномалий свойств промышленно используемых сплавов (стали, латуни, силумина, бронзы, магния и др.).

2. Проверить достоверность установленного критерия при оценке взаимосвязи физико-механических и технологических свойств промышленно используемых сплавов с диаграммами состояния.

3. На основании установленных в п.п. 1 и 2 закономерностей взаимосвязи свойств сталей и сплавов с диаграммами состояний внести уточнения в закон Курнакова (правило аддитивности).

4. Теоретически проанализировать, обобщить и исследовать экспериментально изменения физических и механических свойств железа и сталей в области температур ~ 650 , ~ 450 и $\sim 200^\circ\text{C}$ для объяснения природы этих изменений. На основании полученных экспериментальных данных разработать режимы термической обработки, позволяющие повысить эксплуатационные свойства штамповой стали 5Х2СМФ и конструкционной стали 36Х2Н2МФА.

Идея работы. Использовать диаграммы состояния для разработки научных основ оценки и прогнозирования физико-механических и технологических свойств промышленно используемых сплавов.

Научная новизна работы:

1. Впервые предложен критерий K_{Δ} , представляющий собой концентрационную зависимость качественных изменений интервалов кристаллизации (перекристаллизации) на диаграммах состояния сплавов. Это позволяет найти связь особенностей изменений физико-механических и технологических свойств промышленно используемых сплавов (стали, латуни, силумина, бронзы, магния и др.) с диаграммами состояний.

2. Впервые установлено, что с качественными изменениями интервалов кристаллизации (перекристаллизации) (K_{Δ}) связаны: особенности изменения литейных свойств сплавов (линейная усадка и жидкотекучесть); не характерные изменения свойств сплавов с компонентом-полупроводником; особенности стеклообразования (аморфизации).

3. Внесены уточнения в правило Курнакова (закон аддитивности), которые связывают экстремумы (максимумы и изгибы) на кривых «состав – свойство» сплавов с K_{Δ} .

4. На основании анализа многочисленных литературных, а также собственных экспериментальных данных по физико-механическим свойствам железа и сталей в подкритическом интервале температур обоснованы признаки превращений в железе при ~ 650 , ~ 450 и $\sim 200^{\circ}\text{C}$.

Теоретическая и практическая значимость работы.

1. Предложена система оценки с использованием разработанного критерия (K_{Δ}), устанавливающая взаимосвязь физико-механических и технологических свойств промышленно используемых сплавов с диаграммами состояния, что позволяет прогнозировать их свойства по виду диаграмм состояния.

2. Разработанная система оценки свойств по виду диаграмм состояния на основании впервые установленного критерия (K_{Δ}) подтверждена при анализе особенностей изменения физических, химических и технологических свойств более чем пятидесяти сплавов различных систем.

3. Доказана возможность объяснения и прогнозирования особенностей изменения свойств сталей при нагревании до температур ~ 650 , ~ 450 и $\sim 200^{\circ}\text{C}$ на том или ином этапе термической обработки.

4. Установлены оптимальные режимы термической обработки для среднелегированной конструкционной стали 36Х2Н2МФА и штамповой стали 5Х2СМФ. Акты производственных испытаний стали 5Х2СМФ, используемой для изготовления штампов и штамповой оснастки на КАМАЗе и ГАЗе, свидетельствуют о повышении их технологичности и работоспособности.

5. Разработаны три базы данных для ЭВМ на основании полученных в работе экспериментальных данных, по зависимости физико-механических свойств железа разной степени чистоты, а также промышленно используемых конструкционных и инструментальных сталей от нагрева в интервале температур от 20 до 900 °С с интервалом 20 – 40 °С.

Методология и методы исследования. В настоящей работе были использованы только диаграммы состояния, построенные на основании экспериментально установленных данных. Экспериментальные исследования по оценке фазовых и структурных превращений проводили на образцах из практически чистого железа и сталях с различным содержанием углерода и легирующих элементов. Для проведения рентгеноструктурного анализа, сопротивления горячей осадке на половину высоты образца, исследования микроструктуры, твердости, микротвердости использовали следующее оборудование: дифрактометр рентгеновский общего назначения (ДРОН-2.0), установка Gleeble-3800, оптический микроскоп «Zeiss», растровый электронный микроскоп (JSM-7001F), твердомеры Роквелла, Бринелля, Buehler «Micromet 5103». Термическая обработка образцов проводилась в соляных ваннах СЗРЦ Концерна ВКО «Алмаз-Антей» Обуховского завода.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Научно обоснована система оценки взаимосвязи свойств сталей с диаграммой железо-углерод на основании впервые установленного критерия – качественного изменения интервала кристаллизации (перекристаллизации) (K_{Δ}), что дает возможность объяснить отклонения от общепринятых закономерностей изменений свойств сталей, а также прогнозировать свойства сплавов по их диаграммам состояния.

2. Подтверждение установленной системы при анализе взаимосвязи физико-механических и технологических (линейная усадка и жидкотекучесть) свойств с диаграммами состояния на ос-

новании разработанного критерия (K_{Δ}) для: цветных сплавов (латуни, силумина, бронзы, магния и др.); сплавов с компонентом-полупроводником; особенностей стеклообразования (аморфизации).

3. Установленные закономерности изменения свойств сплавов на основании разработанного критерия (K_{Δ}) позволяют внести уточнения в правило Курнакова (закон аддитивности), которые связывают экстремумы на кривых «состав – свойство» сплавов с K_{Δ} .

4. Обоснованы признаки превращений в железе и углеродистых сталях вблизи температур 650, 450 и 200°C, что дает возможность объяснить аномалии свойств сталей при этих температурах, а также разработать режимы термической обработки инструментальных и конструкционных сталей для повышения их эксплуатационных свойств.

Степень достоверности результатов исследования обусловлена воспроизводимостью и согласованностью полученных данных, доказана значительным объемом разнообразных экспериментальных исследований, выполненных в обоснование основных теоретических положений, применением современного сертифицированного исследовательского оборудования и лицензионных программных средств для обработки информации, значительным количеством разнообразных экспериментальных исследований структуры, полученных в ходе выполнения исследования. Теория построена на известных, проверяемых данных, взятых из открытых источников, согласуется с экспериментальными данными, полученными в диссертационной работе.

Апробация результатов. Основные результаты работы представлены в виде 77 сообщений и получили положительную оценку на международных и всероссийских конференциях: «Материаловедение, пластическая и термическая обработка» (Санкт-Петербург, 2000, 2002 г.); собрание металлургов России (Краснодар, 2001 г.); VII и VIII международная научно-техническая конференция «Прочность материалов и конструкций при низких температурах» (Санкт-Петербург, 2002 г.); научно-технические международные конференции «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации материалов» (Санкт-Петербург, 2003 – 2009 г.); VI международный симпозиум «Современные проблемы прочности» (Великий Новгород, 2003 г.); научно-техническая

конференция, посвященная 300-летию Санкт-Петербурга (Санкт-Петербург, 2003 г.); международные конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов» (Черноголовка, 2004, 2006, 2008, 2016 г.); XLII международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (Калуга, 2004 г.); международные конференции «Актуальные проблемы прочности» (Витебск, 2004, 2007 г.); IV конференция молодых ученых и специалистов материаловедов (Санкт-Петербург, 2004 г.); 7-я международная научно-техническая конференция «Современные металлические материалы, технологии и их использование в технике» (Санкт-Петербург, 2006 г.); конференция «Актуальные проблемы прочности» (Белгород, 2006 г.); Всероссийские конференции по проблемам науки и высшей школы «Фундаментальные исследования в технических университетах» (Санкт-Петербург, 2006, 2007, 2009 г.); XVI международная конференция «Физика прочности и пластичности материалов» (Самара, 2006 г.); международная научно-техническая конференция «Современные достижения в теории и технологии пластической обработки металлов» (Санкт-Петербург, 2007 г.); 7-я всероссийская научно-практическая конференция «Литейное производство сегодня и завтра» (Санкт-Петербург, 2008 г.); международная конференция «Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения» (Санкт-Петербург, 2008 г.); международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (Нижний Новгород, 2008 г.); международный симпозиум «Наследственность в литейных процессах» (Самара, 2008 г.); Международные научно-практические конференции «Неделя науки СПбГПУ» (Санкт-Петербург, 2009, 2012, 2014, 2015 г.); Международная научно-техническая конференция «Низкотемпературные и пищевые технологии в XXI веке» (Санкт-Петербург, 2015 г.); Международные научно-практические конференции «Инновации на транспорте и в машиностроении» (Санкт-Петербург, 2015 – 2021 г.г.), Международная научно-практическая конференция «Нанозифика и наноматериалы» (Санкт-Петербург, 2021 г.).

Личный вклад автора состоит в постановке цели и задач диссертационного исследования; анализе зарубежной и отечественной литературы; инициативе и проведении теоретических и

экспериментальных исследований, обработке и трактовке полученных результатов. Все этапы экспериментальной работы проведены лично соискателем или при его активном участии.

Публикации по работе. Результаты диссертационной работы в достаточной степени освещены в 30 печатных работах, в том числе в 11 статьях из перечня рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук, на соискание ученой степени доктора наук (далее – Перечень ВАК), в 11 статьях – в изданиях, входящих в международную базу данных и систему цитирования Scopus. Получено 3 свидетельства о государственной регистрации программ для ЭВМ.

Структура работы. Диссертация состоит из оглавления, введения, 4 глав с выводами по каждой из них, заключения, списка литературы, включающего 188 наименований и 2 приложений на двух страницах. Диссертация изложена на 330 страницах машинописного текста, содержит 302 рисунка и 23 таблицы.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность работы, сформулированы цель, задачи работы и научная новизна, раскрыты теоретическая и практическая значимости исследования и изложены основные положения, выносимые на защиту.

Первая глава посвящена состоянию вопроса по обоснованию необходимости объяснения особенностей изменения свойств сплавов на примере сталей, содержащих ~ 0,5 % С.

Особенности изменения свойств стали с ~ 0,5 % С. По данным Г.Н. Еланского, В.А. Кудрина, Б.А. Баума кинематическая вязкость, независимо от температуры перегрева над линией ликвидуса; энергия активации вязкого течения; плотность и поверхностное натяжение; электросопротивление расплава и аустенита имеют максимум при ~ 0,5 % С; магнитная восприимчивость расплава и аустенита, электронные характеристики (концентрация носителей и частота релаксации) имеют минимум при ~ 0,5 % С (рисунок 1). В твердом состоянии по данным П. Обергоффера, Э. Гудремона, Ф. Пикеринга А.М. Самарина, Г.В. Курдюмова, А.П. Гуляева, Л.С. Мороза и др. при С > 0,5 %: мартенсит начинает менять морфологию от дислокационной к двойникованной, становясь недопустимо хрупким, хотя является твердым раствором; становится тетра-

гональным без оговорок на самоотпуск во время закалочного охлаждения, почти не упрочняется углеродом; предел текучести феррито-цементитной смеси, независимо от формы цементита, начинает даже понижаться; модули Юнга и сдвига как после закалки, так и после отжига имеют минимум; заметно уменьшается темп снижения углеродом сил связи между атомами железа в решетке мартенсита и аустенита; интервал мартенситного превращения начинает уменьшаться; феррит теряет способность быть видманштеттовым; при 910 и 1000 °С у аустенита отчетливые максимумы твердости и.т.д.

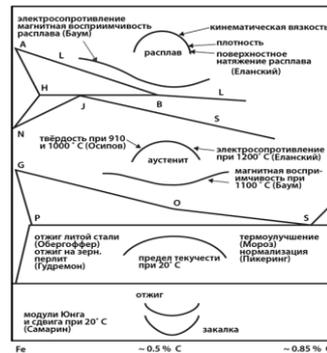


Рисунок 1 – Схематизированная часть диаграммы Fe – C и зависимость свойств от % C

Признаки наличия промежуточной фазы ~ Fe₄₂C (~ 0,5 % C), образующейся по перитектоидной реакции при ~ 650°С. Первым признаком являются сингулярные точки – максимумы предела текучести отожженной (П. Обергоффер, Э. Гудремон), нормализованной (Ф. Пикеринг) или термоупрочненной (Л.С. Мороз) сталей с ~ 0,5 %C (Рисунок 1). Второй признак – тепловые эффекты не только при A₃, A₂, A₁, но и при ~ 650 °С, обнаруженные Робертсом-Аустеном, Осмондом, Роозебумом, Карпентером и Киллингом у сплавов системы Fe – C.

На основании проведенного в главе 1 анализа литературных данных по свойствам сталей, содержащих ~ 0,5 % C (феррито-цементитной смеси, твердых растворов (мартенсита, аустенита) и расплава)) установлены многочисленные особенности изменения физико-механических свойств. Сделано предположение, что ответственными за аномалии свойств сталей с содержанием углерода

~ 0,5 % являются: 1) в точке *B* диаграммы железо – углерод из-за изгиба ликвидуса при 0,5 % С имеет место качественное изменение интервала кристаллизации, что является фундаментальным признаком промежуточных фаз; 2) 0,5 % С является границей между доперитектическими (~ 0,1 – 0,5 % С) и заперитектическими (С > 0,5 %) нелегированными сталями, имеющими кардинально разную структурную наследственность атомов железа (точнее – твердых растворов на основе его модификаций) – расплав = δ = γ = β = α и расплав = γ = α соответственно.

На основании установленных закономерностей по аномалиям свойств сталей, содержащих ~ 0,5 % С, в диссертационной работе были поставлены цель и задачи научного исследования.

Вторая глава посвящена разработке системы, позволяющей установить закономерности особенностей изменения свойств двойных сплавов с диаграммами состояния. Анализ состояния имеющих особенностей изменений физико-механических свойств двойных сплавов показывает, что они связаны с наличием промежуточных фаз, которые характеризуются экстремумами и/или изгибами на кривых «свойство – состав». В качестве показателей, подтверждающих наличие фаз в сплавах на диаграммах состояния различных систем, в работе приняты:

1. Экстремумы или изгибы на кривых «свойство-состав» двойных сплавов.

2. Качественные изменения интервала кристаллизации (перекристаллизации) на основе критерия K_{Δ} , где Δ – концентрационная зависимость качественных изменений интервалов кристаллизации (перекристаллизации) на диаграммах состояния сплавов, что является характерным признаком для экспериментально установленных промежуточных фаз. Данный фундаментальный критерий хорошо иллюстрируется на примере системы Fe – Cr (рисунок 2).



Рисунок 2 – Схематизированная часть диаграммы Fe – Cr и зависимость свойств от состава

Скачок коррозионной стойкости, изгибы кривых электросопротивления и теплопроводности сплавов с содержанием Cr более 13% соответствуют специфической (эвтектикоподобной) форме линий ликвидуса и солидуса. При ~ 13 % Cr интервал кристаллизации становится нулевым, далее (влево и вправо) начинает расширяться, т.е. происходит его качественное изменение (K_{Δ}).

При анализе диаграмм состояния также необходимо учитывать структурную наследственность атомов компонентов, составляющих двойную систему. Так, резкое изменение свойств сплавов при содержании Cr более 13% соответствует замыканию γ -области (в них нет перекристаллизации $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$). То есть, имеет место разная структурная наследственность атомов железа, лежащих левее и правее ~ 13 % Cr.

Таким образом, установлены два параметра – (критерий K_{Δ}) и изменение структурной наследственности атомов, которые легли в основу предлагаемой системы, позволяющей дать объяснение многочисленным особенностям изменения физических, механических и технологических свойств сталей и сплавов.

В третьей главе на основании разработанной системы установлена связь особенностей изменения физико-механических и технологических свойств сталей, содержащих ~ 0,8 % C, ~ 0,1 % C и ~ 0,2 % C, цветных сплавов, сплавов с компонентом-полупроводником и аморфных сплавов с диаграммами состояний.

Связь особенностей изменения свойств эвтектоидной стали (~ 0,8 % C) с K_{Δ} . Для стали эвтектоидного состава качественное изменение интервала перекристаллизации K_{Δ} в точке S (~ 0,8 % C) диаграммы Fe – Fe₃C сопровождается по данным Э. Гудремона, С. Умино, А.М. Самарина, П.Я. Салдау экстремумами на кривых свойство – состав: однотипными максимумами коэрцитивной силы и модулей Юнга и сдвига как закаленного, так и отожженного состояний, что исключает влияние структуры на сингулярную точку; минимумами теплоемкости при 900, 1000 и 1100°C; минимумами плотности аустенита и расплава; максимумами твердости и электросопротивления стали с ~ 0,8 % C после обработки на зернистый и пластинчатый перлит; По данным В.С. Ивановой «в двух случаях – при содержании углерода ~ 0,8 % C и у чистого железа площадка текучести отсутствует ...». Аустениту эвтектоидного

состава около века назад были приписаны название «гарденит» (Г.М. Хоу) и формула $Fe_{24}C$ (подкарбид Арнольда).

Связь особенностей изменения свойств стали с $\sim 0,1$ % C с K_{Δ} . Очевидное K_{Δ} в точке H диаграммы Fe – Fe_3C приводит по данным Э. Гудремона, В. Кестера, А.М. Самарина, Б.А. Баума, Г.А. Еланского, В.А. Кудрина, Ю.П. Солнцева к абсолютным максимумам сужения при 20, -40, -100 и -160 °С; максимумам прироста σ_B и H_C в результате вылеживания или отпуска после субкритической закалки; максимумы модулей Юнга и сдвига как после закалки, так и после отжига; абсолютным минимумам температурного коэффициента электросопротивления расплава при 1600 °С и магнитной восприимчивости расплава при 1575 °С и аустенита при 1100 °С; резкому снижению влияния содержания углерода (изгиб кривых при $\sim 0,1$ % C) на плотность, поверхностное натяжение расплава в период чистого кипения, и на K_{CU}^{60} .

Связь особенностей изменения свойств стали с $\sim 0,2$ % C с K_{Δ} . Точка J диаграммы Fe – Fe_3C , в которой K_{Δ} очевидно сопровождается, по данным Б. А. Баум, П. Я. Салдау, Н.С. Курнакова, А.М. Самарина, Б.А. Лившица, Р. Бозорта, Ю.П. Солнцева и др., минимумами плотности и электросопротивления аустенита, кинематической вязкости, энергии активации вязкого течения расплава; максимумами электросопротивления, магнитной восприимчивости расплава. При содержании C более 0,2 % резко снижается влияние углерода на понижение теплопроводности, начальной и максимальной магнитной проницаемости после закалки и отжига; на повышение твердости; резко усиливается влияние углерода на понижение K_{CU}^{60} . Описанные особенности изменения свойств при $\sim 0,1$ и $\sim 0,5$ % C можно связать со структурной наследственностью атомов железа – они при меньшем, чем $\sim 0,1$, и большем, чем $\sim 0,5$ % C, не участвуют в перитектической реакции. Аномалии при $\sim 0,2$ и $\sim 0,8$ % C можно связать с качественными изменениями интервала кристаллизации и перекристаллизации K_{Δ} . Аномалии при всех четырех содержаниях углерода однозначно связаны с K_{Δ} – фундаментальным признаком промежуточных фаз. Таким образом, K_{Δ} лучше (универсальнее) дает объяснение особенностям изменения свойств сталей в жидком и твердом состоянии.

Связь аномалий свойств силуминов с K_{Δ} . Характер изменения линии ликвидуса у доэвтектических силуминов немонотонен:

ликвидус линейный от ~ 4 до ~ 8 % Si, а на участках от 0 до ~ 4 % Si и от ~ 8 до 12 % Si криволинейный. У заэвтектического силумина при проценте Si более ~ 85 % ликвидус становится почти плоским. Поскольку солидус горизонтален, то при ~ 4, ~ 8, ~ 85 % Si имеет место K_{Δ} , как и в эвтектической точке (~ 12 % Si), и у конца эвтектической горизонтали (~ 1,5 % Si) (рисунок 3).

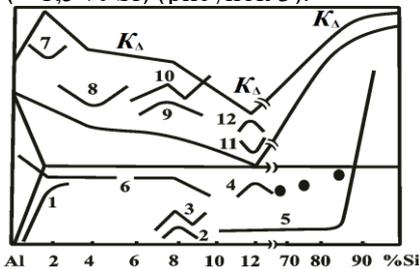


Рисунок 3 – Схематизированная зависимость от содержания Si свойств и K_{Δ} , где ● – твердость порошковых силуминов (пояснения указаны в тексте)

Наиболее выразительный пример отклонений свойств при ~ 85 % Si, когда твердость вырастает почти в 5 раз. Несмотря на то, что Si тверже Al в десятки раз твердость сплавов, содержащих менее 85 % Si практически не растет. Повысить твердость сплавов с 60, 75 и 85 % Si в ~ 3 раза (рисунок 3) удалось только приготовлением сплавов методом порошковой металлургии, исключив контакт атомов Al и Si в расплаве, в котором, вероятно, закладываются указанные аномалии свойств. По данным А.Я. Вола, А.М. Королькова, Л.Ф. Мондельфо, Г.Г. Крушенко и др. (рисунок 3): при ~ 1,5 % Si: резко замедляется рост электросопротивления ρ (кривая 1), а у расплава минимум электросопротивления и плотности (кривая 7); при ~ 4 % Si находится минимум жидкотекучести (кривая 8); при ~ 8 % Si максимумы электросопротивления в твердом (кривая 2) и жидком (кривая 9) состояниях, изгиб кривой линейной усадки и экстремумы магнитной восприимчивости в тех же состояниях (кривая 3 и 10); при ~ 12 % Si максимумы σ_B и δ (кривая 4), максимум плотности расплава (кривая 12), минимум ρ (кривая 11); линейная усадка неизменна между двумя K_{Δ} при ~ 1,5 и 8 % Si (кривая 6).

Таким образом, все рассмотренные K_{Δ} дают объяснения особенностям изменения физико-механических свойств силуминов в жидком и твердом состоянии.

Связь максимальной (или повышенной) пластичности при максимальной (или повышенной) прочности цветных сплавов с K_{Δ} . У однофазной латуни хорошо известные аномалии свойств: одновременный рост σ_B и δ до $\sim 32\%$ Zn, как у литой (рисунок 4 а), так и прокатанной и отожженной (рисунок 4 б). Следовательно, к микроструктуре эта аномалия отношения не имеет, но отвечает концу перитектической горизонтали ($\sim 32\%$ Zn) (рисунок 4 в), где имеет место качественное изменение интервала кристаллизации K_{Δ} и изменение структурной наследственности атомов Cu и Zn – они до $\sim 32\%$ Zn не участвуют в перитектической реакции.

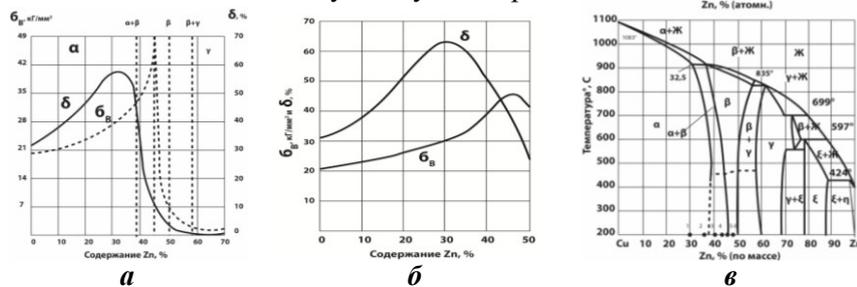


Рисунок 4 – Механические свойства литых сплавов (а), прокатанных и отожженных медноцинковых сплавов (б), диаграмма Cu –Zn (в)

У равновесных (отожженных) сплавов системы Cu – Sn максимум δ отвечает концу перитектической горизонтали при $\sim 13\%$ Sn, а у неравновесных (литых) сплавов (кардинально различающихся по структуре) – сместившемуся к $\sim 8\%$ Sn концу той же горизонтали. Таким образом, и у оловянистых бронз максимум δ отвечает K_{Δ} и связан с изменением структурной наследственности атомов. Максимумы δ при росте σ_B у кремнистой при $\sim 3,5\%$ Si и у бериллиевой при $\sim 1,5\%$ Be бронз соответствуют изгибу солидуса, что при монотонном ликвидусе означает K_{Δ} .

Одновременные максимумы σ_B , ψ и δ при 40% Mn в системе Cu – Mn точно соответствуют эвтектикоподобному касанию ликвидуса и солидуса, т. е. K_{Δ} и уникальности структурной наследственности атомов сплава с 40% Mn: при его кристаллизации не требуется перераспределения атомов, как у чистого металла.

В сплавах Al с 10% Mg и сплавах Mg с 8% Al изгибам солидуса, т.е. K_{Δ} отвечают одновременные максимумы δ и σ_B .

Дуралюмин состава конца эвтектической горизонтали (~ 6 % Cu) соответствует K_{Δ} . Это объясняет, почему абсолютные максимумы σ_B и $\sigma_{0,2}$ не отвечают минимумам пластичности, что свидетельствует о ее повышенных значениях.

Таким образом, для промышленных сплавов (латунь, оловянистая, кремнистая, бериллиевая бронзы, силумин, магналий, дуралюмин) найдена связь аномалий пластичности с диаграммами состояний (с критерием K_{Δ}). А поскольку K_{Δ} и экстремумы на кривых свойств являются фундаментальными признаками промежуточных фаз, им можно (для удобства обозначения) присвоить соответствующую формулу $A_nB_m - K_{\Delta}$.

Связь экстремумов жидкотекучести и неизменности линейной усадки цветных сплавов с K_{Δ} . По данным А.М. Королькова жидкотекучесть сплавов напрямую связана с шириной интервала кристаллизации. Это явно не так, поскольку, согласно его же данным, жидкотекучесть совершенно не реагирует на эвтектическую точку в сплавах Al – Si и Pb – Sb (рисунок 5 а).

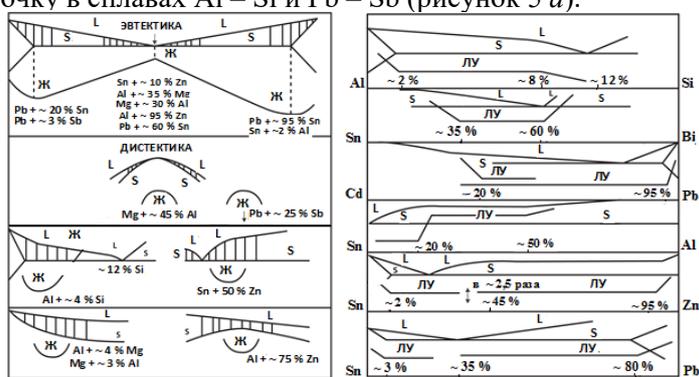


Рисунок 5 – Схематизированные части диаграмм состояния с экстремумами жидкотекучести (а) и линейной усадки (б) двойных сплавов

Им установлено 16 экстремумов жидкотекучести в семи двойных системах Pb – Zn, Al – Zn, Al – Mg, Mg – Al, Al – Si и Pb – Sb. Экстремумы (максимумы) жидкотекучести связаны с эвтектической точкой, где не только минимальный (нулевой) интервал кристаллизации, но и K_{Δ} . Максимумы жидкотекучести в сплавах соответствуют эвтектическим точкам, которые находятся при: Sn + 10 %

Zn, Al + 35 % Mg, Pb + 60 % Sn, Mg + 30 % Al, Al + 95 % Zn. Также максимум жидкотекучести отвечает дистектической точке (промежуточной фазе Mg_3Al_4). Кроме того, экстремумы (минимумы) жидкотекучести связаны с максимальными интервалами кристаллизации у концов эвтектических горизонталей у сплавов Pb + 20 % Sn, Pb + 95 % Sn, Zn + 2 % Al, Pb + 3 % Sb. В остальных случаях экстремумы жидкотекучести не связаны с шириной интервала кристаллизации. В эвтектической системе Sn – Zn минимум жидкотекучести при ~ 50 % Zn, где из-за изгиба ликвидуса при ~ 50 % Zn имеет место K_{Δ} . То же в сплаве Pb + 25 % Sb. В системе Al – Si жидкотекучесть остро реагирует на изгиб ликвидуса при ~ 4 % Si. В системе Al – Mg минимум жидкотекучести при ~ 4 % Mg отвечает изгибу солидуса (по данным Н. С. Курнакова). При монотонном ликвидусе это означает K_{Δ} . То же при ~ 97 % Mg. Выпуклый солидус при ~ 75 % Zn в системе Al – Zn при монотонном ликвидусе (т.е. K_{Δ}), которому отвечает минимум жидкотекучести (рисунок 5 а). Таким образом, все 16 экстремумов жидкотекучести связаны K_{Δ} .

По данным А.М. Королькова установлено 11 площадок на кривых состав – линейная усадка (ЛУ). У концов площадок всегда наблюдается скачкообразный рост (уменьшение) линейной усадки (рисунок 5 б). В системе Al – Si линейная усадка строго одинакова в пределах 2 – 8 % Si. При ~ 2 % Si находится конец эвтектической горизонтали, а при ~ 8 % изгиб ликвидуса. В обоих случаях (при ~ 2 и 8 % Si) имеет место K_{Δ} . В системе Sn – Bi концам площадки линейной усадки отвечает эвтектическая точка и изгиб ликвидуса.

В системе Cd – Pb концу площадок линейной усадки при ~ 20 % Pb отвечает изгиб ликвидуса и конец эвтектической горизонтали при ~ 95 % Pb. В системе Sn – Al концам площадок при ~ 15 % Al и ~ 50 % Al отвечают изгибы ликвидуса. Две площадки линейной усадки в системе Sn – Zn отвечают изгибу ликвидуса при ~ 55 % Sn и ~ 95 % Zn. При ~ 98 % Sn находится конец эвтектической горизонтали. Отметим, что линейная усадка при ~ 45 % Zn скачкообразно увеличивается в ~ 2,5 раза. Две площадки в системе Sn – Pb отвечают эвтектической точке (~ 65 % Sn) и концам эвтектической горизонтали (~ 20 и ~ 97 % Sn) (Рисунок 5 б).

Таким образом, скачкообразный рост и площадки (неизменность) линейной усадки (ЛУ) во всех случаях связаны с K_{Δ} .

Связь особенностей изменений свойств сплавов с компонентом-полупроводником и возможность использования равновесных диаграмм состояния для оценки способности к стеклообразованию (аморфизации). По данным А.Я. Вола в системе Ge – Ti «все сплавы обладают металлической проводимостью», но при содержании Ge более 98 ат. % она скачком уменьшается примерно в тысячу раз, что отвечает изгибу ликвидуса, то есть K_{Δ} . В системе Ge – Si при ~ 20 ат. % Si имеют место изгибы кривых ширины запрещенной зоны E_g , твердости H , подвижности электронов μ_n и дырок μ_p , коэффициента линейного расширения α , электросопротивления ρ . Эти аномалии свойств можно связать с K_{Δ} : кремний резко расширяет интервал кристаллизации, когда его меньше ~ 20 ат. %, при ~ 20 – 50 % интервал кристаллизации неизменен.

Анализ аномалий физических свойств в системах: P – As, InAs – GaP, GaSb – GaAs, HgTe – CdTe, GaSe – GaS, Ti – Ge показывает, что все они связаны с диаграммами состояния на основании установленного критерия K_{Δ} . Концентрационные границы стеклообразования в системе SiO₂ – Na₂O по данным С.А. Дембовского и Е.А. Чечеткиной буквально строго соответствуют эвтектической или дистектической точкам, имеющим одно общее свойство – нулевой интервал кристаллизации, т.е. K_{Δ} . В системе Ge – S стеклообразование свойственно сплавам околоэвтектического состава и от дистектической точки до изгиба ликвидуса. В системе GeSe – Se граница стеклообразования начинается от изгиба ликвидуса. В системе S – Se «образуются устойчивые стекла до 50 ат. % S» (данные Г.З. Виноградова), что строго соответствует концу эвтектической горизонтали, т.е. K_{Δ} . Таким образом, равновесные диаграммы возможно использовать для прогнозирования аморфизации неравновесных (быстроохлажденных) сплавов.

На основании закономерностей установленных в главах 1 – 3 связей особенностей изменений физико-механических и технологических свойств сплавов с качественными изменениями интервалов кристаллизации (перекристаллизации) (K_{Δ}) предлагается внести уточнение в закон Курнакова (правило аддитивности), которое звучит следующим образом: *аддитивное (линейное) изменение свойств сплавов-смесей ограничено точками на оси абсцисс, включая эвтектические и перитектические точки, где имеют место качест-*

венное изменение интервалов кристаллизации (перекристаллизации) (K_{Δ}).

Результативность предлагаемой версии подтверждена более чем на пятидесяти сплавах следующих систем: Fe – Cr, Fe – Si, Fe – Al, Fe – Ti, Fe – Mo, W – C, Ti – C, Ta – C, Al – Zr, Pt – Ag, Cd – Zn, Cu – Mn, In – Bi, Cu – Zn, Cu – Sn, Al – Cu, Cd – Tl, Au – Mn, Au – Sb, Fe – Zn, Y – Ti, Bi – Pb, Al – Zn, Nb – Mo, Nb – V, Cr – Mo, Cu – Si, Mg – Al, Pb – Sb, Sn – Al, Cd – Pb, Sn – Zn, Sn – Cd, Sn – Bi, Sn – Pb, P – As, Zn – Ge, Ti – Ge, Ge – S, GeSe – Se, S – Se, SiO₂ – Na₂O, Sb – Te, Ge – Si, Ge – Tl, InAs – GaP, PbSe – GeTe, GaSb – GaAs, HgTe – CdTe, GaSe – GaS, InSb – AlSb, ZnTe – HgTe.

В четвертой главе на основании анализа литературных и собственных экспериментальных данных по свойствам железа и сталей обоснованы признаки превращения в железе и сталях вблизи температур 650, 450 и 200 °С. Согласно Г. Тамману, Э. Гудремону, А.А. Бочвару, А.М. Самарину, Б.Г. Лившицу, для детектирования превращения пригодно любое свойство – изгиб или экстремум на кривой. Приведем их на температурных зависимостях свойств железа и сталей при ~ 650, ~ 450 и ~ 200 °С.

Тепловые эффекты при ~ 650 °С не только для Fe, но и для 21 сплава с углеродом нанесены не только на первую (похожую на современную) диаграмму Робертса-Аустена (1899 г.), но и на диаграмму Роозебума с экспериментальными точками Карпентера и Киллинга (1904 г.) (рисунок 6 а, б).

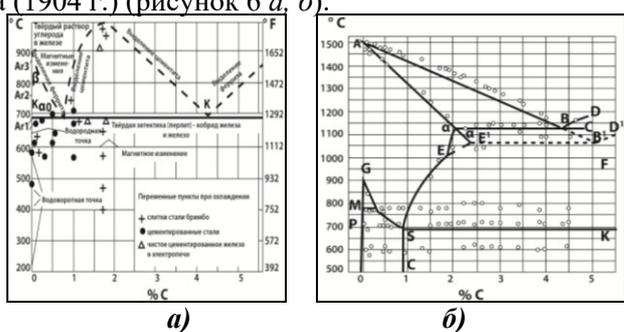


Рисунок 6 – Диаграмма Fe – C (Робертс-Аустен) (а); диаграмма Роозебума и данные, полученные Карпентером и Килингом) (б);

Тепловые эффекты при ~ 650 °С у железа, сталей и чугунов подчеркивают, что они являются производными железа.

Обоснование признаков превращения в железе при ~ 650 °С. Отчетливые тепловые эффекты при ~ 650 °С показаны Ф. Осмондом, наряду с эффектами при A_3 и A_2 . Пионшон в 1886 г. отметил: для нагрева железа выше 660 °С требуется гораздо больше калорий, т. е. железо стало качественно другим. Независимо от содержания углерода в ВИТ-железе, максимум ударной вязкости находится при $600 - 650$ °С, а минимум при ~ 450 °С (данные Г.Н. Титова, П.С. Рогозина), выше 600 °С по данным Е.М. Савицкого начинается скачкообразный рост $\varepsilon_{дин}$ (оценивается «укорочением» образца при ударном осаждении), четко детектируя максимумом $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ превращение при 900 °С.

По данным Р.И. Энтина продолжительность инкубационного периода $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения Fe имеет острый максимум при 630 °С. Этот максимум не был бы замечен, если эксперимент вести через каждые 50 или 100 °С, как и острый минимум теплоемкости, показанный Б.М. Могутновым. Растворимость углерода в феррите при ~ 590 °С чуть выше, чем при ~ 640 °С (данные Л. Дийкстра). На термограмме железа, построенной Н.А. Недумовым и В.К. Григоровичем, отчетливый эффект имеет место не только при A_3 и A_2 , но и при ~ 650 °С. «Магнитный» эффект (отклонение температурной зависимости коэффициента диффузии от уравнения Аррениуса) по данным Г. Стенли имеет место не только в точке Кюри, но и при ~ 650 °С. Н.Т. Гудцов показал безгистерезисный изгиб кривых термоЭДС пары Fe – Pt, резкое снижение намагниченности по данным Г. Эссера наступает при ~ 640 °С, что может говорить о «магнитной» природе превращения. Р. Бозорт показал: начало скачкообразного роста начальной и максимальной магнитной проницаемости при ~ 650 °С, максимум магнитострикции при ~ 625 °С в поле 900 эрстед. Изгиб дилатограмм у Эссера и Б.Г. Лившица при ~ 650 °С однозначен. Абсолютный максимум коэффициента линейного расширения при 650 °С показан Дризенем, что означает, по сути, некоторое сжатие при нагреве. Этот коэффициент реагирует также на A_2 и A_3 . Г. Шульце показал ускоренный рост температурного коэффициента электросопротивления выше 670 °С, считая эту температуру сравнимой с точкой Кюри.

На температурной зависимости числа Лоренца С. Пауэлл показал максимум при ~ 600 °С, минимум при ~ 670 °С, максимум при ~ 780 °С, изгиб при ~ 900 °С, что делает равнозначными эффекты при 600 и 670 °С, A_2 и A_3 . Независимо от содержания углерода в чугунах (4,08; 4,18 и 4,75 %) разница в теплопроводности между ними исчезает при ~ 650 °С, то же – для сталей с разными примесями при 600 °С; кривая теплопроводности железа имеет изгиб при 600 °С (данные Н.М. Гиршовича, Б.Г. Лившица).

На температурной зависимости теплосодержания железа Ф. Кобер показал отчетливый минимум, на той же зависимости по данным П. Обергоффера при ~ 650 °С криволинейный участок превращается в прямолинейный.

Связь аномалий свойств сталей, термическая обработка которых включает операцию при ~ 650 °С, с превращением в железе. Повышение температуры отпуска выше 650 °С охрупчивает стали разного состава, хотя прочностные свойства понижаются. Эту субкритическую отпускную хрупкость И.И. Новиков объясняет либо огрублением карбидов, либо связывают с «кристалликами α -железа» (данные Л.С. Мороза), либо никак не объясняют. Предполагаемое превращение в Fe при ~ 650 °С может быть версией природы охрупчивания. Сталь в состоянии обратимой отпускной хрупкости (медленное охлаждение от 650 °С) разохрупчивается за минутную выдержку при 650 °С с последующим быстрым охлаждением, что требует ускоренной диффузии охрупчивающих примесей с границ зерен. Аномально высокая диффузия при $600 - 680$ °С доказана отпуском стали 20Х продолжительностью в десятки секунд. Содержание Сг в карбидах вырастает, по данным Ю.И. Устиновщикова, за это время в 6 – 7 раз. Такая диффузия возможна во время превращений в данном случае – при ~ 650 °С. Превращение в перлит при $670 - 630$ °С за секунды названо В.М. Счастливым в 2006 г. «удивительным фактом». При этом превращении фазы перлита (феррит и цементит) различаются по % С в сотни раз. Для этого нужна гигантская диффузия, обеспечиваемая превращением. В настоящей работе для установления возможного превращения в железе было проведено металлографическое исследование на образцах из практически чистого (0,008 % С) железа после закалки от 1050 °С (вода) и отпуска в интервале $580 - 680$ °С (с интервалом в 20 °С). После отпуска при 640 °С наблюдается максимальная травимость

границ зерен (выдержка для всех образцов в 4 % HNO_3 в спирте составляла 20 сек) (рисунок 7 *а, б, в*). Усиление травимости границ зерен Л.М. Утевский связывает «как относительным обогащением, так и относительным обеднением приграничных зон зерен какими-то элементами». Для «обогащения или обеднения», необходимо значительное ускорение скорости диффузии при данной температуре (640 °С).

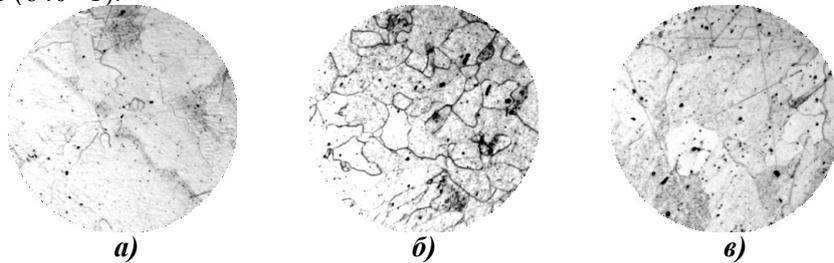


Рисунок 7 – Микроструктура железа (0,008 % С) после закалки от 1050 °С (вода) и отпуска (2 ч) при 600 (*а*), 640 (*б*), 680 °С (*в*), $\times 100$

Повышение скорости диффузии возможно в тех случаях, когда имеет место превращение, например, вблизи точки Кюри железа. В.Д. Садовский на стали 38ХН3МФ провел четыре серии экспериментов, заключающихся в нагревах и ступенчатых охлаждениях по четырем режимам: (1) 1300 → 20 → 880 °С; (2) 1300 → 20 → 675 → 880 °С; (3) 1300 → 20 → 650 → 20 → 880 °С; (4) 1300 → 20 → 675 → 600 → 880 °С. 1-й и 2-й режимы не измельчили зерно, а 3-й и 4-й позволили измельчить зерно в десятки раз. В двух последних есть охлаждение (подстуживание) от 675 или 650 °С, т. е. этап, когда возможен внутренний наклеп – стимул к рекристаллизации при 880 °С. Таким образом, внутренний наклеп имеет место в интервале 675 – 600 °С.

Проведение в данной работе металлографического исследования после нагрева на 850 °С и изотермической выдержке (2 ч) от 580 до 680 °С через каждые 20 °С образцов железа (0,008 % С) показало, что изотермическая выдержка при 640 °С приводит к измельчению зерна по сравнению с выдержками при 580 и 680 °С (рисунок 8). Измельчение зерна отчетливо фиксируется как в оптическом (рисунок 8 *а, б, в*), так и в электронном микроскопе (рисунок 8 *г, д, е*). При больших увеличениях (5500 крат) наблюдается повышенная травимость границ зерен после выдержки при 640 °С (рисунок 8 *ж*,

з, и), что связано с формированием карбидной фазы по границам зерен, которая приводит к торможению роста зерен. Таким образом при температуре 640°C повышается диффузионная подвижность атомов. Такое ускорение диффузии возможно в тех случаях, когда имеет место превращение.

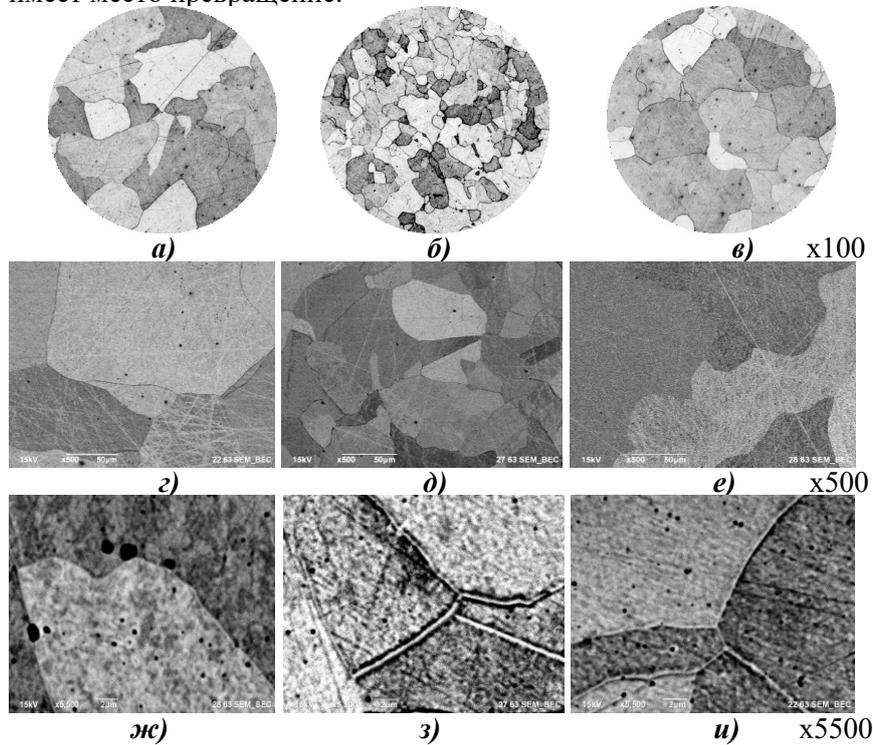


Рисунок 8 – Микроструктура железа (0,008 % С) после нагрева на 850 °С и изотермической выдержки (2 ч) при 580 (а, г, ж), 640 (б, д, з) и 680 °С (в, е, и)

Наряду с измельчением зерна, изотермическая выдержка при 640°C приводит к резко различной травимости разных соседних зерен (рисунок 9 а, б, в), в отличие от выдержек при других температурах (выдержка для всех образцов в 4 % HNO₃ в спирте составляла 20 сек).

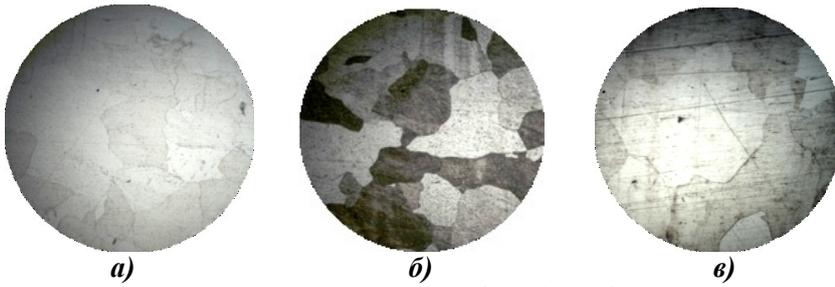


Рисунок 9 – Микроструктура железа (0,008 % C) после нагрева на 850 °С и изотермической выдержки при 620 (а), 640 (б) и 660 °С (в), x200

Контрастная травимость является признаком кристаллографического совершенства отдельных зерен, которые под разными углами к кристаллографическим плоскостям пересекаются с плоскостью шлифа. Это «совершенство» можно связать с превращением в железе.

Для подтверждения структурных изменений в железе при температуре предполагаемого превращения в настоящей работе проведено рентгеноструктурное исследование характеристик тонкой структуры (параметр решетки, ширина линий (110) и (220)) железа с 0,008 % C, подвергнутого отпуску (нагреву) от 500 до 900 °С через каждые 20 °С после закалки от 1050 °С в воду (рисунок 10).

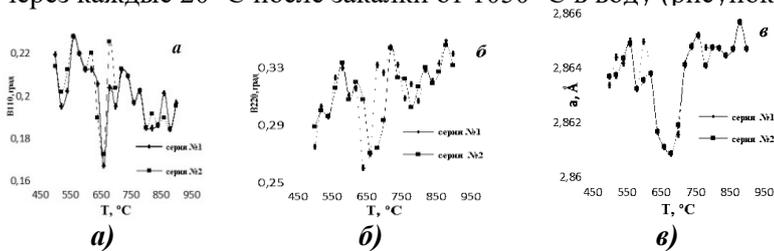


Рисунок 10 – Зависимость усредненного по трем замерам уширения дифракционных максимумов линии 110(B_{110}) (а), 220(B_{220}) (б), параметра решетки (в) от температуры отпуска железа (0,008 % C). Серия эксперимента №1 и №2

Каждому режиму отпуска подвергали по три образца, исследование проводили дважды на одних и тех же образцах. По усредненным данным построены кривые для параметра решетки, ширины линий (110) и (220) (рисунок 10 а, б, в). На кривых видны острые

минимумы при ~ 650 °С. Их нельзя обнаружить при большем шаге эксперимента. Экстремумы свидетельствуют о значительных изменениях в тонкой структуре железа при ~ 650 °С.

Поскольку в сталях 20, 45, 12ХНВА, 38ХНЗМФА и ХВГ $\sim 95\%$ атомов железа, было проведено их совместное рентгеноструктурное исследование с железом (0,008 % С). Чтобы исключить влияние фазового наклепа при обычной закалке от 870 – 900 °С, параллельно изучали влияние отпуска после ускоренного охлаждения от 670 °С в воду. Нагреву от 560 до 710 °С через 30 ° подвергали по 4 образца. После отпуска при 620 и 660 °С наблюдаются отчетливые экстремумы характеристик тонкой структуры как в сталях, так и в железе. Экстремумы наблюдаются как после обычной закалки, так и после ускоренного охлаждения (670 °С, вода), то есть они не связаны с исходной (перед отпуском) структурой. Полагаем, что это можно связать с предполагаемым превращением в железе при ~ 650 °С.

Дополнительным доказательством предполагаемого превращения в тонкой структуре железа было проведение горячей осадки (540 – 740 °С) на половину высоты образцов $\varnothing 10 \times 15$ из железа с 0,008 % С (для проведения опытов использовали установку Gleeble-3800, испытания проводили через каждые 20 °). При 640 °С (рисунок 11) кривая имеет отчетливый изгиб, повторяя кривую «горячей» твердости М. Г. Лозинского, что свидетельствует о качественном изменении сопротивления деформации.

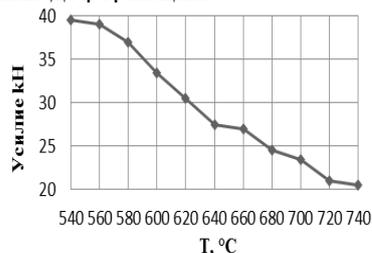


Рисунок 11 – Зависимость усилия при деформации на половину высоты образца железа (0,008 % С) при температуре от 540 до 740 °С

Изменение темпа падения твердости характерно не только для железа, но и для других полиморфных металлов (Со, La, Се, Ti и Zr), что позволяет, пользуясь методом аналогий, предполагать превращение в железе приблизительно при 650 °С.

В углеродистых сталях проверить влияние выдержки при $\sim 650^{\circ}\text{C}$ до перлитного распада нельзя, т.к. распад происходит за секунды. Поэтому для исследования выбрали сталь 36X2H2MФА, продолжительность инкубационного периода которой в перлитной области (вблизи $\sim 650^{\circ}\text{C}$) составляет десятки минут.

Изучено сопротивление развитию трещины при статическом изгибе (Рразр) (отпуск 200°C) после обычной (рисунок 12 а) и ступенчатой при 650°C , 15 мин (рисунок 12 б) или 360°C , 15 мин (рисунок 12 в) закалок. Закалка со ступенью при 650°C обеспечила наибольшее сопротивление развитию трещины (Рразр) мартенсита. Это позволило рекомендовать данный режим для заводов.

Изучено сопротивление развитию трещины (разрушающая нагрузка Рразр при статическом изгибе) стали 5Х2СМФ. Сталь успешно эксплуатировалась на ГАЗе, КАМАЗе (акты производственных испытаний приведены в приложениях А и В к диссертации). На рисунке 13 показаны средние по семи испытаниям значения Р разр, твердость после закалки (910°C , масло) и отпуска при 600°C (а), 620°C (б), 640°C (в), 660°C (г) и 680°C (д).

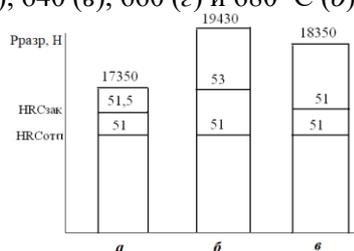


Рисунок 12 - Разрушающая нагрузка Рразр, твердость после закалки и отпуска стали 36X2H2MФА

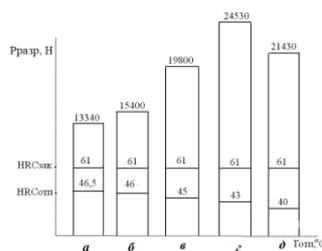


Рисунок 13 - Разрушающая нагрузка Рразр, твердость после закалки и отпуска стали 5Х2СМФ

Максимальное сопротивление развитию трещины при отпуске 660°C (рисунок 13 г), что позволило рекомендовать этот режим для заводов. Таким образом, пребывание стали во время отпуска при $\sim 650^{\circ}\text{C}$, во время пребывания аустенита до перлитного распада при $\sim 650^{\circ}\text{C}$ повышает сопротивление развитию трещины. Можно предположить, что это связано с превращением в атомах

железа, которых абсолютное большинство в конструкционных и инструментальных сталях. Для стали с 0,78 % С М. Гензамер определил $\sigma_{0,2}$, σ_B , δ , ψ , σ_{-1} и HRC после изотермического превращения аустенита при 14 температурах, но в интервале 630 – 670 °С не измерил твердости. Нами исследовано влияние изотермического отжига в диапазоне температур 580 – 680 °С (рисунок 14) на твердость углеродистых (У8 и 45) сталей и железа (0,008 % С).

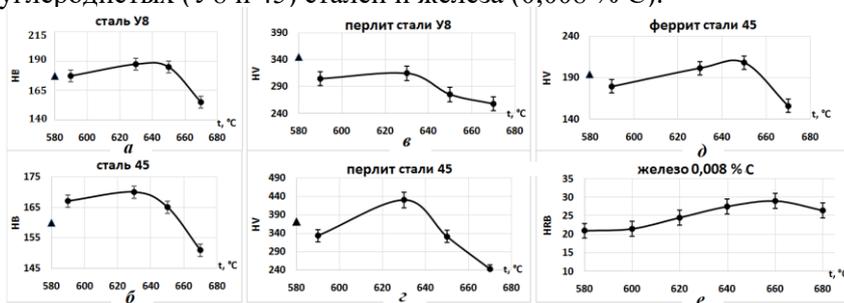


Рисунок 14 – Зависимость от температуры изотермической выдержки (8 ч) твердости (HB) стали У8 (а), стали 45 (б); микротвердости (HV) перлита стали У8 (в); микротвердости перлита и феррита стали 45 (г, д); твердости (HB) железа 0,008 % С (е) (▲ – твердость после непрерывного охлаждения)

Максимальную твердость и микротвердость структурных составляющих (феррита и перлита) обеспечивают ступени при 630 или 650 °С (аустенитизация при 820 °С). Твердость железа (0,008 % С) монотонно растет и достигает максимума при 660°С (Рисунок 14 е), что требует хоть какого-то объяснения. Им может быть предполагаемое превращение в железе при ~ 650 °С – основе сталей.

Обоснование признаков превращения в железе при ~ 450°С. Приведем наиболее характерные экстремумы и изгибы кривых свойств на температурных зависимостях физических свойств железа при ~ 450 °С, что согласно Г. Тамману и Э. Гудреону является признаком превращения.

Согласно шести независимым исследователям железо (независимо от содержания примесей) при ~ 450 °С имеет острый минимум ударной вязкости (данные Г.Н. Титова, С.П. Рогозина) и относительного удлинения (данные Е.М. Савицкого). Минимум вязкости и при A_3 . По данным М.Г. Лозинского у карбонильного, техни-

ческого железа и сталей с 0,17, 0,25, 0,52, 1,0 и 1,5 % С абсолютный максимум твердости при ~ 450 °С, а у β -марганца – при полиморфном превращении. Предел текучести очень чистого железа при 400 °С выше, чем при 200°С (данные Т. Такеучи), хотя металлам свойственно разупрочняться при нагреве.

Убедительным доводом в пользу превращения является показанный Б.Г. Лившицем изгиб ветви нагрева дилатограммы закаленной эвтектоидной стали: выше ~ 450 °С она становится выпуклой. Пары Fe – Ni и Fe – Pt имеют изгиб и минимум термоЭДС при 360 °С (точка Кюри никеля) и ~ 450 °С соответственно. Тогда, при ~ 450 °С в Fe тоже должно быть магнитное превращение, поскольку, согласно Б.Г. Лившицу, никель «навязывает» изгиб кривой термоЭДС паре Fe – Ni в точке Кюри никеля.

Изгиб кривой электросопротивления при ~ 450 °С, показанный Э. Гудремоном очевиден, как и максимум коэффициента линейного расширения. Отметим, что вблизи точки Кюри этот коэффициент имеет минимум, а при A_3 максимум. Таким образом, объемные изменения – важнейший признак любого превращения – качественно одинаково влияют на A_3 , A_2 и ~ 450 °С. По данным С. Пауэлла на температурной зависимости числа Лоренца при 420 °С наблюдается явный минимум. Теплопроводность имеет малый, но заметный изгиб при ~ 450 °С (данные К. Хонда) (Отметим: это свойство остро реагирует на точку Кюри никеля). Растворимость углерода в феррите резко возрастает при ~ 400 °С (данные Л. Дийкстра). Растворимость водорода в Fe по данным А. Сивертса резко возрастает выше ~ 470 °С, повышаясь скачком при A_3 . «При отпуске мартенситной структуры состояние максимальной растворимости в кислотах (и максимальной травимости) достигается примерно при 400 °С, такую структуру иногда раньше называли осмондитом» (Э. Гудремон).

Проведение в настоящей работе металлографического исследования после закалки от 1050 °С в воду и отпуска от 360 до 500 °С (2 ч) через каждые 20 °С шлифов железа (0,008 % С) показало, что после отпуска при 420 °С наблюдается максимальная травимость, как тела зерна, так и границ зерен (выдержка для всех образцов в 4 % HNO₃ в спирте составляла 20 сек) (рисунок 15).

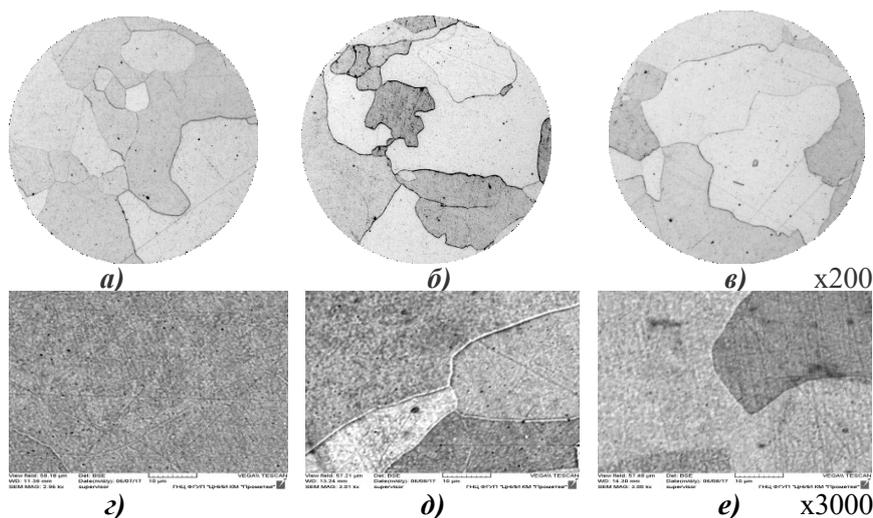


Рисунок 15 – Микроструктура железа (0,008 % С) после закалки от 1050 °С (вода) и отпуска при 380 (а, з), 420 (б, д), 460 °С (в, з)

Повышенная травимость границ зерен отчетливо фиксируется, как в оптическом (рисунок 15 а, б, в), так и в электронном микроскопе (рисунок 15 з, д, е). Усиление травимости границ связано с формированием карбидной фазы. Для этого необходимо значительное ускорение скорости диффузии при данной температуре (420 °С). Повышение скорости диффузии возможно в тех случаях, когда имеет место превращение, например, вблизи точки Кюри.

Подтверждением превращения в структуре железа было проведение в данной работе горячей осадки (80 – 520 °С) на половину высоты образцов $\varnothing 10 \times 15$ из железа с 0,008 % С (для проведения опытов использовали установку Gleeble-3800, испытания проводили через каждые 20 °С). Локальный скачок при 460 °С (рисунок 16) усилия осадки подобен максимуму «горячей» твердости железа М.Г. Лозинского, считавшего что «на использовании зависимости твердости от температуры может быть основан метод определения температур фазовых превращений».

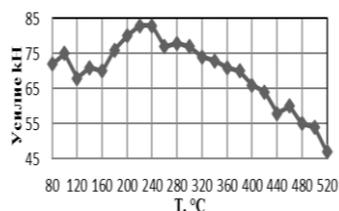


Рисунок 16 – Зависимость усилия при деформации на половину высоты образца железа (0,008 % С) при температуре от 80 до 520 °С

В настоящей работе рентгеноструктурный анализ (рисунок 17) проводился по двум сериям эксперимента (на каждом образце железа (0,008 % С), подвергнутого отпуску от 350 до 600 °С через каждые 40 °С после закалки от 1050 °С в воду дважды снимали характеристики тонкой структуры).

При ~ 450 °С наблюдается максимум параметра решетки (рисунок 17 а) и минимумы (рисунок 17 б, в) на кривых линий В(110) и В(220). Экстремумы свидетельствуют о значительных изменениях в тонкой структуре железа при ~ 450 °С.

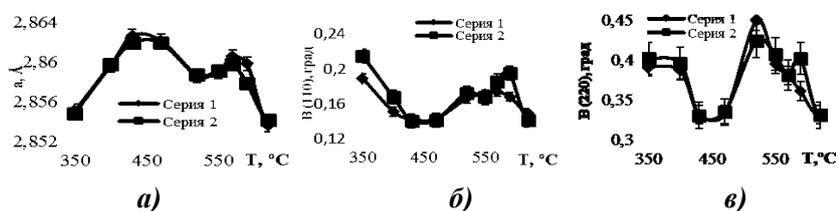


Рисунок 17 - Зависимость усредненного по двум замерам параметра решетки (а), уширения дифракционных максимумов линии 110(В₁₁₀), 220(В₂₂₀), от температуры отпуска (1 ч) железа (0,008 % С). Серия эксперимента 1 и 2

Обоснование признаков превращения в железе при ~200 °С. Робертс-Аустен показал отчетливый тепловой эффект у Fe не только при A_3 , A_1 , ~ 620, ~ 450, но и при ~ 200 °С (рисунок 6). Приведем некоторые экстремальные значения физико-механических свойств железа и сталей при ~ 200 °С. Самый выраженный эффект, показанный С. Пауллом – изгиб кривой температурной (0 – 1100 °С) зависимости числа Лоренца – находится при ~ 200 °С. На кривой коэрцитивной силы, максимальной индукции и потерь на гистерезис изгиб при ~ 200 °С (данные Б.Г. Лившица). «В

районе 200 °С характер хода кривой» коэффициента диффузии «изменяется» (данные Л.С. Мороза, Б.Б. Чечулина). «Неожиданно» по мнению В.К. Бабица площадка текучести на кривой растяжения наклепанной стали с 0,2 % С (97 % феррита) исчезает после старения (20 – 650 °С) только при 200 °С, что согласно Б.Г. Лившицу, является признаком отсутствия деформационного старения у Fe. В паре Cu – Fe кривая термоЭДС «имеет точку поворота при ~ 250 °С» По аналогии с кривой термоЭДС пары Fe – Ni, имеющей изгиб в точке Кюри никеля (360 °С), можно предполагать превращение в Fe при ~ 200 °С. Согласно Ж. Пайдасси: «закон роста окисной пленки на Fe является логарифмическим (200 °С) и становится параболическим при температуре превышающим эту величину». «При температуре 200 °С, по-видимому, механизм окисления претерпевает глубокие изменения» (данные О. Кудашевского, Б. Гопкинса). Д. Белл показал выразительный изгиб при ~ 230 °С модуля сдвига низкоуглеродистой стали.

Проведено рентгеновское исследование железа (0,008 % С) после закалки от 1050 и 1220 °С (вода) и отпуска в интервале 100 – 350 °С через каждые 30 – 40 °С (рисунок 18). Отпуску подвергали по 2 образца, измерения вели по два раза. Независимо от температуры закалки (1050 или 1220 °С) после отпуска при 180 °С наблюдается максимум параметра решетки и ширины линии (220) (рисунок 18 а, в); у ширины линии (110) максимум после отпуска при 210 °С (рисунок 18 б), что подтверждает заметные изменения в тонкой структуре железа при этих температурах, которым П. Обергоффер приписывает раздвоение точки Кюри цементита эвтектоидной стали, которого в нашем железе нет.

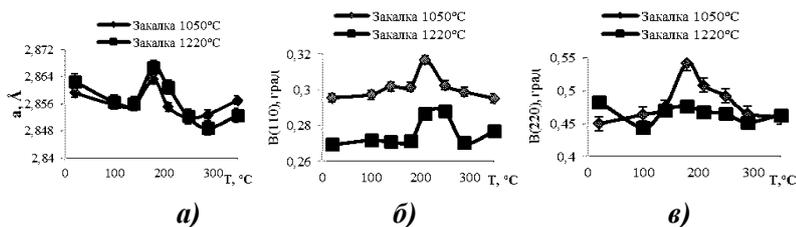


Рисунок 18 - Зависимость усредненного по четырем замерам параметра решетки (а) и уширения дифракционных максимумов линий 110(B₁₁₀), 220(B₂₂₀) от температуры отпуска (2 ч) железа (0,008 % С). Закалка 1050 и 1220 °С

Проведение металлографического исследования шлифов железа (0,008 % С) после закалки от 1050 °С в воду и отпуска от 160 до 220°С (2 ч) через каждые 20 °С показало, что в интервале температур 180 – 200°С наблюдается повышенная травимость границ зерен (выдержка для всех образцов в 4 % HNO₃ в спирте составляла 20 сек) (рисунок 19). Полагаем, что усиленная травимость границ зерен (рисунок 18 *в, ж*), наблюдаемая после отпуска при ~ 200°С, может быть следствием формирования карбидной фазы по границам зерен, что свидетельствует о повышении диффузионной подвижности атомов при температуре ~ 200 °С.

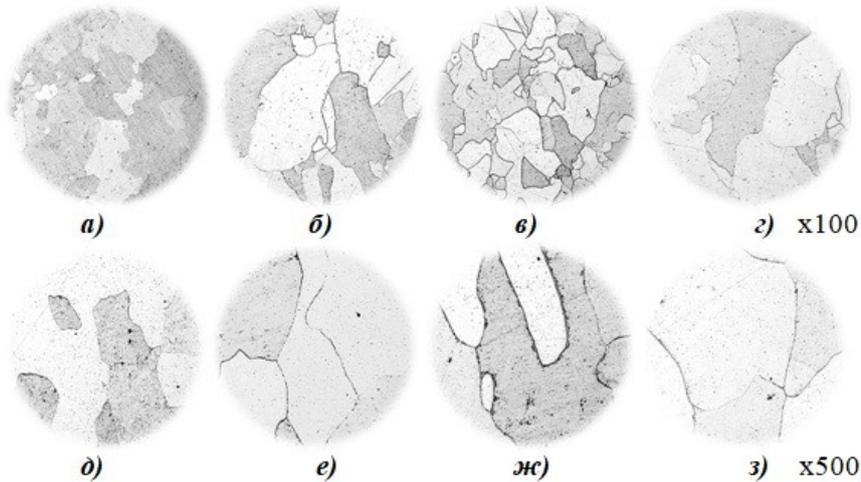


Рисунок 19 – Микроструктура железа (0,008 % С) после закалки от 1050 °С (вода) и отпуска при 160 (*а, д*), 180 (*б, е*), 200 (*в, ж*) и 220 °С (*з, з*)

При 220 °С явный максимум сопротивления осадки образцов из железа, содержащего 0,008 % С (рисунок 16), повторяющий максимум горячей твердости карбонильного железа М.Г. Лозинского. По данным Б.Г. Лившица у Fe наблюдается небольшой максимум теплоемкости при ~ 200 °С; на кривых теплопроводности и тепло-содержания изгибы при ~ 220 °С и ~ 200 °С. По-видимому, эти изменения свойств железа находят свое продолжение в изгибах при ~ 200 °С: удлинения при нагреве стали с 0,25 % С и стали 70 (по данным Б.Г. Лившица и М.В. Белоуса); кривой коэрцитивной силы

после отпуска при 200 °С закаленной стали с ~ 1,0 % С; в минимуме δ и ψ при ~ 200 °С нормализованной и термоулучшенной стали с 0,47 % С, несмотря на снижение σ_S (данные Э. Гудремона); в установленном Г.В. Курдюмовым максимуме теплоемкости стали с 1,23 % С после отпуска при 200 °С а также в изгибе фундаментальной дилатограммы Ганемана и Трегера закаленной стали при ~ 180 °С.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Диссертация представляет собой законченную научно-квалификационную работу, в которой разработаны теоретические положения, позволяющие установить взаимосвязь физико-механических и технологических свойств основных промышленных сплавов (стали, латуни, силумина, бронзы, магналия и др.) с диаграммами их состояний на основании впервые разработанного критерия K_{Δ} . Такой подход является единым для разных групп сплавов, что дает возможность прогнозирования заданного комплекса свойств на основе анализа существующих диаграмм состояния. Дано объяснение особенностей изменений физико-механических свойств железа и сталей в подкритическом интервале температур, что позволяет объяснить природу этих изменений, а также разработать режимы термической обработки используемых в машиностроении конструкционных и инструментальных сталей.

Выполненные исследования позволяют сделать следующие выводы и рекомендации:

1. Разработана система оценки, позволяющая связать не характерные особенности изменения свойств промышленных сплавов с диаграммами состояния на основании разработанного в данной работе критерия – качественного изменения (протяженности по температуре) интервала кристаллизации (перекристаллизации) (K_{Δ}), а также с различием в структурной наследственности (генеалогии) атомов компонентов, составляющих двойную систему.

2. На основании разработанной системы установлена связь особенностей изменения свойств феррито-цементитной смеси, твердых растворов (мартенсита, аустенита) и расплава со структурной наследственностью атомов железа при ~ 0,1, ~ 0,5 % С и (или) с качественными изменениями (протяженности по температуре) интервала кристаллизации (перекристаллизации) (K_{Δ}) – в точках H (~ 0,1 % С), J (~ 0,2 % С), B (~ 0,5 % С), S (~ 0,8 % С) диаграммы

Fe – C. Это позволяет дать объяснение особенностей изменения свойств сталей по виду диаграммы.

3. На основании разработанной системы установлена связь особенностей изменения свойств силуминов со структурной наследственностью атомов компонентов при ~ 2 , ~ 12 % Si и (или) K_{Δ} при ~ 2 , ~ 4 , ~ 8 , ~ 12 и ~ 85 % Si, из чего следует, что K_{Δ} лучше (универсальнее) детектирует аномалии свойств.

4. Установлена связь с K_{Δ} : силумина, литого в землю или кокиль, или деформированного на 86 % с ~ 12 % Si, модифицированного с ~ 14 % Si; однофазной латуни с ~ 32 % Zn; равновесной с ~ 8 % Sn и неравновесной с ~ 13 % Sn двухфазных бронз; двухфазного магналия с ~ 10 % Mg; двухфазных сплавов Cu + 40 % Mn, Mg + ~ 8 % Al; однофазной бронзы с ~ 3 % Si; неизменности и скачкообразного изменения линейной усадки литых сплавов; экстремумов жидкотекучести; особенностей изменения свойств сплавов с компонентом-полупроводником; особенностей стеклообразования (аморфизации) сплавов.

5. Связь диаграмм состояния с особенностями изменения свойств на основе фундаментального признака – качественного изменения интервала кристаллизации (перекристаллизации) K_{Δ} подтверждена более чем на пятидесяти промышленно используемых сплавах: Fe – Cr, Fe – Si, Fe – Al, Fe – Ti, Fe – Mo, W – C, Ti – C, Ta – C, Al – Zr, Pt – Ag, Cd – Zn, Cu – Mn, In – Bi, Cu – Zn, Cu – Sn, Al – Cu, Cd – Tl, Au – Mn, Au – Sb, Fe – Zn, Y – Ti, Bi – Pb, Al – Zn, Nb – Mo, Nb – V, Cr – Mo, Cu – Si, Mg – Al, Pb – Sb, Sn – Al, Cd – Pb, Sn – Zn, Sn – Cd, Sn – Bi, Sn – Pb, P – As, Zn – Ge, Ti – Ge, Ge – S, GeSe – Se, S – Se, SiO₂ – Na₂O, Sb – Te, Ge – Si, Ge – Tl, InAs – GaP, PbSe – GeTe, GaSb – GaAs, HgTe – CdTe, GaSe – GaS, InSb – AlSb, ZnTe – HgTe.

6. На основании установленных в диссертационном исследовании закономерностях связи изменений физико-механических и технологических свойств сплавов с качественными изменениями интервалов кристаллизации (перекристаллизации) (K_{Δ}) предлагается внести уточнения в закон Курнакова, который в нашей интерпретации звучит следующим образом: *аддитивное (линейное) изменение свойств сплавов-смесей ограничено точками на оси абсцисс, включая эвтектические и перитектические точки, где имеет место качественное изменение интервалов кристаллизации (перекристалли-*

защиты) (K_A). Это позволит дать объяснение многочисленным аномалиям физико-механических и технологических свойств промышленно используемых сплавов.

7. Обоснованы признаки превращения в железе при ~ 650 °С по особенностям изменения свойств при данной температуре, что позволяет объяснить: экстремальные свойства продуктов изотермического превращения аустенита, ступенчатой закалки, отпуска мартенсита, аномально высокую диффузию, появление стимула к рекристаллизации аустенита, природу субкритической отпускной хрупкости и др.

8. Обоснованы признаки превращения в железе и сталях при ~ 450 °С по особенностям изменения физико-механических свойств. Признание признаков превращения при данной температуре позволяет объяснить: экстремальные значения свойств продуктов изотермического превращения аустенита, продуктов отпуска мартенсита, исчезновение карбида железа, природу повышенной растворимости (травимости) продуктов отпуска стали и др.

9. Обоснованы признаки превращения в железе при ~ 200 °С по особенностям изменения физико-механических свойств в железе и сталях. Признание признаков превращения при данной температуре позволяет объяснить: причину снижения намагниченности перлита, сорбита и мартенсита, максимумов ударной вязкости и твердости железа, исчезновение площадки текучести на кривой растяжения наклепанной стали после старения и др.

10. На основании полученных экспериментальных данных разработаны режимы термической обработки штамповой стали 5Х2СМФ и конструкционной стали 36Х2Н2МФА, позволяющие повысить эксплуатационные свойства сталей.

11. С учетом полученных в работе экспериментальных данных созданы базы данных по зависимостям физико-механических свойств железа, конструкционных и инструментальных сталей от температуры нагрева (получены 3 свидетельства о государственной регистрации баз данных).

12. Перспективы разработки данной тематики включают исследования оценки взаимосвязи особенностей изменения (аномалий) свойств широкого спектра материалов, применяемых в машиностроении, на основании установленного критерия (K_A). Созданные по результатам диссертационного исследования базы данных

для ЭВМ по зависимостям физико-механических свойств железа разной степени чистоты, промышленно используемых конструкционных и инструментальных сталей от температуры нагрева в широком диапазоне температур (20 – 900 °С) будут востребованы при проведении исследований в области металловедения и термической обработки металлов и сплавов. Установленные закономерности взаимосвязи физико-механических и технологических свойств сталей и сплавов с диаграммами состояний будут рекомендованы в качестве учебных пособий студентам бакалавриата направления 22.03.01, магистратуры направления 22.04.01 и аспирантам технических специальностей.

СПИСОК ОСНОВНЫХ РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Публикации в изданиях из Перечня ВАК:

1. **Шахназаров, К.Ю.** Обоснование признаков превращения в железе и углеродистых сталях при ~ 450 °С / К.Ю. Шахназаров, А.В. Михайлов, Д.В. Цуканов // Информационно-технологический вестник. – 2021. – №2 (28). – С. 190 – 200.

2. **Шахназаров, К.Ю.** Эффект «памяти жидкости» в стали, чугуне и силумине / К.Ю. Шахназаров // Информационно-технологический вестник. – 2020. – №2 (24). – С. 179 – 185.

3. **Шахназаров, К.Ю.** Связь физико-механических и технологических свойств двойных сплавов с качественными изменениями интервалов кристаллизации / А.В. Михайлов, **К.Ю. Шахназаров** // Информационно-технологический вестник. – 2020. – №4 (26). – С. 134 – 144.

4. **Шахназаров, К.Ю.** Закономерности связи аномалий физико-механических свойств цветных сплавов с диаграммами фазового равновесия / К.Ю. Шахназаров // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2020. – № 3. – С. 86 – 91.
DOI: 10.18323/2073-5073-2020-3-86-91.

5. **Шахназаров, К.Ю.** Связь аномалий свойств сплавов с компонентом-полупроводником и особенностей стеклообразования с диаграммами состояния / К.Ю. Шахназаров, А.В. Михайлов, Д.В. Цуканов // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2020. – № 4. – С. 67 – 76. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-00-00.

6. **Шахназаров, К.Ю.** Экстремумы на температурных зависимостях физико-механических свойств железа как следствие превращения в нем при ~ 650 °С / К.Ю. Шахназаров // Вестник Югорского госу-

дарственного университета. – 2020. – Т. 16. – №2. – С. 66 – 70. DOI: 10.17816/byusu2020266-70.

7. **Шахназаров, К.Ю.** К вопросу об аддитивности физико-механических свойств силуминов и сталей / К.Ю. Шахназаров // Ползуновский вестник. – 2020. – №2. – С. 149 – 151.

8. **Шахназаров, К.Ю.** Аномалии пластичности латуни, бронзы, силумина, дуралюмина и отожженной стали как следствие качественного изменения интервала кристаллизации / К.Ю. Шахназаров // Металлообработка. – 2017. – №1 (97). – С. 40 – 43.

9. **Шахназаров, К.Ю.** Аномалии физико-механических свойств железа как следствие превращений при ~ 650 , ~ 450 и ~ 200 °С / К.Ю. Шахназаров // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2017. – Т.15. – №1. – С. 70 – 78. DOI: 10.18503/1995-2732-2017-15-1-70-78.

10. **Шахназаров, К.Ю.** Признаки промежуточных фаз в системах Al – Si, Fe – C и Al – Cu / К.Ю. Шахназаров // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2016. Т.14, №3. – С. 71 – 77.

11. **Шахназаров, К.Ю.** Хрупкость, тетрагональность, изменение морфологии мартенсита, дестабилизация аустенита углеродом, если его больше $\sim 0,5$ %, как следствие наличия промежуточной фазы $\sim \text{Fe}_{42}\text{C}$ / К.Ю. Шахназаров // Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии. – 2016. – Т. 9. – №6. – С. 912 – 917.

Публикации в изданиях, входящих в международную базу данных и систему цитирования Scopus:

12. **Shakhnazarov, K.Y.** 630 °C \pm 30 °C - Nodal (Critical) Temperature of Iron and Carbon Steel / K.Y. Shakhnazarov, E.I. Pryakhin, A.V. Mikhailov // Materials Science Forum. – 2021. – Vol. 1040. – pp.191 – 199. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1040>.

13. **Shakhnazarov, K.Yu.** Property Anomalies of Unalloyed Pre-Eutectoid Steel Melts at ~ 0.5 %C as a Consequence of the Intermediate Fe_{42}C Phase / K.Yu. Shakhnazarov // Steel in Translation. – 2020. – Vol. 50, – No. 4, – pp. 261 – 265. DOI: 10.3103/S0967091220040087.

14. **Shakhnazarov, K.Yu.** Detection of Intermediate Phases in Metal Alloys / K.Yu. Shakhnazarov, E.I. Pryakhin // Key Engineering Materials. – 2020. – Vol. 854. – pp. 23 – 29. DOI:10.4028/www.scientific.net/KEM.854.23.

15. **Shakhnazarov, K.Yu.** Dependence of steel and alloys physico-mechanical properties anomalies with phase rule diagram / K.Yu. Shakhnazarov, E.I. Pryakhin // IOP Conf. Series: Journal of Physics. –

2018. – Vol. 1118 (012042). – pp. 1 – 5. DOI:10.1088/1742-6596/1118/1/012042

16. **Shakhnazarov, K.Yu.** New version of Kurnakov's law about relationship between properties of binary alloys and phase diagrams balance / K.Yu. Shakhnazarov, E.I. Pryakhin, I.B. Pomeranets // IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science. – 2017. – Vol. 87 (092023). – pp.1 – 5. DOI:10.1088/1755-1315/87/9/092023.

17. **Shakhnazarov, K.Yu.** Relation between anomalies of ferrum physical properties at ~ 650 °C with possible transformation in it / K.Yu. Shakhnazarov, E.I. Pryakhin // The “CIS Iron and Steel Review” journal. – 2017. – Vol. 13. – p. 24 – 27.

18. **Shakhnazarov, K.Yu.** On osmondite nature / K.Yu. Shakhnazarov, D.V. Chechyrin // Journal of Mining Institute. – 2017. – Vol. – 227. – p. 554 – 557.

19. **Shakhnazarov, K.Yu.** Substantiation of relation between anomalies in properties of steel melts (at $\sim 0,5$ % C) and presence of intermediate phase $\sim \text{Fe}_{42}\text{C}$ / K.Yu. Shakhnazarov, E.I. Pryakhin // The “CIS Iron and Steel Review” journal. – 2016. – Vol. 12. – pp. 18 – 21.

20. **Shakhnazarov, K.Yu.** Anomalies in the structure and properties near three vertical lines on the iron-carbon diagram by D.K. Chernov / K.Yu. Shakhnazarov, E.I. Pryakhin // Cherry Metally. – 2016. – (10). – стр. 29 – 33.

21. **Shakhnazarov, K.Yu.** Chernov's iron-carbon diagram, structure and properties of steel / K.Yu. Shakhnazarov // Metal Science and Heat Treatment. – 2009. – 51(1 – 2). – стр. 3 – 6.

22. **Shakhnazarov K.Yu.** Main (critical) temperature of the iron and carbon steel / K.Yu. Shakhnazarov, A.Yu. Shakhnazarov // Metal Science and Heat Treatment. – 2001. – (21). – стр. 24 – 25.

Публикации в прочих изданиях:

23. **Шахназаров, К.Ю.** Аномалии пластичности железа как следствие превращения при ~ 650 °C / К.Ю. Шахназаров, Е.И. Пряхин // Записки Горного института. – 2016. – Т. 217. – С. 150 – 155.

24. **Шахназаров, К.Ю.** Площадки на кривых твердости отожженных доэвтекоидных сталей при $\sim 0,5$ % C как следствие наличия промежуточной фазы $\sim \text{Fe}_{42}\text{C}$ / К.Ю. Шахназаров, Е.И. Пряхин // Записки Горного института. – 2016. – Т.221. – С.724 – 729.

25. **Шахназаров, К.Ю.** Новая версия объяснения аномальных свойств сталей / К.Ю. Шахназаров // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2008. – № 1. – С. 134 – 137.

26. **Шахназаров, К.Ю.** Природа аномалий механических свойств металлических сплавов / К.Ю. Шахназаров // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2008. – № 2. – С. 125 – 126.

27. **Шахназаров, К.Ю.** Аномалии физических и механических свойств железа как следствие предполагаемого превращения в нем при ~ 650 °С / К.Ю. Шахназаров // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2008. – № 3. – С. 268 – 270.

28. **Шахназаров, К.Ю.** Связь жидкотекучести бинарных сплавов с качественными изменениями протяженности по температуре интервала кристаллизации / К.Ю. Шахназаров // Литейщик России. – 2008. – № 2. – С. 46.

29. **Шахназаров, К.Ю.** Связь скачкообразного роста линейной усадки эвтектических сплавов с качественными изменениями интервала кристаллизации / К.Ю. Шахназаров // Литейщик России. – 2008. – № 9. – С. 62 – 64.

30. **Шахназаров, К.Ю.** Связь аномального повышения пластичности при росте прочности с качественными изменениями интервала кристаллизации в литых сплавах Cu – Zn, Cu – Sn, Al – Si, Cu – Si, Al – Zn, Zn – Al, Al – Mg, Mg – Al и Fe – C / К.Ю. Шахназаров, Г.А. Косников // Литейщик России. – 2008. – № 10. – С. 43.

Свидетельства:

31. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2022620320 «База данных по зависимости комплекса свойств конструкционных и инструментальных сталей от различных режимов закалки и отпуска». заявл. 04.02.2022; опубл. 09.02.2022 Бюл. №2 / **К.Ю. Шахназаров**, А.В. Бойков, Д.А. Прибыткова; правообладатель Горный университет. – 1 с.

32. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2022620319 «База данных по влиянию карбидообразующих легирующих элементов и режимов термической обработки на физико-механические свойства штамповых сталей». заявл. 04.02.2022; опубл. 09.02.2022 Бюл. №2 / **К.Ю. Шахназаров**, А.В. Бойков, Г.Р. Шарафутдинова; правообладатель Горный университет. – 1 с.

33. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2021622985 «База данных по зависимости физико-механических свойств железа и различнолегированных сталей от режима термической обработки». заявл. 30.11.2021; опубл. 16.12.2021 Бюл. №2 / **К.Ю. Шахназаров**, А.В. Бойков, Е.Ю. Трошина; правообладатель Горный университет. – 1 с.