Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого Институт металлургии машиностроения и транспорта

На правах рукописи

Жителев Павел Сергеевич

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ОТЖИГЕ ХОЛОДНОКАТАНЫХ СТАЛЕЙ

Направление подготовки: 22.06.01 «Технологии материалов»

Направление: 05.16.05 «Обработка металлов давлением»

НАУЧНЫЙ ДОКЛАД

об основных результатах научно-квалификационной работы (диссертации)

Автор работы: Жителев Павел Сергеевич Научный руководитель: профессор, д.т.н., Колбасников Николай Георгиевич,

Санкт-Петербург – 2019

Научная работа выполнена в лаборатории «Исследования и моделирования структуры и свойств металлических материалов» Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого».

Научные руководители:	Колбасников Николай Георгиевич				
	доктор технических наук,				
	профессор				
Рециндент:	Митрофанов Артем Викторович				
	Старший менеджер по развитию новых видов продукции				
	АО «Северсталь Менеджмент»				

С научным докладом можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра великого» и на сайте Электронной библиотеки по адресу: http://elib.spbsty.ru

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. XXI век характеризуется увеличением мощностей производства сталей и проката. Причиной этого роста является сильное развитие строительной отрасли, автомобилестроения и военной промышленности. Производство холоднокатаного оцинкованного проката является важнейшей технологией промышленного производства стальной полосы различного назначения.

Зарубежные металлургические компании предлагают довольно обширный ассортимент специализированных сталей с различным уровнем прочностных и пластических свойств, применяемых в легковых и грузовых автомобилях. Конкурентоспособность отечественных металлургических компаний, производящих автомобильный прокат, определяется тем, смогут ли они дать автомобильным производителям сталь, которая обладает комплексом свойств, не уступающих продукции зарубежных компаний и имеющую при этом приемлемую цену.

Наиболее эффективным подходом к разработке технологии производства оцинкованного листового проката, способного обеспечит оптимальную микроструктуру и требуемый уровень механических свойств, является разработка математических моделей описывающих процессы эволюции микроструктуры при термодеформационной обработки и конечных механических свойств. Использование количественных математических моделей указанного типа позволит значительно уменьшить время при разработке новых типов оцинкованного проката, также повысить выход количества годного продукта при промышленном производстве и дает возможность оперативно принимать решения при корректировке технологии в случае несоответствия по химическому составу прокатываемых сталей, а также технологическим параметрам обработки.

На основании изложенного можно заключить, что исследование процессов структурообразования и сопротивления деформации современных сталей, а также разработка количественных математических моделей этих процессов, являются актуальными.

Целью работы является создание физически обоснованных математических моделей для количественного описания эволюции микроструктуры при отжиге холоднокатаных сталей с учетом влияния их комплексного легирования.

Для достижения поставленной цели в диссертации решены следующие задачи:

1. С помощью комплекса для физического моделирования Gleeble 3800 для холоднокатаных низко- и сверхнизко-углеродистых сталей проведены исследования:

- кинетики возврата в феррите в зависимости от температуры;
- кинетики статической рекристаллизации феррита в зависимости от температуры и степени деформации;

•кинетики роста зерна феррита в зависимости от температуры.

2. Разработаны физически обоснованные математические модели для количественного описания кинетики с учетом влияния химического состава:

• возврата в зависимости от температуры;

- статической рекристаллизации в зависимости от температуры и степени деформации;
- роста зерна феррита в зависимости от температуры.

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

4. На основании полученных экспериментальных данных в совокупности с литературными данными для сталей с химическим составом, варьируемым в широких пределах, проведена калибровка предложенных математических моделей отдельных процессов структурообразования феррита при отжиге холоднокатаного листа и модели деформационного упрочнения.

Результаты, характеризующиеся научной новизной:

1. Разработан набор физически обоснованных математических моделей процессов формирования структуры феррита при отжиге холоднокатаных сталей с учетом влияния их комплексного легирования элементами замещения. К числу этих моделей относятся модели для расчета кинетики:

- возврата в зависимости от температуры;
- статической рекристаллизации в зависимости от температуры и степени деформации;
- роста зерна феррита в зависимости от температуры.

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

Практическая значимость полученных результатов определяется использованием созданных моделей, входящих в состав интегральных моделей СRP (предназначена для моделирования эволюции микроструктуры стали во время технологической цепочки производства холоднокатаного листа (ПХЛ) на ПАО «Северсталь») и модели отжига в колпаковых печах, для расчета параметров структуры холоднокатаных сталей во время отжига по заданным режимам деформации и изменения температуры.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследования процессов структурообразования феррита при отжиге холоднокатаных низкоуглеродистых и сверх низкоуглеродистых сталей, выполненного с помощью комплекса Gleeble 3800, а также экспериментальные данные количественных исследований полученных структур.

2. Физически обоснованные математические модели процессов формирования структуры феррита при отжиге холоднокатаных сталей с учетом влияния их легирования элементами замещения (Mn; Si; Ni; Mo; Cr; Nb; Ti; V).

3. Модель для предсказания деформационного упрочнения при холодной прокатке в зависимости от соотношения структурных составляющих, размера зерна феррита, размера бейнитного пакета и температуры образования перлита.

Достоверность результатов. 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; тщательным отбором, достоверных экспериментальных данных, использованных при их калибровке; количественным согласием результатов расчетов с экспериментом, статистической обработкой результатов экспериментов.

Личный вклад соискателя. Автор участвовал в постановке задач диссертации, участвовал в планировании и выполнении экспериментальных исследований; участвовал в формулировании математических моделей, разработал и реализовал процедуры их калибровки.

Структура и объем диссертации.

Апробация результатов работы

Публикации. По теме работы опубликовано 14 печатных работ, 3 из которых – в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК РФ.

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.

Вторая глава посвящена изложению результатов экспериментального исследования возврата в холоднокатаных сталях, описанию разработанной математической модели для расчета кинетики этого процесса в зависимости от температуры и химического состава сталей, а также разработана модель деформационного упрочнения после холодной прокатки.

Исследование кинетики возврата выполнено для IF-стали (0.004С, 0.14Мn, 0.06Тi) и стали 08пс (0.06С, 0.17Мn) (приведены концентрации основных легирующих элементов в масс.%) с использованием двух методов – релаксации напряжений и двойного нагружения. Соответствующие эксперименты проводили с помощью модуля Hydra Wedge комплекса Gleeble 3800.

Примеры кривых двойного нагружения для IF-стали представлены на рис. 1.





Для расчета скорости падения внутренних напряжений Δσ в результате возврата использовали следующее уравнение, предложенное в работе:

$$\frac{d\Delta\sigma}{dt} = -\frac{64\Delta\sigma^2 v_D}{9M^3 \alpha_{\rho}^2 E(T)} \exp\left(-\frac{E_a^{rec}}{RT}\right) \sinh\left(\frac{\Delta\sigma V_a}{k_B T}\right), \ (\Pi a) \qquad (1)$$

где E_a^{rec} – энергия активации возврата; V_a – активацонный объем; v_D – частота Дебая (2*10¹² c⁻¹); M – фактор Тейлора, принимаемый равным 2.7; $\alpha_p = 0.33$ эмпирический параметр; R – газовая постоянная; k_B – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; E(T) – модуль Юнга, вычисляемый по формуле:

$$E(T) \simeq 2.11 * 10^{11} \left[1 - \frac{T - 300}{1989} \right] (\Pi a)$$
 (2)

Уравнение (1) содержит два физических параметра E_a^{rec} и V_a . В рассматриваемой модели энергию активации возврата принимали равной энергии активации самодиффузии $E_{sD}(T)$ в α -железе, для расчета которой в зависимости от температуры использовали экспериментальные данные работы [6]:

$$E_{SD}(T) = 236.5 + \Delta E_{SD}(T) (\kappa Дж / моль)$$
(3)

где зависящий от температуры вклад $\Delta E_{sD}(T)$ обусловлен магнитными эффектами. Как видно из рис. 2, набор экспериментальных значений данного вклада, полученных для разных температур, с хорошей точностью описывается с помощью функции Больцмана с найденными значениями соответствующих эмпирических параметров.



Рис. 2. Зависимость величины *△E*_{*sD*}(*T*) от отношения *T* / *T*_{*C*} (*T*_{*C*} – температура Кюри). Представленные экспериментальные данные3 аппроксимированы с помощью функции Больцмана.

Единственным неопределенным параметром в (1) остается активационный объем, величина которого в обсуждаемой модели рассматривается в качестве эмпирического подгоночного параметра. Оптимальное значение данного параметра было определено с использованием полученных экспериментальных данных по разупрочнению исследованных сталей и оказалось равным $5.26*10^{-28}$ м³ (31.7 b³, где b – модуль вектора Бюргерса для α -железа). Указанная величина активационного объема согласуется с данными, приводимыми в литературе.

Как видно из рис. 3, результаты расчета кинетики возврата с помощью предложенной модели хорошо согласуются с экспериментом.



Рис. 3. Расчетные кинетические кривые разупрочнения при возврате деформированных IF-стали (а) и стали 08пс (б) и соответствующие эспериментальные данные для разных температур отжига.

В данном разделе кратко описан предложенный в работе подход к расчету деформационного упрочнения при холодной прокатке.

Для количественного описания деформационного упрочнения сталей со сложной структурой будем использовать правило смеси, предполагая однородность деформации всех структурных составляющих:

$$\Delta \sigma = f_{PF} \Delta \sigma_{PF} + f_{PE} \Delta \sigma_{PE} + f_B \Delta \sigma_B, \qquad (4)$$

где f_i , $\Delta \sigma_i$ – объемные доли и деформационное упрочнение феррита, перлита и бейнита.

Калибровка модели упрочнения была выполнена с использованием базы соответствующих экспериментальных данных для ряда сталей, прокатанных в промышленных условиях ПАО «Северсталь». Значения всех параметров модели упрочнения, которые были рассчитаны с помощью программы STAN 2000.

Сравнение результатов расчета деформационного упрочнения с его фактическими значениями показывает, что предложенная модель позволяет рассчитывать упрочнение с хорошей точностью (рис.4).



Рис. 4. Результаты расчета деформационного упрочнения в сравнении с экспериментальными данными

В третьей главе приведены результаты экспериментального исследования кинетики статической рекристаллизации феррита в автомобильных сталях и описаны разработанные математические модели процесса. Химические составы исследуемых сталей представлены в таблице 1.

Таблица 1

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	V	Ti	Ν	Al	Р
DX54D	0.005	0.1	0.02	0.02	0.02	0.02	0.003	0.005	0.061	0.005	0.03	0.005
HX220YD	0.004	0.5	0.07	0.03	0.03	0.03	0.003	0.004	0.064	0.005	0.037	0.038
HX260YD	0.006	0.72	0.07	0.03	0.01	0.02	0.002	0.004	0.066	0.005	0.037	0.059
CR210B2	0.005	0.54	0.02	0.02	0.01	0.02	0.016	0.003	0.016	0.004	0.024	0.017
HX260BD	0.005	0.63	0.02	0.04	0.01	0.02	0.015	0.003	0.021	0.004	0.03	0.061
08Ю	0.05	0.16	0.03	0.03	0.03	0.04	0.002	0.002	0.002	0.005	0.04	
HX300LAD	0.06	0.32	0.03	0.02	0.01	0.02	0.023	0.002	0.014	0.004	0.04	0.009
08ПС	0.07	0.18	0.04	0.03	0.03	0.05	0.001	0.002	0.002	0.005	0.03	0.009
CR420LA	0.09	0.83	0.02	0.03	0.03	0.05	0.061	0.003	0.002	0.005	0.04	0.009
DP600	0.09	1.65	0.2	0.44	0.02	0.04	0.003	0.007	0.002	0.006	0.04	0.014

Химический составы исследуемых сталей (масс.%)

Для каждой из сталей кинетику рекристаллизации в процессе изотермических выдержек при 3 температурах из интервала 550÷750°С исследовали с помощью комплекса Gleeble 3800 на модуле Pocket Jaw.

Долю рекристаллизованого металла определяли нескольким методами: по изменению значения твердости, предела текучести, при помощи электронной микроскопии и оптической. Все методы дают близкие результаты, поэтому было решено оценивать долю рекристаллизованого объема по твердости.

При построении моделей использованы следующие предположения, базирующиеся на экспериментальных данных:

– потенциальные зародыши рекристаллизованных зерен («жизнеспособные» субзерна) образуются вблизи границ исходных зерен феррита и имеют большеугловую границу уже на начальной стадии эволюции структуры;

- все субзерна имеют одинаковый начальный размер, определяемый величиной деформационного упрочнения при холодной прокатке;

– субзерна имеют разную плотность дислокаций, при этом их распределение по плотности дислокаций считается нормальным;

 при достижении критического размера растущими субзернами из них формируются зародыши рекристаллизованных зерен феррита;

- форма субзерен и зерен считается сферической;

- конечный размер рекристаллизованных зерен феррита определяется его исходной структурой (размером зерна феррита после горячей прокатки) и степенью деформации при холодной прокатке.

9

В соответствии со сделанными предположениями, зародившиеся после холодной деформации субзерна имеют разную плотность дислокаций и их распределение по этой плотности считается нормальным. На первом этапе моделирования создается совокупность классов субзерен, характеризующихся разной плотностью дислокаций, с числом классов, равным *N*_{class}. Дальнейшее моделирование кинетики рекристаллизации сводится к описанию роста субзерен во всех классах их распределения по плотности дислокаций, определяющей соответствующее движущее давление. При достижении субзернами, принадлежащими некоторому классу, критического размера считается, что в этом классе образовались зародыши рекристаллизованных зерен, которые продолжают свой рост с более высокой, чем у предшествовавших субзерен, подвижностью границы раздела.

Доля объема, которую составляет, так называемый продолженный объем, рекристаллизованного металла, $X_{ext}(t)$, рассчитывается по формуле:

$$X_{ext}(t) = \frac{4\pi}{3} \sum_{i}^{N_{elas}} N_{g}^{i} \left(\overline{R}_{g}^{i}(t) \right)^{3},$$
(5)

где $N_{g}^{i} = N_{sg}^{i}$ — количество рекристаллизованных зерен в *i-ом* классе со средним радиусом \overline{R}_{g}^{i} . Расчет действительной доли рекристализованного объема, X(t), осуществляется на основании формулы:

$$X(t) = 1 - \exp\left(-X_{ext}(t)\right). \tag{6}$$

На стадии роста субзерен движущее давление рекристаллизации, $G_i(t)$, соответствующее *i-ому* классу их распределения по плотности дислокаций, рассчитывается следующим образом:

$$G_{i}(t) = \frac{1}{2}\rho_{d}^{i}(t)\mu b^{2},$$
(7)

где µ-модуль сдвига феррита; *b*-модуль вектора Бюргерса дислокаций.

Для определения начального значения средней по объему плотности дислокаций используется известная формула, связывающая эту величину с деформационным упрочнением:

$$\overline{\rho}_{d} = \left(\frac{\Delta\sigma}{\alpha_{\rho}M_{T}\,\mu b}\right)^{2},\tag{8}$$

где $\Delta \sigma$ – деформационное упрочнение при холодной прокатке; M_T – фактор Тейлора, принимаемый для феррита равным 2.7; $\alpha_{\rho} \approx 0.33$.

Как было отмечено выше, в модели полагается, что зарождение рекристаллизованных субзерен происходит вблизи границ исходных зерен феррита. В соответствии с этим для объемной плотности субзерен, N_{sg} , можно записать:

$$N_{sg} = \frac{\alpha_{sg} S_{GB}(D_a^0, \varepsilon)}{S_{sg}^0},$$
(9)

где $S_{GB}(D^0_{\alpha}, \varepsilon)$ – площадь границ зерен деформированного феррита в единице его объема; D^0_{α} – размер исходного зерна феррита; ε – степень деформации; S^0_{sg} – начальная площадь, занимаемая субзерном на границах зерен феррита.

Зависимость удельной площади границ зерен деформированного феррита от степени деформации имеет вид:

$$S_{GB}(D^{0}_{\alpha},\varepsilon) = \frac{24}{\pi D^{0}_{\alpha}} \left(0.491e^{\varepsilon} + 0.155e^{-\varepsilon} + 0.143e^{-3\varepsilon} \right).$$
(10)

Данная формула учитывает, что в процессе деформации прокаткой исходно сферические (равноосные) зерна феррита меняют свою форму на эллипсоидальную.

Ппоказано, что конечный размер рекристаллизованного зерна феррита слабо зависит от температуры отжига в интервале температур 600÷750 °C, т.е. от кинетики процесса. Соответственно, данный размер должен определяться исходной структурой феррита и степенью деформации при холодной прокатке. Анализ экспериментальных данных, полученных в настоящей работе, подтверждает данное утверждение. На основании этого, полагая, что площадь $S_{sg}^{0} \sim \overline{G}^{-2}(t=0)$, для обсуждаемой объемной плотности субзерен получим:

$$N_{sg} = \alpha_{sg} S_{GB} \left(D^0_{\alpha}, \varepsilon \right) \left(\overline{G} \left(t = 0 \right) \right)^2, \tag{11}$$

где $\bar{G}(t=0)$ — движущее давление рекристаллизации в начальный момент, рассчитанное с использование средней плотности дислокаций.

Важным параметром рекристаллизованной структуры является конечный размер зерна феррита, D_{α}^{rex} . Этот размер может быть представлен через объемную плотность зародышей следующим образом:

$$D_{\alpha}^{rex} = N_{sg}^{1/3}.$$
 (12)

В рассматриваемой модели расчет скорости роста субзерен и зерен выполняется на основании выражения:

$$\upsilon(t) = M_{GB}^{sg;g}G(t), \tag{13}$$

где v(t) – скорость роста; M_{GB}^{sg} , M_{GB}^{s} –эффективные подвижности границ субзерен и зерен, соответственно; G(t) – движущее давление. Радиус субзерна в *i*-ом классе в момент времени *t* равен:

$$R_{sg}^{i}(t) = R_{sg}^{0} + \int_{0}^{t} M_{GB}^{sg} G_{i}(t) dt, \qquad (14)$$

где R_{sg}^0 – начальный размер субзерен; $G_i(t)$ – движущее давление для субзерен *i*-ого класса.

Размер зерна, зародившегося в момент времени т, к моменту t, равен:

$$R_g^i(t) = R_c^i + \int M_{GB}^g \overline{G}(t-\tau) dt, \qquad (15)$$

где R_c^i – начальный размер зерна в *i*-ом классе, равный соответствующему критическому размеру субзерна; $\bar{G}(t)$ – среднее по объему движущее давление.

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

$$M_{GB}^{g}(T;Y_{AE}) = M_{0}^{g} \exp\left(\frac{S_{GG}(Y_{AE})}{R}\right) \exp\left(-\frac{Q_{GG}(Y_{AE})}{RT}\right).$$
 (16)

где $Q_{GG}(Y_{AE})$ и $S_{GG}(Y_{AE})$ – соответственно, энергия и энтропия активации процесса диффузионной перестройки структуры, контролирующего движение границ рекристаллизованных 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; y_{C}^{*} – эффективное значение концентрации углерода в движущейся границе, оцениваемое на основании учета растворения частиц цементита при нагреве; M_0^g – постоянный параметр. 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) $Q_{SD}(Y_{AE})$: $Q_{GG}(Y_{AE}) = \alpha_{GG} Q_{SD}(Y_{AE})$, где α_{GG} – эмпирический параметр. ЭАСД рассчитывается в зависимости от химического состава твердого раствора по следующей формуле:

$$\frac{Q_{SD}(Y_{AE}) = 311691 - 278242 \left(1 - \exp\left(-0.394\,y_{c}^{*}\right)\right) + 88752\,y_{Mn}^{0.31} + 22801\,y_{Si} - 6490\,y_{Cr} + 84864\,y_{Mo}^{0.65} - 38575\,y_{Ni}^{0.3} - 7298y_{V} + 132594\,y_{Nb}^{0.263} + 82128\,y_{Ti}^{0.401}\left(J/mol\right)}{(14)}$$

При расчете подвижности границ субзерен используется выражение:

$$M_{GB}^{sg}(T;Y_{AE}) = \alpha_M^{sg} M_{GB}^{g}(T;Y_{AE}), \qquad (17)$$

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

В рамках используемой численной модели непрерывная эволюция систем субзерен и зерен во времени моделируется как последовательность изменений, происходящих за малые интервалы времени (шаги) $\delta t^{(k)}$. На каждом временном шаге выполняются расчеты прироста размеров субзерен/зерен во всех рассматриваемых классах. В процессе расчетов субзерна в *i*-ом классе трансформируются в рекристаллизованные зерна с тем же индексом класса в момент, когда их размер достигает критического значения, R_c^i , т.е. при выполнении условия: $R_{sg}^i \ge R_c^i = 2\gamma/\bar{G}(t)$, где γ — эффективное значение удельной энергии границы рекристаллизованного зерна.

Результаты моделирующих расчетов кинетики рекристаллизации для некоторых сталей после холодной деформации в сравнении с экспериментальными данными представлены на рис. 6, из которых видно, что разработанная модель позволяет достичь хорошего согласия с экспериментом.



Рис. 5. Сравнение результатов расчета кинетики рекристаллизации с экспериментальными данными для IF-сталей: а) HX220YD; b) HX260BD.



Рис. 6. Сравнение результатов расчета кинетики рекристаллизации с экспериментальными данными для исследованных сталей: a) CR420LA; b) DP600.

Результаты, представленные на рис. 7, показывают, что модель дополнительно обеспечивает хорошую точность предсказания размера рекристаллизованного зерна феррита, которая сравнима с погрешностью экспериментального определения этого параметра.





В четвёртой главе изложены результаты экспериментального исследования роста зерна феррита после рекристаллизации в холоднокатаных сталях и описанию разработанной математической модели для расчета кинетики этого процесса в зависимости от температуры и химического состава сталей. Химические составы исследованных сталей представлены в табл.2.

Таблица 2

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	V	Ti	Ν	Al	
DX54D	0.005	0.1	0.02	0.02	0.02	0.02	0.003	0.005	0.061	0.005	0.03	0.005
HX260YD	0.004	0.5	0.07	0.03	0.03	0.03	0.003	0.004	0.064	0.005	0.037	0.059
CR210B2	0.006	0.72	0.07	0.03	0.01	0.02	0.002	0.004	0.066	0.005	0.037	0.017
HX300LAD	0.05	0.16	0.03	0.03	0.03	0.04	0.002	0.002	0.002	0.005	0.04	0.009
08ПС	0.06	0.32	0.03	0.02	0.01	0.02	0.023	0.002	0.014	0.004	0.04	0.009

Химический составы исследуемых сталей (масс.%)

Исследования были выполнены с использованием модуля Pocket Jaw экспериментального комплекса Gleeble 3800. Эксперименты были проведены при температурах ниже A_{e1} , которые были рассчитаны с помощью программы Thermo-Calc. Для *IF*-сталей исследования проведены при температурах в интервале 800÷875 °C, а для сталей 08ПС и HX300LAD при температурах 700÷720 °C. Время изотермической выдержки изменялось в зависимости от химического состава стали. Количественный анализ полученных микроструктур выполнен с использованием оптического микроскопа Axio Observer «Carl Zeiss» с системой анализа изображений Thixomet.

Для расчета скорости роста зерна феррита использовано уравнение вида:

$$\frac{d\overline{D}(t)}{dt} = M_0^* \exp\left(\frac{\beta_{GG}^* Q_{GG}(Y_{AE})}{R}\right) \exp\left(-\frac{Q_{GG}(Y_{AE})}{RT}\right) \frac{1}{\overline{D}(t)}, \quad (18)$$

где \overline{D} – средний размер (диаметр) зерна; M_0 ; β_{GG} ; α_{GG} – эмпирические параметры модели. Как видно из (1) в предлагаемой модели роста зерна энергия активации процесса считается пропорциональной ЭАСД, $Q_{SD}(Y_{AE})$, вычисляемой в зависимости от химического состава аустенита: $Q_{GG}(Y_{AE}) = \alpha_{GG} Q_{SD}(Y_{AE})$, где $Y_{AE} = \{y_C; y_{Mn}; y_{Si}; y_{Ni}; y_{Cr}; y_{Mo}; y_{Nb}; y_{Ti}; y_V\}$ – совокупность атомных концентраций y_X легирующих элементов в твердом растворе феррита.

На рис. 8 дано сравнение результатов расчета кинетики роста зерна феррита с экспериментальными данными для рассматриваемых сталей.





Рис. 8. Результаты расчета кинетики роста зерна феррита при разных температурах с помощью разработанной модели в сравнении с экспериментальными данными для исследованных сталей: а) DX54D; б) HX260YD; в) CR210B2; г) 08пс; д)

HX300LAD.

Таким образом, в данном разделе представлены результаты экспериментального исследования кинетики роста зерна феррита в зависимости от температуры выдержки из интервала 700÷850 °C, выполненного для 5 сталей (DX54D, HX260YD, CR210B2, 08пс и HX300LAD). Показано, что при температурах ниже 800 °C рост зерна происходит с весьма низкой скоростью. Полученные данные свидетельствуют о том, что заметный рост зерна феррита во время отжига может иметь место только для IF-сталей, отжигаемых при высоких температурах.

В пятой главе дано описание интегральных моделей, прогнозирующих структуру и свойства СRP. Подробно рассмотрена структура компьютерных программ, в основу которых заложены физические модели внутренних процессов, происходящих при отжиге холоднокатаных сталей.

Компьютерная программа CRP предназначена для моделирования эволюции микроструктуры стали во время технологической цепочки производства холоднокатаного листа (ПХЛ) на ПАО «Северсталь» (рис. 9), которая включает в себя:

• холодную прокатку на стане 1700;

- нагрев и выдержку на установке АНГЦ;
- ускоренное охлаждение до температур ванны цинкования;
- ускоренное охлаждение до комнатной температуры;
- прокатку на дрессировочной стане;
- правку на изгибно-растяжной машине.



Рис. 9. Схема технологического оборудования, используемого при производстве холоднокатаного листа.

При термообработке на установке АНГЦ в холоднодеформированной стали развиваются процессы структурообразования, определяющие ее конечную микроструктуру и механические свойства. В программе CRP реализована интегральная математическая модель следующих взаимосвязанных процессов структурообразования, которые имеют место при термообработке (см.рис.10).



Рис. 10. Блок-схема программы СRР

Используемый набор математических моделей перечисленных процессов отличает физически обоснованный учет влияния всех практически важных легирующих элементов. Этот момент позволяет эффективно использовать программу для большого числа марок сталей с широким диапазоном изменения химического состава.

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

Программа может быть полезна при разработке новых и оптимизации существующих режимов термообработки холоднокатаных сталей, включая микролегированные и IF-стали.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Выполнено экспериментальное исследование кинетики возврата в зависимости от температуры для холоднокатаных сталей методом релаксации напряжений и методом двойного нагружения.

2. Проведено экспериментальное исследование кинетики статической рекристаллизации феррита в зависимости от температуры и степени предварительного упрочнения, различными методами: по пределу текучести, по твердости, при помощи оптической и электронной микроскопии.

3. Проведено экспериментальное исследование кинетики статической роста зерна феррита в зависимости от температуры.

- 4. Разработаны математические модели для количественного описания:
- кинетики возврата в зависимости от температуры и степени предварительной деформации;
- кинетики статической рекристаллизации феррита, а также определения размера рекристаллизованного зерна феррита в зависимости от химического состава, температуры и степени предварительной деформации;
- кинетики роста зерна феррита в зависимости от химического состава и температуры.

4. На основе базы соответствующих экспериментальных данных для ряда сталей, прокатанных в промышленных условиях ПАО «Северсталь» была разработана модель деформационного упрочнения учитывающая соотношения структурных составляющих, размера зерна феррита, размера бейнитного пакета и температуры образования перлита.

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. Жителев П.С. Обоснование методики растяжение- сжатие для физического моделирования процессов многостадийной пластической деформации / Ю.А. Безобразов, П.С. Жителев // Неделя науки.- 2013.- Институт металлургии, машиностроения и транспорта №2.- С. 49-51.

2. Жителев П.С Влияние легирования бором на кинетику распада аустенита и конечную микроструктуру/ Н.Г. Колбасников, П.С. Жителев, С.Ф. Соколов, Д.Ф. Соколов// Тезисы конференции «Новые материалы и технологии.- 2014.

3. Жителев П.С. Исследование кинетики рекристаллизации и фазового превращения при нагреве холоднокатаного листа автомобильных сталей / А.А. Антковьяк, А.А. Васильев, П.С. Жителев, Д.Ф. Соколов, С.Ф. Соколов// Современные металлические материалы и технологии. - 2015.-С.1534-1544.

4. 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 №2.- С. 59-62.

5. Жителев П.С. Экспериментальное исследование и математическое моделирование кинетики рекристаллизации феррита / П.С. Жителев // Неделя науки.- 2015.- Лучшие доклады- С. 116-121.

6. Zhitelev P, Vasilyev A, Sokolov S, Sokolov D, Paligin R. Investigation and Modeling of Recrystallization of Cold Rolled Automotive Steels// <u>IOP Conference Series: Materials</u> <u>Science and Engineering</u>. – 2016. – V.124

7. Васильев А.А., Соколов С.Ф., Жителев П.С., Соколов Д.Ф., Митрофанов А.В.

Моделирование деформационного упрочнения при холодной прокатке автомобильных сталей// American Scientific Journal. – 2017. – №16 (1). – С. 38-42.

8. Соколов Д.Ф., Жителев П.С., Васильев А.А., Соколов С.Ф. Формулы для расчета температур и концентраций углерода, отвечающих параравновесию основных фаз в среднелегированных сталях// American Scientific Journal. – 2017. – №16 (1). – С. 42-49.

9. Васильев А.А., Соколов С.Ф., Жителев П.С., Соколов Д.Ф., Колбасников Н.Г., Рудской А.И. Модель для прогнозирования размера рекристаллизованного зерна феррита после отжига холоднокатаных автомобильных сталей//Деформация и разрушение материалов. – 2018. – №2 – С.20–24.

10. Zhitelev Pavel, Serzhenko Darya. Formulas for the calculation of temperatures and concentrations of carbon responsible to the parar equilibrium of the main phases in medium sheet steels// New Materials and Technologies in Mechanical Engineering .