

На правах рукописи



ПЕРЕВОЗЧИКОВ Данил Викторович

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 08Х18Н10Т
С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ СТРУКТУРЫ**

Специальность 2.6.4 – Обработка металлов давлением

Автореферат
диссертации на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Челябинск – 2022

Диссертация выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет)» (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)»).

Научный руководитель:

Радионова Людмила Владимировна, кандидат технических наук, доцент.

Официальные оппоненты:

Чикишев Денис Николаевич, доктор технических наук, доцент, доцент кафедры технологий обработки материалов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет имени Г.И. Носова».

Нухов Данис Шамильевич, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры обработки металлов давлением ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого президента России Б.Н. Ельцина».

Ведущая организация:

федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»» (НИТУ «МИСиС»).

Защита диссертации состоится «14» декабря 2022 г. в 14-00 часов на заседании диссертационного совета 24.2.437.01 при Южно-Уральском государственном университете по адресу: 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76, ЮУрГУ(НИУ), главный корпус, ауд. 1007.

Отзывы на автореферат в двух экземплярах, заверенные печатью, просьба направлять по адресу: 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76, ЮУрГУ (НИУ), Ученый совет. Тел. (351) 267-91-23, e-mail: danil.perevozchikov@chelpipegroup.com

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Южно-Уральский государственный университет (НИУ)» и на сайте:

<https://www.susu.ru/ru/dissertation/24243701-d-21229801/perevozchikov-danil-viktorovich>

Автореферат разослан «____» _____ 2022 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
кандидат технических наук, доцент



Шабурова Н.А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. В наши дни, одним из наиболее распространённых видов энергии является – атомная. По данным международного агентства по атомной энергии, во Франции, Украине, Словакии, Венгрии и Бельгии доля электроэнергии, генерируемой на АЭС, превышает 40% от всей производимой электроэнергии в этих странах. В России аналогичный показатель составляет порядка 19 %.

В ноябре 2021 года на 26-й Конференции сторон Рамочной конвенции ООН по изменению климата атомная энергия была названа одной из самых чистых и имеющих углеродно-нейтральный след. По оптимистичным прогнозам, мировая атомная энергетика будет расти следующими темпами от уровня 2016 г: на 42% к 2030, на 83% к 2040 и на 123% к 2050 году. Безопасность атомных объектов является основной задачей при их эксплуатации, что накладывает отпечаток на требования к оборудованию и материалам, используемым при строительстве и эксплуатации АЭС. Для хранения и транспортировки технологических жидкостей на АЭС широко используются трубы из нержавеющей стали аустенитного класса. Эксплуатационные свойства труб зависят от микроструктуры металла, поэтому при разработке нормативной документации на трубную продукцию для АЭС устанавливаются требования по максимальной величине зерна, изменяющиеся в зависимости от размера труб и способа производства.

В условиях АО «ЧТПЗ» осуществляется производство бесшовных горячекатаных труб диаметром свыше 500 мм из стали марки 08X18H10T по ТУ 14-ЗР-197-2001 «Трубы бесшовные из коррозионностойких марок сталей с повышенным качеством поверхности» для атомной промышленности. Технология предполагает прокатку толстостенных труб (с толщиной стенки 40 мм и более) и их последующую механическую обработку. Однако величина зерна микроструктуры этих труб соответствует требованиям НД в слое ограниченной толщины. По этой причине на текущий момент в условиях АО «ЧТПЗ» возможно производство труб с толщиной стенки не более 10 мм. Следовательно, совершенствование технологии производства и повышение качества горячекатаных труб из аустенитной нержавеющей стали марки 08X18H10T, предназначенных для использования на АЭС является **актуальной** проблемой.

Степень разработанности темы исследования

В 1970-ых годах в производстве листового проката, получили распространение способы по получению улучшенной микроструктуры металла непосредственно в процессе горячей прокатки. В силу относительно малой маневренности технологических режимов при производстве бесшовных труб, что приводит к ограничению возможности по управлению микроструктурой, такие методы стали внедряться в производство бесшовных труб относительно недавно. В данное время выполнен ряд работ, направленных на улучшение микроструктуры бесшовных труб (из разных марок стали) в процессе горячей прокатки, в том числе прокатанных на пилигримовом стане (диссертация Еремина В.Н.).

В ряде работ иностранных авторов встречаются результаты исследований процессов формирования микроструктуры стали марки AISI 321 (аналог 08X18H10T), в которых определены энергия активации процесса динамической рекристаллизации, зависимости, связывающие температурно-кинематические условия деформации с критической степенью деформации, с размером формирующегося зерна аустенита. При этом во всех этих работах рассматриваются стали с химическим составом или режимами деформации отличными от рассматриваемых в данной работе.

В представленной работе **объектом** исследования является технология производства горячекатаных бесшовных труб диаметром более 500 мм из аустенитной нержавеющей стали марки 08X18H10T, а **предметом** – исследование влияния деформационных режимов горячей прокатки на структурообразование в стали аустенитного класса.

Целью работы является повышение качества и расширение размерного сортамента горячекатаных труб из аустенитной нержавеющей стали марки 08X18H10T за счет снижения неоднородности размера зерна аустенита по сечению стенки трубы путем совершенствования режимов ее горячей прокатки.

Для достижения указанной цели необходимо решить следующие **задачи**:

1. Провести физическое моделирование горячей деформации стали марки 08X18H10T и исследовать влияние деформационных и постдеформационных процессов на формирование микроструктуры.

2. Провести исследование процесса производства труб из гильз и определить факторы горячей деформации, влияющие на формирование неоднородной микроструктуры.

3. Исследовать процесс пилигримовой прокатки и особенности формирования микроструктуры стали при изготовлении труб диаметром 550 мм (530 мм диаметр труб после механической обработки).

4. Разработать научно-обоснованные рекомендации по совершенствованию технологии процесса производства труб из гильз диаметром 650 мм (диаметр 630 мм после механической обработки) и горячей пилигримовой прокатки труб диаметром 550 мм (диаметр 530 мм после механической обработки) в условиях ЧТПЗ.

Научная новизна работы

1. Определены закономерности изменения структуры стали марки 08X18H10T при горячей деформации в зависимости от технологических параметров прокатки. Определено значение энергии активации процесса динамической рекристаллизации для стали 08X18H10T с различной массовой долей углерода и титана, позволяющее рассчитать параметр Зинера–Холломоны для различных температурно-скоростных режимов деформации. Уточнены зависимости, связывающие критическую степень деформации и величину рекристаллизованного зерна с параметром Зинера–Холломоны.

2. Определены основные параметры горячей деформации, влияющие на формирование неоднородной микроструктуры гильз при прошивке заготовок на стане поперечно-винтовой прокатки. Установлено, что неравномерное температурное поле заготовки, сформированное до задачи заготовки в прошивной стан, а также неравномерность скорости охлаждения гильзы после прошивки, является причиной разной кинетики роста рекристаллизованного зерна и приводит к формированию неоднородной микроструктуры.

3. Показано, что при пилигримовой прокатке труб в поверхностных слоях имеет место знакопеременная деформация, которая наряду с неравномерностью температурного поля оказывает влияние на структурообразование стали и является причиной неоднородности микроструктуры.

Практическая значимость

1. Определен ряд зависимостей для горячей деформации описывающих процесс формирования микроструктуры.
2. Разработана программа для оценки кинетики роста зерна в междеформационных паузах и при охлаждении после прокатки.
3. Разработаны рекомендации по изменению режимов горячей прокатки труб диаметром 550 и 650 мм в ТПЦ №1 АО «ЧТПЗ», применение которых позволяет улучшить качество структуры труб.
4. Изготовлена опытная партия труб размером 550x40 мм в условиях ТПЦ №1 АО «ЧТПЗ», по измененным технологическим режимам.
5. Опробованы в условиях АО «ЧТПЗ» методы анализа процессов формирования структуры на прошивном и пилигримовом станах, которые впоследствии могут быть использованы при решении схожих задач по управлению структурой труб иного марочного и размерного сортамента.
6. Показано, что изменение химического состава используемого металла, заключающееся в снижении массовой доли титана и углерода будет способствовать протеканию рекристаллизационных процессов и позволит получать более качественную структуру труб.

Методология и методы исследования

Физическое моделирование процесса формирования микроструктуры выполнялось с использованием комплекса Gleeble 3800. Образцы подвергались испытаниям на кручение и осадку для исследования формирующейся после горячей деформации микроструктуры, а также изотермической выдержке для исследования кинетики роста зерна. Для исследования формирующейся микроструктуры образцы после осадки разрезались вдоль оси. Травление подготовленных образцов и микрошлифов, выполнялось электролитическим способом в 4 % растворе азотной кислоты с этиловым спиртом. Микроструктурные исследования выполнены на оптических микроскопах C.Zeiss Observer и AXIO Observer DLM. Измерения температуры проката в условиях цеха выполнялось с использованием тепловизора «SAT-Infrared G90». Для математического моделирования и аналитических исследований использовались программы QForm, Matlab и Excel. Для решения расчетных задач в пакете Matlab были составлены коды программ, которые прошли государственную регистрацию.

Достоверность результатов исследований обеспечивалась применением стандартных методов с использованием современного оборудования и подтверждалась соответствием результатов теоретических исследований лабораторным и промышленным экспериментами.

Основные положения, выносимые на защиту

1. Закономерности, описывающие влияние факторов горячей деформации на микроструктуру труб из стали марки 08X18H10T.
2. Результаты исследования процесса прошивки заготовок и охлаждения гильз после нее, в ходе которого определены основные факторы, влияющие на формирование неоднородной микроструктуры.
3. Результаты исследования процесса пилигримовой прокатки при котором выявлено наличие знакопеременной деформации в отдельных зонах очага деформации, оказывающих влияние на формирование неоднородной структуры труб из стали марки 08X18H10T.

Степень достоверности и апробация результатов.

Достоверность результатов исследований обеспечивалась применением стандартных методов с использованием современного оборудования и подтверждалась соответствием результатов теоретических исследований лабораторными и промышленными экспериментами. Достоверность результатов также обоснована их обсуждениями на научных конференциях и семинарах.

Основные результаты диссертационной работы были представлены и обсуждены на конференциях: Международная научно-техническая конференция «Пром-Инжиниринг-2018» (Москва, 2018); 10-я научная конференция Аспирантов и Докторантов ЮУрГУ, (Челябинск, 2018); II международная конференция «RusMetalCon-2019» (Челябинск, 2019); III международная конференция «RusMetalCon-2020» (Челябинск, 2020); IV международная конференция «RusMetalCon-2021»; Международная научно-практическая Конференция «Трубы-2021» (Челябинск, 2021); Молодежная научно-практическая конференция «Горизонты-2021» (Сочи, 2021).

Личный вклад соискателя заключается в непосредственном участии в постановке цели и формулировании задач исследования, в получении научных результатов, в самостоятельной обработке части данных лабораторных исследо-

ваний, в выполнении расчетов имитирующих промышленные операции, в интерпретации наблюдений, полученных при производстве труб как по действующей, так и по опытной технологиям и участии в промышленных экспериментах в рамках выполнения НИОКР «Разработка технологии прокатки горячедеформированных труб из стали марки 08X18H10T-Ш по ТУ 14-3Р-197», выполнявшейся на базе АО «ЧТПЗ».

Публикации. По теме диссертации опубликовано 8 научных работах, из них 6 – в изданиях, рекомендованных ВАК, 2 – в издании, включённом в базу Scopus.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, заключения, изложена на 161 страницах машинописного текста, включающего 69 рисунков, 16 таблиц, списка использованных источников из 96 наименований российских и зарубежных авторов.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность области исследования, отражена степень разработанности темы исследований, сформулированы цель и задачи работы, обозначена научная новизна, теоретическая и практическая значимость работы.

В **первой главе** рассмотрены возможные сферы применения и способы производства труб из нержавеющей стали аустенитного класса. Проанализированы требования ТУ 14-3Р-197-2001 «Трубы бесшовные из коррозионностойких сталей с повышенным качеством поверхности» диаметром 630 и 530 мм из стали марки 08X18H10T. Приведено описание технологического процесса производства горячекатаных труб указанного сортамента в условиях АО «ЧТПЗ».

Проанализирован большой ряд работ, посвященных исследованию влияния горячей деформации на формирование структуры в стали AISI 321. Показано, что неоднородность микроструктуры по размеру зерна аустенита, которая имеет место быть при производстве труб в условиях АО «ЧТПЗ», может быть связана с особенностями применяемых режимов горячей прокатки, а именно скоростью, степенью и температурой деформации, а также периодом постдеформационного охлаждения. В ходе анализа научно-технической литературы показано,

что физическое и математическое моделирование является перспективным инструментом для изучения механизмов и оценки влияния режимов деформации на структурообразование в процессе горячей прокатки труб.

Вторая глава посвящена физическому моделированию горячей деформации и постдеформационных процессов, происходящих в стали. Моделирование осуществлялось с помощью симулятора термомеханических процессов Gleeble 3800 для стали марки 08X18H10T двух химических составов (таблица 1).

Таблица 1

Химический состав исследуемой стали, % масс.

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Mo	Cu	Ti	N
08X18H10T-1	0,07	0,30	1,33	17,7	10,3	0,005	0,025	0,19	0,19	0,50	0,014
08X18H10T-2	0,025	0,55	1,44	17,3	9,4	0,002	0,033	-	0,25	0,21	0,010

Исследование проводилось на цилиндрических образцах $\varnothing 10$ мм и высотой 15 мм при испытаниях на сжатие с изменением температуры и скорости деформации. Полученные зависимости напряжения от истинной деформации (рисунок 1) для исследуемых диапазонов температуры и скорости деформации описываются параметром Зинера–Холломона. Характер кривых для обоих составов стали идентичен. Кривые текучести стали, отвечающие деформации с малыми скоростям 0,01 и 0,1 с⁻¹ при температурах 1100, 1200 и 1280 °C имеют максимум, что говорит о том, что горячая деформация сопровождается динамической рекристаллизацией.

С помощью регрессионного анализа по экспериментальным кривым (рисунок 1) определена энергия активации процесса динамической рекристаллизации. Для стали 08X18H10T-1 она составила $Q_1 = 444,2$ кДж/моль, а для стали 08X18H10T-2 $Q_2 = 433,9$ кДж/моль. Далее в работе показано, что для анализа процессов формирования микроструктуры, с малой величиной ошибки, допустимо использовать усредненную энергию активации $Q = 439$ кДж/моль для сталей обоих химических составов. Определены и другие параметры (таблица 2), соответствующие усредненному значению энергии активации, и входящие в уравнение:

$$\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \cdot \sinh(\alpha \sigma_p)^n, \quad (1)$$

где A , α , n – константы, являющиеся характеристикой материала; $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, Q – энергия активация процесса рекристаллизации, $\frac{\text{Дж}}{\text{моль}}$; R – универсальная газовая постоянная, $\frac{\text{Дж}}{\text{моль} \cdot \text{К}}$; T – абсолютная температура деформации, К .

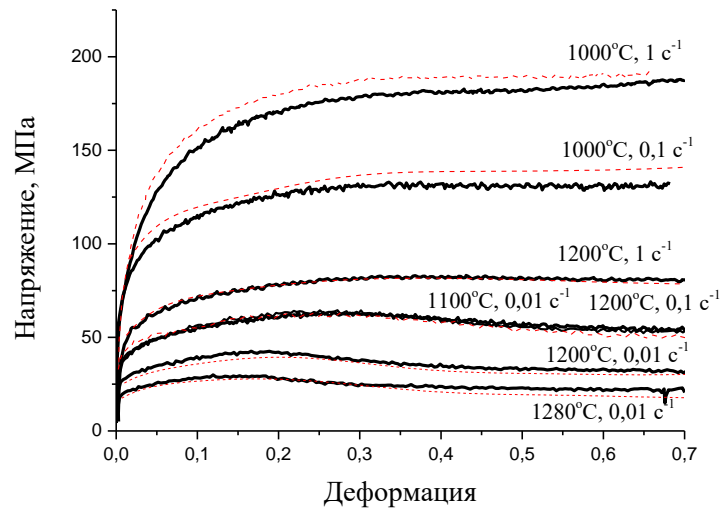


Рисунок 1 – Экспериментальные кривые напряжение - деформация для стали 08X18H10T-1 (пунктирные линии) и 08X18H10T-2 (сплошные линии)

Таблица 2

Параметры, описывающие поведение стали при горячей деформации

Марка стали	Температурно-независимые константы характеризующие свойства стали			Энергия активации процесса динамической рекристаллизации
	$A, \text{с}^{-1}$	n	$\alpha, \text{МПа}^{-1}$	$Q, \text{кДж/моль}$
08X18H10T-1	$3,18 \cdot 10^{16}$	5,39	0,0074	439
08X18H10T-2	$3,67 \cdot 10^{16}$	5,88	0,0074	439

Полученное эмпирическим способом значение энергии активации позволяет вычислять значение параметра Зинера–Холломона

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right). \quad (2)$$

Параметр Зинера–Холломона является критерием, позволяющим сравнивать разные деформационные условия между собой. На рисунке 2 представлены

значения пиковых напряжений в зависимости от величины и параметра Зинера–Холломоны.

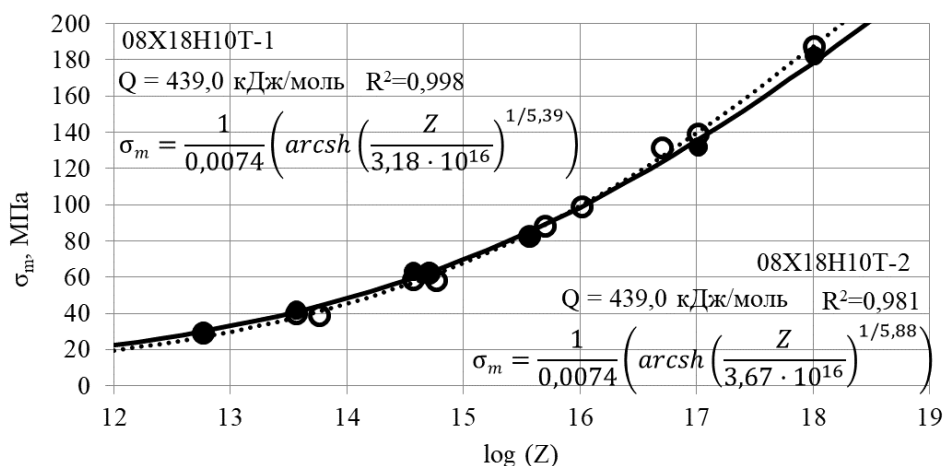


Рисунок 2 – Экспериментальные пиковые напряжения стали 08X18H10T-1 (светлые точки) и стали 08X18H10T-2 (темные точки) в зависимости от параметра Зинера–Холломоны с усредненной энергией активации

Из экспериментальных диаграмм деформации (рисунок 1) определены зависимости пиковой деформации ε_p и величины деформации ε_f , необходимой для полного завершения динамической рекристаллизации, и металлографическим методом определен размер формирующегося после рекристаллизации зерна D_{DRX} в зависимости параметра Зинера–Холломоны:

$$\varepsilon_p = 4,71 \cdot 10^{-3} \cdot Z^{0,108}; \quad (3)$$

$$\varepsilon_f = 2,0 \cdot 10^{-2} \cdot Z^{0,101}; \quad (4)$$

$$D_{DRX} = 1,96 \cdot 10^4 \cdot Z^{-0,182}. \quad (5)$$

Поскольку по завершению динамической рекристаллизации продолжается рост зерна, для описания кинетики этого роста были выполнены исследования по изотермической выдержке образцов с известной исходной микроструктурой (выполнено только для стали 08X18H10T-1). После обработки данных с использованием методов регрессионного анализа, установлено, что кинетику роста размеров зерна допустимо описывать с использованием выражения

$$D^m = D_0^m + Kt, \quad (6)$$

где D_0 – исходный размер зерна; D – размер зерна к моменту времени t , m – константа материала 4,752; параметр K – функция, зависящая от температуры выдержки T и энергии активации процесса роста зерен $Q = 359,4 \frac{\text{кДж}}{\text{моль}}$

$$K = A \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right), \quad (7)$$

где A – константа материала равная $1,669 \cdot 10^{20}$ мкм^{1/м}·с⁻¹.

На рисунке 3 представлены графики зависимости размера зерна от времени, рассчитанные с использованием полученной регрессионной модели и экспериментальные точки, использованные для ее построения. Скорость роста зерна при температуре 1100 °С значительно снижается. Поэтому экспериментальные данные, полученные при температуре 1100 °С не были использованы при получении коэффициентов уравнений (6) и (7).

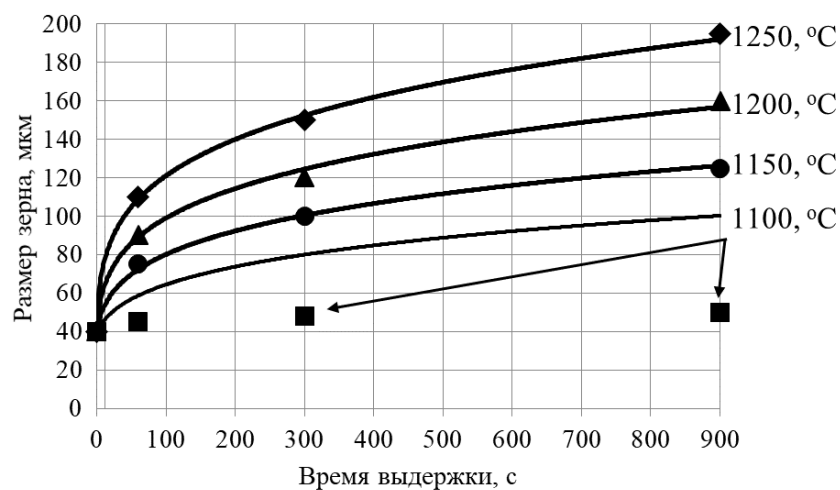


Рисунок 3 – Графики зависимости роста рекристаллизованных зерен аустенита стали 08X18H10T-1 от времени: точки – экспериментальные данные; сплошные линии – расчет по выражениям (6) и (7)

Методом двойного нагружения были проведены исследования постдинамической рекристаллизации. На рисунке 4 приведена термокинетическая диаграмма разупрочнения, построенная для стали 08X18H10T-1 и 08X18H10T-2. Из диаграммы следует, что при температурах последеформационной выдержки 1000 и 1100 °С в стали 08X18H10T-1 происходит подавление рекристаллизационных процессов, тогда как в стали 08X18H10T-2 подобной задержки не наблюдается.

В третьей главе выполнен пооперационный анализ процесса производства труб, производимых методом механической обработки гильз, полученных на прошивном стане. Для оценки температурного градиента после нагрева заго-

товки в печи, который может повлиять на неоднородность микроструктуры, методом конечных разностей в среде Matlab решена задача расчета температуры по сечению заготовки, формирующейся при ее нагреве.

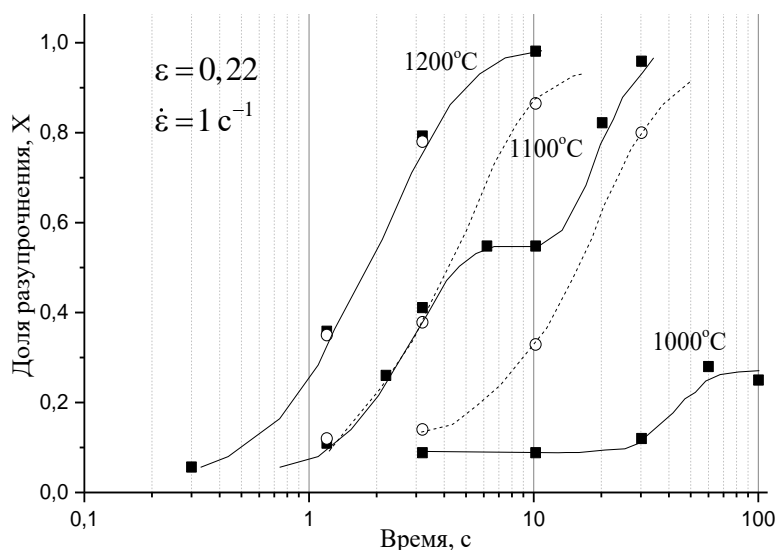


Рисунок 4 – Кинетика постдеформационного разупрочнения стали 08X18H10T-2 (светлые точки и пунктирные линии) в сравнении с кинетикой разупрочнения стали 08X18H10T-1 (сплошные темные точки и линии); величина первой деформации 0,22, скорость деформации – 1 с^{-1}

Из результатов расчета следует, что перепад температур к моменту выдачи заготовки из печи между наружной поверхностью и минимальной температурой в сечении заготовки составляет не более 10°C , что не может приводить к неоднородной микроструктуре.

Для моделирования охлаждения заготовки на воздухе в процессе транспортировки от печи до прошивного стана написана компьютерная программа, работающая в среде Matlab. Задача по определению температурного поля решалась методом конечных разностей в двухмерной постановке, заготовка при этом рассматривалась как осесимметричная (рисунок 5). Неоднородность температур по длине отсутствует уже на расстояние 60 мм от торца. Подстуженный слой на боковой поверхности имеет ширину 30-40 мм, а в готовой гильзе с учетом вытяжки в процессе прошивки этот слой трансформируется в слой шириной 15-20 мм.

Методом конечных элементов в программе MSC Marc Mentat были определены диапазоны скорости ($0,1 \dots 1,2 \text{ с}^{-1}$) и температуры (более 1200°C) деформации при которых осуществляется прошивка гильз.

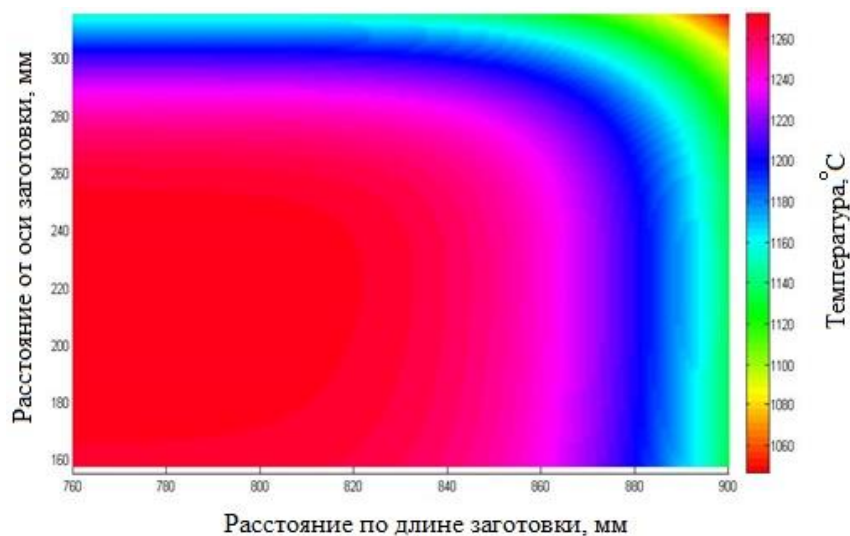


Рисунок 5 – Температурное поле в осевом сечении заготовки через 140 секунд после выдачи из печи, состояние перед второй прошивкой (начало координат помещено в геометрический центр заготовки, расстояние по длине заготовки = 900 мм – торец заготовки)

С использованием зависимостей, полученных при физическом моделировании, была построена карта размеров зерна в зависимости от температуры и скорости деформации, приведенная на рисунке 6. На данную карту были нанесены диапазоны скорости и температуры деформации свойственные процессу прошивки, что позволило оценить диапазон размеров зерна, формирующегося после прошивки. Далее показано, при температурах свойственных технологическому процессу, применяемому на ЧТПЗ, наблюдается очень быстрый рост зерна (рисунок 7), таким образом размер формирующегося при горячей деформации зерна оказывает малое влияние на размер зерна в готовой трубе. Основным же процессом, влияющим на размер зерна, является последеформационный рост зерна. С помощью разработанной математической модели для расчета скорости роста зерна осесимметричных тел в неизотермических условиях (свидетельство о регистрации программы для ЭВМ №2021661825) были проведены исследования кинетики роста зерна аустенита по завершению деформации на прошивном стане при охлаждении гильзы после выхода с прошивного стана (рисунок 8).

Проведенный анализ показал, что неоднородность размера зерна аустенита, обусловлена неравномерностью температуры заготовки, возникшей за время её

транспортировки до прошивного стана, а также неравномерностью скорости охлаждения после прошивки.

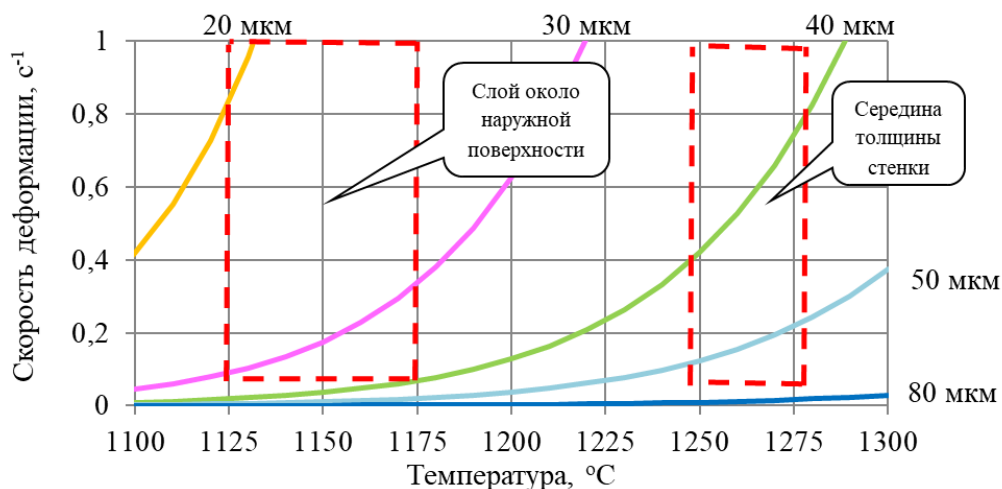


Рисунок 6 – Карта размеров D_{DRX} динамически рекристаллизованных зерен при условии полной динамической рекристаллизации

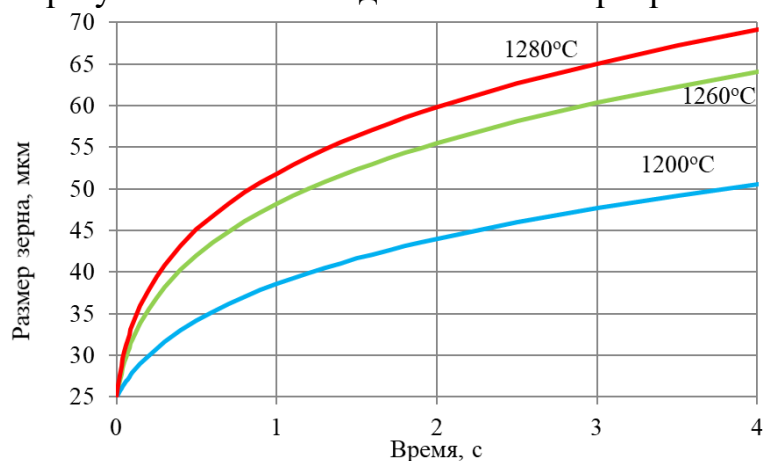


Рисунок 7 – Зависимость размера зерна от времени при изотермической выдержке образцов (исходное зерно 25 мкм)

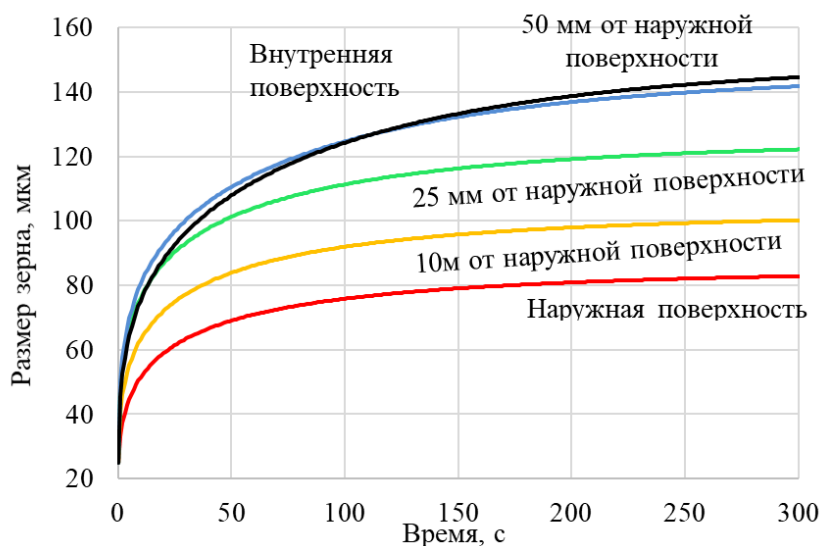


Рисунок 8 – Зависимость размера зерна от времени при естественном охлаждении гильзы на воздухе в некоторых точках поперечного сечения гильзы

В четвертой главе представлены результаты моделирования пилигримовой прокатки труб. Анализ накопленной деформации по Мизесу, выполненный методом конечных элементов в программе QForm, показал, что значения величины деформации превышают рассчитываемые по начальным размерам гильзы до и трубы после пилигримовой прокатки (рисунок 9). Для интерпретации этих результатов были выполнены расчеты траектории течения точек, положение которых до и после 15 обжатию представлены на рисунке 10.

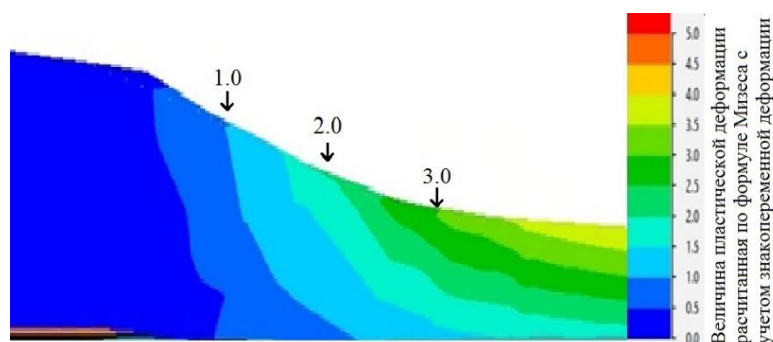


Рисунок 9 – Распределение величины деформации в очаге при пилигримовой прокатке труб размером 550x40 мм

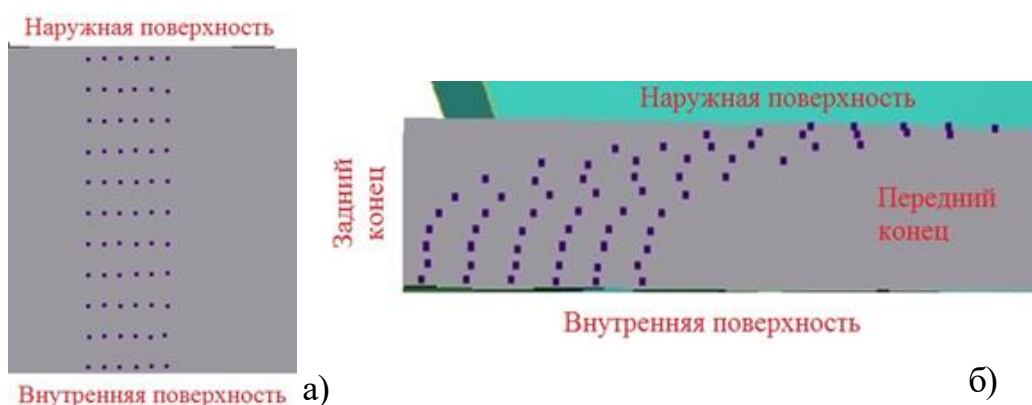


Рисунок 10 – Расположение произвольно выбранных трассируемых точек до (а) и после (б) деформации

Как следует из рисунка 10, в слоях, прилегающих к наружной поверхности, должна наблюдаться бóльшая величина деформации, чем в слоях, прилегающих к внутренней поверхности, что обусловлено разницей в величине сдвиговой деформации. К тому же в процессе пилигримовой прокатки в наружных слоях имеет место знакопеременная деформация. На рисунке 11 представлены диаграммы распределения скорости течения металла в радиальном направлении. Из диаграмм следует, что в наружных слоях, в доконтактной с валком зоне, металл течет от оси трубы, а после контакта с валком к оси трубы, что и сказывается при расчете величины накопленной деформации.

При расчете деформаций в программе QForm, на каждом шаге по времени, происходит перестроение расчётной сетки, при котором величина накопленной деформации в новых узлах рассчитывается с использованием интерполяции значений в узлах на предыдущем шаге. Это приводит к постепенному усреднению величины деформации по толщине стенки. Из-за использования такого алгоритма вычисления величины накопленной деформации будут завышены в слоях, прилегающих к внутренней поверхности.

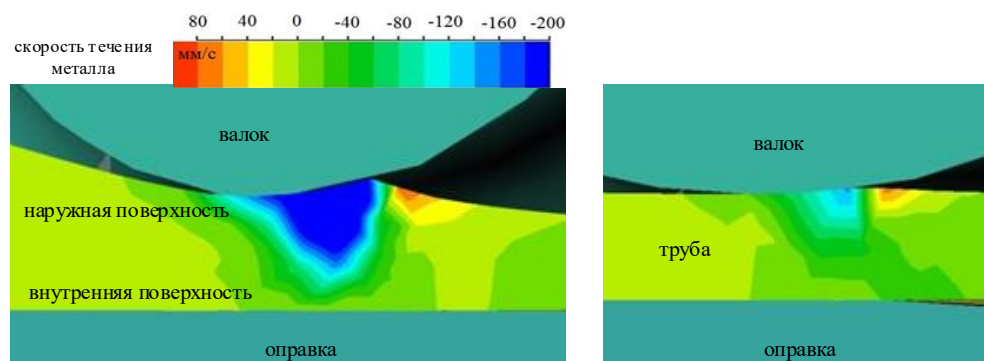
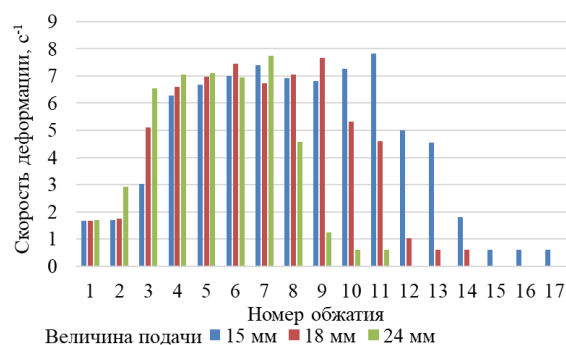
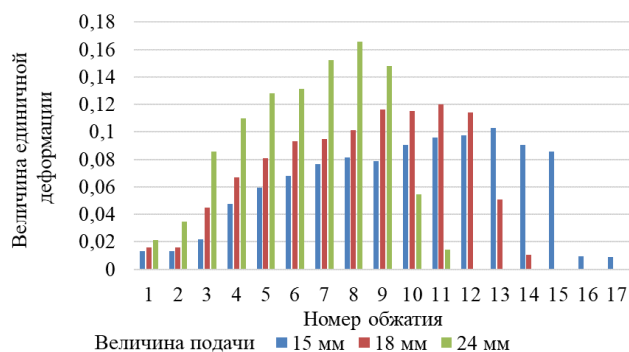


Рисунок 11 – Диаграмма распределения скорости течения металла в радиальном направлении на различных этапах пилигримовой прокатки труб 550x40 мм

Как следует из рисунков 10 и 11, величину накопленной деформации, а также скорость деформации во внутренних слоях допустимо оценивать по начальным размерам заготовки и конечным размерам изделия. По этой причине для определения диапазона скорости и степени деформации, свойственного внутренним слоям трубы, прокатанной в условиях АО «ЧТПЗ» на пилигримовом стане, был отобран недокат, полученный при прокатке труб размером 550x40 мм. На перерезанном контуре недоката, отложили объемы равные объему подачи, так определили границы единичных объемов, по размерам недоката на которых были рассчитаны значения степени и скорости деформации, свойственные каждому единичному обжатию. Расчеты выполняли с использованием разработанной для этого программы (свидетельство о регистрации программы для ЭВМ №2021661826). Результаты расчета представлены на рисунке 12.

Результаты этого исследования впоследствии были использованы при формулировании предложений по совершенствованию технологии производства труб.



а)

б)

Рисунок 12 – Гистограммы распределения величины единичной деформации (а) и скорости деформации (б)

В пятой главе приведено обоснование рекомендаций по совершенствованию технологии производства труб и результаты опробования некоторых из них в условиях АО «ЧТПЗ».

На основе проведенных исследований для увеличения толщины слоя стенки с размером зерна аустенита не крупнее 3 номера по ГОСТ 5639-82 для трубы $\varnothing 650$ мм рекомендовано снизить температуру нагрева заготовки перед прошивкой на $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ относительно принятого по действующей технологии, т.е. до $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Деформационные параметры (скорость и температура деформации) пилигримовой прокатки труб $\varnothing 550$ мм, определенные при математическом моделировании, после нанесения их на карту деформаций ε_f , необходимых для полного завершения динамической рекристаллизации (рисунок 13) позволили сформулировать рекомендации по совершенствованию технологии производства труб указанного типоразмера.

При пилигримовой прокатке для увеличения толщины слоя мелкого рекристаллизованного зерна аустенита по сечению стенки труб $\varnothing 550$ мм рекомендовано увеличение величины деформации до значения 1,1 по Мизесу, по сравнению с действующим маршрутом прокатки при котором величина деформации составляла 0,8 по Мизесу.

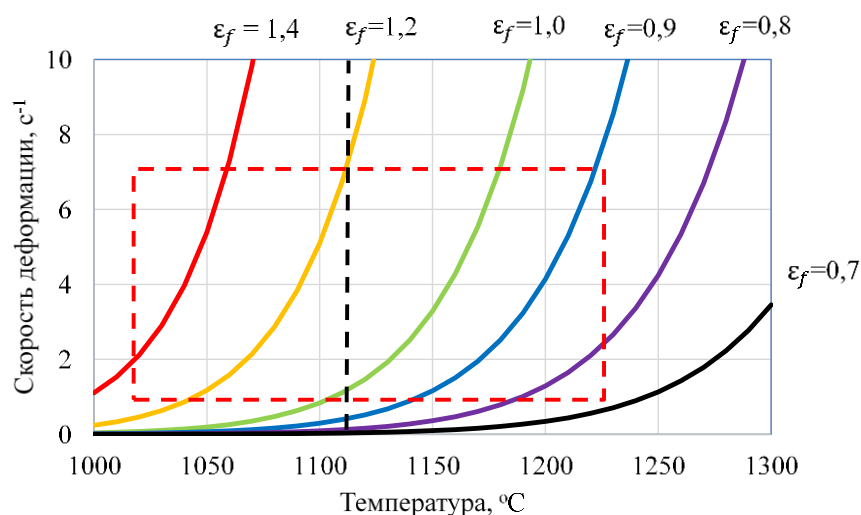


Рисунок 13 – Карта деформаций ε_f , необходимых для полного завершения динамической рекристаллизации

На рисунке 14 представлена микроструктура труб, произведенных по экспериментальному и действующему маршруту прокатки.

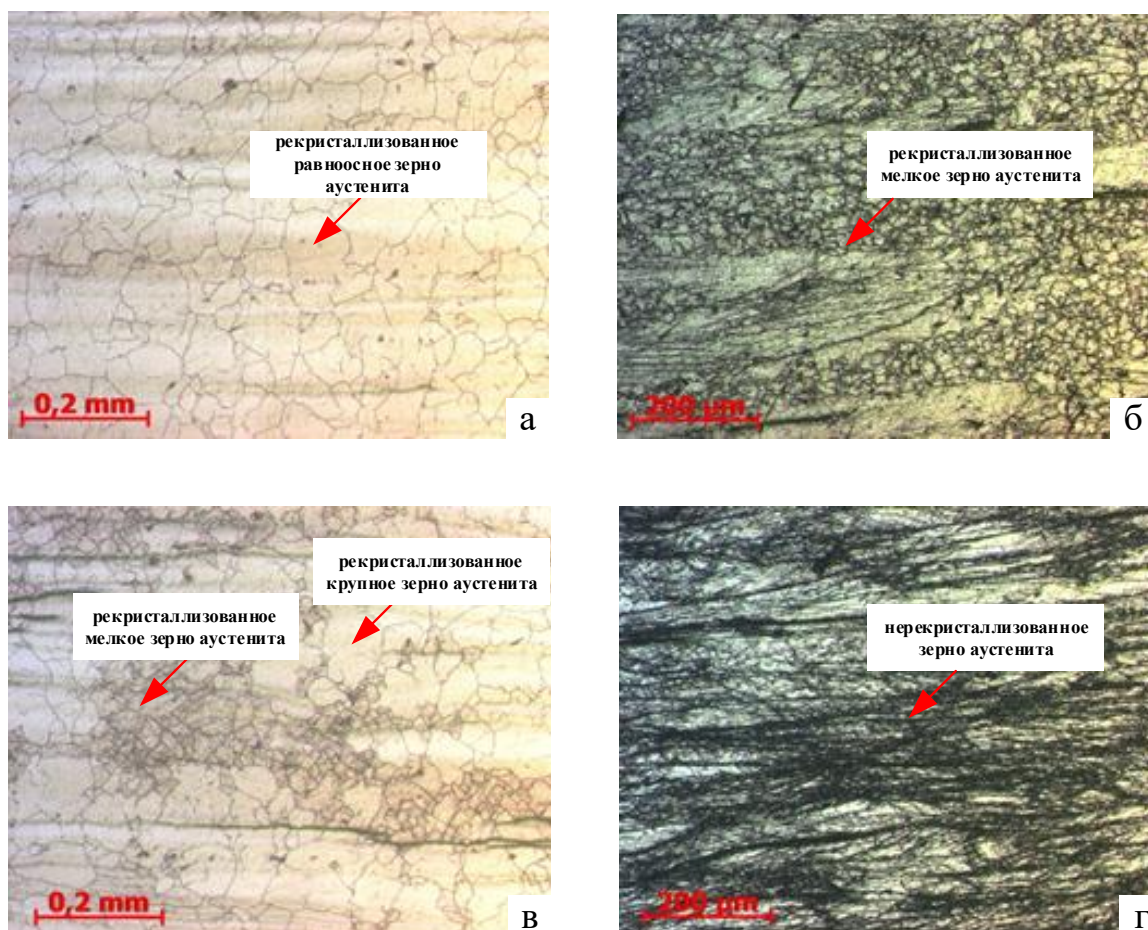


Рисунок 14 – Фото микроструктуры металла труб 550x40 мм после прокатки в пилигримовом стане с деформацией $\varepsilon_{и}=1,1$

а и б) – на глубине 20 мм от наружной поверхности; в и г) – на глубине 30 мм от наружной поверхности; а и в) – микроструктура труб, прокатанных по экспериментальному маршруту, с величиной деформации 1,1 по Мизесу, б и г) – микроструктура труб, прокатанных текущему маршруту, с величиной деформации 0,9 по Мизесу

Совершенствование технологии позволяет увеличить толщину слоя зерна аустенита, соответствующего требованиям НД, а именно не крупнее 3 номера (не более 125 мкм) по ГОСТ 5639-82 не менее чем на 30 %.

В работе обосновано, что снижение массовой доли титана и углерода (%Ti=0,21; %C=0,025) также является эффективным мероприятием по повышению однородности зерна аустенита по толщине стенки трубы. На рисунке 15 показана микроструктура образцов, деформированных в одинаковых условиях ($\dot{\varepsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$; $\varepsilon = 0,7$; $T = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$) с выдержкой после деформации в течении 10 с и последующей закалкой. У стали с пониженным содержанием углерода и титана (08X18H10-2) при тех же самых температурно-деформационных условиях формируется полностью равноосная рекристаллизованная структура.

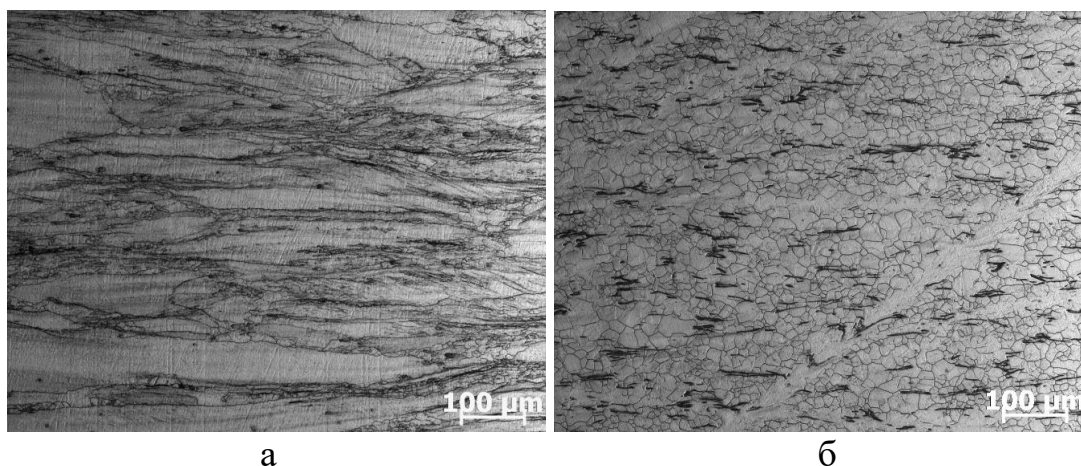


Рисунок 15 – Микроструктура стали 08X18H10T-1 (а) и 08X18H10T-2 (б)

Использование заготовки с измененным химическим составом допустимо применять и совместно с новым маршрутом прокатки, с увеличенной величиной деформации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В диссертационной работе на основании выполненных взаимосвязанных исследований решена актуальная научно-техническая задача – повышение качества и расширение размерного сортамента горячекатаных труб из аустенитной нержавеющей стали марки 08X18H10T за счет снижения неоднородности размера зерна аустенита по сечению стенки трубы путем совершенствования режимов ее горячей прокатки.

Проведённые теоретические и экспериментальные исследования позволили получить следующие основные результаты:

1. В процессе физического моделирования горячей деформации и изучения рекристаллизации стали марки 08X18H10T установлено, что после деформации в диапазоне температуры 1100 - 1280 °С и скорости деформации 0,01 - 1 с⁻¹ как в стали 08X18H10T-1 (%C=0,07, %Ti=0,5), так и в стали 08X18H10T-2 (%C=0,025, %Ti=0,21) наблюдается полностью рекристаллизованная структура, сформировавшаяся в результате динамической рекристаллизации. Деформация образцов при температуре 1000-1100 °С со скоростями деформации 1 с⁻¹ и 10 с⁻¹ не сопровождается рекристаллизацией или сопровождается лишь частичной динамической рекристаллизацией. При этом доля рекристаллизованных зерен в стали 08X18H10T-2 выше, чем в стали 08X18H10T-1.

2. Для стали 08X18H10T-1, в ходе физического моделирования получены зависимости размера формирующегося при динамической рекристаллизации зерна в зависимости от параметра Зинера–Холломоны и $D = 1,96 \cdot 10^4 \cdot Z^{-0,182}$. Определена критическая степень деформации $\varepsilon_f = 2,0 \cdot 10^{-2} \cdot Z^{0,101}$, необходимая для протекания полной динамической рекристаллизации. Установлено, что рост размера зерна при изотермической выдержке описывается выражением $D^{4,752} = D_0^{4,752} + Kt$, где коэффициент $K = A \cdot \exp\left(-\frac{359400}{RT}\right)$.

3. Исследован процесс постдинамической рекристаллизации. Показано, что при относительно низких температурах деформации и постдеформационной выдержки, 1100 и 1000 °С, наблюдается задержка в протекании рекристаллизации в стали 08X18H10T-1 (%C=0,07, %Ti=0,5), тогда как в стали 08X18H10T-2 (%C=0,025, %Ti=0,21) такой задержки не наблюдается.

4. Разработана математическая модель, описывающая кинетику процесса охлаждения заготовок при их транспортировке от методической печи к прошивному стану, позволившая установить, что на боковой поверхности заготовки формируется подстуженный слой толщиной 30-40 мм, а с учётом вытяжки при прошивке, этот слой трансформируется в слой 15-25 мм, что соответствует тол-

щине слоя мелкозернистого зерна. Значимый градиент температуры по длине заготовки отсутствует на расстоянии 60 мм от торца. Из чего следует, что с учетом малой вытяжки, неоднородность микроструктуры по длине имеет место на ограниченном расстоянии от торцов гильз.

5. Разработана математическая модель (свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2021661625), объединившая в себе модель расчет охлаждения гильзы и скорости роста зерна в ней. В результате расчетов с использованием программы получено, что на расстоянии 25 мм от наружной поверхности формируется зерно примерно равное 120 мкм или 3 номеру по шкале ГОСТ 5639-82, а на расстоянии 10 мм – 100 мкм, что примерно по середине между 3 и 4 номером по шкале ГОСТ 5639-82. Результаты моделирования согласуются с данными поточного контроля размеров зерна при приемке готовой продукции. Основным процессом, определяющим конечную микроструктуру труб размером 650x72,5 мм, является постдеформационный рост зерна в процессе охлаждения. Данная модель может быть применена при оценке формирующейся микроструктуры при внесении изменений в технологический процесс. Помимо этого, модель может быть использована при анализе технологии производства труб из других марок стали при условии определения данных о кинетике роста зерна.

6. Расчетным путем показано, что при пилигримовой прокатке, в слоях, прилегающих к наружной поверхности заготовки, существует знакопеременная деформация, что косвенно подтверждается исследованиями микроструктуры и является одной из причин не однородной микроструктуры труб размером 550x40 мм.

7. Исследование процесса пилигримовой прокатки труб размером 550x40 мм методом отпечатков (недоката) показало, что единичным обжатиям с наибольшей величиной деформации (0,04-0,18) свойственна скорость деформации от 1 до 8 с⁻¹. Расчеты величины деформации по контуру недоката выполнялись с использованием компьютерной программы разработанной автором (свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2021661826).

8. Предложена методика расчета доли рекристаллизованного зерна при нестационарных температурных условиях. С использованием данного метода определено, что при естественном охлаждении на воздухе после пилигримовой

прокатки трубы размером 550x40 мм из стали марки 08X18H10T-2 (%C=0,025, %Ti=0,21), будет проходить полная постдинамическая рекристаллизация.

9. Рекомендовано при производстве горячекатаных труб размером 650x72,5 мм, снизить температуры нагрева на 40 °С. При опробовании ожидается, что слой годного зерна будет распространен на всю толщину стенки.

10. Рекомендовано увеличить величину деформации при производстве горячекатаных труб размером 550x40 мм с 0,8 до 1,1 по Мизесу. Повышение величины деформации позволило получить слой годного зерна (не крупнее 3 номера по ГОСТ 5639) на глубине до 30 мм от наружной поверхности. Это позволило сократить долю отбраковки труб по величине зерна.

11. Рекомендовано при производстве горячекатаных труб размером 550x40 мм использовать заготовки с ограничением химического состава – %C≤0,04 и %Ti≤0,4. Такая корректировка технологии может применяться совместно с увеличением величины деформации при пилигримовой прокатке.

Список работ, опубликованных автором по теме диссертации в научных изданиях, входящих в список ВАК при Минобрнауки России:

1. Перевозчиков, Д.В. Анализ влияния скручивания заготовки на образование дефектов поверхности и неоднородность деформации при прошивке труб / Д.В. Перевозчиков, В.Н. Еремин, Н.К. Крутов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – №2. – С. 91–97.

2. Перевозчиков, Д.В. Численная методика расчета полушага подачи заготовки при прошивке труб на станах поперечно-винтовой прокатки / Д.В. Перевозчиков, К.В. Васючкова // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – №3. – С. 92–98.

3. Перевозчиков, Д.В. Оценка возможности применения подстуживания заготовки для снижения диссипации напряжений при прошивке труб / Д.В. Перевозчиков, В.Н. Еремин, К.В. Васючкова, Л.В. Радионова // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – №3. – С. 54–59.

4. Рущиц, С.В. Моделирование горячей деформации стали 08X18H10T (AISI 321) одноосным сжатием / С.В. Рущиц, А.М. Ахмедьянов, Д.В. Перевозчиков, А.Н. Маковецкий, В.Н. Ерёмин // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2021. – №2. – С. 30–41.

5. Ерёмин, В.Н. Формирование структуры стали 08X18H10T в условиях пилигримовой прокатки и последующего отжига / В.Н. Ерёмин, Д.В. Перевозчиков,

А.Н. Маковецкий, Л.И. Шакирова, С.В. Рущиц // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2021. – №2. – С. 78–86.

Публикации в изданиях, индексируемых в БД Scopus и Web Science:

6. Perevozchikov, D.V. Mathematical model for determining depth of deformation penetration while pipe punching / D.V. Perevozchikov, L.V. Radionova, V.N. Yere-min // Lecture notes in mechanical engineering – 2019. – №1. – С. 753–761.

7. Radionova, L.V. Study of hot deformation behavior of stainless steel AISI 321 / L.V. Radionova, D.V. Perevozchikov, A.N. Macoveckii and etc. // Materials (Basel). – 2022. – V. 4057, №15.

Другие публикации в научных журналах:

8. Перевозчиков, Д.В. Оценка возможности применения подстуживания заготовки для снижения диссипации напряжений при прошивке труб / Д.В. Перевозчиков, В.Н. Еремин, К.В. Васючкова, Л.В. Радионова //Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. – 2017. –Т.5. – № 3. – С. 54–59.

Патенты и свидетельства:

1. Свидетельство 2021618828: «Программа для оценки величины накопленной деформации с учетом знакопеременной составляющей по траекториям движения отслеживаемых точек при осесимметричных процессах обработки металлов давлением»: программа для ЭВМ / Л.В. Радионова (Ru), Д.В. Перевозчиков (Ru); правообладатель: ФГАОУ «ЮУрГУ (НИУ)», №2021618069; заявл. 26.05.2021 г.; опубл. 01.06.2021 г.

2. Свидетельство 2021661825: «Программа для расчета скорости роста зерна осесимметричных тел в неизотермических условиях»: программа для ЭВМ / Л.В. Радионова (Ru), Д.В. Перевозчиков (Ru); правообладатель: ФГАОУ «ЮУрГУ (НИУ)», №2021660463; заявл. 06.07.2021 г.; опубл. 15.07.2021 г.

3. Свидетельство 2021661826: «Программа для расчета кинематических параметров пилигримовой прокатки по измеренному контуру недоката»: программа для ЭВМ / Л.В. Радионова (Ru), Д.В. Перевозчиков (Ru); правообладатель: ФГАОУ «ЮУрГУ (НИУ)», №2021660940; заявл. 06.07.2021 г.; опубл. 15.07.2021 г.