



КУКЛИНА Александра Александровна

**РАСЧЕТНО - ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ КИНЕТИКА БЕЙНИТНОГО
ПРЕВРАЩЕНИЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ В
ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ И ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов Института новых материалов и технологий ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

Научный руководитель – доктор технических наук, доцент

ЮДИН Юрий Вячеславович

Официальные оппоненты: **ОКИШЕВ Константин Юрьевич**, доктор физико-математических наук, доцент, ФГАОУ ВО «Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет)», г. Челябинск, профессор кафедры материаловедения и физико-химии материалов;

ВЕСЕЛОВ Игорь Николаевич, кандидат технических наук, старший научный сотрудник, ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности» Филиал г. Екатеринбург, директор, заведующий лабораторией материаловедения

Ведущая организация – ФГБУН Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург

Защита диссертации состоится «19» декабря 2018 г. в 14:00 ч на заседании диссертационного совета Д212.285.04 на базе ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <http://lib.urfu.ru/mod/data/view.php?id=51&rid=286353>

Автореферат разослан «___» _____ 2018 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета



Селиванова Ольга Владимировна

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

В настоящее время широко используются стали бейнитного класса для производства ответственных конструкций и деталей. Известно, что стали такого класса обладают повышенным комплексом механических и эксплуатационных свойств, достаточно технологичны и при экономном легировании характеризуются пониженной стоимостью. Интерес к переходу на стали бейнитного класса проявляют производители железнодорожных рельсов, поскольку возможности дальнейшего улучшения эксплуатационных характеристик рельсов из стали перлитного класса оказались исчерпаны.

В рельсовом производстве в последнее время наметилось новое направление – создание высокопрочных рельсов на основе стали с бейнитной структурой. Бейнит обеспечивает лучшую сопротивляемость износу. Из сталей бейнитного класса изготавливают роторы турбин, буровые коронки и обширную номенклатуру деталей.

В связи с этим детальное изучение процессов, протекающих при бейнитном превращении аустенита, а также влияние различных факторов на кинетику бейнитного превращения, являются весьма актуальными вопросами современного металловедения.

При назначении режимов термической обработки стальных деталей значительное внимание уделяется особенностям превращений переохлажденного аустенита, т. к. именно температурно-временные интервалы формирования различных структурных составляющих определяют возможность реализации тех или иных режимов охлаждения в различных средах или установках. Следовательно, представляет интерес создание и отработка методики оценки структурного состояния сталей бейнитного класса при их непрерывном охлаждении, что существенно сокращает материальные затраты на соответствующие работы и способствует повышению качества выпускаемой продукции.

Часто для уменьшения материальных затрат на экспериментальные исследования прибегают к использованию математического моделирования, основная задача которого максимально адекватно описывать и предсказывать экспериментальные данные.

Степень разработанности темы исследования

Детальное исследование промежуточного превращения аустенита были начаты в тридцатых годах прошлого века после работ Девенпорта и Бейна, впервые построивших диаграмму бейнитного изотермического превращения аустенита. Отечественные ученые также не обошли вниманием промежуточное превращение. С. С. Штейнберг отмечал, что для бейнитного превращения необходимо перераспределение углерода. Г. В. Курдюмов предсказал возможность повышения концентрации углерода в непревращенном аустените. В. Д. Садовский указал на ведущую роль ферритной фазы при распаде в районе температур промежуточного превращения. Любовь Б. Я. рассматривал теорию кинетики распада пересыщенного твердого раствора. Коган Л. И., Энтин Р. И. в частности изучали превращения в низкоуглеродистых сталях.

В настоящее время достаточно много работ посвящено бейнитному превращению. Активно проводят исследования промежуточного превращения группы ученых, в частности Bhadeshia Н. К. D. Н., Chang L. С., Yang Z.-G., Soliman M., Kang J.S., С. García-Mateo, F.G. Caballero. В России исследованием бейнитного превращения занимаются Счастливец В.М., Симонов Ю.Н., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю.. В работах рассматриваются различные вопросы, в частности оценка

перераспределения углерода в процессе распада переохлажденного аустенита, влияние предварительной деформации на кинетику промежуточного превращения.

Активно создаются изотермические и термокинетические диаграммы сталей бейнитного класса, разработанных в последнее время. Часто для исследования микроструктуры прибегают к использованию растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Исследования структуры бейнитных пластин с помощью атомно-силового микроскопа приводится только в зарубежной литературе.

Цель: изучение особенностей формирования бейнитной структуры в применяемых и перспективных конструкционных сталях для различных условий термической обработки.

Задачи:

1. Проанализировать кинетику распада переохлажденного аустенита перспективных конструкционных сталей 50ХМФА (D6AC), 25Г2С2Н2МА (HY-TUF) и 20Х2Г2СНМА в процессе промежуточного превращения в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении.

2. Предложить аналитическую модель для описания кинетики изотермического бейнитного превращения конструкционных сталей, разработать методику расчетного определения объемной доли бейнита при непрерывном охлаждении.

3. Методами компьютерного моделирования исследовать процесс фазового превращения, определить факторы, существенным образом влияющие на особенности кинетики превращения.

4. Методами атомно - силовой и растровой электронной микроскопии изучить наноразмерную структуру бейнита.

Научная новизна:

- на основе изучения кинетики изотермического бейнитного превращения перспективных конструкционных сталей 50ХМФА (D6AC), 25Г2С2Н2МА (HY-TUF), 20Х2Г2СНМА и применяемой стали 38ХН3МФ, обосновано применение логистической функции для аналитического описания превращения;

- предложен алгоритм расчета образующейся объемной доли бейнита при произвольном непрерывном охлаждении изделий из конструкционных сталей;

- построены изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита перспективных сталей 50ХМФА (D6AC) 25Г2С2Н2МА (HY-TUF);

- методами компьютерного моделирования исследована кинетика образования второй фазы, отражающая особенности бейнитного превращения;

- методом атомно-силовой микроскопии подтверждено наличие наноразмерных субпластин бейнита, а также выявлена зависимость межпластиночного расстояния от температуры изотермического превращения;

- разработана методика наноразмерного исследования приповерхностной зоны образцов с бейнитной структурой методом EBSD, результаты которой аналогичны основным выводам сканирующей зондовой микроскопии.

Теоретическая и практическая значимость работы заключается в аналитическом описании кинетики бейнитного превращения в изотермических условиях, которое позволяет правильно прогнозировать получаемую структуру конструкционных сталей, соответственно и их механические свойства, позволяет применить научно-обоснованный подход к разработке технологических процессов термической обработки конкретных деталей.

Методология и методы исследования

Методологической основой послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области производства и изучения структуры конструкционных сталей. Для решения поставленных задач в диссертационной работе использованы следующие методы: оптическая металлография, дюрометрия, дилатометрия, рентгеноструктурный анализ, атомно- силовая микроскопия, растровая электронная микроскопия с использованием ориентационной микроскопии, основанной на анализе дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), а также инструментальные методы измерения механических свойств.

На защиту выносятся основные положения и результаты:

1. Аналитическое описание кинетики бейнитного превращения перспективных конструкционных сталей в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении.
2. Особенности распада переохлажденного аустенита в промежуточной области конструкционных сталей в изотермических условиях.
3. Разработана компьютерная модель процесса образования второй фазы, учитывающая факторы, влияющие на особенности кинетики превращения.
4. Предложена методика тонкого исследования приповерхностной зоны образцов с бейнитной структурой методом EBSD.

Оценка достоверности результатов исследования выявила, что экспериментальные результаты получены на современном оборудовании, показана воспроизводимость результатов исследования, согласуются с опубликованными экспериментальными данными по теме исследовательской работы, использованы современные методы сбора и обработки исходной информации.

Апробация работы

Основные положения диссертационной работы доложены на международных и всероссийских научно-технических конференциях и школах: XV, XVI, XVII, XVIII Международной научно-технической уральской школе-семинаре металловедов – молодых ученых (Екатеринбург, 2014, 2015, 2016, 2017, 2018); IV Международной интерактивной научно-практической конференции «Инновации в материаловедении и металлургии» (Екатеринбург, 2015); XXIII, XXIV Уральской школе металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова (Тольятти, 2016; Магнитогорск, 2018); VII Международной школе с элементами научной школы для молодежи «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2016); XLIV Международной научно-практической конференции «Научная дискуссия: вопросы технических наук» (2016); XXXII студенческой международной заочной научно-практической конференции М 75 Молодежном научном форуме: Технические и математические науки (Москва, 2016); LVI международной научно-практической конференции Т38 Технические науки – от теории к практике (Новосибирск, 2016); IV Всероссийской молодежной школе-конференции «Современные проблемы металловедения» (Севастополь, 2016); 10th international conference on materials science & engineering (Брашов, 2017). Международной научно-технической конференции «Пром-Инжиниринг» (Челябинск 2017, 2018)

Публикации. По теме диссертационной работы опубликовано 34 научных работы, из них: 9 в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК РФ, 4 из которых в зарубежных журналах, индексируемых Scopus; 9 в сборниках научных трудов; 16 опубликовано в сборниках тезисов докладов международных и всероссийских конференций.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 6 глав, заключения и списка литературы. Работа изложена на 125 страницах, содержит 89 рисунков, 3 таблиц и библиографический список из 150 источников.

Автор выражает большую благодарность за помощь в проведении исследований и обсуждение результатов работы научному руководителю д.т.н. Юрию Вячеславовичу Юдину, а также сотрудникам кафедры термообработки и физики металлов, в частности к.т.н. Михаилу Васильевичу Майсурадзе, к.т.н. Максиму Сергеевичу Карабаналову, к.т.н. Артему Сергеевичу Юровских, к.т.н. Аркадию Юрьевичу Жилиякову.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность выбранной темы и определены цели исследования.

В первой главе представлен аналитический обзор литературы. Рассмотрены основные аналитические уравнения описания кинетики бейнитного превращения. Описаны особенности микроструктуры в конструкционных сталях. Поставлена цель работы и сформулированы конкретные задачи исследования.

Во второй главе описаны материалы и методы исследования.

Экспериментальная кинетика изотермического распада переохлажденного аустенита в области бейнитного превращения изучена на сталях 20X2Г2СНМА, 38ХНЗМФА, 25Г2С2Н2МА, 50ХМФА, химический состав представлен в таблице 1. Выплавка стали 25Г2С2Н2МА и 50ХМФА производилась в дуговой электропечи с графитовыми электродами в условиях «Овако» (г. Хофорс, Швеция). Данные для сталей 300М и сплава Н взяты из работ Бадешиа [1] и Чанга [2].

Таблица 1 – Химический состав сталей, масс. %

Сталь	С	Cr	Mo	Mn	Si	Ni	V
20X2Г2СНМА	0,18	2,35	0,34	1,99	1,03	1,17	-
38ХНЗМФА	0,32	1,34	0,40	0,40	0,26	3,00	0,14
25Г2С2Н2МА	0,24	0,31	0,40	1,35	1,42	1,71	0,01
50ХМФА	0,49	1,11	0,98	0,79	0,23	0,46	0,11
300М [1]	0,44	0,83	0,39	0,67	1,74	1,85	0,09
Alloy Н [2]	0,46	-	-	2,15	2,1	-	-

*Fe- основа

Экспериментальное исследование кинетики изотермического бейнитного превращения в сталях 50ХМФА, 25Г2С2Н2МА, 38ХНЗМФА, 20X2Г2СНМА производилось при помощи дилатометра Linseis L78 «R.I.T.A.» и Linseis L75VD1600C. Образцы представляли собой цилиндр, диаметром 5 мм, длиной 10 мм. Продолжительность выдержки составляла не менее 2 ч в температурном интервале 220 - 400 °С.

Для построения термокинетических диаграмм образцы после аустенитизации $t_{\gamma} = 925$ °С, выдерживали 15 мин, охлаждали с постоянными скоростями в интервале 1 - 4200 °С/мин до комнатной температуры.

Оцифровку экспериментальной кинетики конструкционных сталей 300М и сплава Н, опубликованных в [1,2], осуществляли с помощью программы «GetData Graph Digitizer 2.26».

Исследование микроструктуры проводили на микроскопах OLYMPUS GX51, Nikon Epihot 200 при увеличении $\times 500$, $\times 1000$. Количественный анализ структурных составляющих проведен программно-аппаратным комплексом анализа изображений «SIAMS 700». Микроструктурные исследования также проводились на растровом электронном микроскопе JeolJSM-6490LV и электронно-ионном микроскопе ZeissAurigaCrossBeam с программно-аппаратным комплексом регистрации и анализа картин дифракции обратно - рассеянных электронов (ДОРЭ) NordlysHKLChannel5®.

Изучение микрорельефа поверхности образцов производилось на атомно-силовом микроскопе «ФемтоСкан». На исследуемый участок поверхности устанавливался кантилевер fpN11, представляющий собой пластину из монокристалла кремния длиной 100 мкм, шириной 35 мкм и толщиной 2 мкм. С верхней стороны пластина покрыта слоем золота (100 нм), нанесенным на подложку из хрома для обеспечения отражательной способности. С нижней стороны кантилевер имел острый конический щуп (угол при вершине конуса порядка 22°) высотой 7...10 мкм. Радиус вершины конуса составлял 10...25 нм, жесткость кантилевера 5,3 Н/м. Площадь сканирования составляла 14x14, 5x5 и 3x3 мкм при максимальной скорости сканирования 1 Гц.

В результате сканирования получены массивы данных в декартовых координатах трехмерного пространства, отражающие реальный рельеф поверхности образца. Трехмерные модели поверхностного рельефа построены при помощи программного обеспечения «Surfer 13». Статистический анализ полученных данных производился при помощи электронных таблиц «MS Excel».

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводился на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance с Co-WL анодом в θ - θ геометрии методом шагового сканирования в диапазоне углов $2\theta = 30...140^\circ$, с ускоряющим напряжением 30 кВ. Погрешность определения параметра решетки аустенита 0,001 Å

Концентрация углерода в остаточном аустените рассчитана по уравнению:[3]

$$C_\gamma = (a_\gamma - 3,578)/0,033 \quad (1)$$

где: a_γ – параметр решетки аустенита (Å); C_γ - концентрация углерода в остаточном аустените (масс. %).

Измерения твердости были проведены в соответствии с ГОСТ 2999-75 на приборе Роквелла и на приборе Виккерса ТК-7, CSM instrument Micro-Hardness Tester, твердомер ПМТ- 3 при нагрузке 1500, 300 Н, 2 Н соответственно.

В третьей главе приведены результаты исследования микроструктуры перспективных конструкционных сталей. Предложен ряд аналитических функций, описывающих кинетику распада переохлажденного аустенита в области бейнитного превращения в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении.

Микроструктура конструкционных сталей 25Г2С2Н2МА, 50ХМФА после изотермической обработки при температурах 370, 360 °С, соответственно, содержит мартенсит и бейнит, который преимущественно выделяется в виде пластин. Рассмотрено влияние времени выдержки в изотермических условиях на линейные размеры бейнитных пластин. По мере увеличения времени выдержки пластины удлиняются и утолщаются. После 5 с изотермической обработки стали 25Г2С2Н2МА при 370 °С фиксируемое сечение пластин составляет 10...15 на 2...3 мкм, при выдержке 53 с пластины достигают

видимого размера 50..60 на 10..15 мкм (рисунок 1). При более продолжительной изотермической обработке пластины сталкиваются друг с другом и формируют сложную объемную каркасную структуру. Определено количество бейнита для каждого момента времени, абсолютная ошибка в оценке доли превращения в фиксированных временных точках достигает 2...5 %.

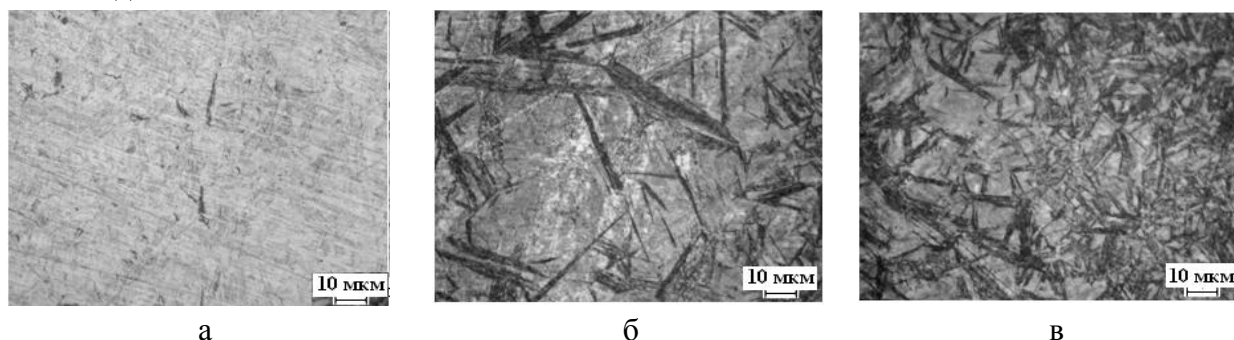


Рисунок 1 – Микроструктура стали 25Г2С2Н2МА после изотермической выдержки при 370 °С; а) Время выдержки 5 с; Доля бейнита $0,02 \pm 0,02$; б) Время выдержки 53 с; Доля бейнита $0,37 \pm 0,04$; в) Время выдержки 115 с; Доля бейнита $0,55 \pm 0,05$

Электронно-микроскопические исследования показали, что субструктура бейнитных пластин неоднородна и имеет слоистое строение.

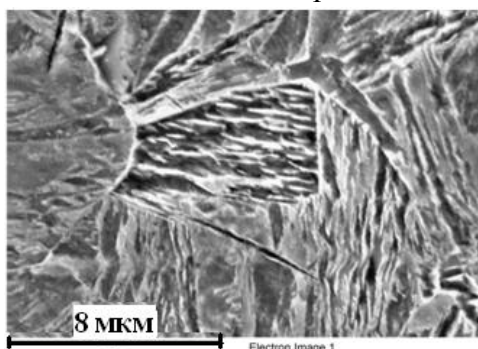


Рисунок 2 – Микроструктура бейнита (PЭМ), сталь 25Г2С2Н2МА, изотермическая выдержка 370 °С, время выдержки 46 с.

Экспериментально изучена кинетика распада переохлажденного аустенита в изотермических условиях, определено максимально достижимое количество бейнита. Построены изотермические диаграммы распада метастабильного аустенита сталей 20Х2Г2СНМА, 38ХНЗМФА, для сталей 25Г2С2Н2МА, 50ХМФА изотермические диаграммы приведены на рисунке 3. Для исследованных сталей бейнитное превращение также реализуется ниже мартенситной точки.

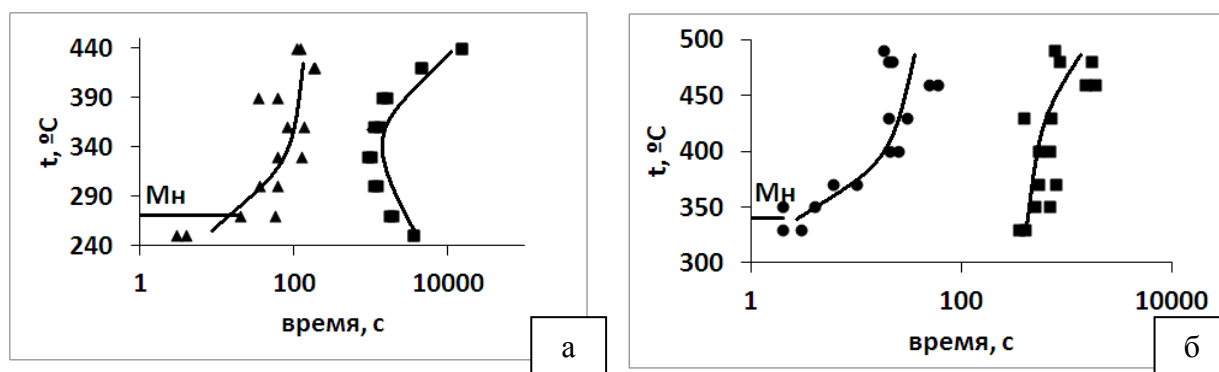


Рисунок 3 – Изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита в температурном интервале бейнитного превращения, температура аустенитизации 925 °С, 15 мин а) сталь 50ХМФА; б) сталь 25Г2С2Н2МА

Предложен ряд аналитических функций для описания экспериментальной кинетики изотермического бейнитного превращения. Наиболее адекватно кинетику описывает логистическая функция (2):

$$P/P_p = 1 - 1/(1 + \exp(b + a \ln(\tau))) \quad (2)$$

где P – доля образующегося бейнита; τ – условное время; P_p – максимальная равновесная доля бейнита, достигаемая при данной температуре изотермической выдержки; a , b – коэффициенты, постоянные в течение времени выдержки при конкретной температуре.

Кинетика образования бейнита в координатах логистической функции «логарифм $(1/p - 1)$ - логарифм времени τ » представляет собой практически прямую линию (рисунок 4). При аппроксимации экспериментальных данных линейной зависимостью коэффициент детерминации близок к единице, что свидетельствует о постоянстве коэффициентов a и b предложенной логистической функции в процессе бейнитного изотермического превращения.

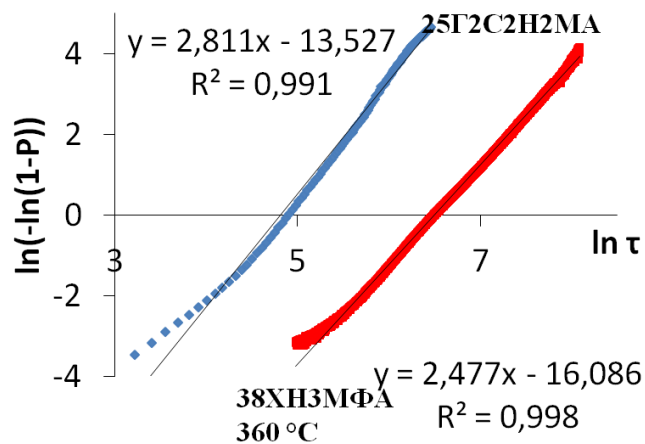


Рисунок 4 – Кинетика изотермического бейнитного превращения в координатах $\ln((1/P) - 1) - \ln \tau$ (логистическая функция)

Установлена немонотонная зависимость коэффициентов a и b предложенной логистической функции от температуры изотермической выдержки (рисунок 5). Наличие экстремума можно трактовать как условную температуру перехода от формирования верхнего бейнита к образованию нижнего бейнита, аналогичная зависимость наблюдается и для коэффициента b .

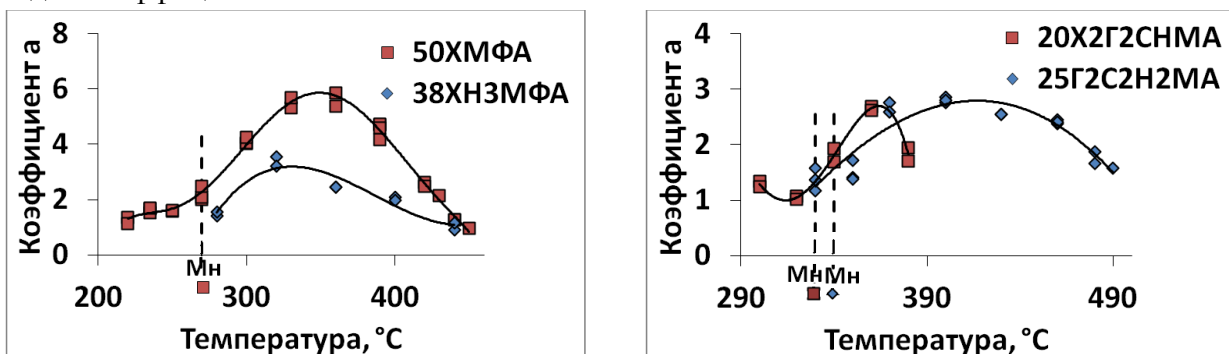


Рисунок 5 – Зависимость коэффициента a логистической функции от температуры изотермической выдержки

Методом рентгеноструктурного анализа определен параметр кристаллической решетки остаточного аустенита сталей 25Г2С2Н2МА и 50ХМФА в процессе изотермического бейнитного превращения (рисунок 6). Установлено, что в стали

25Г2С2Н2МА после изотермической выдержки при 400 °С более 300 секунд начинается процесс карбидообразования (рисунок 6, а).

Выявлена линейная зависимость доли бейнитного превращения при изотермической выдержке 400 °С и 360 °С для сталей 25Г2С2Н2МА и 50ХМФА, соответственно от концентрации углерода в остаточном аустените (рисунок 7). Высокий коэффициент детерминации ($R^2 = 0,93 \dots 0,99$) указывает на линейность полученных зависимостей, а также свидетельствует о ведущей роли перераспределения углерода в кинетике изотермического бейнитного превращения.

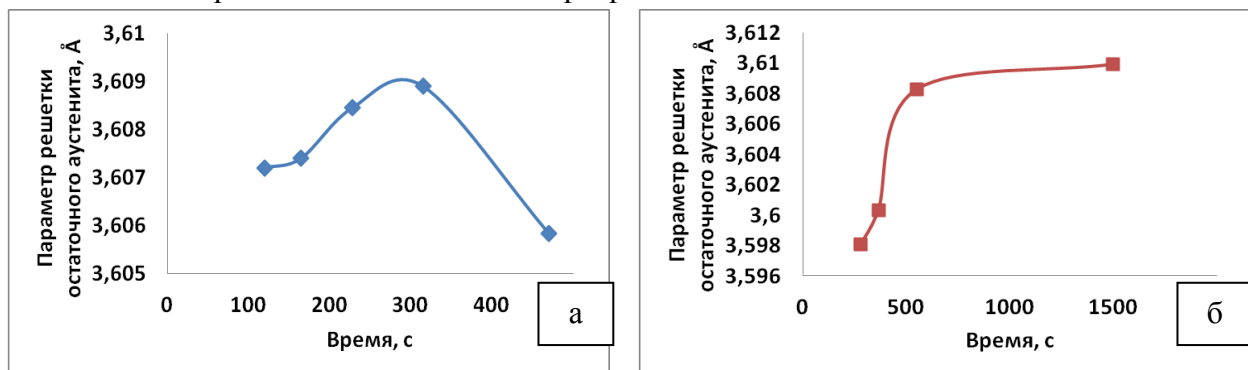


Рисунок 6 – Изменение параметра решетки остаточного аустенита от времени изотермической выдержки при температуре а) 400 °С, сталь 25Г2С2Н2МА; б) 360 °С, сталь 50ХМФА

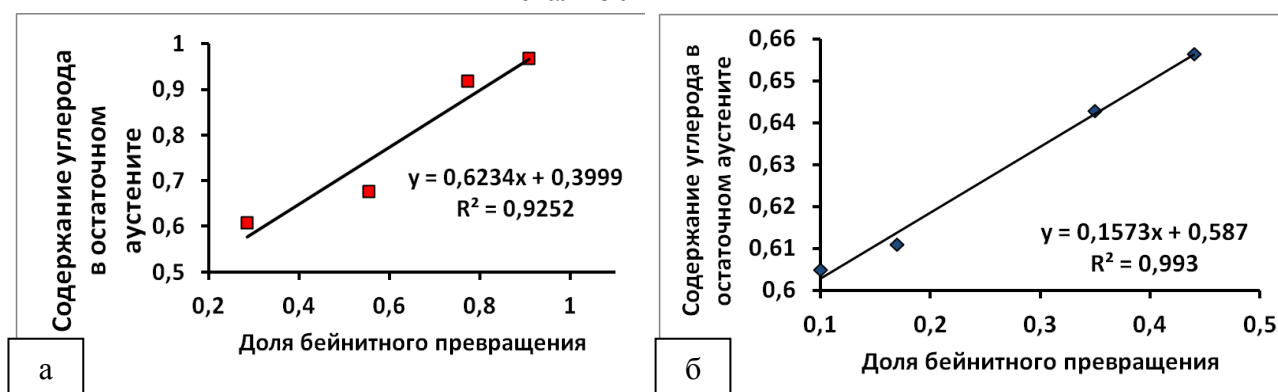


Рисунок 7 – Зависимость доли бейнитного превращения от содержания углерода в остаточном аустените; а) сталь 50ХМФА360 °С; б) сталь 25Г2С2Н2МА при 400 °С;

Для оценки доли структурных составляющих и определения режимов термической обработки при непрерывном охлаждении используются термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита.

Дилатометрическим методом построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита для стали 25Г2С2Н2МА (рисунок 8). Установлено, что в интервале скоростей охлаждения 1,5...18 °С/мин для стали 25Г2С2Н2МА образуется, гетерогенная структура, состоящая из феррито-перлитная смеси 0,45...0,22 и 0,55...0,78 бейнита соответственно. Твердость структуры меняется от 32 до 42 HRC в зависимости от дисперсности ФКС и количества бейнита. Увеличение скорости охлаждения с 18... до 600 °С / мин приводит к формированию бейнита и мартенсита. Температура начала мартенситного превращения 340...345 °С, данное превращение реализуется при охлаждении со скоростями свыше 1800 °С /мин, твердость мартенсита составляет 50 ± 1 HRC.

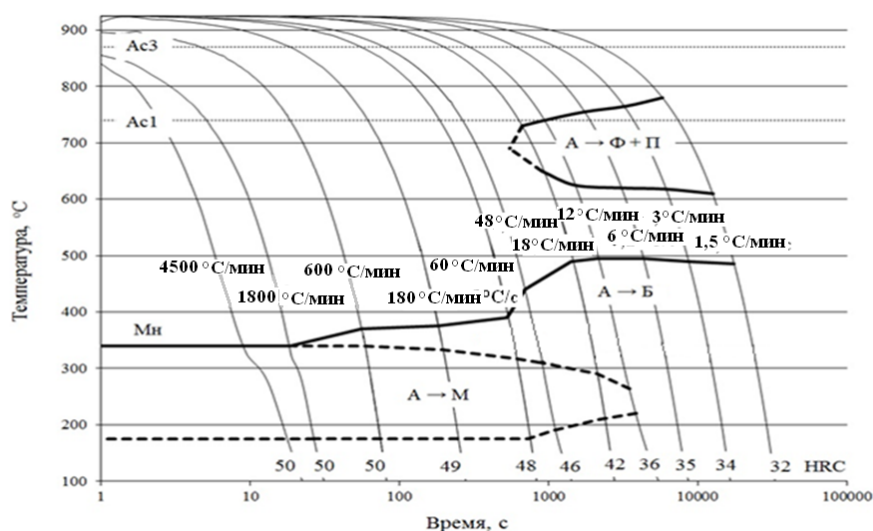


Рисунок 8 – Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 25Г2С2Н2МА (температура аустенизации 925 °С, $\tau = 15$ мин)

Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита стали 50ХМФА для постоянных скоростей охлаждения в интервале 1...4200 °С/мин приведена на рисунке 9. Установлено, что при скорости менее 3 °С/мин образуется 0,27...0,07 феррито-перлитная смеси и 0,73...0,93 бейнита соответственно, твердость гетерогенной структуры составляет менее 38 HRC. В интервале скоростей 3 °С/мин- 60 °С/мин формируется бейнит, температура начала бейнитного превращения снижается в зависимости от скорости охлаждения от 500 до температуры начала мартенситного превращения 270 °С, соответственно. При скорости охлаждения свыше 60 °С/мин образуется мартенсит, его твердость составляет 62 HRC.

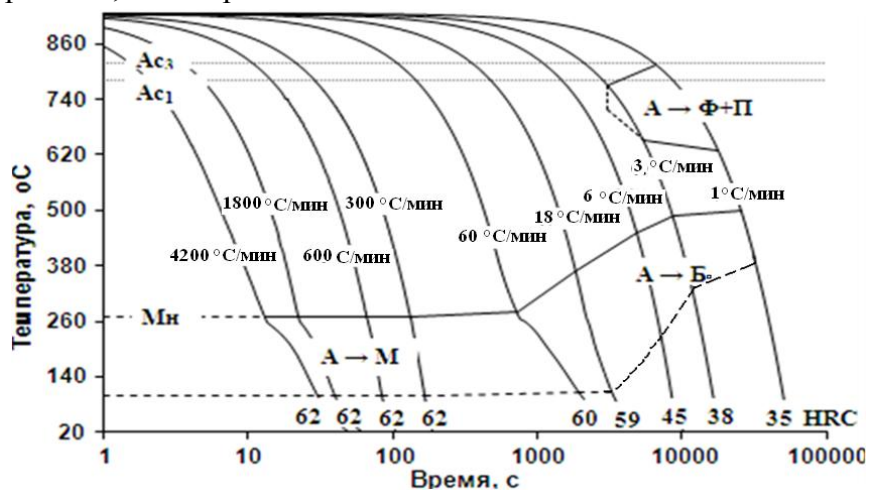


Рисунок 9 – Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 50ХМФА (температура аустенизации 925 °С, $\tau = 15$ мин)

По данным дилатометрических исследований получена зависимость кинетики образующегося бейнита от температуры для постоянных скоростей охлаждения 4, 5, 6, 8 и 12 °С/мин (рисунок 10). Разработан алгоритм расчета кинетики, в основу которого положено правило Шейла. Расчетная кинетика показала удовлетворительное совпадение с экспериментальными данными, коэффициент корреляции расчетных и экспериментальных долей бейнита, образующегося при непрерывном охлаждении составил 0,95...0,99.

Алгоритм расчета кинетики образования бейнита при непрерывном охлаждении с произвольными скоростями представлен уравнениями (3) - (6):

$$a=f_1(t); b= f_2(t); P_p= f_3(t); \quad (3)$$

$$\tau' = (P_0 / ((P_p - P_0) * \exp(b_k)))^{1/a} \quad (4)$$

$$\Delta\tau = f_4(t_{k+1}) - f_4(t_k) \quad (5)$$

$$P = (1 - (1 / (1 + ((\tau' + \Delta\tau)^{a_{k+1}} * \exp(b_{k+1})))) * P_p \quad (6)$$

Где a и b – температурно-зависимые коэффициенты логистической функции; P_p – максимальная равновесная доля бейнита, достигаемая при данной температуре изотермической выдержки; $\Delta\tau$ – шаг по времени при изменении температуры на Δt градусов; τ' - виртуальное время, рассчитанное по доле бейнита, полученного в предыдущий момент времени

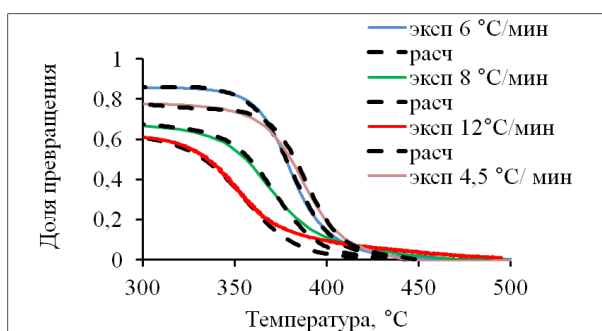


Рисунок 10 – Кинетика образования бейнита при непрерывном охлаждении, сталь 50ХМФА

В **четвертой главе** приведены результаты исследования микроструктуры бейнита с помощью растровой электронной и атомно-силовой микроскопии, предложена методика изучения приповерхностного слоя по данным EBSD.

Бейнит, образовавшийся при температуре изотермической выдержки 330 и 370 °С, имеет пакетное строение с чередующимися пластинами различной контрастности, хорошо различимыми при использовании растровой электронной микроскопии (рисунок 11 а, б).

Электронно – микроскопические исследование структуры стали 25Г2С2Н2МА после трех часовой изотермической выдержки при 370 °С показало, что в структуре при увеличении $\times 50000$ наблюдаются отдельные колонии бейнита, между которыми располагается мартенсит, образовавшийся при последующей закалке (рисунок 11 б). При детальном рассмотрении бейнита видны отдельные субпластины, расстояние между которыми составляет 20...50 нм (рисунок 11, в).

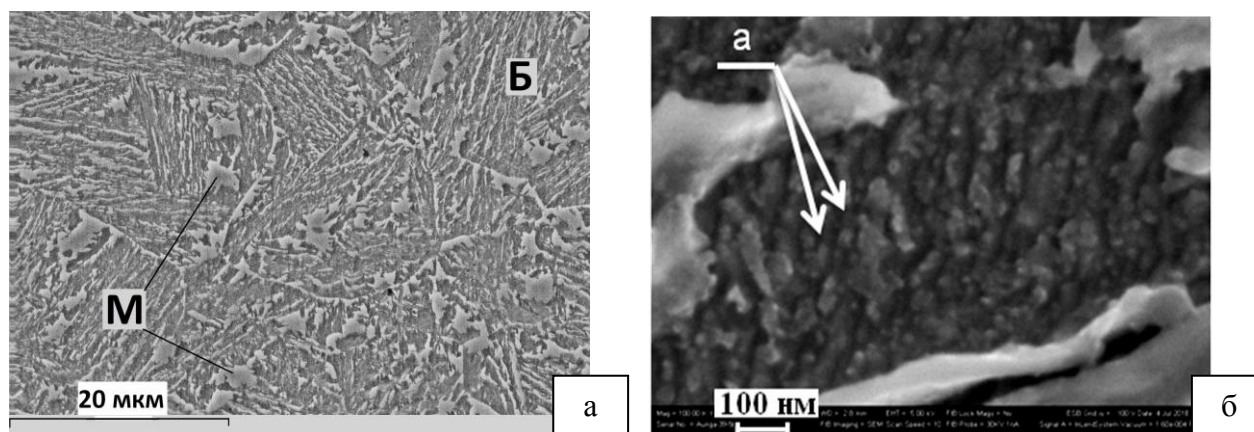


Рисунок 11 – Микроструктура стали 25Г2С2Н2МА после изотермической выдержки при температуре 370 °С; а, б) растровая электронная микроскопия;

На изображении рельефа поверхности, полученном при помощи атомно- силовой микроскопии (рисунок 12 а, б), видны упорядоченные пластины, выстроенные в линии (бейнит) и области без четко выраженного рельефа (мартенсит).

На рисунке 12, б приведена 3D реконструкция поверхности площадью 1000 x 1000 нм для температуры изотермической выдержки 370 °С. Толщина субпластин составляет 20...60 нм. Аналогичные элементы структуры наблюдаются и для температур изотермического превращения 330 и 450 °С. Расстояние между соседними рядами пластин определяется не только физическими предпосылками процесса образования и роста бейнита, но также расположением бейнитных пластин относительно плоскости шлифа.

Построение 3D модели позволило количественно оценить характерные особенности бейнитной структуры. Как видно из рисунка 12, в, рельеф представляет собой чередующиеся ряды возвышенностей и впадин переменной ширины.

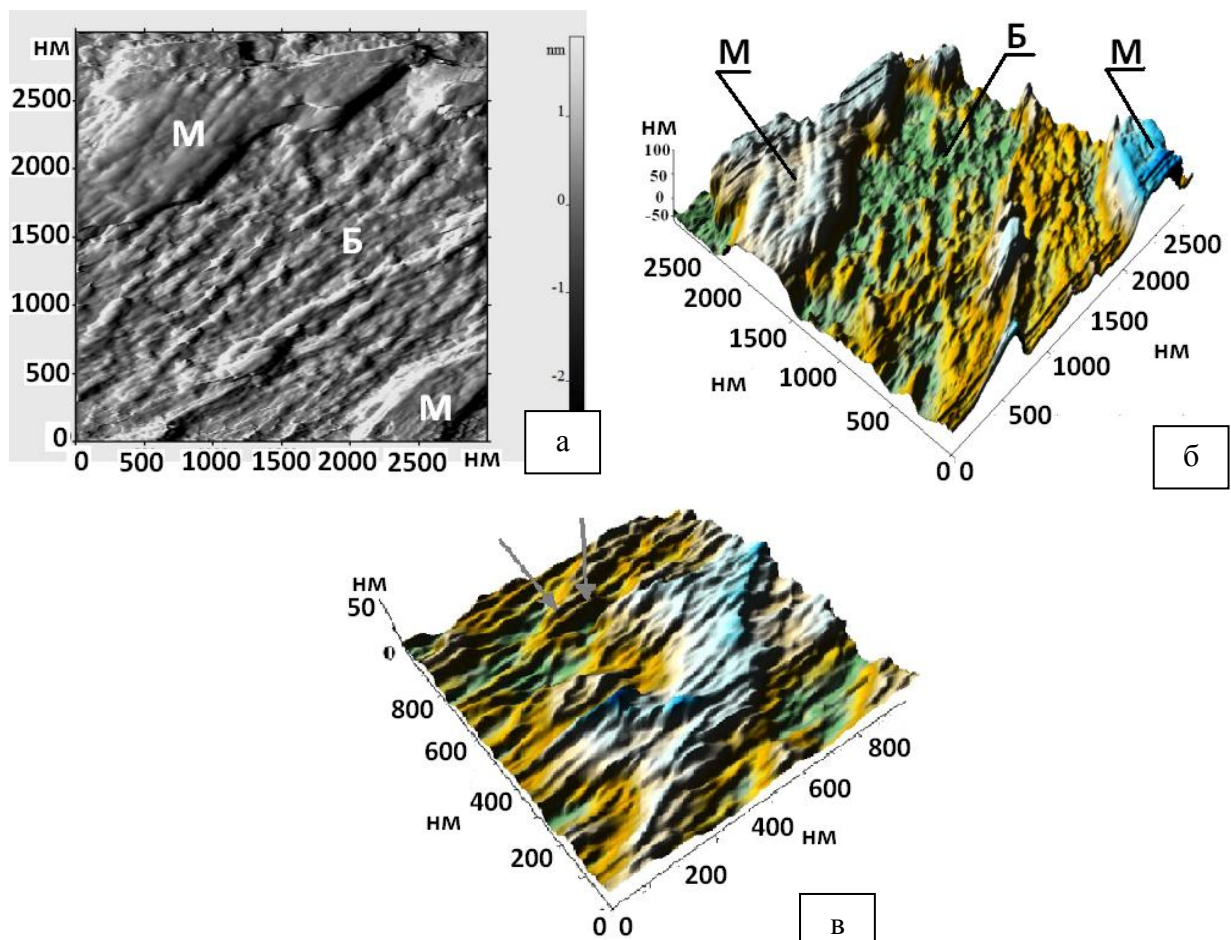


Рисунок 12 – Микроструктура стали 25Г2С2Н2МА после изотермической выдержки при температуре 430 °С, полученная при помощи атомной силовой микроскопии ;а) двумерное изображение поверхности; б) трехмерная поверхность бейнита; в) трехмерная поверхность бейнита, изотермическая выдержки 370 °С, стрелками показаны отдельные субпластины

Для каждой температуры изотермической выдержки по нескольким полям зрения было проведено измерение расстояний h между соседними рядами пластин. Общий объем выборки для каждой из температур составил 150...250 значений. На рисунке 13 приведены интегральные распределения расстояний между рядами полуразрушенных травлением пластин бейнита. Наблюдается явная зависимость толщины субпластин от температуры изотермической выдержки, причем с понижением температуры

изотермической выдержки значение медианной толщины субпластин существенно уменьшается: от 75 нм для температуры 450 °С до 20 нм для температуры 330 °С.

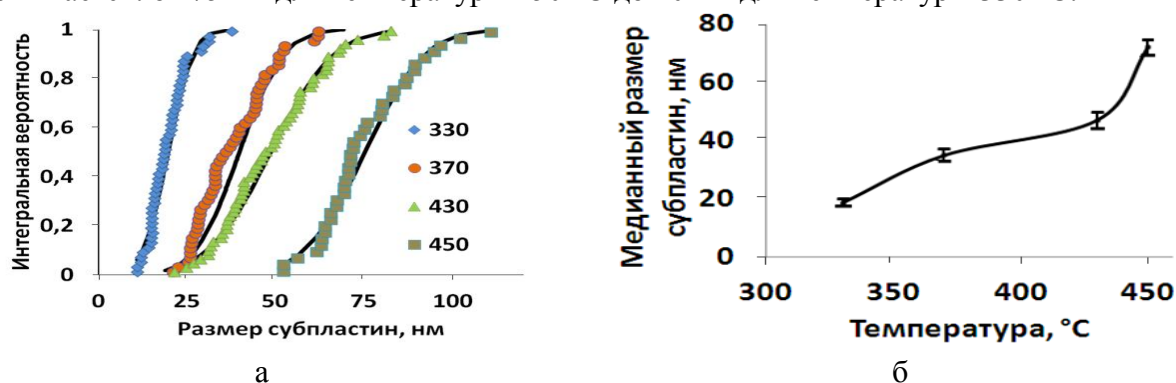


Рисунок 13 – а) Интегральное распределение размеров субпластин для температур изотермической выдержки 330 °С, 370 °С, 430 °С, 450 °С, сталь 25Г2С2Н2МА (сплошными линиями показаны расчетные значения для нормального распределения)

б) зависимость медианного размера субпластин от температуры изотермической выдержки

Методом атомной – силовой и растровой электронной микроскопии выявлено наличие субпластин, составляющих бейнитную структуру. Показано, что толщина субпластин зависит от температуры образования бейнита: с повышением температуры от 330 °С до 450 °С толщина субпластин увеличивается от 20 ± 2 нм до 76 ± 5 нм.

Топология структуры бейнита изучена методом дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD) на стали 25Г2С2Н2МА, температура изотермической выдержки 370 °С. На картах видна разноориентированная кристаллографическая структура, с ограниченными областями, вероятнее всего это границы бывшего аустенитного зерна рисунок 14 а.

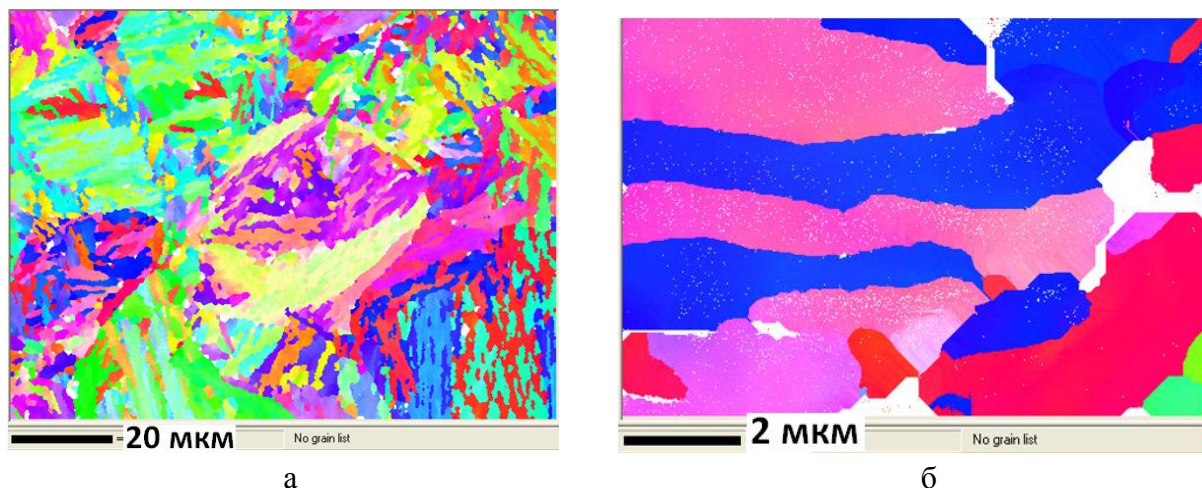


Рисунок 14 – Ориентационные карты бейнита, метод дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), сталь 25Г2С2Н2МА, температура изотермической выдержки 370 °С;

Встречаются зоны с чередующимися кристаллографическими ориентировками, бейнит имеет сложную топологию, размеры сечений разноориентированных бейнитных областей составляют 8...10 на 1,5...5 мкм, рисунок 14 б.

По данным результатов метода EBSD построено 3-D изображение рельефа приповерхностной зоны. Представим элементарную площадку сканирования электронного микроскопа (рисунок 15), для которой известны значения углов Эйлера. На

основании этих данных определяются коэффициенты уравнения плоскости данной площадки в координатах, привязанных к электронному микроскопу. Перпендикуляр к плоскости элементарной площадки пересекает виртуальный экран, расположенный на расстоянии D_0 параллельно семейству элементарных площадок размером $m \times n$ (например, 400×500 нм), в точке с координатами $x_{1э}$, $y_{1э}$, D_0 . При некотором повороте элементарной площадки на виртуальном экране наблюдается отклонение Z_0 от идеального (строго перпендикулярного) отражения, которому соответствует точка с координатами $x_{2э}$, $y_{2э}$, D_0 (пунктирной линией показана элементарная площадка, параллельная виртуальному экрану). Полученное расстояние Z_i относят к координатам центра элементарной площадки x_0 , y_0 . Аналогичным образом происходит оцифровка расстояний Z_i для всей рассматриваемой площади. Полученные значения координат используются для построения трехмерной картины, визуализирующей поверхностный рельеф исследуемой структуры.

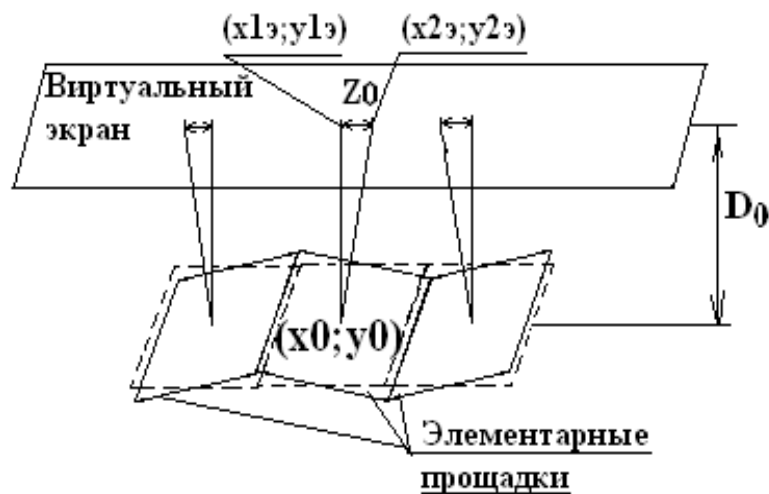


Рисунок 15 – Схема формирования изображения приповерхностной зоны на основе метода EBSD

На рисунке 16 показан рельеф приповерхностной зоны по данным EBSD, сталь 25Г2С2Н2МА, температура изотермической выдержки 370 °С, видны отдельные ряды субпластин.

Построение 3D-модели поверхностного рельефа образца в программном обеспечении «Surfer 13» позволило количественно оценить характерные особенности поверхности (рисунок 16, а). Приведены интегральные распределения измеренных расстояний между субпластинами для температур изотермической выдержки 370 и 430 °С. Объем выборки для каждой температуры составил $100...120$ измерений. Наблюдается явная зависимость размера субпластин от температуры изотермической выдержки, причем с уменьшением температуры выдержки от 430 до 370 °С толщина субпластин уменьшается от 24 до 13 нм.

При определении истинного расстояния между пластинами бейнита необходимо расстояние между гребнями и впадинами, измеренное на трехмерной картине, увеличить в два раза. Это связано с тем, что при использовании метода визуализации на виртуальном экране формируются идентичные отражения как от впадин на реальной поверхности, так и от вершин. Учитывая особенности формирования изображения, истинная толщина субпластин 48 и 26 нм.

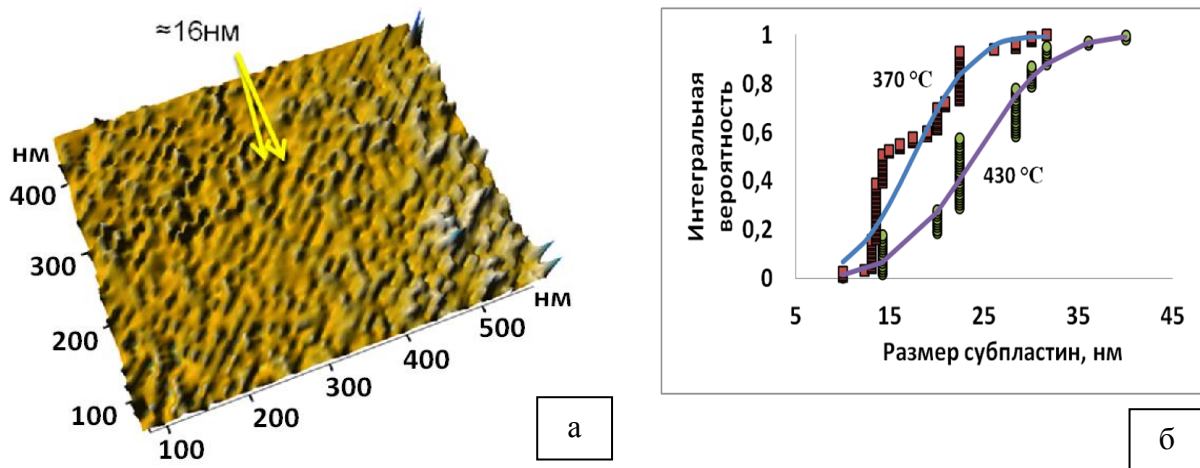


Рисунок 16 – а) Рельеф приповерхностной зоны по данным EBSD, сталь 25Г2С2Н2МА, температура изотермической выдержки 370 °С; б) интегральное распределение размеров субпластин для температур изотермической выдержки 370 °С, 430 °С, сталь 25Г2С2Н2МА (сплошными линиями показаны расчетные значения для нормального распределения)

Методом атомной – силовой и растровой электронной микроскопии выявлено наличие субпластин, составляющих бейнитную структуру. Разработана методика тонкого исследования приповерхностной зоны образцов с бейнитной структурой методом EBSD.

Показано, что толщина субпластин зависит от температуры образования бейнита: с повышением температуры изотермической выдержки размер субпластин возрастает.

В пятой главе отражены результаты компьютерного моделирования кинетики роста второй фазы. Модель представляет собой куб, содержащий от 8 до 64 млн ячеек. Внесенные в него зародышевые ячейки 2-й фазы имеют различное трехмерное распределение по координатам (рисунок 17), приведены проекции в плоскости X-Y различного расположения зародышевых ячеек: на ребрах (рисунок 17 а), на ребрах и гранях (рисунок 17 б), равномерно по всему объему (рисунок 17 в), неравномерно по всему объему (рисунок 17 г). С каждым тактом времени происходит 3-х мерный послойный рост каждого из зародышей, что в итоге дает возможность оценить кинетику объемного роста 2-й фазы. Преимуществом компьютерного моделирования является отсутствие инструментального шума и возможность проведения подробного численного анализа.

Кинетика роста второй фазы для приведенных конфигураций (рисунок 17 а, б, в) в координатах уравнения Колмогорова- Аврами $\ln t - \ln(-\ln(1-p))$ аппроксимируется линейной зависимостью, коэффициент детерминации которой близок к 1. Значение показателя степени n уравнения Колмогорова- Аврами изменяется от 2,3 до 3 в зависимости от начальной конфигурации расположения зародышевых ячеек, оставаясь постоянным во времени (рисунок 18). Полученные результаты показывают, что геометрическое расположение зародышевых ячеек новой фазы в объеме может оказывать значительное влияние на параметры кинетики превращения. Для конфигурации равномерного распределения зародышевых ячеек (рисунок 17 в) концентрация изменялась в 100 раз, (количество зародышевых ячеек от 10 до 1000), тогда как показатель степени n изменился лишь в пределах 2,8 ... 3.

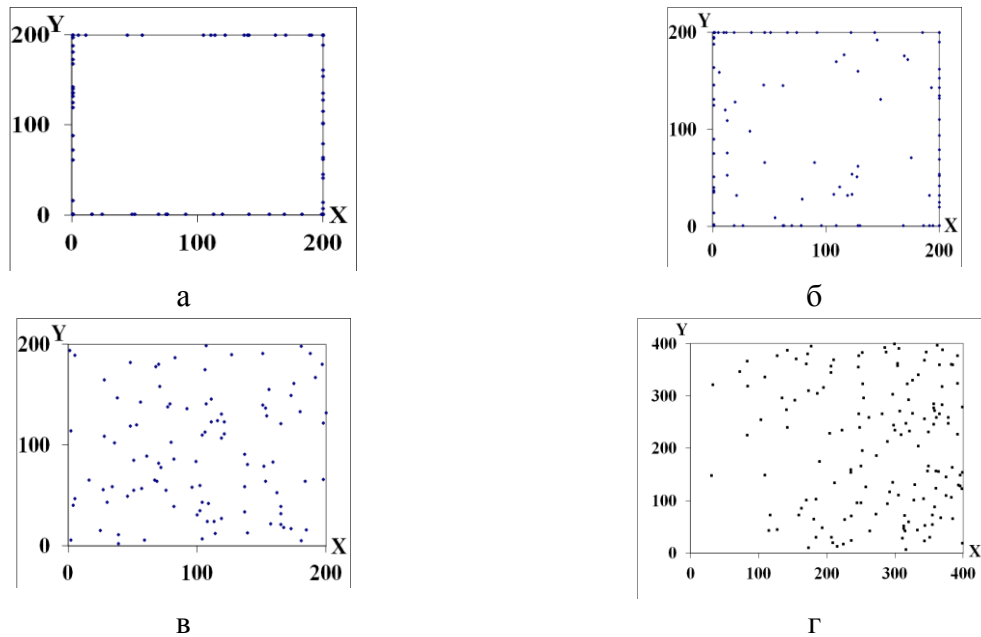


Рисунок 17 – Координаты проекций на плоскость X-Y положения частиц зародышей при компьютерном моделировании а) на ребрах; б) на ребрах и гранях; в) равномерно по объему; г) с переменной локальной концентрацией

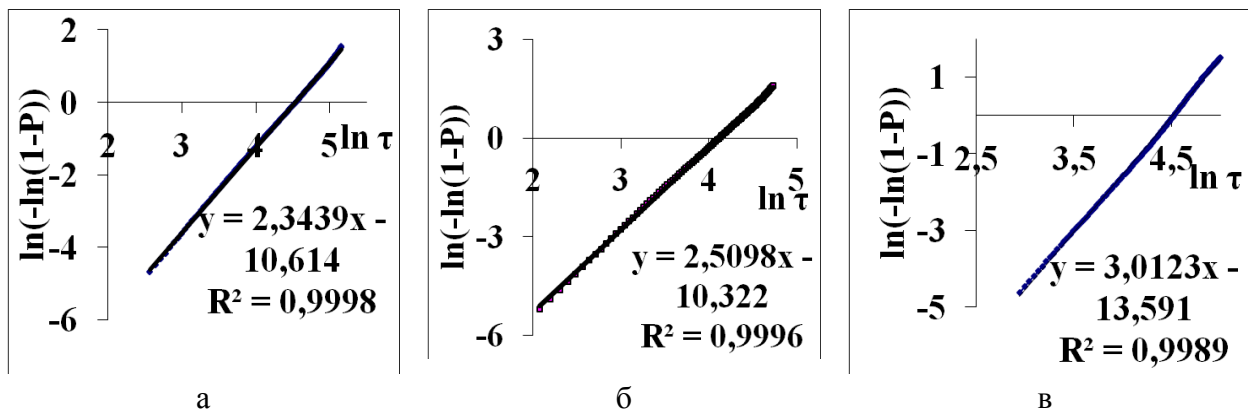
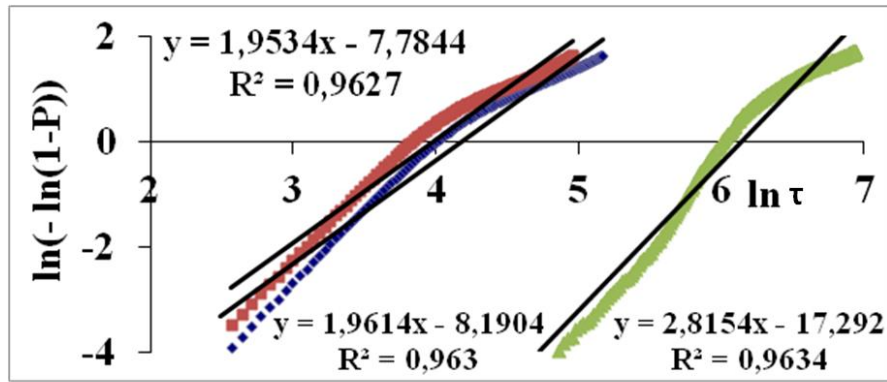


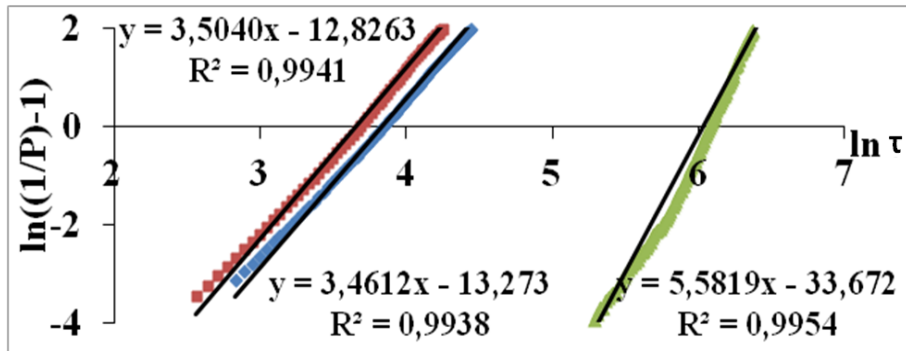
Рисунок 18 – Кинетика роста второй фазы и ее описание уравнением Колмогорова – Джонсона – Мейла – Аврами для различного расположения зародышевых ячеек: а) на ребрах; б) на ребрах и гранях; в) равномерно по объему.

При неравномерном расположении зародышевых ячеек по объему кинетика роста второй фазы в координатах уравнения Колмогорова- Аврами при аппроксимации линейной зависимостью показывает коэффициент детерминации 0,96, на кинетической зависимости явно видно изменение тангенса угла наклона (рисунок 19, а). Экспериментально получены аналогичные результаты для стали 50ХМФА, на рисунке 19 приведена кинетика изотермического бейнитного превращения при температуре 330 С. Кинетика роста второй фазы в координатах логистического уравнения показывает одинаково высокий коэффициент детерминации (более 0,99) для случая компьютерного моделирования и эксперимента (рисунок 19, б).



Компьютерное моделирование 50ХМФА, 330 °С

а

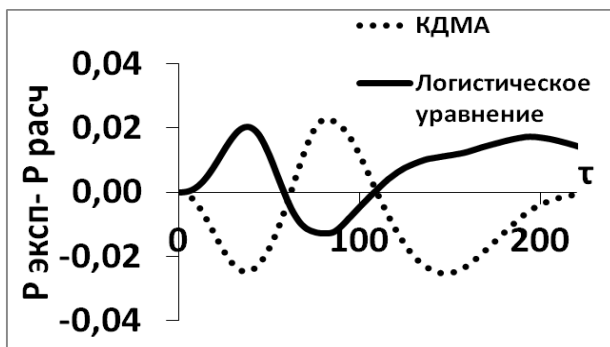


Компьютерное моделирование 50ХМФА, 330 °С

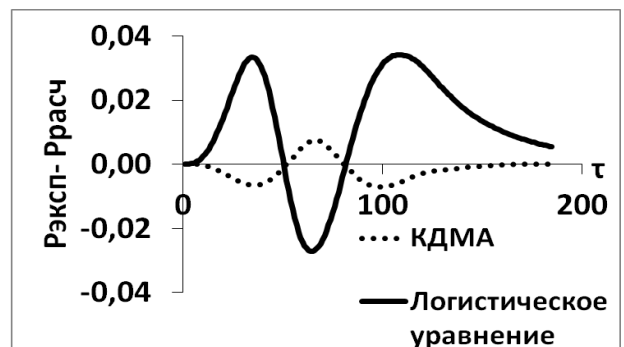
б

Рисунок 19 – Кинетика роста второй фазы и ее описание а) уравнением Колмогорова – Джонсона – Мейла – Аврами; б) логистическим уравнением

Рассмотрено влияние скорости зарождения на кинетику роста второй фазы и описание ее уравнениями Колмогорова- Аврами и логистическим. Расчеты показали, что уменьшение скорости зарождения до нуля при исходной неравномерной концентрации зародышевых ячеек приводит к кинетике, адекватно описываемой логистическим уравнением. Разность долей, рассчитанной методом компьютерного моделирования, аппроксимированных уравнениями Колмогорова– Аврами и логистической функцией приведена для различных скоростей зарождения на рисунке 20 а, б.



а



б

Рисунок 20 – Разность долей, рассчитанной методом компьютерного моделирования, аппроксимированных уравнениями Колмогорова – Аврами и логистической функцией а) скорость зарождения 1 зародышевая ячейка / такт времени; б) скорость зарождения 10 зародышевых ячеек / такт времени

Проведено сравнение результатов компьютерного моделирования и экспериментальных данных. Показана разность моделируемой и расчетной доли второй фазы (рисунок 21, а) при аппроксимации уравнениями Колмогорова- Аврами и логистическим, аналогичная разность экспериментальной и расчетных долей бейнитного превращения приведена для стали 50ХМФА (рисунок 21, б). Необходимо отметить, что относительно экспериментальных данных результаты компьютерного моделирования при аппроксимации уравнениями логистическим и Колмогорова - Аврами имеют одинаковый характер.

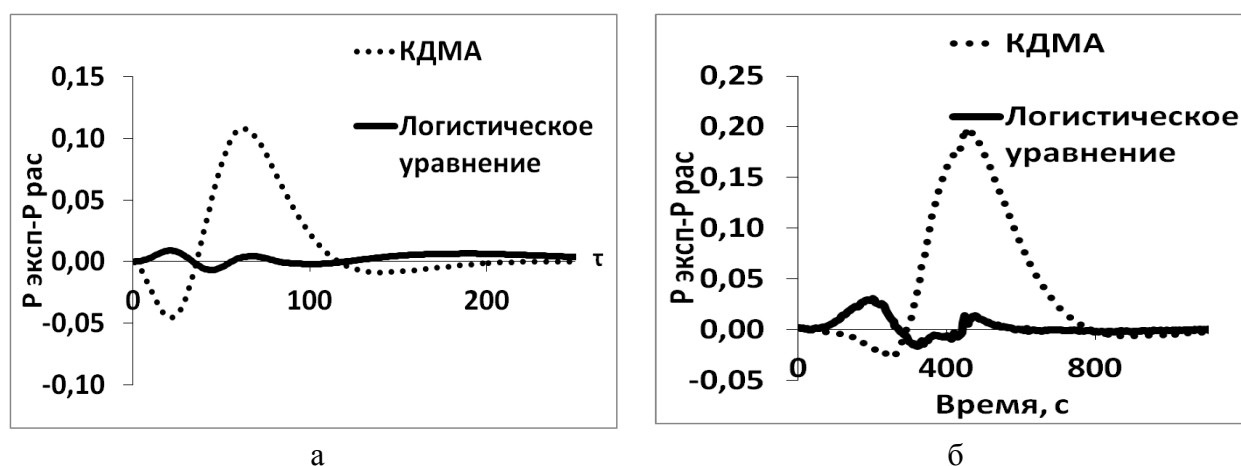


Рисунок 21 – а) Разность долей превращенной фазы, рассчитанной методом компьютерного моделирования, и аппроксимированных уравнениями Колмогорова – Аврами и логистической функцией; б) Разность долей бейнита, полученной экспериментально, сталь 50ХМФА, $t_{\text{изот выд}} = 330 \text{ } ^\circ\text{C}$ и аппроксимированных уравнениями Колмогорова – Аврами и логистической функцией

Следовательно, характер изменения абсолютного отклонения говорит об адекватном компьютерном моделировании кинетики бейнитного превращения – рост бейнитных колоний происходит послойно, скорость зарождения равна нулю, начальное распределение зародышей характеризуется существенной дисперсией их концентрации.

В **шестой главе** приведены результаты механических испытаний после применяемой (улучшение) и перспективной технологии термической обработки буровых коронок. В качестве перспективного режима термообработки было предложено ввести изотермическую обработку после аустенизации в области температур бейнитного превращения. Прочностные и пластические свойства после применения перспективного режима остались на прежнем уровне, при этом значение ударной вязкости удалось повысить с 0,2 до 1,1 МДж/м², т.е. в 4..5 раз после изотермической выдержки при 340 °С

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Построены термокинетические диаграммы в области бейнитного превращения распада переохлажденного аустенита перспективных сталей 50ХМФА (D6AC), 25Г2С2Н2МА (НУ-TUF), и изотермические диаграммы для сталей 50ХМФА (D6AC), 25Г2С2Н2МА (НУ-TUF), 20Х2Г2СНМА, 38ХНЗМФА.

2. Предложено логистическое уравнение для описания кинетики бейнитного превращения в изотермических условиях. На основе логистического уравнения разработан алгоритм расчета объемной доли бейнита при произвольном непрерывном охлаждении изделий из конструкционных сталей.

3. Методом атомно-силовой микроскопии, растровой электронной микроскопии установлено наличие наноразмерных субпластин бейнита толщиной от 75 нм до 20 нм для интервала температур изотермической выдержки 450°C...330 °C, сталь 25Г2С2Н2МА.

4. На основе результатов метода EBSD предложена методика наноразмерного исследования приповерхностной зоны массивных образцов, позволяющая измерять межпластиночное расстояние колоний бейнита. Выявлена температурная зависимость межпластиночного расстояния от температуры изотермической выдержки; с понижением температуры межпластиночное расстояние уменьшается.

5. Создана компьютерная модель фазового превращения в 3-D отображении. На основе совпадения результатов компьютерного моделирования и экспериментальных данных методом компьютерного моделирования установлено, что рост бейнитных колоний происходит послойно, скорость зарождения в процессе превращения равна нулю, начальное распределение зародышевых ячеек характеризуется существенной дисперсией их концентрации.

В качестве перспектив дальнейшей разработки данной тематики можно сформулировать следующие направления:

Применение логистической функции для описания кинетики фазовых превращений в сталях с исходной неравномерной структурой: проявлениями полосчатости, наличием дефектов пластической деформации типа «ковочного креста», литой структуры и т.д..

Дальнейшее усовершенствование программного обеспечения компьютерного моделирования роста второй фазы.

Разработка технологических процессов, включающих изотермическую обработку для крупных изделий из перспективных марок сталей.

СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определённых ВАК:

1. Юдин Ю. В. Формирование гетерогенной структуры стали 50ХМФА при непрерывном охлаждении / Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, А. А. Куклина // Сталь. – 2016. – № 8. – С. 64 – 67 (0,4 п. л. / 0,13 п. л.)

2. Майсурадзе М. В. Влияние технологии производства на фазовые и структурные превращения кремнийсодержащей стали / М. В. Майсурадзе, М. А. Рыжков, О. А. Сурнаева, А. А. Куклина // Сталь. – 2017. – № 1. – С. 52 – 58 (0,8 п. л. / 0,2 п. л.)

3. Юдин Ю. В. Использование логистической функции для описания изотермического бейнитного превращения в конструкционных сталях / Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, А. А. Куклина // Сталь. – 2017. – №3. – С. 52 – 56 (0,7 п. л. / 0,23 п. л.)

4. Рыжков М. А. Превращения переохлажденного аустенита в перспективной высокопрочной стали при непрерывном охлаждении / М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, А. А. Куклина // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2017. – № 8 (746). – С. 15-19 (0,5 п. л. / 0,16 п. л.)

5. Maisuradze, M. V. Transformations of supercooled austenite in a promising high-strength steel grade under continuous cooling conditions / M. V. Maisuradze, M. A. Ryzhkov, Y. V. Yudin, A. A. Kuklina // Metal Science and Heat Treatment. – 2017. – 59 (7-8). – P. 486-490 (0,5 п. л. / 0,16 п. л.) (индексируется в Scopus)

6. Yudin, Y.V., Describing the isothermal bainitic transformation in structural steels by a logistical function / Y. V. Yudin, M. V. Maisuradze, A. A. Kuklina // Steel in Translation. – 2017. – 47 (3). – P. 213-218 (0,7 п. л. / 0,23 п. л.) (индексируется в Scopus)

7. Kuklina, A. A. Analytical description of the bainite transformation kinetics in steels 300M and D6AC / Y. V. Yudin, M. V. Maisuradze, A. A. Kuklina // Materials Science Forum. – 2017. - 907 MSF, pp. 31-37 (0,6 п.л. / 0,2 п.л.) (индексируется в Scopus)

8. Maisuradze, M. Phase transformations in D6AC steel during continuous cooling / M. Maisuradze, M. Ryzhkov, A. Kuklina // Solid State Phenomena. – 2017. - 265 SSP. – P. 712-716 (0,5 п. л. / 0,16 п. л.) (индексируется в Scopus)

9. Юдин Ю. В. Исследование бейнитной структуры в стали 25Г2С2Н2МА методом атомной силовой микроскопии / Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, А. А. Куклина // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. - № 7(757) . – С. 16 – 20 (0,5 п. л. / 0,16 п. л.)

Другие публикации:

10. Куклина А. А. Моделирование процесса охлаждения цилиндрических заготовок из стали 25Г2С2Н2МА / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, О. А. Сурнаева, М. В. Майсурадзе // В сборнике научных трудов XV-ой межд. конф. «Уральская школа- семинар металлосведов – молодых ученых». – Екатеринбург: УрФУ, 2014. – С. 16–18 (0,2 п.л. / 0,1 п. л.)

11. Куклина А. А. Исследование параметров уравнения Колмогорова-Джонсона-Мейла- Аврами кинетики бейнитного превращения Cr-Ni-Mo сталей / А. А. Куклина, Ю. В. Юдин // сборник научных трудов XV-ой межд. конф. «Уральская школа- семинар металлосведов – молодых ученых» . – Екатеринбург: УрФУ, 2014. – С. 45–47 (0,2 п.л. / 0,1 п. л.)

12. Куклина А. А. Исследование высокопрочной конструкционной стали 25Г2С2Н2МА / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, А. А. Каменская, М. В. Майсурадзе // сборник научных трудов XV-ой межд. конф. «Уральская школа- семинар металлосведов – молодых ученых». – Екатеринбург: УрФУ, 2014. – С. 212–214 (0,2 п.л. / 0,1 п. л.)

13. Куклина А. А. Расчетно-экспериментальное изучение процесса охлаждения заготовок из стали 25Г2С2Н2МА / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, О. А. Сурнаева // сборник научных трудов IV Межд. интеракт. науч.-практ. конф. «Инновации в материаловедении и металлургии». Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С. 95–98 (0,3 п.л. / 0,06 п. л.)

14. Куклина А. А. Структурообразование при термической обработке стали 25Г2С2Н2МА / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, А. А. Каменская // сборник научных трудов IV Межд. интеракт. науч.-практ. конф. «Инновации в материаловедении и металлургии». – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С. 314–316 (0,2 п.л. / 0,1 п. л.)

15. Куклина А. А. Исследование превращений переохлажденного аустенита в стали 25Г2С2Н2МА при непрерывном охлаждении / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, О. А. Сурнаева, М. В. Майсурадзе, К. П. Ильиных // В сб. материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлосведов – молодых ученых. В 2 ч. Ч. 2. – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С. 20 – 22 (0,3 п.л. / 0,06 п. л.)

16. Куклина А. А. Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита стали 25Г2С2Н2МА / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, А. А. Филиппова В сб. материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлосведов –

молодых ученых. В 2 ч. Ч. 2. . – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С. 23 – 26 (0,3 п.л. / 0,06 п. л.)

17. Куклина А. А. Особенности кинетики изотермического бейнитного превращения в стали 50ХМФА / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе // В сб. материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. В 2 ч. Ч. 2. – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С. 76 – 78 (0,3 п. л. / 0,1 п. л.)

18. Куклина А. А. Структурные превращения при непрерывном охлаждении стали 50ХМФА / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе // В сб. материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. В 2 ч. Ч. 2. – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С. 79 – 81 (0,3 п. л. / 0,1 п. л.)

19. Куклина А. А. Определение параметров кинетического уравнения изотермического бейнитного превращения стали 50ХМФА / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе // Физическое материаловедение VII Международная школа с элементами научной школы для молодежи. Сборник материалов. – Тольятти: ТГУ. – 2016. – С. 206-207 (0,2 п.л. / 0,05 п.л.)

20. Куклина А. А. Исследование соотношения структурных составляющих стали 25Г2С2Н2МА при непрерывном охлаждении / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе // «Физическое материаловедение» VII Международная школа с элементами научной школы для молодежи. Сборник материалов. Тольятти: ТГУ. - 2016. - С. 208-209 (0,2 п.л. / 0,05 п.л.)

21. Куклина А. А. Определение температурных интервалов распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали 25Г2С2Н2МА / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, О. А. Сурнаева // «Физическое материаловедение» VII Международная школа с элементами научной школы для молодежи. Сборник материалов. - Тольятти: ТГУ. - 2016. - С. 195-196 (0,2 п.л. / 0,05 п.л.)

22. Куклина А. А. Расчетное построение изотермических диаграмм распада переохлажденного аустенита в бейнитной области хромоникельмолибденовых сталей / А. А. Куклина, М. А. Рыжков, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе, А. В. Ли // Научная дискуссия: вопросы технических наук: сб. ст. по материалам XLIV Международной научно-практической конференции «Научная дискуссия: вопросы технических наук». – М., Интернаука. - 2016. – № 3 (33). - С. 62-68 (0,3 п. л./ 0,06 п.л.)

23. Куклина А. А. Обоснование кинетического уравнения распада переохлажденного аустенита в бейнитной области хромоникельмолибденовых сталей / А. А. Куклина, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе // М 75 Молодежный научный форум: Технические и математические науки. Электронный сборник статей по материалам XXXII студенческой международной заочной научно-практической конференции. – Москва: МЦНО. – 2016. – № 3 (32). – С. 37-43 (0,3 п. л./ 0,1 п.л.)

24. Куклина А. А. Применение параметра Остина – Риккета для аналитического описания кинетики распада метастабильного аустенита по бейнитной ступени / А. А. Куклина, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе // Т 38 Технические науки – от теории к практике / Сб. ст. по материалам LVI междунар. науч.-практ. конф. Новосибирск: Изд. АНС «СибАК», 2016. - № 3 (51). - С. 45-53 (0,3 п. л./ 0,1 п.л.)

25. Куклина А. А. Адекватность описания кинетическими уравнениями диаграмм изотермического распада переохлажденного аустенита конструкционных сталей в бейнитной области / А. А. Куклина, Ю. В. Юдин, М. В. Майсурадзе // Современные

проблемы металловедения: сборник трудов IV-й Всероссийской молодежной школы-конференции. – М.: Изд. Дом МИСиС. - 2016. – С. 150-157 (0,3 п. л./ 0,1 п.л.)

26. Куклина А. А. Особенности структурообразования в стали НУ-TUF разных производителей / Куклина А. А. Майсурадзе М. В., Рыжков М. А., Сурнаева О. А. // Сборник материалов XVII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. В 2 ч. Ч. 1. – Екатеринбург : УрФУ, 2016. – С. 117 -121 (0,3 п. л./ 0,06 п.л.)

27. Куклина А. А. Структурные превращения при непрерывном охлаждении стали НУ-TUF разных производителей / Куклина А. А. Майсурадзе М. В., Рыжков М. А., Сурнаева О. А. // Сборник материалов XVII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. В 2 ч. Ч. 1. – Екатеринбург : УрФУ. - 2016. – С. 122-126 (0,3 п. л./ 0,06 п.л.)

28. Куклина А. А. Структурообразование при непрерывном охлаждении экспериментальных машиностроительных сталей / Куклина А. А. Майсурадзе М. В. Рыжков М. А., Сурнаева О. А. // Сборник материалов XVII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. В 2 ч. Ч. 1. – Екатеринбург : УрФУ. – 2016. С. 131-135 (0,3 п. л./ 0,07 п.л.)

29. Куклина А. А. Аналитическое описание кинетики бейнитного превращения в сталях 300М и 50ХМФА / Куклина А. А. Юдин Ю. В., Майсурадзе М. В. // Сборник материалов XVII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. В 2 ч. Ч. 1. – Екатеринбург : УрФУ. - 2016. – С. 175-180 (0,3 п. л./ 0,1 п.л.)

30. Куклина А. А. Description of the bainite transformation kinetics in steels 300M and D6AC / А. А. Куклина, Ю. В.Юдин, М. В. Майсурадзе // 10th International conference on materials science & engineering. Brasov, Romania, тезисы доклада на конференции. – 2017. – С. 40 (0,3 п. л./ 0,1 п.л.)

31. Куклина А. А. Рентгеноструктурный анализ остаточного аустенита сталей 25Г2С2Н2МА и 50ХМФА с бейнитной структурой / Куклина А. А. Юдин Ю. В., Юровских А. С., Майсурадзе М. В. // Сборник материалов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. – Екатеринбург : УрФУ, 2017. – С. 67-71 (0,3 п. л./ 0,07 п.л.)

32. Куклина А. А. Кинетика образования бейнита в стали 25Г2С2Н2МА в изотермических условиях / Куклина А. А. Юдин Ю. В., Ишенькина А. Ю., Майсурадзе М. В. // Сборник материалов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. – Екатеринбург : УрФУ, 2017. – С. 72-76 (0,3 п. л./ 0,07 п.л.)

33. Майсурадзе М. В. Микроструктура и механические свойства высокопрочной стали ВЛ1 после термической обработки / Куклина А. А. Майсурадзе М. В., Рыжков М. А., Кареева А. А. // Сборник материалов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. – Екатеринбург : УрФУ, 2017. – С. 96-99 (0,3 п. л./ 0,06 п.л.)

34. Майсурадзе М. В., Исследование бейнитного превращения в высокопрочной легированной стали при изотермической выдержке / Куклина А. А. Майсурадзе М. В., Юдин Ю. В., Ли А. В. // Сборник материалов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. – Екатеринбург : УрФУ, 2017. – С. 100-104 (0,3 п. л./ 0,07 п.л.)

Список цитируемой литературы:

1. Khan S. A. The Bainite Transformation in Chemically Heterogeneous 300M High-Strength Steel / S.A. Khan, H.K.D.H. Bhadeshia // Metallurgical Transactions A. – 1990.- Vol. 21. - P. 859–875.
2. Chang L.C. Microstructures and reaction kinetics of bainite transformation in Si-rich steels / L.C. Chang // Materials Science and Engineering A. – 2004. - Vol. 368. - P. 175–182
3. Grajcar A. Microstructural study on retained austenite in advanced high-strength multiphase 3Mn-1.5Al and 5Mn-1.5Al steels / A. Grajcar, W. Kwaśny // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2012. - V 54. № 2. - P. 168-177.