

ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи

Жителев

Жителев Павел Сергеевич

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА
ХОЛОДНОКАТАНОГО ОЦИНКОВАННОГО ПРОКАТА
НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ
НЕПРЕРЫВНОГО ОТЖИГА**

2.6.17. Материаловедение

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Екатеринбург – 2026

Работа выполнена в ПАО «Северсталь» и в Высшей школе физики и технологий материалов ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор,
Колбасников Николай Георгиевич;

кандидат технических наук,

Адигамов Руслан Рафкатович

Официальные оппоненты:

Дёма Роман Рафаэлевич, доктор технических наук, доцент, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», доцент кафедры машин и технологий обработки давлением и машиностроения;

Родионова Ирина Гавриловна, доктор технических наук, старший научный сотрудник, ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина», г. Москва, директор Научного центра автолистовых сталей и коррозионной стойкости сталей различного назначения;

Рингинен Дмитрий Александрович, кандидат технических наук, ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат», г. Липецк, начальник управления по исследованиям и разработкам новых продуктов

Защита состоится 04 июня 2026 г. в 16:30 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 2.6.01.04 по адресу: 620062, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <https://dissovet2.urfu.ru/mod/data/view.php?d=12&rid=8408>

Автореферат разослан «__» _____ 2026 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Селиванова Ольга Владимировна

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования. Начало XXI века характеризуется ростом мощностей по производству стали и проката. Одной из причин увеличения данного показателя является активное развитие как промышленного, так и гражданского строительства, автомобилестроения и военной промышленности. Производство холоднокатаного оцинкованного проката играет ключевую роль в технологическом процессе получения стальной полосы различного назначения.

Одним из эффективных методов для оптимизации технологии производства оцинкованного проката является использование математического моделирования для изучения процессов изменения микроструктуры и механических свойств в ходе непрерывного отжига в линии агрегата оцинкования. Применение количественных математических моделей такого рода может значительно сократить время, необходимое для разработки новых типов оцинкованного проката, повысить выход качественной продукции в процессе промышленного производства и помочь в оперативном принятии решений по корректировке технологии.

Степень разработанности темы исследования. Большое количество работ выполнено в направлении исследования и моделирования процессов (полианизации, рекристаллизации, роста зерна и аустенитизации), протекающих во время отжига оцинкованного проката. Для практического применения наиболее значимыми являются модели, которые учитывают влияние изменений химического состава. Такие модели могут стать полезным инструментом не только для оптимизации процессов отжига и составов сталей, но и для разработки новых материалов. Разработка таких моделей требует проведения систематических исследований кинетики моделируемых процессов с использованием различных методик, а также современного высокоточного лабораторного оборудования, так же анализа получаемых микроструктур для сталей с максимально широким диапазоном изменения по химическому составу и создания базы экспериментальных данных, необходимых для определения величин используемых эмпирических параметров.

На основании изложенного можно заключить, что создание интегральной модели линии непрерывного горячего оцинкования, позволяющей предсказывать конечную микроструктуру, а также уровень механических свойств в зависимости от параметров работы и химического состава сталей, является актуальным.

Целью работы является совершенствование режимов отжига в агрегате непрерывного горячего оцинкования для сверхнизкоуглеродистых автомобильных и

низкоуглеродистых конструкционных сталей с использованием интегральной математической модели эволюции микроструктуры и расчета конечных механических свойств.

Объектом исследования является технология производства холоднокатаного листа в агрегате непрерывного отжига.

Предмет исследования – химический состав автомобильных и конструкционных сталей, режимы прокатки и охлаждения листа на стане НШПС 2000, структурно-фазовое состояние металла после холодной прокатки и непрерывного отжига.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Разработать модель для расчета деформационного упрочнения при холодной прокатке в зависимости от соотношения структурных составляющих, размера зерна феррита, размера бейнитного пакета и температуры образования перлита.

2. Изучить процессы эволюции ферритной матрицы при непрерывном отжиге в зависимости от температуры, времени, химического состава и степени деформации холоднокатаного проката.

3. Разработать математические модели для количественного описания кинетики структурных превращений при отжиге.

4. Провести апробацию результатов моделирования процессов структурообразования при отжиге и расчета механических свойств холоднокатаного листа в агрегате непрерывного горячего оцинкования.

Научная новизна и теоретическая значимость работы:

1. Разработана методика оценки движущей силы процессов полигонизации и рекристаллизации, в которой движущая сила пропорциональна упрочнению при холодной прокатке.

2. Построена модель для определения среднего размера зерна при первичной рекристаллизации с учетом химического состава сталей, степени деформационного упрочнения при холодной прокатке, температуры и продолжительности отжига.

3. Построена методика расчета среднего размера зерна в процессе нормального роста с учетом размера зерна феррита при первичной рекристаллизации, химического состава сталей, температуры и продолжительности отжига.

Практическая значимость работы:

1. Разработан программный алгоритм для расчета параметров структуры и уровня механических свойств холоднокатаных сталей при термо-деформационной обработке по заданным режимам.

2. Внедрение разработанного программного комплекса в процесс обработки проката в непрерывном агрегате горячего оцинкования привело к уменьшению концентраций легирующих и микро легирующих элементов холоднокатаных автомобильных сталей за счет оптимизации режимов отжига при сохранении заданного уровня механических свойств. Корректировка была сделана для следующих марок сталей, снижение составило: 004ГТ с 0,06 до 0,045 масс.% Ti; 006ГТ с 0,7 до 0,5 масс.% Mn, с 0,06 до 0,05 масс.% Ti; 08ГБТ с 0,02 до 0,015 масс.% Nb и Ti с 0,015 до 0 масс.%; 06ГБТ с 0,04 до 0,025 масс.% Nb и Ti с 0,015 до 0 масс.%; 09ГБТ с 0,8 до 0,6 масс.% Mn, с 0,06 до 0,045 масс.% Nb и Ti с 0,015 до 0 масс.%; 004БТ с 0,3 до 0,15 масс.% Mn; 004ГБТ с 0,6 до 0,4 масс.% Mn.

Экономический эффект от совершенствования технологии производства проката в цехе покрытий металла №3 ПАО «Северсталь» за 2024 год составил 13,4 млн. рублей.

Методология и методы диссертационного исследования:

Методологической основой исследования послужили труды ведущих российских (Золоторевский Н.Ю., Васильев А.А. и др.) и зарубежных (Humphreys, F.J., Zurov, H.S и др.) ученых в области изучения процессов структурообразования феррита во время термомеханической обработки сталей.

Достоверность результатов экспериментальных исследований обеспечивается их проведением на современном, сертифицированном и аттестованном оборудовании с использованием практически апробированных методик.

Достоверность результатов теоретической части работы определяется корректным применением физически обоснованных подходов к построению математических моделей исследуемых процессов, а также тщательным отбором достоверных экспериментальных данных.

Положения, выносимые на защиту:

– совокупность результатов, описывающих кинетику полигонизации, рекристаллизации и нормального роста ферритных зерен сверхнизкоуглеродистых и низкоуглеродистых микролегированных сталей при отжиге холоднодеформированного проката;

– закономерности влияния различных факторов (типа и объемной доли структурных составляющих, среднего размера ферритных зерен и бейнитных пакетов, температуры образования перлита) на деформационное упрочнение сверхнизкоуглеродистых и низкоуглеродистых сталей при холодной пластической деформации;

– математическая модель прогнозирования структуры и механических свойств проката в процессе непрерывного отжига холоднокатаных сталей с учетом комплексного легирования элементами замещения (Mn; Si; Ni; Mo; Cr; Nb; Ti; V), степени предварительной деформации, температуры и продолжительности отжига;

– результаты внедрения модели в агрегате непрерывного горячего цинкования ПАО «Северсталь» в качестве инструмента проектирования технологических режимов производства листового проката.

Содержание диссертации соответствует областям исследований паспорта научной специальности 2.6.17 Материаловедение:

п. 6. Разработка и совершенствование методов исследования и контроля структуры, испытание и определение физико-механических и эксплуатационных свойств металлических, неметаллических и композиционных материалов и функциональных покрытий;

п. 8. Разработка и компьютерная реализация математических моделей физико-химических, гидромеханических, тепловых, хемореологических, фазовых и деформационных превращений при производстве, обработке, переработке и эксплуатации различных металлических, неметаллических и композиционных материалов. Создание цифровых двойников технологических процессов, а также разработка специализированного оборудования.

Степень достоверности результатов диссертации. Исследование является комплексным, основывается на современных представлениях о физике технологического процесса отжига и методах теплофизического и математического моделирования. Адекватность полученных экспериментальных данных подтверждается использованием современной экспериментальной техники и измерительных приборов, комплекса современных методов исследования, а также воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов, полученных различными методами. Объективность результатов моделирования определяется корректным применением научно обоснованных подходов для построения математических

моделей исследуемых процессов, статистически достоверной выборкой полученных экспериментальных данных при их калибровке и результатами аттестации механических свойств готовой продукции АО «Северсталь».

Личный вклад соискателя. Автор участвовал в постановке задач диссертации, в планировании и выполнении экспериментальных исследований, разработке, калибровке и верификации математических моделей на ПАО «Северсталь».

Апробация результатов работы. Материалы диссертации были доложены и обсуждены на «Неделя науки СПбПУ», Санкт-Петербург, 2015; IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Томск, 2016; XIV Международный конгресс прокатчиков, Череповец, 2024; XXI Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», Москва, 2024; Международная научно-техническая конференция XXVII Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Екатеринбург, 2025.

Публикации: По теме диссертации опубликовано 13 научных работ, в том числе 6 статей опубликовано в рецензируемых научных изданиях, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ и входящих в международные базы цитирования Scopus и WoS, 1 патент РФ.

Структура и объем работы.

Диссертация изложена на 169 страницах, состоит из введения, 6 разделов, заключения, 2 приложений, в том числе 90 рисунков, 25 таблиц; список литературы включает 122 наименований работ отечественных и зарубежных авторов.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрыта актуальность работы, кратко изложено содержание диссертации; сформулированы ее цель и задачи, научная новизна, практическая значимость и основные положения, выносимые на защиту.

Первая глава диссертации представляет собой аналитический обзор экспериментальных методик исследования и математических моделей процессов структурообразования при отжиге холоднокатаных сталей, на основании которого сформулированы задачи исследования.

Во второй главе представлено описание материалов, режимов обработки и методик исследования. В качестве материалов исследования выбраны низкоуглеродистые микролегированные стали после в горяче- и холоднокатаном состоянии (табл. 1).

Химический состав низкоуглеродистых микролегированных сталей (масс. %)

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	Ti	N	Al	P
005Т	0,005	0,10	0,02	0,02	0,02	0,02	-	0,061	0,005	0,03	0,005
004ГТ	0,004	0,50	0,07	0,03	0,03	0,03	--	0,064	0,005	0,04	0,038
006ГТ	0,006	0,72	0,07	0,03	0,01	0,02	-	0,066	0,005	0,04	0,059
005ГБ-1	0,005	0,54	0,02	0,02	0,01	0,02	0,02	0,016	0,004	0,02	0,017
005ГБ-2	0,005	0,63	0,02	0,04	0,01	0,02	0,02	0,021	0,004	0,03	0,061
08Ю	0,05	0,16	0,03	0,03	0,03	0,04	-	-	0,005	0,04	--
08ГБТ	0,06	0,32	0,03	0,02	0,01	0,02	0,02	0,014	0,004	0,04	0,009
08пс	0,07	0,18	0,04	0,03	0,03	0,05	-	-	0,005	0,03	0,009
09ГБ	0,09	0,83	0,02	0,03	0,03	0,05	0,06	-	0,005	0,04	0,009
09ХГ2	0,09	1,65	0,20	0,44	0,02	0,04	-	-	0,006	0,04	0,014

Горячекатаный листовой прокат толщиной 1,8 – 5 мм, полученный путем контролируемой термомеханической обработки на непрерывном широкополосном стане 2000, в дальнейшем подвергался холодной пластической деформации со степенями $\varepsilon = 0,57...0,79$. Из карточек размером 500x500 мм (с указанием направления прокатки) в холоднокатаном состоянии были изготовлены образцы для изучения процессов возврата и рекристаллизации феррита при отжиге.

Изучение кинетики полигонизации проводилось на комплексе Gleeble 3800 с использованием модуля Hydra Wedge по двум методам – релаксации напряжений и двойного нагружения. Согласно первому методу, образцы подвергались нагреву со скоростью 10 °С/с до $t = 250...600$ °С, деформации сжатием величиной $\varepsilon \sim 0,6$ и изотермической выдержке под нагрузкой; при этом в качестве критерия полноты протекания возврата использовалась величина релаксации напряжений в образце в нагруженном состоянии.

В случае метода двойного нагружения образцы подвергались нагреву со скоростью 10 °С/с до $t = 400...550$ °С и термо-деформационной обработке по схеме: деформация сжатием до $\varepsilon \sim 0,6 \rightarrow$ полная разгрузка образца \rightarrow изотермическая выдержка разной продолжительности \rightarrow повторная деформация сжатием до $\varepsilon \sim 0,2$.

Изучение кинетики первичной рекристаллизации феррита осуществлялось на комплексе Gleeble 3800 с использованием модуля Pocket Jaw. При этом образцы после нагрева со скоростью 50 °С/с до $t_p = 550...750$ °С подвергались изотермической выдержке в течение $\tau_{\text{выд}} = 0...3600$ с и последующему охлаждению до комнатной температуры со скоростью 10 °С/с. Температуру изотермической выдержки t_p образцов

принимали ниже критической температуры A_1 , величину которой для разных композиций сталей оценивали с использованием программы ThermoCalc: для сталей типа 005Т температурный диапазон рекристаллизации составлял $t_p = 800...875$ °С, для сталей 08ПС и 08ГБТ – $t_p = 700...720$ °С.

Микроструктуру образцов на разных стадиях обработки изучали с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Observer с программно-аппаратным комплексом обработки изображений Thixomet, а также сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira-3 с приставкой для построения карт дифракции обратно рассеянных электронов Oxford Symmetry (метод EBSD). Оценка методом EBSD объемной доли рекристаллизованных зерен в структуре проводилась с помощью программно-аппаратного комплекса Oxford HKL Channel 5 по стандартной методике, а также по изменению относительной доли большеугловых границ ($\theta > 15^\circ$) и величины индекса качества дифракционной картины q (Image Quality Index).

Термообработку образцов для определения релаксации, обеспечиваемой только возвратом, производили в лабораторных условиях при шести температурах из интервала $300...550$ °С в течение 5 часов для температур ниже 550 °С и в течение 3 часов при 550 °С.

Испытания на растяжение по ГОСТ 11701-84 проводили на машине Zwick/Roell Z100 на пропорциональных плоских образцах шириной рабочей части 20 мм и длиной 280 мм, измерение твердости по Виккерсу при нагрузке 10 кг – на твердомере Zwick/Roell 8187.5 LKV B.

Данные по режимам горячей прокатки на непрерывном широкополосном стане 2000 (НШПС 2000) для сталей из таблицы 1, необходимые для разработки модели деформационного упрочнения при холодной прокатке, были получены из внутренней системы контроля ПАО «Северсталь» АС СКП «Технология».

В третьей главе приведены результаты расчета промышленных режимов горячей прокатки в программе STAN 2000 на основании которых разработана и откалибрована модель деформационного упрочнения во время холодной прокатки. Описаны результаты экспериментального исследования полигонизации в холоднокатаных сталях, разработана и верифицирована математическая модель для расчета кинетики этого процесса.

В данном разделе предложен подход к определению степени деформационного упрочнения при холодной прокатке, заключающийся в разнице пределов текучести после холодной и горячей прокатки, которая пропорциональна движущей силе

процессов полигонизации и первичной рекристаллизации, протекающих при непрерывном отжиге холоднокатанной полосы:

$$\Delta G \approx \Delta \sigma_T = \sigma_T^{X\Pi} - \sigma_T^{\Gamma\Pi}, \quad (1)$$

где ΔG – движущая сила процессов полигонизации и первичной рекристаллизации; $\sigma_T^{X\Pi}$ – предел текучести после холодной прокатки [МПа]; $\sigma_T^{\Gamma\Pi}$ – предел текучести после горячей прокатки [МПа].

Для количественного описания деформационного упрочнения сталей при холодной прокатке с гетерофазной структурой можно использовать правило смесей, предполагая не однородность деформации всех структурных составляющих:

$$\Delta \sigma = f_{PF} \Delta \sigma_{PF} + f_{PE} \Delta \sigma_{PE} + f_B \Delta \sigma_B, \quad (2)$$

где f_i и $\Delta \sigma_i$ – объемная доля и деформационное упрочнение, соответственно, феррита (PF), перлита (PE) и бейнита (B).

Расчет режимов горячей прокатки на НШПС 2000, полученных из системы контроля АС СКП «Технология», был произведен в программе STAN 2000 для получения информации о характере микроструктуры после горячей прокатки (объемные доли структурных и размеры структурных составляющих, температуры их образования). На основании чего были предложены эмпирические уравнения для расчета деформационного упрочнения $\Delta \sigma_i$, МПа, отдельных структурных составляющих:

$$\text{для феррита} \quad \Delta \sigma_{PF} = 356,5 \varepsilon_{\text{ист}}^{\frac{4,82}{10+d_{PF}^{-0,5}}} \quad (3)$$

$$\text{для перлита} \quad \Delta \sigma_{PE} = 641,1 \varepsilon_{\text{ист}}^{\exp\left(-\frac{0,13}{\tilde{T}_{PE}}\right)} \quad (4)$$

$$\Delta \sigma_B = 329,3 \varepsilon_{\text{ист}}^{\frac{5}{10+d_B^{-0,5}}}, \text{ при } \frac{5}{10+d_B^{-0,5}} < 0,1 \quad (5)$$

для гранулярного бейнита

$$\Delta \sigma_B = 329,3 \varepsilon_{\text{ист}}^{0,1}, \text{ при } \frac{5}{10+d_B^{-0,5}} > 0,1 \quad (6)$$

где d_{PF} – размер зерна феррита, мм, \tilde{T}_{PE} – средняя температура перлитного превращения, °С, d_B – размер бейнитного блока, мм.

Калибровка модели упрочнения была выполнена на основании данных механических испытаний образцов после холодной прокатки для сталей, представленных в табл. 1. Удовлетворительная сходимость расчетных и

экспериментальных данных о величине деформационного упрочнения $\Delta\sigma$; свидетельствует об адекватности предложенных эмпирических уравнений (рис. 1).

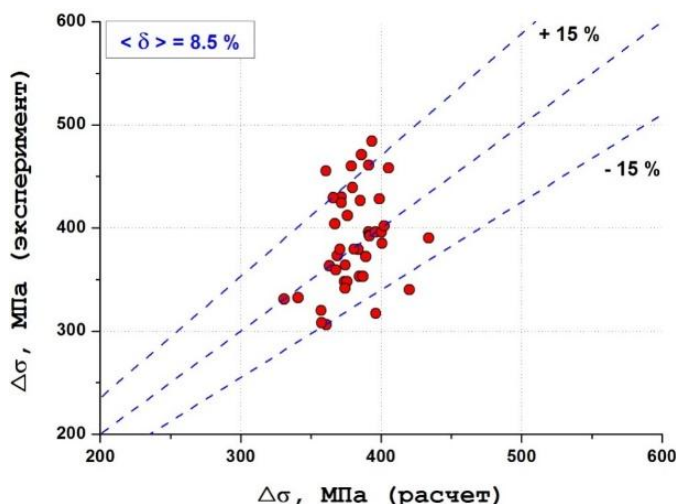


Рис. 1. Соотношение расчетных $\Delta\sigma_p$ и экспериментальных $\Delta\sigma_e$ значений деформационного упрочнения изученных сталей.

Использование модели деформационного упрочнения для разных структурных составляющих (феррита, перлита, бейнита) при холодной прокатке низкоуглеродистых и низкоуглеродистых сталей позволяет более объективно проводить оценку деформированной структуры, которая является движущей силой перестройки дислокационной структуры при полигонизации и первичной рекристаллизации во время непрерывного отжига.

Кроме того, в данной главе изложены результаты исследования процесса полигонизации в холоднокатаных сталях, а также описание разработанной математической модели для расчета его кинетики.

С использованием методики релаксации напряжений установлено, что с ростом температуры отжига от 250 до 600 °С степень релаксации напряжений изученных сталей повышается от 30-40 до 80-90 % по сравнению с исходным холоднокатаным состоянием, что может быть обусловлено вкладом ползучести, развивающейся одновременно с полигонизацией. Анализ кинетики полигонизации низкоуглеродистых сталей методом двойного нагружения свидетельствует о том, что максимальная степень релаксации напряжений не превышает 40-45 % (рис. 2). Адекватность использованной методики подтверждается результатами, полученными при лабораторном отжиге разрывных образцов.

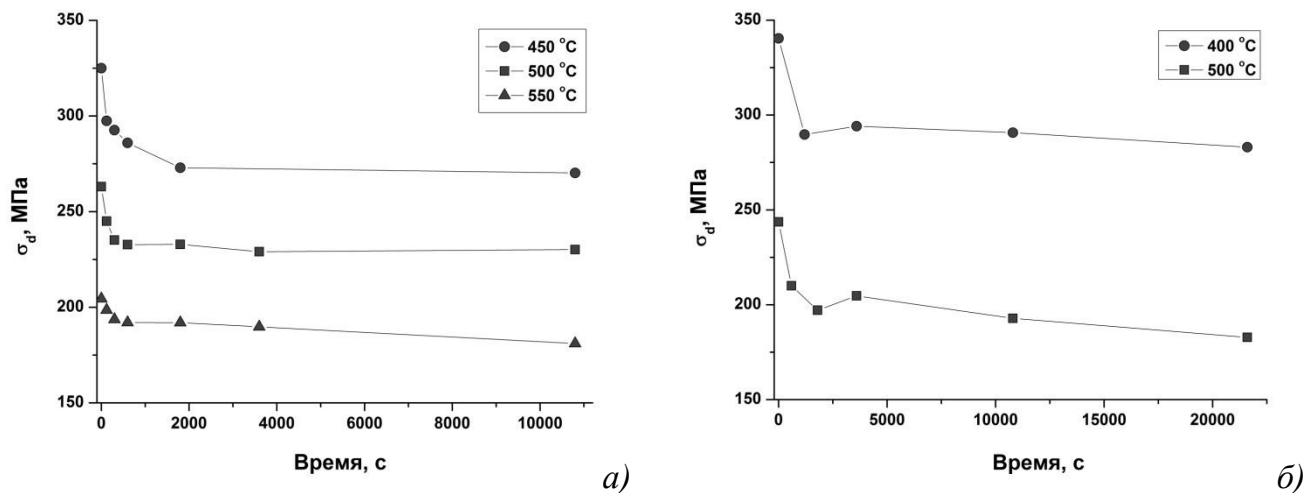


Рис. 2. Зависимость приложенного напряжения σ_d в образцах сталей 005Т (а) и 08пс (б) от продолжительности отжига при разных температурах.

Для расчета скорости релаксации напряжений $\Delta\sigma$ [Па] при полигонизации использовали уравнение:

$$\frac{d\Delta\sigma}{dt} = -\frac{64 \Delta\sigma^2 \nu_D}{9M^3 \alpha_p^2 E(T)} \exp\left(-\frac{E_a^{rec}}{RT}\right) \sinh\left(\frac{\Delta\sigma V_a}{k_B T}\right), \quad (7)$$

где E_a^{rec} – энергия активации полигонизации [кДж / моль], V_a – активационный объем [м^3], ν_D – частота Дебая ($2 \cdot 10^{12} \text{ с}^{-1}$); M – фактор Тейлора ($M = 2,7$), α_p – эмпирический коэффициент ($\alpha_p = 0,33$), R – газовая постоянная ($R = 8,314$ [кДж / моль*К]), k_B – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура [$^{\circ}\text{C}$]; $E(T)$ – модуль Юнга.

Оценка входящих в уравн. (7) параметров – энергии активации возврата E_a^{rec} ($\approx 236,5$ кДж / моль) и активационного объема V_a ($5,23 \cdot 10^{-28} \text{ м}^3$), была проведена на основе полученных экспериментальных данных. Использование такой оценки позволяет получить хорошую сходимость расчетных и экспериментальных значений напряжений и их релаксации в процессе возврата исследованных сталей: относительная погрешность составляет не более $\langle \delta \rangle = 4,6 \%$ (рис. 3).

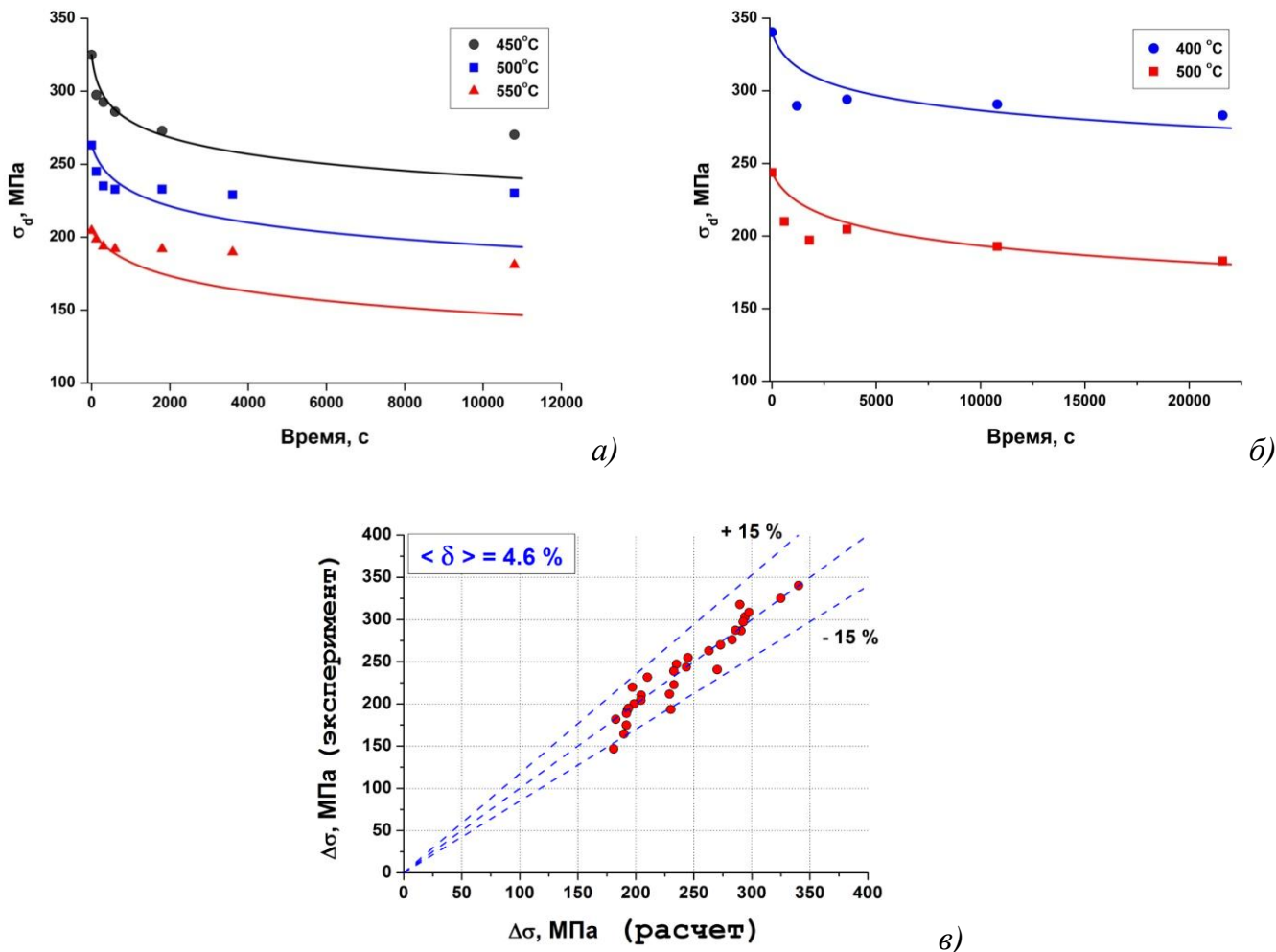


Рис. 3. Расчетные (линии) и экспериментальные (точки) кривые разупрочнения $\Delta\sigma$ при возврате деформированных сталей 005Т (а) и 08пс (б) и их соотношение (в) для разных температур отжига.

В четвертой главе приведены результаты изучения кинетики первичной рекристаллизации феррита для всех исследованных марок сталей, а также разработаны эмпирические модели для ее описания.

Долю рекристаллизованных зерен определяли несколькими методами – по твердости, по пределу текучести, металлографическим способом. Сопоставление полученных результатов показало, что при близких по величине значениях доли рекристаллизованных зерен в металле дюротрический способ измерения среди изученных методик является наименее трудоемким и обладает хорошей статистической значимостью. Более детальный анализ зеренной структуры холоднокатаных сталей, подвергнутых изотермическому отжигу, свидетельствует о том, что зарождение новых рекристаллизованных зерен начинается на большеугловых границах, преимущественно, в тройных стыках (рис. 4).

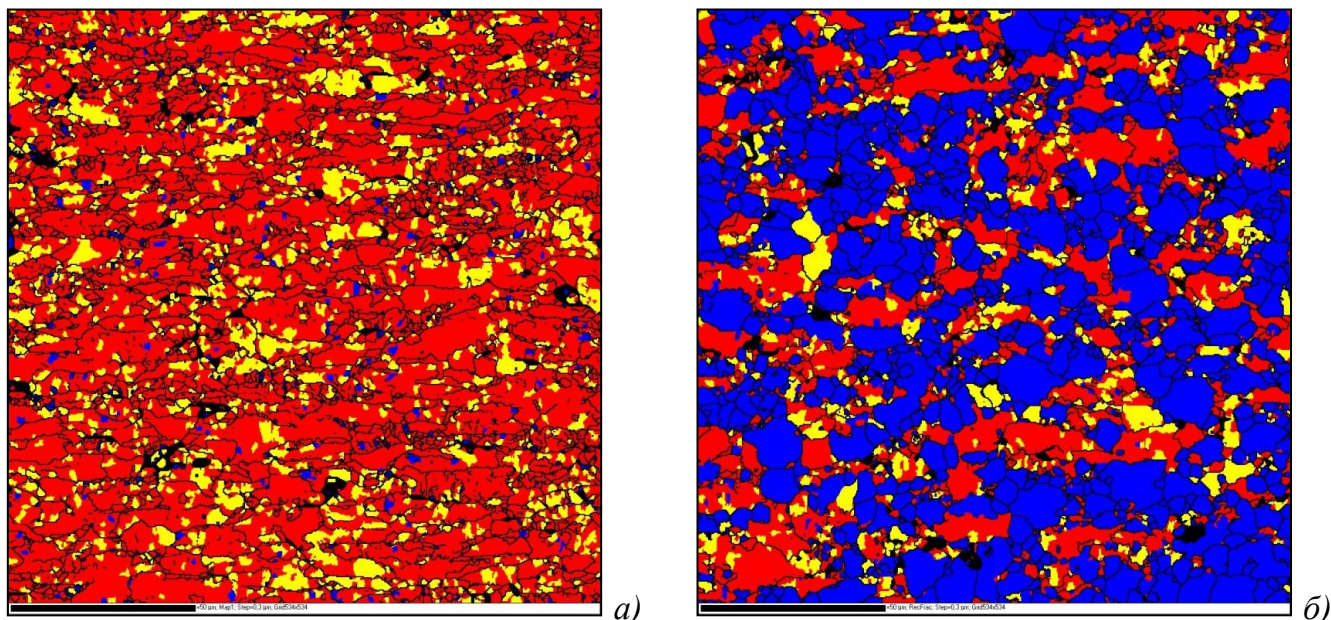


Рис. 4. Карты ДОРЭ стали 08ГБТ в исходном состоянии (а) и после рекристаллизационного отжига при 650 °С продолжительностью 120 с (б) с выделением большеугловых границ , рекристаллизованных , полигонизованных и деформированных зерен.

В результате изучения кинетики рекристаллизации низкоуглеродистых микролегированных сталей можно выделить следующие закономерности:

- повышение степени холодной пластической деформации ε с 57 до 79 % приводит к заметному ускорению кинетики рекристаллизации — на 42–46 % при температуре 650 °С (рис. 5, а);
- повышение содержания углерода от 0,004 до 0,06 масс. % вызывает ускорение рекристаллизации ферритной матрицы в 12-16 раз при температуре отжига 650 °С (рис. 5, б);
- повышение содержания марганца от 0,1 до 0,5 масс. %, а также микродобавки ниобия (до 0,02 масс. %) и титана (до 0,01 масс. %), замедляют процесс рекристаллизации при отжиге 7-12 раз (рис. 5, в, г).

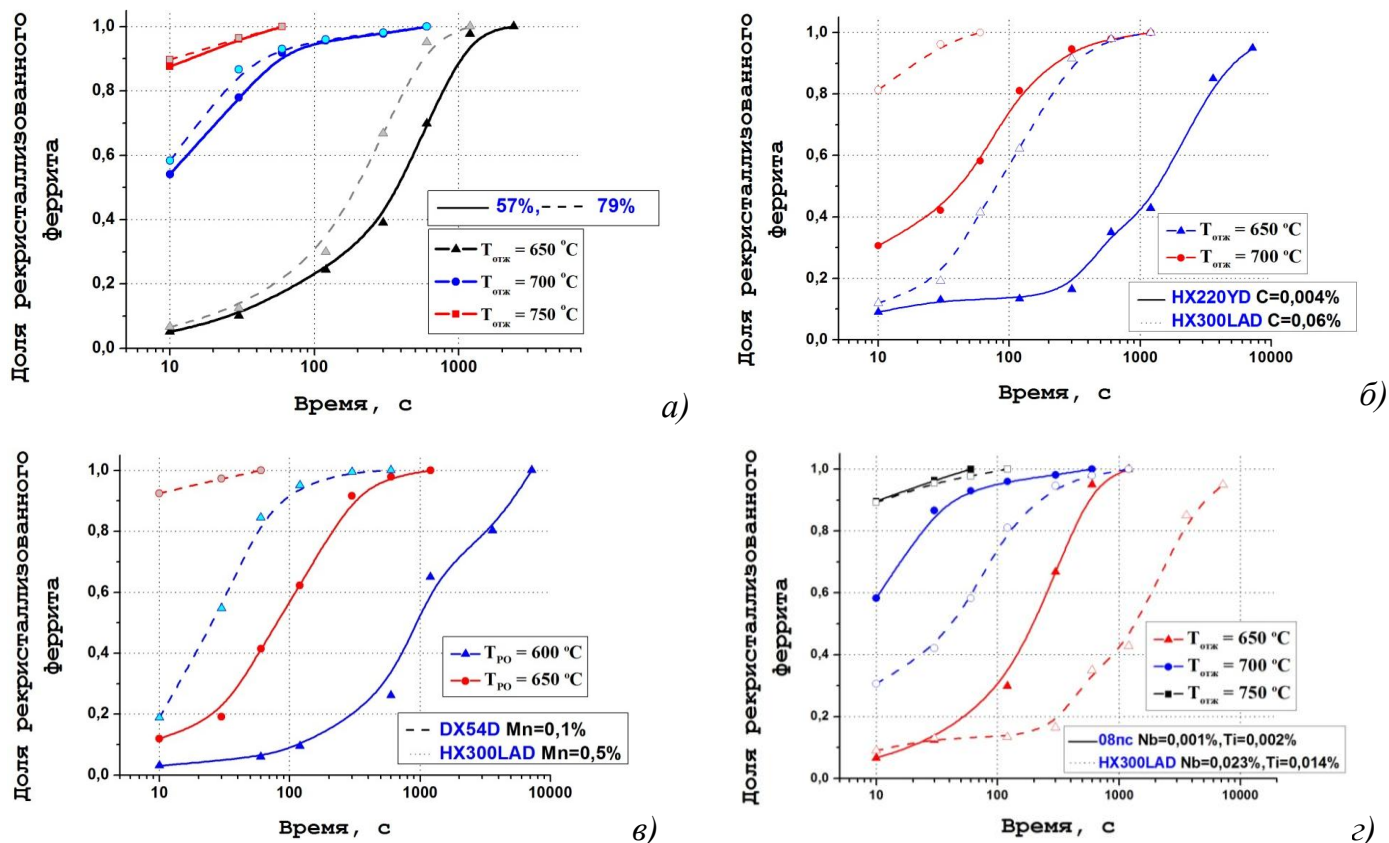


Рис. 5. Кинетика роста рекристаллизованных ферритных зерен при отжиге низкоуглеродистых сталей в зависимости от степени холодной пластической деформации (а), содержания углерода (б), марганца (в), ниобия и титана (г).

В основе численного моделирования процесса рекристаллизации при отжиге холоднокатаных низкоуглеродистых сталей были использованы следующие положения, базирующиеся на анализе экспериментальных данных (рис. б):

- потенциальные зародыши рекристаллизованных зерен образуются вблизи границ исходных зерен феррита и имеют больше угловую границу уже на начальной стадии роста;
- все субзерна имеют одинаковый начальный размер ($\approx 0,1$ мкм) и зависит от величины деформационного упрочнения при холодной прокатке;
- субзерна имеют разную плотность дислокаций при этом их распределение по плотности дислокаций считается нормальным (рис. б);
- при достижении критического размера субзерна из них формируются рекристаллизованные зерна феррита с большеугловыми границами;
- форма субзерен и рекристаллизованных зерен принимается сферической;

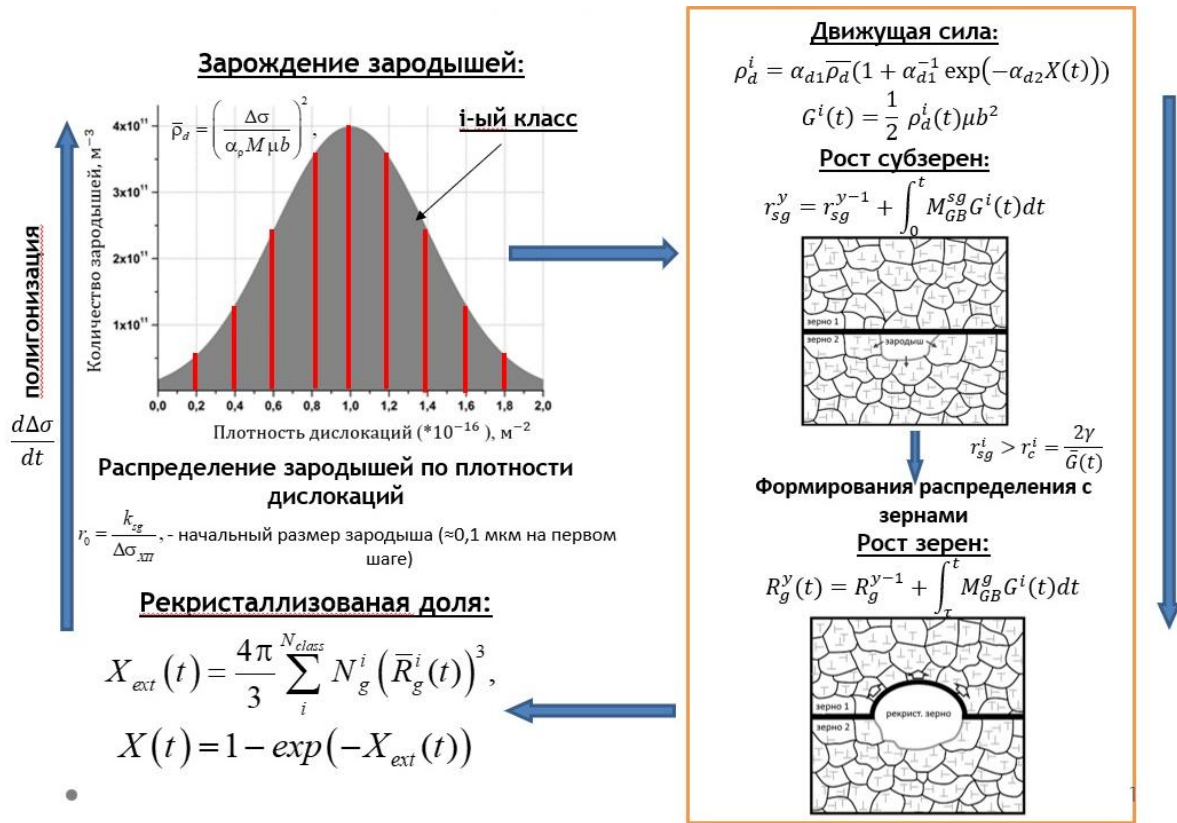


Рис. 6. Феноменологическое описание первичной рекристаллизации феррита при отжиге холоднокатаных низкоуглеродистых сталей.

В рамках используемой феноменологической модели зарождение и рост рекристаллизованных зерен рассматриваются как последовательность их изменений, происходящих за малые интервалы времени (итерации) $\delta t^{(k)}$. На каждой итерации, выполняются расчеты прироста размеров зародышей/зерен во всех рассматриваемых диапазонах. На первом этапе численного моделирования создается совокупность классов зародышей числом N_{class} , характеризующихся разной плотностью дислокаций. Условием трансформации зародышей i -ого класса в рекристаллизованные зерна является такт, когда их размер достигает критического значения r_c^i , то есть при выполнении условия: $r_{sg}^i \geq r_c^i = \frac{2\gamma}{\bar{G}(t)}$, где γ – эффективное значение удельной энергии границы рекристаллизованного зерна, $\bar{G}(t)$ – среднее по объему движущее давление.

Для вычисления подвижности границ рекристаллизованных зерен M_{GB}^g используется формула:

$$M_{GB}^g(T; Y_{AE}) = M_0^g \exp\left(\frac{S_{GG}(Y_{AE})}{R}\right) \exp\left(-\frac{Q_{GG}(Y_{AE})}{RT}\right). \quad (8)$$

где $Q_{GG}(Y_{AE})$ и $S_{GG}(Y_{AE})$ – энергия и энтропия активации процесса диффузии, контролирующей движение границ зерен; $Y_{AE} = \{y_C^*; y_{Mn}; y_{Si}; y_{Ni}; y_{Cr}; y_{Mo}; y_{Nb}; y_{Ti}; y_V\}$ –

совокупность средних концентраций y_X легирующих элементов в твердом растворе. Энтропия активации процесса роста зерна рассчитывается как $S_{GG}(Y_{AE}) = \beta_{GG} Q_{GG}(Y_{AE})$, где β_{GG} – эмпирический параметр модели.

Эффективную энергию активации процесса $Q_{GG}(Y_{AE})$, будем считать пропорциональной энергии активации самодиффузии (ЭАСД) $Q_{SD}(Y_{AE})$:

$$Q_{SD}(Y_{AE}) = 311691 - 278242(1 - \exp(-0.394y_C^*)) + 88752y_{Mn}^{0.31} + 22801y_{Si} - 6490y_{Cr} + 84864y_{Mo}^{0.65} - 38575y_{Ni}^{0.3} - 7298y_V + 132594y_{Nb}^{0.263} + 82128y_{Ti}^{0.401} \quad (J/mol) \quad (9)$$

При расчете подвижности границ зародышей используется выражение:

$$M_{GB}^{sg}(T; Y_{AE}) = \alpha_M^{sg} M_{GB}^g(T; Y_{AE}), \quad (10)$$

где $\alpha_M^{sg} < 1$ – параметр модели.

Сопоставление расчетных и экспериментальных данных кинетики рекристаллизации феррита низкоуглеродистых сталей при отжиге позволяет заключить, что предложенная эмпирическая модель обладает удовлетворительной сходимостью и статистической достоверностью результатов (рис. 7).

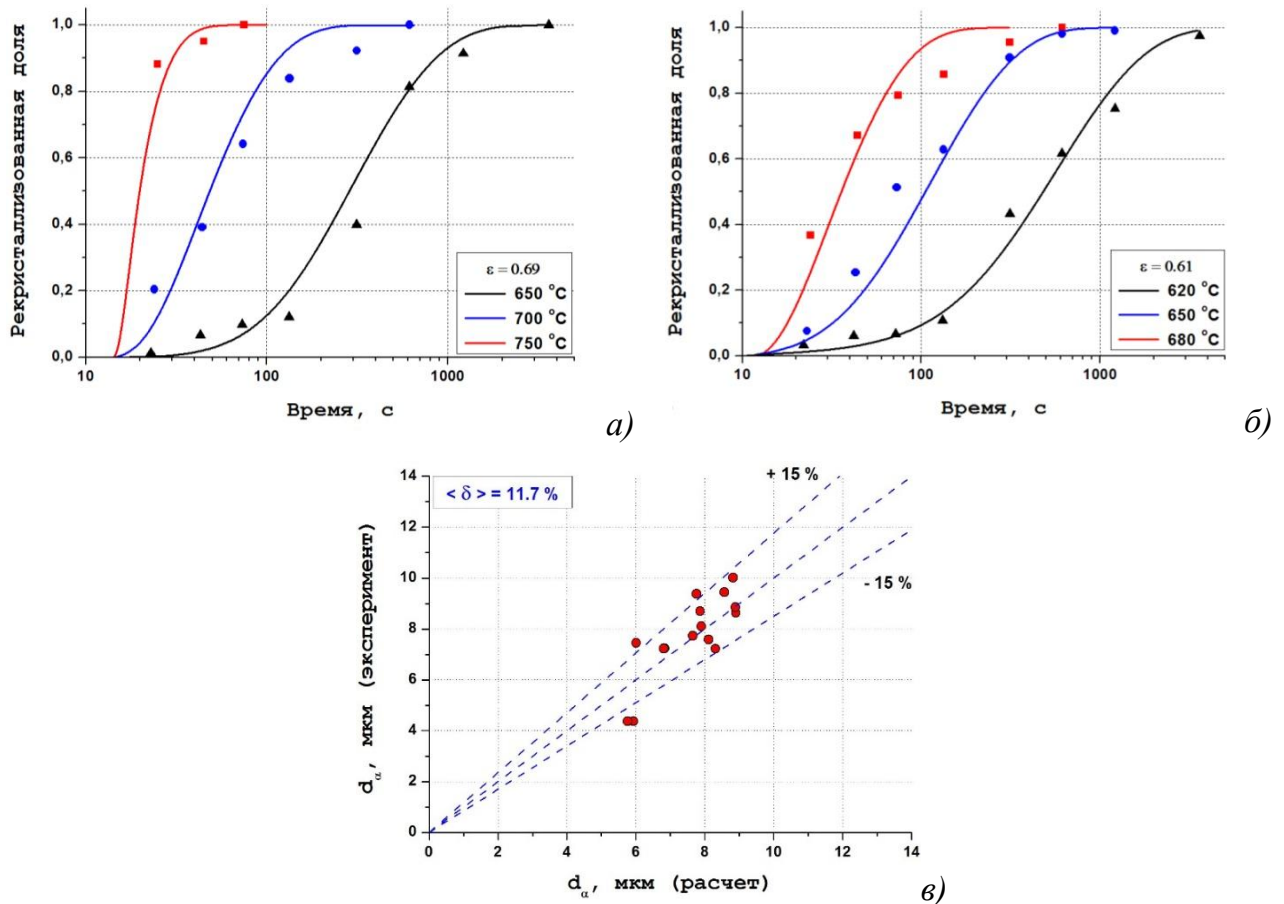


Рис. 7. Расчетные (линии) и экспериментальные (точки) данные об изменении доли рекристаллизованных зерен при отжиге деформированных сталей 005ГБ-1 (а) и 09ГБ

(б), результаты расчета размеров зерна феррита в сравнении с экспериментальными данными (в).

В пятой главе приведены результаты исследования нормального роста ферритных зерен после завершения процесса первичной рекристаллизации, а также предложена численная математическая модель кинетики данного процесса в зависимости от температуры и химического состава. Представлено взаимодействие между моделями рассматриваемы в данной работе.

Для расчета скорости роста зерна феррита использовалось уравнение

$$\frac{d\bar{D}(t)}{dt} = M_0^* \exp\left(\frac{\beta_{GG}^* Q_{GG}(Y_{AE})}{R}\right) \exp\left(-\frac{Q_{GG}(Y_{AE})}{RT}\right) \frac{1}{\bar{D}(t)}, \quad (11)$$

где \bar{D} – средний размер (диаметр) зерна; M_0^*, β_{GG}^* – эмпирические параметры модели ($M_0^* = 7 \times 10^4 \text{ м}^2\text{с}^{-1}$; $\beta_{GG}^* = 5 \times 10^{-4} \text{ К}^{-1}$); $Q_{GG}(Y_{AE})$ – энергия активации процесса роста зерна в зависимости от совокупности атомных концентраций легирующих элементов, оценка данного параметра была проведена на основании экспериментальных данных.

Анализ результатов количественной металлографии, полученных для сталей 005Т, 006ГТ, 005ГБ-1, 08пс и 08ГБТ в диапазоне температур отжига 700-850 °С, свидетельствует о том, что при температурах ниже 800 °С нормальный рост ферритных зерен происходит с весьма низкой скоростью (для стали 08пс зерно выросло с 9,5 до 12,7 мкм за 180 мин. при температуре 720 °С). Более интенсивный рост зерен (для стали 005ГБ-1 зерно выросло с 14,2 до 31,7 мкм за 180 мин. при температуре 850 °С) наблюдается при $t_{\text{отж}} > 800$ °С в случае сверхнизкоуглеродистых сталей с $C \leq 0,005$ %.

Сравнение результатов расчета кинетики роста зерна феррита с экспериментальными данными для рассматриваемых сталей показывает хорошую сходимость, ошибка составляет 11,9%.

На последнем этапе создания физически обоснованной модели рекристаллизации и роста зерна феррита при непрерывном отжиге для сталей из таблицы 1, все модели отдельных процессов, описанные выше, были объединены в интегральную модель. На рисунке 8 представлена схема взаимодействия данных моделей.

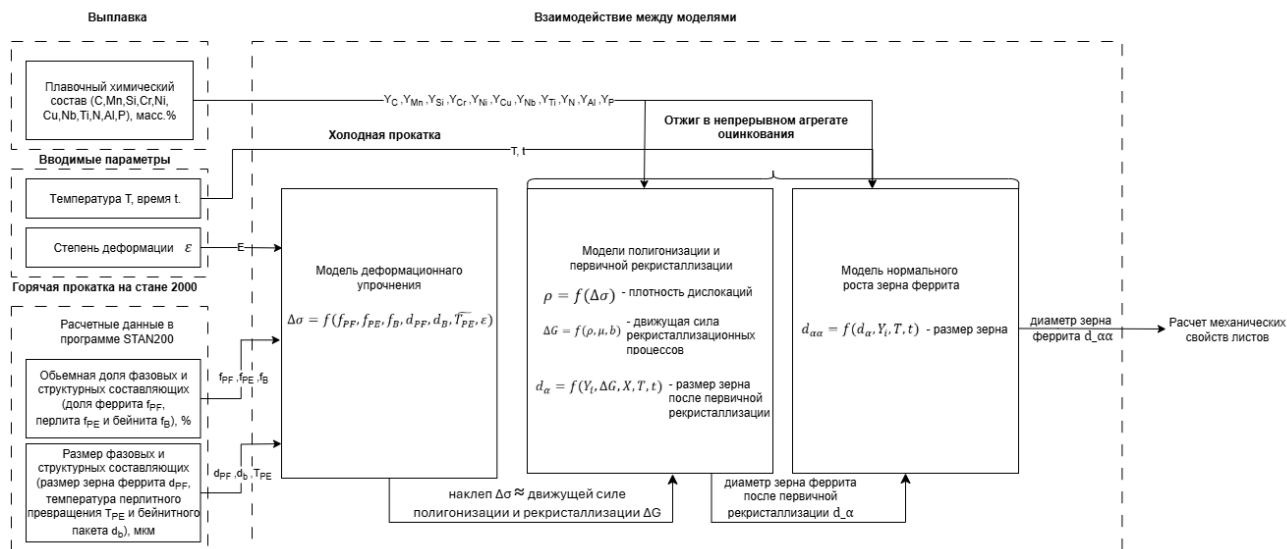


Рис.8 – Схема взаимодействия моделей рассматриваемых в данной работе

В шестой главе дано описание интегральной моделей, прогнозирующей структуру и конечные свойства Cooling Rolling Place (CRP). Подробно рассмотрена структура компьютерных программ, в основу которых заложены феноменологическое описание процессов перестройки дислокационной структуры при отжиге холоднокатаных низкоуглеродистых сталей.

Предложенная интегральная математическая модель, реализованная в программном комплексе CRP, предназначена для расчета кинетики эволюции структуры стали на каждом этапе производства холоднокатаного листа в условиях на ПАО «Северсталь», включая холодную прокатку слябов на стане 1700, нагрев и выдержку листов в агрегате непрерывного горячего цинкования (АНГЦ), ускоренное охлаждение листов до температуры ванны цинкования и их ускоренное охлаждение после нее, прокатку на дрессировочной стане, правку на изгибно-растяжной машине (рис. 9). Физически обоснованный подход учета влияния основных легирующих элементов на деформационное поведение и структурные изменения в процессе термодеформационной обработки позволяет эффективно использовать программу для широкого круга низкоуглеродистых сталей.

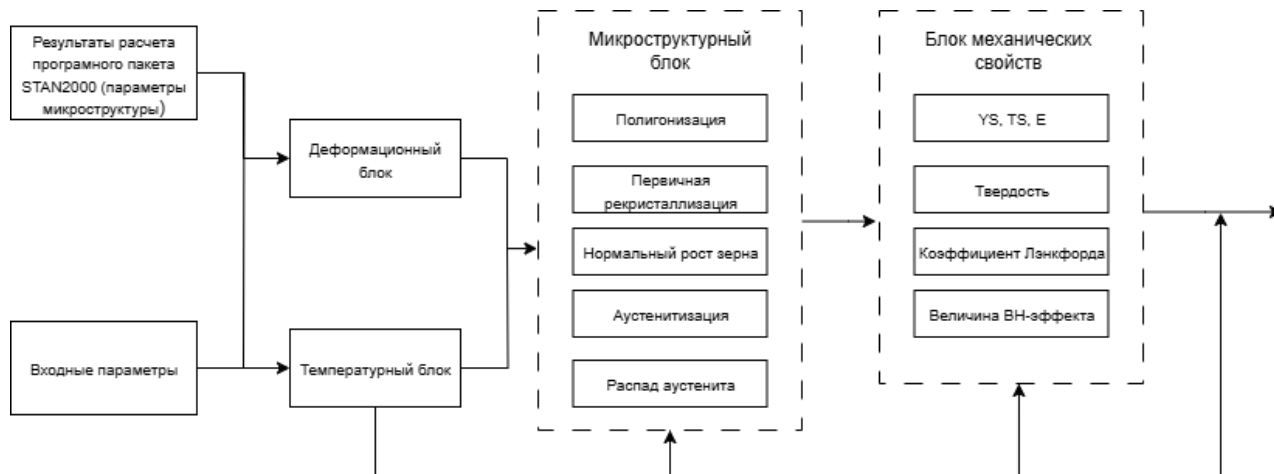


Рис. 9. Схема интегральной модели CRP для прогнозирования структуры и механических свойств проката при термической обработке.

В программе CRP расчет конечных механических свойств (предел текучести, предел прочности и относительное удлинение) холоднокатаного листа после термообработки выполняется с использованием данных расчета объемных долей основных структурных составляющих, средних размеров структурных элементов, плотности дислокаций, объемной доли и средних размеров образующихся частиц карбонитридов Nb, V и Ti.

С использованием данной компьютерной модели/программы для 7 марок сталей была количественно проанализирована возможность снижения их легирования за счет обоснованной оптимизации технологических параметров производства проката за счет снижения температур отжига. В результате расчетов получено снижение концентрации по отдельным легирующим элементам без потери механических свойств в рамках стандартов по данным маркам стали.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Для сверхнизкоуглеродистых (005Т, 004ГТ, 006ГТ, 005ГБ-1, 005ГБ-2) и низкоуглеродистых сталей (08Ю, 08ГБТ, 08пс, 09ГБ, 09ХГ2), разработана модель их деформационного упрочнения ($\Delta\sigma$) при холодной прокатке, учитывающая степень деформации, тип и объемную долю структурных составляющих (феррита, перлита, бейнита), средний размер ферритных зерен и бейнитных пакетов, а также температуру образования перлита.

2. Разработана методика количественной оценки движущей силы полигонизации и первичной рекристаллизации (ΔG) с использованием деформационного упрочнения ($\Delta\sigma$) при холодной прокатке.

3. Проведены экспериментальные исследования эволюции микроструктуры и механических свойств с использованием комплекса Gleeble3800. Показано, что:

3.1. Установлено, что максимальная величина релаксации напряжений $\Delta\sigma$ при полигонизации холоднокатаных низкоуглеродистых микролегированных сталей типа 005Т в диапазоне температур 400-550 °С не превышает 35-45% от исходного деформированного состояния, что не позволяет использовать метод релаксации напряжений для количественного описания кинетики возврата из-за нестационарной ползучести. Более статистически достоверным методом ее изучения является метод двойного нагружения.

3.2. Установлены факторы, влияющие на кинетику процесса рекристаллизации феррита при отжиге низкоуглеродистых микролегированных сталей в диапазоне $t_{отж} = 500-650$ °С: к ее ускорению приводит повышение степени наклепа металла при холодной пластической деформации ($\varepsilon = 57 \rightarrow 79$ %) и содержания углерода ($C = 0,004 \rightarrow 0,06$ масс. %), а к замедлению – увеличение содержания марганца ($Mn = 0,1 \rightarrow 0,5$ масс. %), а также микродобавки ниобия (до 0,02 масс. %) и титана (до 0,01 масс. %).

4. Предложены модели процессов полигонизации, первичной рекристаллизации и последующего роста ферритных зерен при отжиге холоднокатаного проката низкоуглеродистых сталей с учетом химического состава сталей, степени деформационного упрочнения при холодной прокатке, температуры и продолжительности отжига. Достоверность прогнозных значений предложенных моделей составляет: для модели деформационного упрочнения – 91,5 %, для модели полигонизации – 95,4 %, для модели рекристаллизации феррита – 88,3 %.

5. На основе предложенного феноменологического подхода к описанию процессов перестройки структуры при отжиге разработан программный алгоритм для расчета параметров структуры и уровня механических свойств холоднокатаных сталей при термо-деформационной обработке по заданным режимам.

6. Внедрение разработанного программного комплекса в процесс обработки проката в непрерывном агрегате горячего оцинкования привело к уменьшению концентраций легирующих и микро легирующих элементов холоднокатаных автомобильных сталей за счет оптимизации режимов отжига при сохранении

заданного уровня механических свойств. Корректировка была сделана для следующих марок сталей, снижение составило: 004ГТ с 0,06 до 0,045 масс.% Ti; 006ГТ с 0,7 до 0,5 масс.% Mn, с 0,06 до 0,05 масс.% Ti; 08ГБТ с 0,02 до 0,015 масс.% Nb и Ti с 0,015 до 0 масс.%; 06ГБТ с 0,04 до 0,025 масс.% Nb и Ti с 0,015 до 0 масс.%; 09ГБТ с 0,8 до 0,6 масс.% Mn, с 0,06 до 0,045 масс.% Nb и Ti с 0,015 до 0 масс.%; 004БТ с 0,3 до 0,15 масс.% Mn; 004ГБТ с 0,6 до 0,4 масс.% Mn.

СПИСОК ОПУБЛИКОВАННЫХ РАБОТ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определённых ВАК РФ и Аттестационным советом УРФУ:

1. **Zhitelev P.S.** Investigation of the Recovery Process During Continuous Annealing of Cold-Rolled Automotive Steels/ **P.S. Zhitelev**, R.R. Adigamov, P.A. Glukhov, S.F. Sokolov, N.F. Golubkov // Metallurgist. – 2024. – V.67. – Is. 9. – P. 1351–1361. (0,5 п.л. / 0,25 п.л.) (Scopus Q3, Web of Science Q4)

2. **Zhitelev P.S.** Comparison of the Methodologies for Studying Ferrite Recrystallization Kinetics in Continuous Annealing / **P.S. Zhitelev**, P.A. Glukhov, S.F. Sokolov, R.R. Adigamov, A.M. Menyachikhin // Steel in Translation – 2023. – V.53. – Is. 4. – P. 373–383. (0,55 п.л. / 0,25 п.л.) (Scopus)

3. Vasilyev A.A. A Growth Kinetics Study and Simulation for Recrystallized Ferrite Grains under the Annealing of Automotive Steel Cold-Rolled Sheets/ A.A. Vasilyev, S.F. Sokolov, **P.S. Zhitelev**, D.F. Sokolov, N.G. Kolbasnikov // Steel in Translation – 2019. – V.49. – Is. 11. – P. 806–812. (0,37 п.л. / 0,15 п.л.) (Scopus)

4. **Zhitelev P.** Formulas for the Calculation of Temperatures and Concentrations of Carbon Responsible to the Parar Equilibrium of the Main Phases in Medium Sheet Steels/ **P. Zhitelev P.**, D. Serzhenko // Key Engineering Materials – 2019. – V. 822. – P. 44-52. (0,3 п.л. / 0,1 п.л.) (Scopus)

5. Vasilyev A.A. Model for predicting the recrystallized ferrite grain size after annealing of cold-rolled automobile body sheet steels/ A.A. Vasilyev, S.F. Sokolov, **P.S. Zhitelev**, D.F. Sokolov, N.G. Kolbasnikov, A.I. Rudskoy // Russian Metallurgy Metally – 2018. – V.2018. – Is. 10. – P. 968–972. (0,3 п.л. / 0,1 п.л.) (Scopus).

6. **Zhitelev P.** Investigation and Modeling of Recrystallization of Cold Rolled Automotive Steels/ **P. Zhitelev**, A. Vasilyev, S. Sokolov, D. Sokolov, R. Paligin// IOP

Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – V. 124. – Is.1. – P. 012112.
(0,5 п.л. / 0,25 п.л.) (Scopus)

Патент:

7. Патент 2795601 Российская Федерация, МПК C21D 8/02. Способ производства высокопрочного оцинкованного проката: № 2022115821: заявлено 10.06.2022 : опубликовано 05.05.2023/ Адигамов Р.Р., **Жителев П.С.**, Миронов А.С., Измайлов А.М., Глухов П.А., Люлин А.С.

Другие публикации:

8. **Жителев П. С.** Моделирование рекристаллизации холоднокатаного автомобильного листа в зависимости от степени деформации, температуры отжига и химического состава/ **П.С. Жителев**, Р.Р. Адигамов, П.А. Глухов, С.Ф. Соколов, А.М. Менчихин А// Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2024. – Т. 80. – № 8. – С. 54-65. (0,75 п.л. / 0,25 п.л.)

9. Васильев А.А. Моделирование деформационного упрочнения при холодной прокатке автомобильных сталей/ А.А. Васильев, С.Ф. Соколов, **П.С. Жителев**, Д.Ф. Соколов, А.В. Митрофанов// American Scientific Journal. – 2017. – № 16. – С. 38-42. (0,35 п.л. / 0,1 п.л.)

10. Соколов Д.Ф. Формулы для расчета температур и концентраций углерода, отвечающих парравновесию основных фаз в среднелегированных сталях/ Д.Ф. Соколов, **П.С. Жителев**, А.А. Васильев, С.Ф. Соколов// American Scientific Journal. – 2017. – № 16 – С. 42-49. (0,5 п.л. / 0,15 п.л.)

11. Антковьяк А.А. Исследование кинетики рекристаллизации и фазового превращения при нагреве холоднокатаного листа автомобильных сталей/ А.А. Васильев, **П.С. Жителев**, Д.Ф. Соколов, С.Ф. Соколов// Современные металлические материалы и технологии (сб. трудов). – 2015. – С.1534-1544. (0,7 п.л. / 0,2 п.л.)

12. **Жителев П.С.** Исследование и моделирование рекристаллизации феррита холоднокатаного стального листа/ **П.С. Жителев**, А.А. Васильев, С.Ф. Соколов, Д.Ф. Соколов// Неделя науки, 2015. Институт металлургии, машиностроения и транспорта – 2015. – № 2. – С. 59-62. (0,25 п.л. / 0,1 п.л.)

13. **Жителев П.С.** Экспериментальное исследование и математическое моделирование кинетики рекристаллизации феррита/ **П.С. Жителев**// Неделя науки, 2015. Лучшие доклады. – 2015 – С. 116-121. (0,4 п.л. / 0,4 п.л.)