

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
ЮЖНО-УРАЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
(НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)

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

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
кандидат технических наук,
доцент Л.В. Радионова

Челябинск 2022

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1. Современное состояние и проблемы производства труб из аустенитных марок стали.....	10
1.1. Применение труб из нержавеющей стали аустенитного класса.....	10
1.2. Современное состояние производства труб из нержавеющей стали...	11
1.3. Особенности процесса пилигримовой прокатки.....	16
1.4. Особенности горячей деформации и структурообразования аустенитной коррозионностойкой стали.....	18
1.5. Математическое моделирование технологического процесса горячей прокатки бесшовных труб.....	29
Выводы по главе 1.....	34
2. Физическое моделирование горячей деформации и постдеформационных процессов в стали марки 08X18H10T.....	35
2.1. Исследование динамической рекристаллизации.....	35
2.1.1. Исследование изотермической деформации стали марки 08X18H10T-1 (относительно высокая массовая доля титана и углерода)....	36
2.1.2. Исследование изотермической деформации стали марки 08X18H10T-2 (относительно низкая массовая доля титана и углерода).....	45
2.1.3 Сравнительный анализ микроструктуры стали с разным содержанием титана и углерода, формирующихся в условиях изотермической деформации.....	50
2.2. Определение температуры начала рекристаллизации стали марки 08X18H10T методом многошагового кручения.....	53
2.3. Исследование кинетики постдеформационной рекристаллизации методом двойной деформации.....	56
2.4. Исследование микроструктуры формирующейся при горячей деформации и последующей выдержке	64
2.5. Исследования кинетики роста рекристаллизованных зёрен в стали 08X18H10T.....	67
Выводы по главе 2.....	72

3. Исследование и анализ процесса производства труб, изготавливаемых методом прошивки и механической обработки.....	74
3.1. Нагрев заготовки перед прошивкой.....	74
3.2. Подстуживание заготовки при транспортировке к прошивному стану.....	80
3.3. Кинетика роста зерна аустенита при прошивке.....	86
Выводы по главе 3.....	92
4. Моделирование и анализ пилигримовой прокатки труб из стали марки 08X18H10T.....	94
4.1. Исследование параметров деформации при пилигримовой прокатке труб из стали марки 08X18H10T методом конечных элементов.....	94
4.2. Определение деформационных параметров при пилигримовой прокатке по методу отпечатка.....	102
Выводы по главе 4.....	108
5. Разработка рекомендаций по изменению технологии производства труб, направленных на улучшение структуры труб.....	109
5.1 Снижение температуры нагрева при производстве труб из гильз.....	109
5.2. Увеличение величины деформации при пилигримовой прокатке..	110
5.2.1 Анализ результатов опытной прокатки труб.....	112
5.3 Совершенствование химического состава	122
Выводы по главе 5.....	128
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	130
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	133
ПРИЛОЖЕНИЯ.....	141

ВВЕДЕНИЕ

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 % [1].

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 [2]. 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 [1]. 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.

Для решения столь актуальной проблемы должны быть привлечены современные технические средства, специализированное программное обеспечение и глубокие теоретические знания о процессах пластической деформации и особенностях структурообразования.

Помимо атомной энергетики трубы из нержавеющей стали стали широко используются и в других отраслях промышленности. Сфера производства нержавеющей труб в России продолжает развиваться. Так в 2009 году было создано предприятие ТМК-инокс [3], специализирующееся на производстве труб из нержавеющей сталей. В 2020 году на базе нескольких цехов Первоуральского Новотрубного завода начато создание предприятия «Киберсталь» [4]. В 2021 году анонсировано создание производства плоского проката на базе Волжского трубного завода, которое будет специализироваться на производстве штрипса из нержавеющей сталей [5]. Все это подтверждает актуальность исследований для экономики и техники.

Степень разработанности темы исследования

В 1970-ых годах в производстве листового проката начали внедряться способы по получению улучшенной микроструктуры металла непосредственно в процессе горячей прокатки. В силу относительно малой маневренности трубопрокатных станов с точки зрения возможности варьирования технологических режимов, методы по управлению микроструктурой на них ограничены и 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. Управление формированием микроструктуры в процессе прокатки труб из стали 08X18H10T является научной проблемой, решаемой в настоящей 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 мех. обработки) и горячей пилигримовой прокатки труб диаметром 550 мм (диаметр 530 мм после мех. обработки) в условиях ЧТПЗ.

Научная новизна работы

1. Определены закономерности изменения структуры стали марки 08X18H10T при горячей деформации в зависимости от технологических парамет-

ров прокатки. Определено значение энергии активации процесса динамической рекристаллизации для стали 08X18H10T с различной массовой долей углерода и титана, позволяющее рассчитать параметр Зинера-Холломона для различных температурно-скоростных режимов деформации. Уточнены зависимости, связывающие критическую степень деформации и величину рекристаллизованного зерна с параметром Зинера-Холломона.

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 методы анализа процессов формирования структуры на прошивном и пилигримовом стане в условиях АО «ЧТПЗ», которые впоследствии могут быть использованы при решении схожих задач по управлению структурой трубного 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 Докторов 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); IV международная конференция «RusMetalCon-2022».

Публикации. По теме диссертации опубликовано 9 научных работах, из них 6 – в изданиях, рекомендованных ВАК, 2 – в издании, включённом в базу Scopus.

1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПРОБЛЕМЫ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ ИЗ АУСТЕНИТНЫХ МАРОК СТАЛИ

1.1 Применение труб из нержавеющей стали аустенитного класса

Нержавеющие стали аустенитного класса нашли широкое применение в технике. Одним из видов продукции, изготавливаемой из сталей этой группы, являются трубы, которые используются во многих отраслях промышленности.

Нержавеющие стали аустенитного класса имеют хорошую коррозионную стойкость во многих средах, в том числе и под воздействием различных кислот, включая органические [6,7]. ГОСТ 9940-81 «Трубы бесшовные горячедеформированные из коррозионно-стойкой стали» [8] регламентирует требования к трубам из нержавеющей стали общего назначения и предусматривает поставку труб диаметром 57-325 мм, толщиной стенки 2,5-32 мм и длиной от 1,5 до 10,0 м.

Нержавеющие трубы из стали аустенитного класса используют:

- в атомной промышленности для хранения и транспортировки кислот, например, для регулирования скорости ядерного распада используются борная кислота, которую вводят в первый контур водо-водяных реакторов. На трубы, предназначенные для использования на атомных станциях, есть несколько технических условий, в частности: ТУ 14-3Р-197-2001 [9], ТУ 1.1.3.20.1433-2018 [10] и ПНСТ 453-2020 [11]. Они регламентируют требования на трубную продукцию из нержавеющей стали марки 08Х18Н10Т и ее аналогов, предназначенную для строительства атомных электростанций. Аналоги стали 08Х18Н10Т используются во всем мире, их производство осуществляется в соответствии с национальными стандартами;
- для изготовления предметов быта, а именно мебели, декора, деталей бытовой техники, гардин и т.д.;
- в строительстве для изготовления поручней, перил, ограждений, дымоходных труб и т.д.;
- в автомобилестроении для изготовления выхлопных труб;
- в авиационной промышленности для элементов систем охлаждения авиационных двигателей;

- в машиностроении при изготовлении гидроцилиндров;
- в фармацевтической, химической и пищевой индустрии для изготовления аппаратов реакторов, технологических трубопроводов, игл медицинских шприцов, емкостей для хранения жидкостей и сыпучих веществ;
- в животноводстве для изготовления систем подачи воды, питательных смесей, транспортировки молока и т.д.;
- для систем пожаротушения, т.к. они меньше подвержены коррозии и более стойкие к воздействию высоких температур в сравнении с пластиками.

1.2. Современное состояние производства труб из нержавеющей стали

С 2013 года на Челябинском Трубопрокатном заводе (ЧТПЗ) были начаты опытные работы по изготовлению труб из стали марки 08X18H10T размерами 530×10 мм и 630×10 мм по ТУ 14-ЗР-197-2001 [9]. Трубы готового размера получают путем механической обработки горячекатаных (г/к) труб размером 550×40 мм и $650 \times 72,5$ мм, соответственно. В структуре труб обоих размеров слой годного зерна имеет ограниченную толщину, что и определяет размерный сортамент механически обработанных труб лишь стенкой 10 мм.

Технологическая схема производства труб 630×10 мм (размер в г/к состоянии $650 \times 72,5$ мм) представлена на рисунке 1.1 и предполагает использование обточенной и сверленной заготовки и включает в себя следующие операции:

- 1) нагрев заготовки в методической печи до температуры 1280°C в течение 11 часов;
- 2) прошивка заготовки на двухвалковом прошивном стане по схеме: $\emptyset 590 \times \emptyset_{(\text{внутр})} 100 \text{ мм} \rightarrow \emptyset 630 \times \emptyset_{(\text{внутр})} 315 \text{ мм}$;
- 3) охлаждение на воздухе;
- 4) нагрев гильз первой прошивки в методической печи до температуры 1280°C в течении 9 часов;
- 5) вторая прошивка заготовки по схеме: $\emptyset 630 \times \emptyset_{(\text{внутр})} 315 \text{ мм} \rightarrow \emptyset 650 \times 72,5 \text{ мм}$;
- 6) охлаждение на воздухе (опробовалось охлаждение внутренней поверхности гильз водой для подавления роста зерна).

Нагрев стали осуществляется в трехзонной методической печи перекатного (или ролевого) типа [12]. Заготовку в этих печах перекачивают по подине с помощью кантовальной машины. Кантователь вводят в печь через боковые окна. В связи с этим требуется регулярно открывать боковые окна для осуществления кантовки, что приводит к потере тепла. Для облегчения кантовки заготовки, подина печей сделана с уклоном. Печь отапливается природным газом.

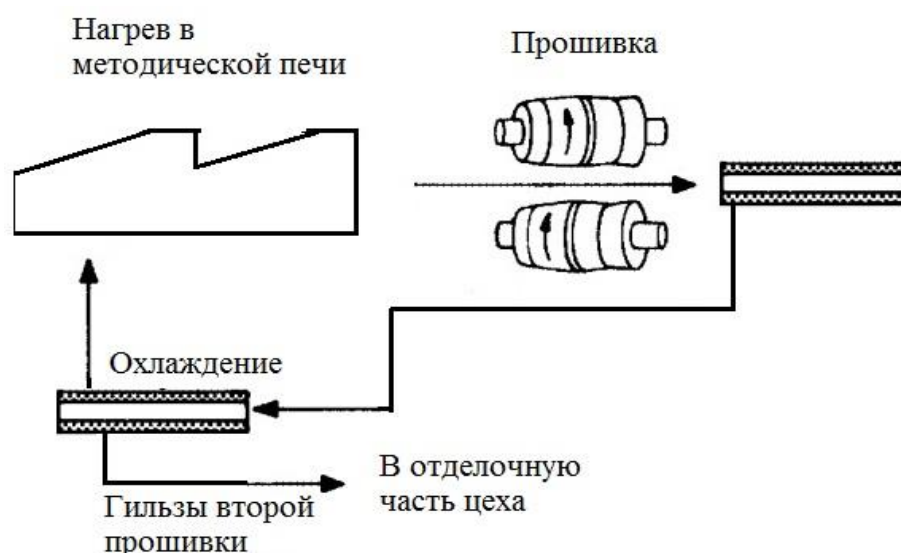


Рисунок 1.1 Схема производства труб 650×72,5 мм

После выдачи заготовки из печи, её передают на задачной рольганг прошивного стана. Прошивка заготовки осуществляется на двухвалковом прошивном стане с бочкообразными валками и направляющими роликами. После прошивки заготовку краном убирают с линии и подвергают охлаждению на воздухе. После охлаждения на воздухе заготовки вновь сажают в методическую печь для нагрева, после которого их повторно прошивают.

Характерная микроструктура труб 650×72,5 из стали марки 08X18H10T показаны на рисунке 1.2. Травление образцов выполнено электролитическим способом в 4 % растворе азотной кислоты (96 % этиловый спирт). При норме не крупнее 3-ого [9] номера, в структуре наблюдаются слой мелкого равноосного зерна у наружной поверхности не крупнее 7-ого номера по ГОСТ 5639-82 [13]; переходный слой

на глубине от 15 до 20 мм от поверхности с зерном 4-6-ого номера; крупное равноосное зерно 3-4-ого номера и относительно редко, но встречаются трубы с зерном 2-ого номера.

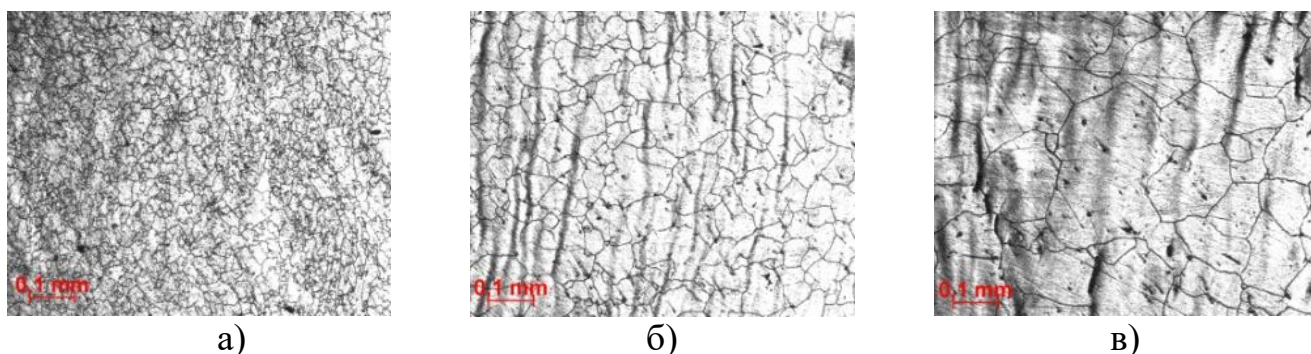


Рисунок 1.2 Микроструктура образцов из стали марки 08X18N10T, отобранных от гильзы второй прошивки: а) у поверхности гильзы; б) слой на глубине около 15 мм от наружной поверхности; в) центр стенки гильзы

Схема производства труб 530×10 (размер в г/к состоянии 550×40 мм) показана на рисунке 1.3. Процесс осуществляется аналогично процессу производства труб размером 630×10 мм, но добавляется несколько операций:

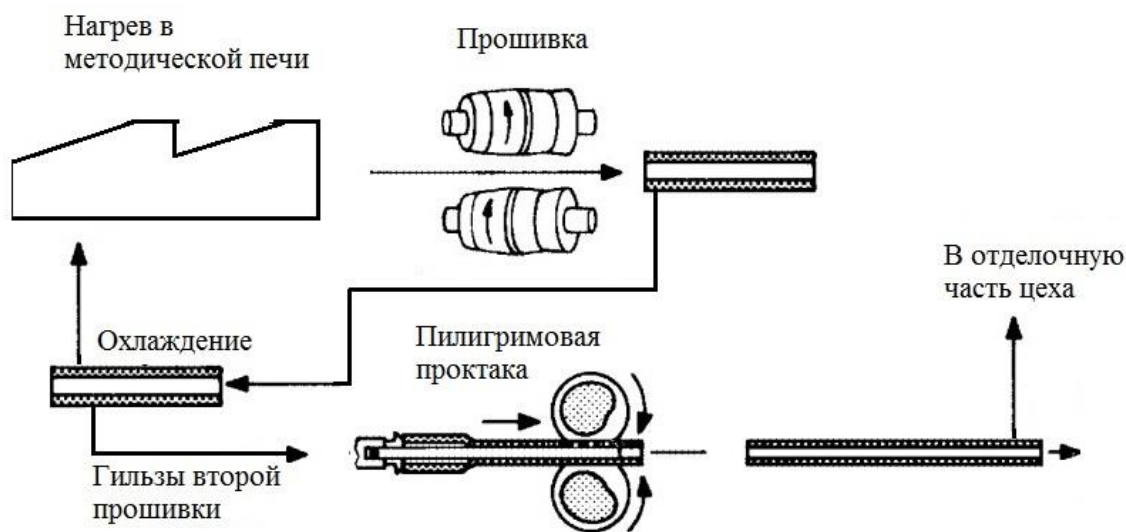


Рисунок 1.3 Схема производства труб 550×40 мм

1) нагрев гильз второй прошивки до температуры 1280°C в течении 6 часов или более, который в условиях ЧТПЗ выполняется в методических печах перекатного типа;

2) прокатка гильз на пилигримовом стане по маршруту $\varnothing 630 \times 72,5 \text{ мм} \rightarrow \varnothing 550 \times \varnothing_{\text{внутр}} 40 \text{ мм}$.

В процессе изготовления опытных партий г/к труб размером 550×40 мм периодически выявляются отклонения по величине зерна от требования ТУ 14-3Р-197-2001 [9]. Проводимые ранее исследования по изменению температуры в пределах от 920 до 1100 °С и времени выдержки от 0,5 до 2 часов при аустенизации труб размером 550×40 мм к положительным результатам по измельчению величины зерна не привели.

Характерная микроструктура металла труб 550×40 из стали марки 08Х18Н10Т приведены на рисунке 1.4. На глубину до 15 мм от наружной поверхности распространяется мелкое равноосное зерно 5-8 номера, что соответствует требованиям нормативной документации (норма не крупнее 3-ого номера ГОСТ 5639-82 [9]). Затем на глубине от 15 мм от наружной поверхности находится тонкий слой мелкого равноосного зерна 3-8 номера с включениями крупного, вытянутого в направлении прокатки, не равноосного зерна (1-3 номера) толщиной около 5 мм. На глубине от 15 до 20 мм и до внутренней поверхности наблюдается крупное вытянутое зерно, условно 3-0 номера.

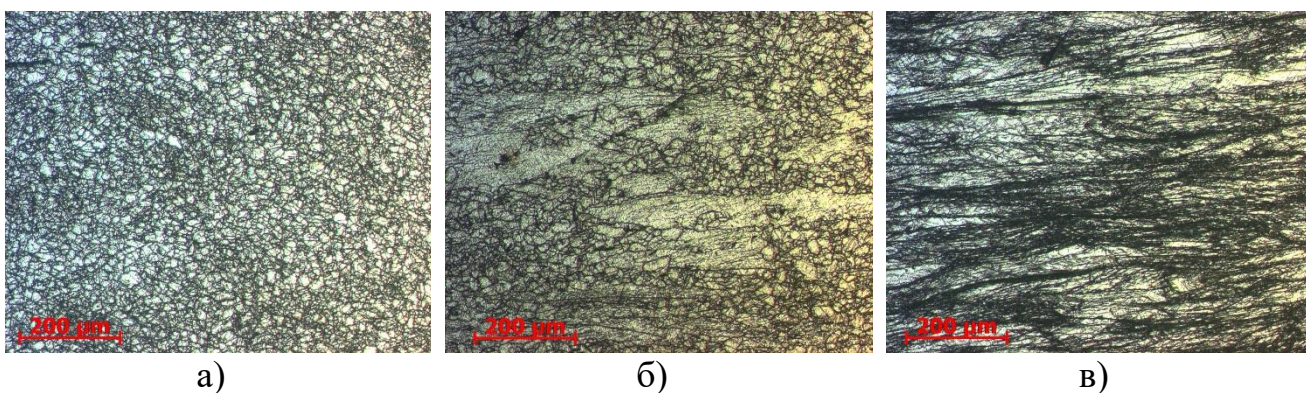


Рисунок 1.4 Микроструктура образцов из нержавеющей аустенитной стали отобранных от трубы размером 550×40 мм:

(а) – у наружной поверхности трубы, (б) – слой на глубине около 15 мм от наружной поверхности, (в) – на расстоянии 5 мм от внутренней поверхности (отбор проб на расстояние одного метра от переднего торца)

Наличие включений крупных вытянутых зерен на фоне мелкозернистой структуры (рисунок.1.4) свидетельствует о том, что деформация не достигла величины необходимой для полного прохождения рекристаллизации.

Производство нержавеющей труб может осуществляться по различным технологиям и с применением разных процессов обработки металлов давлением: прокатка, прессование, волочение и др.

При производстве горячедеформированных труб из нержавеющей сталей, широко применяется процесс горячего прессования, в частности такое технологическое решение реализовано на Волжском трубном заводе [14], а также в компаниях Tubacex и Centravivis [15 и 16]. Производство труб из нержавеющей стали осуществляют и на различных трубопрокатных агрегатах.

На рисунке 1.5 приведена схема, отражающая возможный размерный сортамент для различных способов производства бесшовных труб, составленная компанией SMS MEER [17]. В виде синей пунктирной линии на эту схему дополнительно нанесен размерный сортамент пилигримового стана АО «ЧТПЗ».

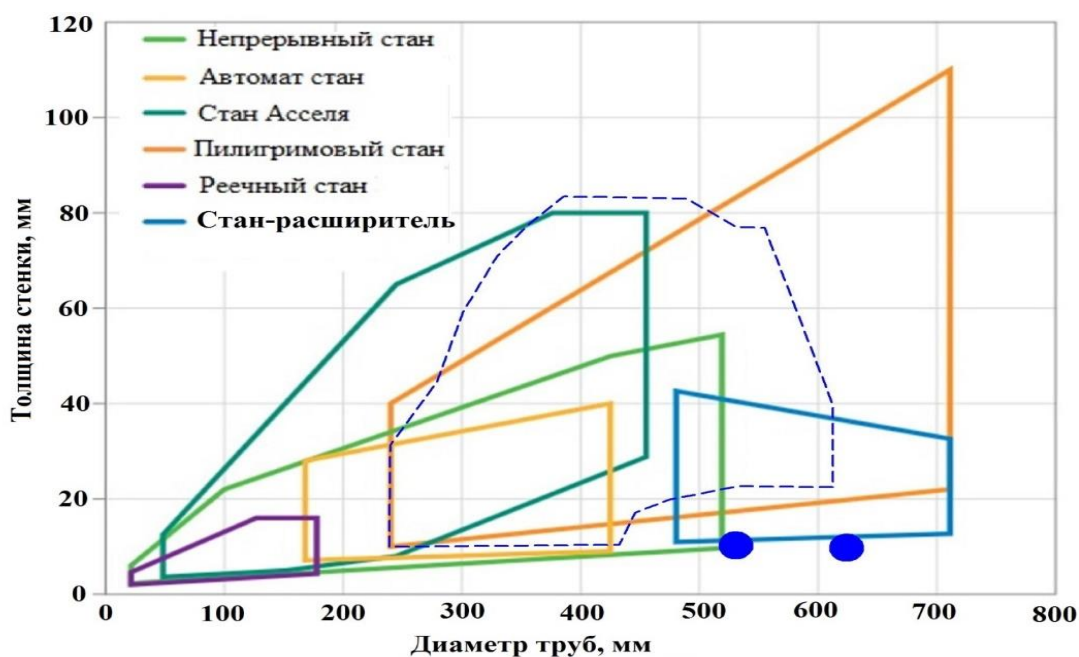


Рисунок 1.5. Возможный сортамент бесшовных труб в зависимости от типа трубопрокатного агрегата

Как видно из схемы (рисунок 1.5) производство бесшовных труб размерами 530×10 мм и 630×10 мм возможно методом пилигримовой прокатки с последую-

щей механической обработкой или методом раздачи на стане-расширителе. Выполнить производство бесшовных труб указанных размеров возможно и методами литья,ковки в сочетании с последующей обработкой резанием. Производство труб диаметром свыше 500 мм с применением резания осуществляется на заводе Белэнергомаш [18].

На предприятии VALLOUREC в Дюссельдорфе (Германия) пилигримовой прокаткой осуществляется производство труб диаметром до 711 мм [19]. Данные, приведенные на рисунке 1.5, свидетельствуют о том, что пилигримовые станы вообще, и в частности станы ЧТПЗ остаются конкурентоспособными в своей уникальной размерной нише, в которую и попадают трубы, рассматриваемого в данной работе размерного сортамента.

1.3. Особенности процесса пилигримовой прокатки

Процесс прокатки труб на пильгерстане является процессом шаговой прокатки, при котором один и тот же объем металла деформируется несколько раз. Цикл прокатки включает рабочий и холостой периоды (рисунок 1.6). На рабочем участке происходит деформация и калибровка трубы, на холостом – подача и кантовка трубы без соприкосновения с валком. При каждом таком обжатии будут различными величина и скорости деформации. Определение величин единичной скорости и степени деформации является важной задачей для понимания процесса формирования микроструктуры. Валки пилигримового стана имеют переменный радиус, скорость изменения радиуса по мере поворота вала изменяется. Наибольшая крутизна радиуса в бойковой части, следовательно, наибольшее значение единичной скорости и величины деформации будет наблюдаться при первых обжатиях. При переходе к калибровочному участку крутизна изменения радиуса вала снижается, следовательно, скорость и величина деформации в последующих обжатиях также снижаются.

Влияние таких параметров как величина подачи, скорость вращения валков, размеры гильзы и толщина стенки для процесса пилигримовой прокатки тонкостенных труб отчасти оценены в работе [20].

С помощью подающего аппарата труба продвигается вперед на величину подачи $m = 20 \dots 40$ мм и кантуется на угол $\varphi_k = 90 \dots 120^\circ$. Кантовка производится для уменьшения овальности и разностенности, образующихся при прокатке в круглых калибрах.

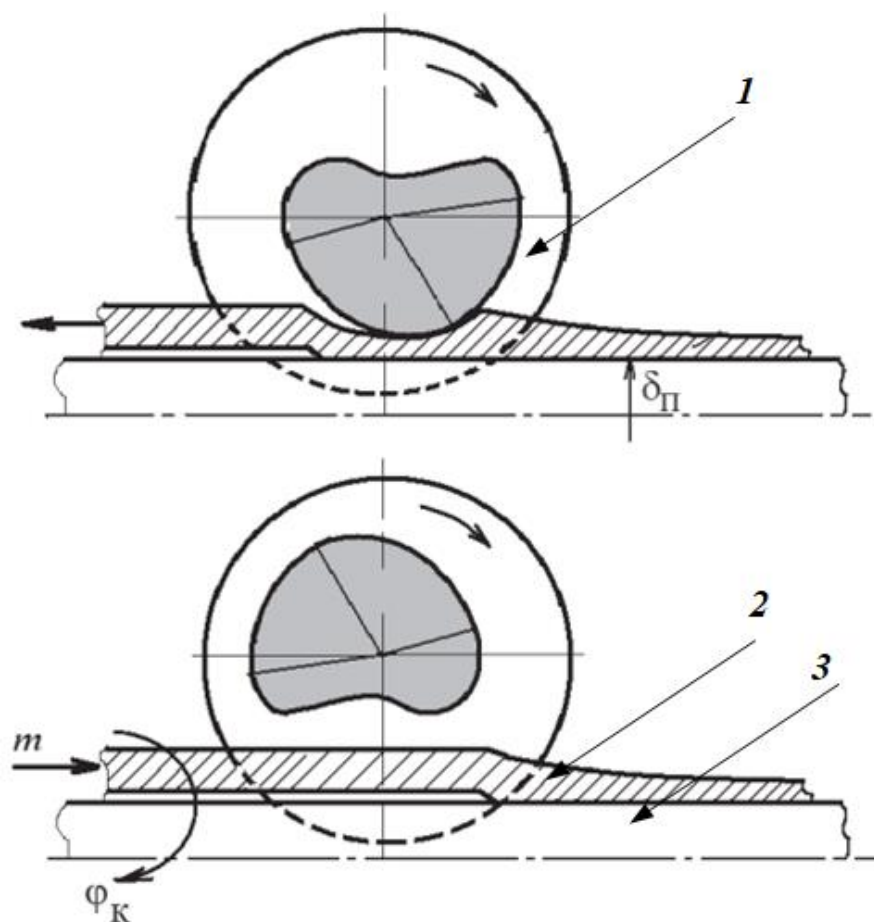


Рисунок 1.6. Рабочий и холостой ход пилигримовой прокатки: 1 – валок, 2 – труба, 3 – оправка (дорн)

1.4. Особенности горячей деформации и структурообразования аустенитной коррозионностойкой стали

В настоящей работе большое внимание уделено процессам формирования структуры стали при горячей деформации. Хорошо известно [21-32], что в общем случае горячая деформация сопровождается:

- динамическим возвратом и при определенных условиях динамической рекристаллизацией, протекающими в процессе деформации;
- постдеформационной (статической или метадинамической) рекристаллизацией в междеформационных паузах и непосредственно после завершения деформации;
- ростом рекристаллизованных зерен в ходе изотермической выдержки или в условиях непрерывного охлаждения от температуры окончания деформации.

Ниже кратко рассмотрены основные особенности перечисленных структурных изменений, а также характер их влияния на вид диаграмм напряжение-деформация [21-32].

Динамический возврат заключается в перераспределении испущенных дислокаций (путем переползания краевых и поперечного скольжения винтовых дислокаций) с их последующей частичной аннигиляцией. В результате динамического возврата деформированные зерна сохраняют свою вытянутую форму, однако ячеистая дислокационная структура, формирующаяся на ранних стадиях деформации, трансформируется в субзеренную (полигональную) структуру.

На диаграммах напряжение-деформация динамический возврат обуславливает сначала падение коэффициента деформационного упрочнения, а затем выход напряжения течения на установившийся уровень σ_s в момент установления баланса между скоростью испускания новых дислокаций и скоростью их аннигиляции (пунктирная линия на рисунке 1.7). С ростом температуры деформации диффузионно- и термически активируемые процессы динамического возврата ускоряются. Понижение скорости деформации предоставляет больше времени для их протекания. Поэтому с повышением температуры и понижением скорости деформации уровень напряжений течения падает.

Совместное влияние температуры и скорости деформации на поведение металлических материалов в условиях горячей деформации описывается параметром Зенера–Холломона:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \quad (1.1)$$

где $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, с^{-1} ; T – абсолютная температура деформации $^{\circ}\text{K}$; R – газовая постоянная $\frac{\text{Дж}}{\text{кг}\cdot^{\circ}\text{K}}$; Q – энергия активации процесса $\frac{\text{Дж}}{\text{моль}}$, контролирующего горячую деформацию.

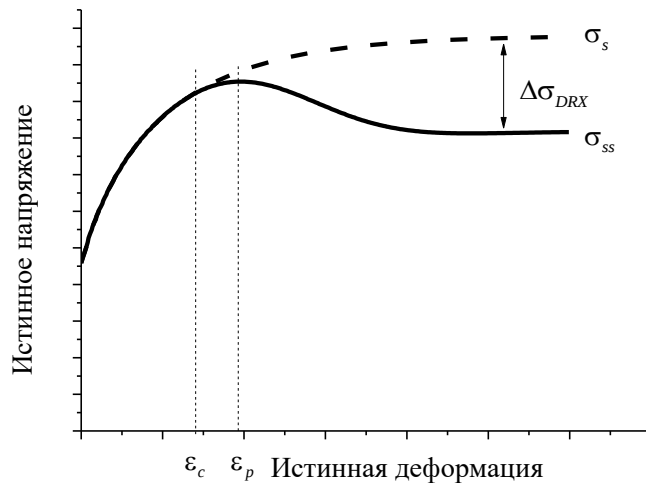


Рисунок 1.7 Диаграммы напряжение-деформация для случаев горячей деформации, сопровождаемой динамическим возвратом (пунктирная линия) и динамической рекристаллизацией (сплошная линия)

Так же, как и напряжения течения, параметр Зинера-Холломона падает с ростом температуры и уменьшением скорости деформации, и наоборот увеличивается с понижением температуры и повышением скорости деформации.

Для нахождения связи между параметром Зинера-Холломона и установившимися (σ_s) напряжениями широко используют эмпирическое выражение Селларса [33]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \left[\text{sh}(\alpha \sigma_s) \right]^n. \quad (1.2)$$

В выражении (1.2) $\text{sh}(x)$ – гиперболический синус; A , α , n , – константы материала. В соответствии с выражением Селларса с ростом параметра Зинера-Холломона (за счет роста скорости деформации или понижения температуры) установившееся напряжение σ_s растет, и наоборот.

При некоторой критической величине деформации ε_c наряду с динамическим возвратом получает развитие альтернативный процесс динамического разупрочнения – динамическая рекристаллизация, заключающаяся в непрерывном зарождении новых зерен и ограниченном их росте в ходе пластической деформации [25–27]. Сначала на границах исходных зерен появляется зубчатость. Затем на искривленных участках границ зарождаются новые зерна. С ростом деформации их число растёт до тех пор, пока слой новых зерен не покрывает все границы исходных зерен. Далее, формируется новый слой рекристаллизованных зерен. Процесс продолжается до полного исчезновения исходной структуры. Так как деформация продолжается, новые рекристаллизованные зерна вновь деформируются, в них появляется субструктура, а затем происходит следующий цикл динамической рекристаллизации.

Процесс динамической рекристаллизации требует высокой диффузионной подвижности атомов и энергетических затрат на формирование новых большеугловых границ зерен. По этим причинам динамическая рекристаллизация, как правило, наблюдается в режимах деформации с относительно низкими значениями параметра Зинера–Холломона, т.е. при относительно высоких температурах и относительно низких скоростях деформации.

Вид диаграмм напряжение-деформация, характерный для процесса деформации, сопровождаемой динамической рекристаллизацией приведён на рисунке 1.6 сплошной линией [25–27]. При деформации ε_c несколько меньшей пиковой деформации ε_p возникают первые зародыши рекристаллизованных зерен. Развитие процессов динамической рекристаллизации приводит к тому, что напряжение течения достигает пиковой величины, а затем по мере увеличения доли динамически рекристаллизованных зерен происходит их падение с последующим выходом (при деформации ε_{ss}) на установившийся уровень σ_{ss} , отвечающий полностью динамически рекристаллизованной структуре.

Величины деформаций ε_c , ε_{ss} , а также напряжения σ_{ss} являются степенными функциями параметра Зинера–Холломоны и уменьшаются с уменьшением параметра Z . Размер динамически рекристаллизованных зерен не зависит от размера исходных зерен и уменьшается с понижением температуры и повышением скорости деформации, т.е. с ростом параметра Z :

$$D_{drx} = AZ^{-n}, \quad (1.3)$$

где A и n – константы материала, определяемые экспериментально. Таким образом, динамическая рекристаллизация является эффективным инструментом измельчения зеренной структуры [34].

После пластической деформации в металле остается избыточная энергия, обуславливающая термодинамическую нестабильность металла. Поэтому немедленно после окончания деформации (в междеформационных паузах) начинаются процессы статического разупрочнения [28-31].

Статический возврат несколько снижает плотность дислокаций за счет перестройки дислокационной структуры и частичной аннигиляции дислокаций. Однако разупрочнение за счет статического возврата невелико и не превосходит 10-15%. Сильное разупрочнение происходит в результате процессов постдеформационной рекристаллизации. В зависимости от величины предварительной деформации в междеформационной паузе может протекать статическая или метадинамическая рекристаллизация.

Если процесс предварительной деформации не сопровождался динамической рекристаллизацией, то в междеформационной паузе идет обычная статическая рекристаллизация путем образования зародышей новых зерен и их последующего роста. Если же в процессе предварительной деформации имела место динамическая рекристаллизация, то в междеформационной паузе происходит метадинамическая рекристаллизация: растут уже готовые зародыши новых зерен, сформировавшиеся в процессе динамической рекристаллизации. В связи с этим, метадинамическая рекристаллизация протекает значительно быстрее статической рекристаллизации.

Кинетика постдеформационной рекристаллизации описывается уравнением Аврами:

$$X = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^n \right]. \quad (1.4)$$

где X – доля рекристаллизованного зерна; t – время выдержки после окончания деформации; n_{Av} – эмпирический параметр ($\sim 1 \div 3$), зависящий от химического состава; $t_{0,5}$ – время рекристаллизации 50% объема. В общем случае время 50% рекристаллизации можно определить по формуле:

$$t_{0,5} = A \cdot d_0^{k_0} \cdot \varepsilon^{k_1} \cdot \dot{\varepsilon}^{k_2} \cdot \exp \left(\frac{Q_{\text{пд}}}{RT} \right), \quad (1.5)$$

где A , k_0 , k_1 , k_2 – эмпирические параметры (константы), $Q_{\text{пд}}$ – энергия активации постдинамической рекристаллизации; d_0 – исходный размер зерна, мкм.

Кинетика статической рекристаллизации сильно зависит от величины предварительной деформации и слабо зависит от ее скорости. Наоборот, величина предварительной деформации слабо влияет на скорость метадинамической рекристаллизации. Поэтому кинетика метадинамической рекристаллизации считается зависящей только от скорости предварительной деформации [28].

Размер зерна, формирующийся после завершения статической рекристаллизации, определяется в общем случае следующим выражением:

$$d_{CP} = A d_0 \varepsilon^{k_3} \dot{\varepsilon}^{k_4} \exp \left(\frac{Q_{CP}}{RT} \right) \quad (1.6)$$

Основным фактором в выражении (1.6) является величина предварительной деформации. С ее ростом размер статически рекристаллизованных зерен резко падает. Скорость деформации влияет слабо. Отметим, что возможность измельчения зеренной структуры за счет многократных процессов статической рекристаллизации в междеформационных паузах широко используется в контролируемых термомеханических процессах, в частности, при разработке режимов контролируемой рекристаллизационной прокатки.

Размер зерен, сформированных в ходе метадинамической рекристаллизации, не зависит от величины предварительной деформации и определяется исключительно

скоростью и температурой предварительной деформации (ее параметром Зинера–Холломоны):

$$d_{МДР} = AZ^m. \quad (1.7)$$

В силу быстрой кинетики метадинамической рекристаллизации подавить ее даже быстрым охлаждением достаточно трудно, а размер метадинамически рекристаллизованных зерен оказывается примерно в 1,5 раза больше размера динамически рекристаллизованных зерен, определяемого выражением (1.7).

После завершения постдеформационной рекристаллизации происходит дальнейший рост зерен. Движущей силой роста зерен является стремление понизить суммарную энергию границ зерен. В общем случае кинетику роста зерен описывают выражением [32]:

$$D^n - D_0^n = Ct, \quad C = A \cdot \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right) \quad (1.8)$$

В выражении (1.8) Q_1 – энергия активации роста $\frac{D_{ж}}{\text{моль}}$, R – газовая постоянная, T – температура, D_0 – диаметр зерна в начальный момент времени, мм; A – константа материала. Показатель $n = 2 - 10$. Согласно выражению (1.8) размер зерен должен увеличиваться с ростом температуры нагрева по экспоненциальному закону и с ростом времени выдержки по степенному закону.

Легирующие элементы, растворенные в аустените, играют роль препятствий для роста зерен и понижают подвижность границ. В еще большей степени тормозят рост зерен дисперсные выделения вторичных фаз [35, 36]. Наиболее сильное влияние на склонность к росту аустенитного зерна оказывают микродобавки карбидообразующих или нитридообразующих элементов (V, Nb, Ti, Al), если эти элементы выделяются в виде соответствующих карбидов (NbC, TiC), нитридов (VN, AlN, NbN, TiN) или карбонитридов. В таких сталях рост аустенитных зерен существенно заторможен вплоть до температуры, при которой начинается растворение указанных выше выделений в аустените. Растворение мелких частиц по границам некоторых зерен приводит к интенсивному росту этих избранных зерен, называемому ано-

мальным ростом или вторичной рекристаллизацией. В результате аномального роста формируется крайне неоднородная по размеру зерен структура. Напротив, относительно равномерный рост зерен при температурах ниже начала растворения частиц и выше температуры их полного растворения, приводящий к формированию однородной зеренной структуры, принято называть нормальным ростом.

Нержавеющие стали аустенитного класса не испытывают полиморфных превращений при охлаждении из аустенитного состояния и могут быть использованы как модельные среды для исследования процессов горячей деформации. Кроме научного интереса, изучение эволюции структуры в ходе горячей деформации аустенитных сталей имеет большое практическое значение, так как размер зерен в этих материалах является основным структурным параметром, определяющим комплекс свойств конечного продукта, а режимы горячей прокатки и окончательной термической обработки труб должны обеспечивать формирование однородной структуры с размером зерен, не превышающим нормируемые значения.

Изучение деформационного поведения и эволюции структуры в условиях горячей деформации аустенитных коррозионных сталей в основном проводилось на стали AISI 304 (09X18H10) [25-31]. В этих работах получены аналитические выражения, предсказывающие по заданной температуре и скорости деформации величину установившегося напряжения течения, величину деформации, необходимой для начала динамической рекристаллизации, а также размер, формирующихся динамически рекристаллизованных зерен.

В сталях AISI 321 (08X18H10T) добавки титана предотвращают выделения карбидов хрома по границам зерен аустенита и тем самым, уменьшают склонность к межкристаллитной коррозии [35]. Кроме того, выделяющиеся карбиды или карбонитриды титана могут значительно задерживать рекристаллизационные процессы. Однако изучению особенностей высокотемпературного поведения сталей AISI 321, к которым относится сталь 08X18H10T, посвящено лишь несколько работ.

Так, в работе [37] исследована сталь AISI 321, содержащая 0,056% углерода и 0,48% титана. Горячая деформация осуществлялась сжатием в интервале температур от 950 до 1100 °С. Скорость деформации составляла 0,01, 0,1 и 1 с⁻¹. На основе

анализа пиковых напряжений получено значение эффективной энергии активации горячей деформации $Q = 433,3$ кДж/моль и выражение, связывающее параметр Зенера–Холломона с пиковыми напряжениями. Методами сканирующей электронной микроскопии показано, что при температуре деформации 950°C и низкой скорости деформации $0,01\text{ с}^{-1}$ времени деформации оказывается достаточным для выделения по границам зерен дисперсных частиц комплексных карбидов. При более высоких температурах деформации выделений карбидов не обнаружено.

В работе [38] проведено сравнительное исследование сталей AISI 321 и AISI 304. Испытания сжатием были выполнены со скоростями от $0,001$ до 5 с^{-1} в интервале температур от 800 до 1200°C . Более высокая эффективная энергия активации стали AISI 321 (465 кДж/моль) по сравнению с энергией активации стали AISI 304 (446 кДж/моль), по мнению авторов, обусловлена дополнительным легированием стали AISI 321 карбидообразующими элементами, а также более высоким содержанием в этой стали δ -феррита.

Детальное изучение процессов горячей деформации стали AISI 321 было выполнено в серии работ одной группы авторов [39-42]. Материалом исследования послужила сталь следующего химического состава: Fe-0,043 C-18,2 Cr-10,5 Ni-1,87 Mn-0,36 Si-0,32 Ti-0,25Mo.

В работе [39] были проведены испытания на сжатие в относительно низком температурном интервале $800 - 950^{\circ}\text{C}$ со скоростями деформации $0,001 - 1\text{ с}^{-1}$. Кривые течения имели вид характерный для горячей деформации, сопровождаемой динамическим возвратом. Однако в микроструктуре образцов, деформированных при максимальной температуре (950°C), наблюдались равноосные зерна, свидетельствующие о прохождении динамической рекристаллизации, несмотря на вид кривых течения.

Кинетика и критические условия для начала динамической рекристаллизации во время горячей деформации той же стали AISI 321 изучены в работе [40]. Испытания на сжатие были выполнены в интервале температур $950 - 1200^{\circ}\text{C}$ со скоростями в диапазоне от $0,001\text{ с}^{-1}$ до 1 с^{-1} . При температурах выше 1050°C при всех скоростях деформации напряжения течения после достижения пиковых значений

снижаются, что указывает на прохождение динамической рекристаллизации. Кривые течения при 950 °C и 1000 °C и скорости деформации 1 с^{-1} имели вид, характерный для процессов динамического возврата. Однако микроструктурные исследования показали, что и в этих режимах деформации имела место динамическая рекристаллизация. Из анализа пиковых напряжений получена оценка эффективной энергии активации динамической рекристаллизации (444 кДж/моль) и выражение, связывающее параметр Зинера–Холломона с пиковыми напряжениями.

В работе [41] структура той же стали AISI 321 была изучена методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Полученные результаты подтвердили вывод о том, что основным механизмом динамического разупрочнения в интервале температур 800 – 950 °C является динамический возврат, тогда как в температурном интервале 1000 – 1200 °C горячая деформация сопровождается динамической рекристаллизацией. Показано, что размер динамически рекристаллизованных зерен растет с повышением температуры деформации и уменьшением ее скорости. Деформация при температурах 800 и 850 °C сопровождается образованием частиц карбидов M_{23}C_6 по границам аустенитных зерен, которые увеличивают энергию активации горячей деформации и повышают склонность стали к межкристаллитной коррозии. В образце, деформированном при температуре 850 °C со скоростью $0,1 \text{ с}^{-1}$, помимо карбидов M_{23}C_6 обнаружены дисперсные выделения карбида и нитрида титана.

В работе [42] изучена кинетика постдеформационного разупрочнения той же стали AISI 321, содержащей 0,04% углерода и 0,32% титана. Использован метод двойной деформации сжатием в диапазоне температур 950–1150 °C и интервале скоростей деформации $0,01 - 1 \text{ с}^{-1}$. Экспериментальные кривые зависимости степени разупрочнения от времени междеформационной паузы имели вид, свидетельствующий об отсутствии задержки рекристаллизации дисперсными частицами. Рассчитанная энергия активации рекристаллизации (174 кДж/моль) оказалась ниже энергии активации статической рекристаллизации аустенитных нержавеющих сталей. Сделан вывод о том, что в интервале между проходами протекает

как статическая, так и метадинамическая рекристаллизация. Получено выражение Аврами, описывающее кинетику постдеформационной рекристаллизации.

Важные для практического использования результаты по изучению процессов статической рекристаллизации в бесшовных трубах из стали AISI 321 (Fe-0,06C-18,0Cr-10,5Ni-1,5Mn-0,80Si-0,60Ti-0,30Cu-0,05N) получены в работах [43, 44]. В этих работах рассматривалась проблема неоднородности микроструктуры при пилигримовой прокатке труб из нержавеющей стали марки AISI 321. Характер неоднородности микроструктуры, форма и размеры зерен схожи с микроструктурой труб ЧТПЗ. Химический состав стали марки AISI 321 аналогичен химическому составу стали, используемой на ЧТПЗ.

Прокатка труб осуществлялась по следующей схеме:

- 1) нагрев до температуры 1280 °С;
- 2) прошивка на прессе квадратной заготовки 285 мм → Ø 340×80 мм;
- 3) повторный нагрев до температуры 1230 °С;
- 4) прокатка труб на стане элонгаторе Ø340×80 мм → 330×67,5 мм;
- 5) прокатка труб на пилигримовом стане Ø330×67,5 → 223×32 мм.

Отмечено, что при производстве бесшовных труб из стали AISI 321 методом горячей пилигримовой прокатки происходит неоднородная деформация. В результате, вблизи внутренней поверхности труб часто наблюдаются области с крупным нерекристаллизованным зерном как после прокатки, так и после отжига при температуре 1050 °С. Предполагается, что в этих областях накопленной энергии деформации оказывается недостаточно для инициирования статической рекристаллизации при последующем окончательном отжиге. Доля таких дефектных областей должна быть сведена к минимуму или даже к нулю.

Показано, что доля рекристаллизованных зерен после отжига стали сильно зависит от способа, которым достигается температура отжига. В образце, охлажденном до комнатной температуры после прокатки, доля рекристаллизованных зерен составляет примерно величину 0,2. Последующий отжиг такого образца увеличивает долю рекристаллизованных зерен до 0,3. Непосредственный перенос образца после деформации в печь для отжига без

охлаждения до комнатной температуры приводит к повышению доли рекристаллизованной структуры до величины 0,5. Авторы работ [43, 44] полагают, что устранение промежуточного охлаждения до комнатной температуры перед отжигом предотвращает выделение карбонитридов титана в процессе охлаждения и, тем самым, облегчает процессы рекристаллизации. Однако остается неясным, почему рекристаллизация в режиме без промежуточного охлаждения не проходит полностью. Возможные причины неполной рекристаллизации по последнему режиму авторы работ не обсуждают.

Повторение тех же экспериментов со сталью AISI 321 с более низким содержанием Ti (0,3%) и C (0,03%) показало, что полностью рекристаллизованное состояние достигается в такой стали независимо от того, как достигается температура отжига. Однако, по мнению авторов, недостаток такого модифицированного материала может заключаться в падении предела текучести.

В тех же работах [43, 44] для оптимизации условий отжига при производстве бесшовных труб было изучено влияние температуры и времени отжига на процесс рекристаллизации. Авторы работ [43, 44] утверждают, что для получения рекристаллизованных зерен вблизи внутренней поверхности труб из стали AISI 321, содержащей относительно высокое содержание углерода и титана, требуется повысить температуру отжига. Однако повышение температуры отжига может повлечь нежелательный рост рекристаллизованных зерен в участках сечения трубы, удаленных от внутренней поверхности.

Хорошо известно, что дисперсные частицы карбидов $M_{23}C_6$, M_6C и MC тормозят нормальный (однородный) рост зерен аустенита в ходе окончательной термической обработки при нагреве вплоть до температуры начала растворения указанных карбидных частиц [35, 45 и 46]. Выше этой температуры начинается аномальный рост (вторичная рекристаллизация) отдельных зерен аустенита, на границах которых произошло растворение частиц. При достижении температуры полного растворения всех карбидных частиц аномальный рост завершается, уступая место последующему нормальному росту зерен аустенита. В связи с этим, температуру нагрева для окончательной термической обработки выбирают так, чтобы она была ниже

температуры начала интенсивного аномального роста зерен аустенита. В частности, в стали AISI 321 (08X18H10T), содержащей микродобавки титана, в роли частиц, сдерживающих рост зерен аустенита, выступают частицы карбида титана TiC, начинающие растворяться в аустените при температуре ~ 1080 °C [46]. Соответственно, указанная температура рассматривается в качестве предельной температуры нагрева для закалки на твердый раствор стали 08X18H10T.

Процессы роста зерен аустенита имеют место и в ходе горячей прокатки бесшовных труб из аустенитных сталей. Предварительный высокий нагрев литых заготовок сопровождается полным растворением карбидных частиц (нерастворенными остаются только выделения TiN в сталях с микродобавками титана) и, как следствие, формированием крупного зерна аустенита, которое затем измельчается за счет динамической рекристаллизации в ходе горячей прокатки. В междеформационных паузах горячей прокатки, а также после ее завершения могут проходить процессы метадинамической или статической рекристаллизации, а после их окончания имеет место дополнительный рост рекристаллизованных зерен аустенита.

Еще одним фактором, влияющим на процессы динамической рекристаллизации, исследуемой стали, является размер исходного зерна аустенита. Границы исходных зерен аустенита служат местами зарождения динамически рекристаллизованных зерен. Поэтому с ростом размера исходных зерен, сопровождаемым уменьшением площади их границ, наблюдается рост критической деформации, требуемой для начала динамической рекристаллизации [48-50].

1.5. Математическое моделирование технологического процесса горячей прокатки бесшовных труб

Для решения научных и технических задач, в том числе задач обработки металлов давлением, является общепризнанным метод конечных элементов (МКЭ). Созданные на основе МКЭ вычислительные пакеты успешно применяются в инженерной практике для моделирования самых различных способов обработки металлов давлением. МКЭ обладает свойством универсальности и позволяет проводить расчеты для тел сложной геометрической формы [51].

На текущий момент опубликовано большое количество работ, например [52-59], в которых выполняется моделирование процесса прошивки труб с помощью МКЭ.

В одной из работ изучается эффект Маннессмана [52]. В качестве критерия разрушения, используется критерий Cockroft-Latham. Распределение значений критерия по поперечному сечению, в процессе деформации, показаны на рисунке 1.8.

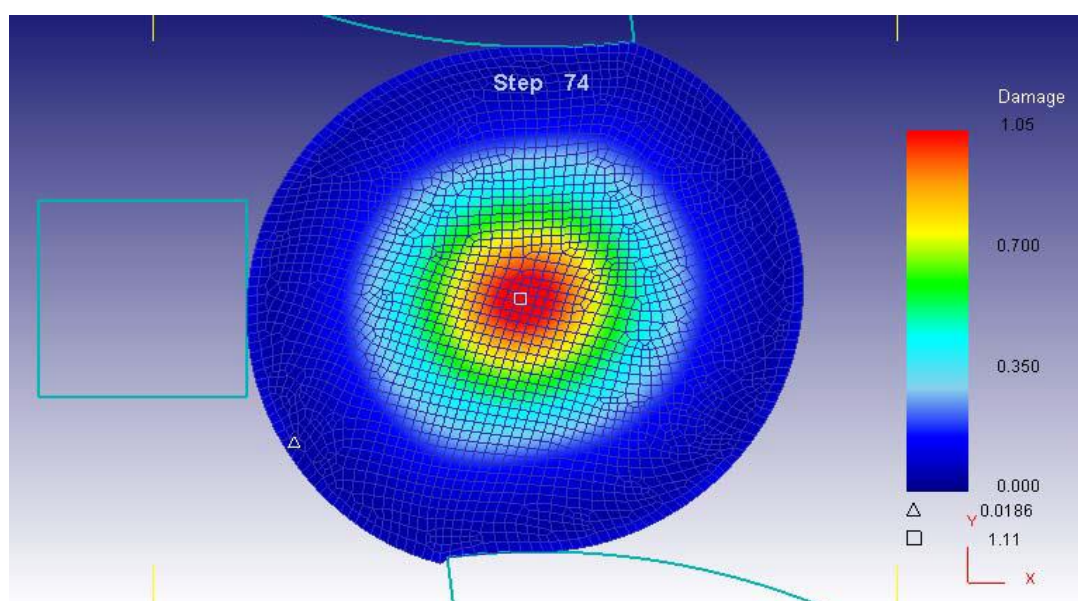


Рисунок 1.8. Распределение критерия Cockroft-Latham в поперечном сечении, в процессе кривой прокатки [52]

Работы [53, 54] также посвящены проблеме образования полости в середине заготовки. Выполнено моделирование процессов прокатки и растяжения образца. Для верификации выполнялось растяжение реальных образцов. Авторы работы [55] не использовали готовый пакет, а предложили свой алгоритм, детали которого не опубликовали. На диаграммах, полученных авторами, мы наблюдаем, что деформация по поверхности больше, чем в середине заготовки. Авторы работ [56, 57], моделируют процесс поперечно-винтовой прокатки сплошной заготовки без ее прошивки. Мы можем использовать выводы авторов для нашего процесса, но только в зоне прокатки во входном конусе. Утверждается, что результаты моделирования совпадают с результатами физического эксперимента, выполненного на лабораторном стане. Рассчитанное в процессе прошивки распределение деформации приведено рисунке 1.9, а напряжений на рисунке 1.10.

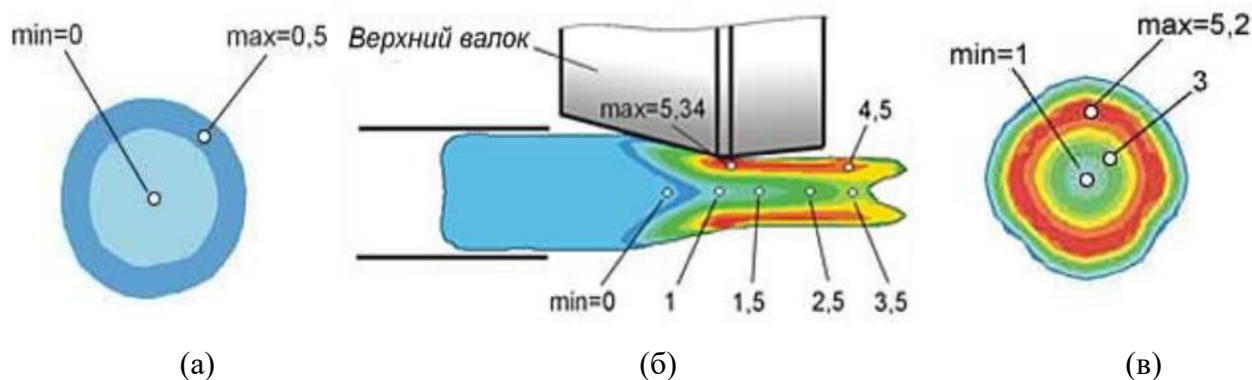


Рисунок 1.9. Распределение эквивалентных (по Мизесу) деформаций
в момент времени $t = 3$ с:

(а) – в поперечном сечении на входе в очаг деформации; (б) – в продольном сечении заготовки;
(в) – в поперечном сечении на выходе из очага деформации [56]

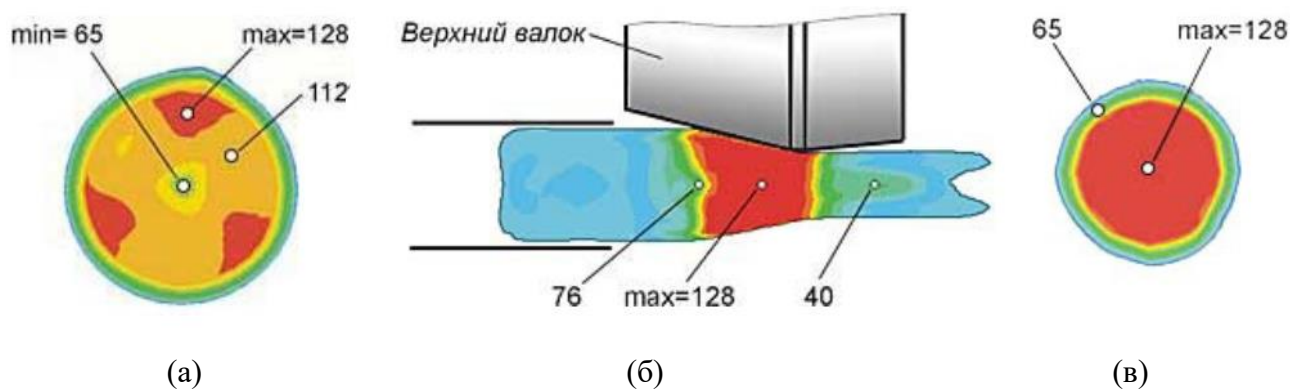


Рисунок 1.10. Распределение эквивалентных (по Мизесу) напряжений
в момент времени $t = 3$ с:

(а) – в поперечном сечении на входе в очаг деформации; (б) – в продольном сечении заготовки;
(в) – в поперечном сечении на выходе из очага деформации [56]

Из рассмотрения скрученных штифтов, и распределения напряжений и деформаций, в работе [56] делаются следующие выводы:

- внешние слои металла деформируются более интенсивно и при этом «обгоняют» внутренние слои, в продольном направлении и направлении вращения;
- металл на входе в очаг деформации в середине сечения может деформироваться упруго, в то время как на поверхности происходит пластическая деформация.

В работе [58], где приведены результаты моделирования поперечно-винтовой прокатки заготовок для изготовления железнодорожных колес, представляет для

нас особый интерес, в связи с тем, что размеры заготовки и прокатного инструмента схожи с размерами при прошивке труб на прошивном стане ЧТПЗ. Результаты моделирования представлены на рисунке 1.11.

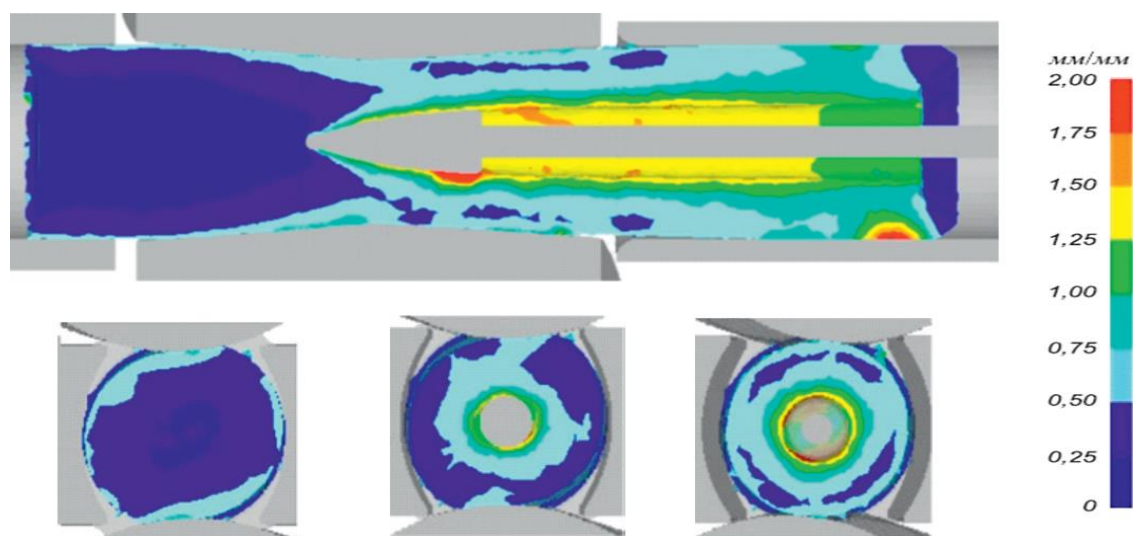


Рисунок 1.11. Заготовка при установившейся стадии прошивки с полями распределения деформаций по Мизесу [58]

Сравнительная характеристика параметров прошивки труб из аустенитных марок стали на стане ЧТПЗ и моделируемом стане в статье [58] представлены в таблице 1.1. При этом стан ЧТПЗ, имеет угол подачи 4° , моделируемый стан 12° , поэтому абсолютные величины частных подач на стане ЧТПЗ будут меньше, а соответственно, неоднородность поверхностных и внутренних напряжений и неоднородность деформации больше. В работе японских авторов Комори и Сузуки [59] решается задача моделирования температурных полей в процессе прошивки, что является важным при исследовании процесса формирования структуры горячей деформации. Комори и Сузуки разработали метод реализованный на языке C, в котором учитывается, разогрев от деформации и теплообмен в заготовке. Для решения задачи распределения температур используется синтез двух методов: МКЭ и метода конечных разностей (МКР). Для расчета распределения температур в зоне контакта заготовки с инструментом используется одномерный метод конечных элементов. Теплообмен происходит по нормали к поверхности инструмента, при этом считается, что температурное поле вдоль контакта однородно. В зонах, находящихся на удаление от поверхности контакта, используется трехмерный МКЭ. Для

моделируемого авторами процесса, температура внешней поверхности гильзы получилась большей, чем температура внутренней поверхности гильзы. В работе не упоминается о теплотехнических свойствах инструментов, используемых при моделировании, также нет информации о том какое количество тепла поглощает прокатный инструмент. Авторы объясняют бóльшую температуру наружной поверхности деформационным разогревом.

Таблица 1.1

Сравнение характеристик описанного моделируемого процесса и процесса на прошивном стане ЧТПЗ

Характеристика	Стан объект моделирования в работе [58]	Прошивной стан ЧТПЗ
Диаметр валков, мм	1000	690...750
Диаметр заготовки, мм	474	590 / 630
Диаметр сверления, мм	—	115
Отношение диаметра заготовки к диаметру валка	0,474	0,79...0,91
Толщина стенки гильзы, мм	—	70...165
Отношение толщины стенки к диаметру валков	0,15	0,09...0,22
Длина бочки валков, мм	1000	720
Угол входного конуса,	3°	3°
Угол конуса участка повышенного обжатия	5°	10°
Угол выходного конуса валков	3°	6°
Диаметр оправки, мм	160	300...500
Направляющий инструмент	Линейки	Ролики
Выдвижение оправки за пережим, мм	140 мм	10-20 мм
Отношение диаметра гильзы к толщине стенки гильзы	3,2	3,8...9,2
Угол подачи	12°	4°
Угол раскатки	0°	—

Моделированием пилигримовой прокатки занимался коллектив авторов из Екатеринбурга. В их работах [60-62] анализируется только величина усилия прокатки, напряжений и напряженного состояния, но не приводятся значения распределения скоростей деформации, степени деформации, по толщине стенки и по проходам.

В работах иностранных авторов также не приводятся распределения величины и скорости деформации по толщине стенки [63, 64]. При этом в работе [63] даны значения деформации, рассчитанные усреднено для всей толщины стенки. В работе [64] же анализируется износ инструмента и распределение напряжений на поверхности валков.

Выводы по главе 1

1. Выполнен анализ требований, предъявляемых к трубам из нержавеющей стали марки 08X18H10T аустенитного класса, предназначенных для использования в атомной промышленности.

2. Рассмотрены и проанализированы современные технологические схемы производства нержавеющей труб диаметром 530 – 630 мм. Технология производства труб диаметром свыше 500 мм из стали марки 08X18H10T, применяемая на ЧТПЗ, не позволяет стабильно производить трубы, соответствующие требованиям по величине зерна.

3. Рассмотрены особенности процесса пилигримовой прокатки, как одного из способов формоизменения при производстве труб исследуемого сортамента.

4. Выполнен анализ особенностей горячей деформации и структурообразования аустенитной коррозионностойкой стали. Выявлено, что при горячей деформации, а также по ее завершению может протекать несколько процессов, влияющих на формирование структуры, в частности динамическая рекристаллизация, пост-динамическая рекристаллизация, а также рост зерна, которые могут подавляться или развиваться в зависимости от температурно-скоростных условий деформации.

5. Проведен анализ методов математического моделирования процессов обработки металлов давлением, который показал перспективность и обоснованность применения метода конечных элементов для решения задач по совершенствованию технологии изготовления горячекатаных труб исследуемого сортамента.

2. ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСТ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СТАЛИ МАРКИ 08X18H10T

Исследование процесса горячей динамической и постдинамической рекристаллизации, а также кинетики роста зерна при последующей изотермической выдержке выполнялось при физическом моделировании горячей деформации с помощью симулятора термомеханических процессов Gleeble 3800 для двух модификаций стали марки 08X18H10T (см. таблицу 2.1). Методы и результаты исследований приведены в настоящей главе.

2.1. Исследование динамической рекристаллизации

В большинстве процессов горячей деформации стали основным процессом по формированию структуры является динамическая рекристаллизация. Случай производства труб по технологической схеме, рассматриваемой в данной работе, не является исключением. В текущем подразделе описаны результаты изучения процесса динамической рекристаллизации, в том числе определены условия деформации, при которых будут протекать этот процесс, а также его влияние на формирование структуры.

Для исследований использованы образцы из стали 08X18H10T-1 которые были отобраны от труб текущего производства ЧТПЗ и содержат относительно высокое количество углерода и титана ($\%C=0,07$ и $\%Ti=0,50$). Образцы из стали 08X18H10T-2 содержат относительно малое количество титана и углерода ($\%C=0,025$ и $\%Ti=0,21$) отобраны от трубы-заготовки китайского производства, предназначенной для холодного переката в условия ЧТПЗ. В таблице 2.1 приведена массовая доля химических элементов исследуемых марок стали.

Для испытаний на сжатие (одноосную осадку) изготавливались цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Нагрев образца осуществлялся прямым пропусканием через него электрического тока в условиях низкого вакуума.

Образцы нагревались до температуры 1280 °C со скоростью 3 °C/с и выдерживались 10 минут. Затем следовало охлаждение до заданной температуры деформации.

ции в интервале 1280 – 1000 °С и 3-х минутная выдержка для выравнивания температуры по объему образца и далее деформация с заданной скоростью в диапазоне 0,01 – 1 с⁻¹ до величины 0,8.

Таблица 2.1

Массовая доля химических элементов в исследуемых сталях, % 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

В процессе эксперимента фиксировалась температура образца T ; усилие деформации F и текущее изменение высоты образца $\Delta h = h - h_0$. Автоматически с помощью встроенной программы рассчитывались истинная (логарифмическая) деформация ε и истинные напряжения σ :

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{h}{h_0} \right), \quad (2.1)$$

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{\pi d^2 / 4} = \frac{F}{\left(\frac{\pi h_0}{4 h} d_0^2 \right)}, \quad (2.2)$$

где h_0 и h – начальная и текущая высота образца, мм; d_0 и d – начальный и текущий диаметр образца, мм. Текущий диаметр образца рассчитывался, исходя из предположения о неизменности объема образца.

Для изучения структуры, формирующейся в условиях горячей деформации, образцы непосредственно после деформации закаливались струей воды. Шлифы из образцов на сжатие изготавливались в плоскости поперечного сечения, проходящего через ось цилиндров. Для выявления зеренной структуры шлифы подвергались электролитическому травлению в 4% растворе азотной кислоты (96% – этиловый спирт). Микроструктурные исследования выполнены с использованием оптического микроскопа C. Zeiss Observer. Исследование, выполненное по схожей процедуре, было описано в работе [65].

2.1.1. Исследование изотермической деформации стали марки 08X18H10T-1 (относительно высокая массовая доля титана и углерода)

В ходе исследования изотермической деформации образцов из стали 08X18H10T-1 были построены кривые зависимости напряжения от истинной степени деформации, которые представлены на рисунке 2.1. Из графиков следует, что напряжения течения падают с ростом температуры и с уменьшением скорости деформации. Эти наблюдения находятся в полном согласии с представлениями о том, что совместное влияние температуры T и скорости деформации $\dot{\epsilon}$ на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зинера–Холломоуна (1.1).

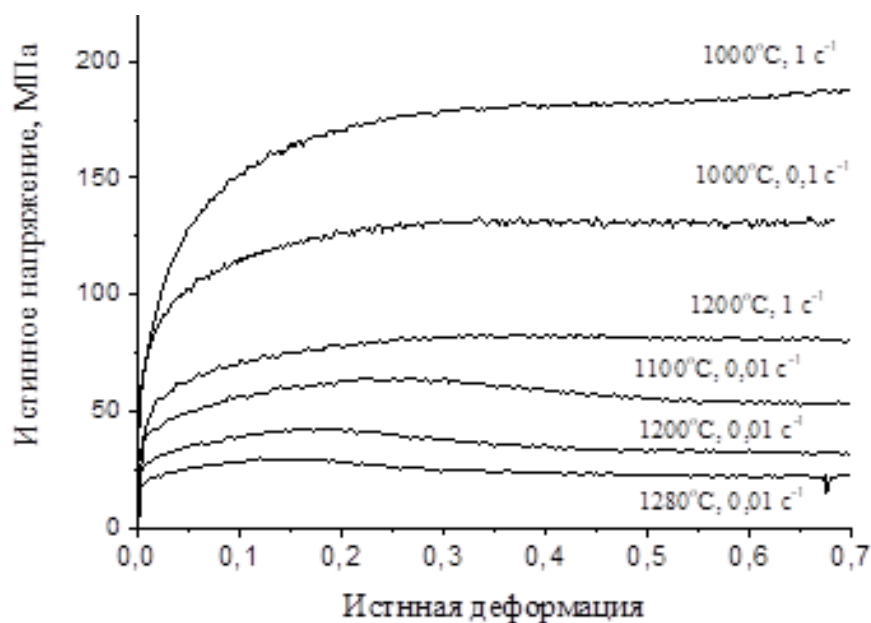


Рисунок 2.1. Экспериментальные кривые напряжение – деформация стали 08X18H10T-1 (цифрами указаны температура и скорость деформации)

При относительно низких температурах и высоких скоростях деформации, т.е. при высоких значениях параметра Z , на кривых течения наблюдается участок деформационного упрочнения, после которого напряжение течения выходит на постоянный (установившийся) уровень σ_{ss} . На рисунке 2.1. такую форму имеют кривые течения при температуре испытания 1000 °C со скоростями 0,1 с⁻¹ и 1 с⁻¹. Таким

образом вид кривых течения указывает на то, что горячая деформация сопровождается динамическим возвратом.

Кривые напряжение – деформация в режимах испытаний с низкими значениями параметра Z (относительно высокие температуры и низкие скорости деформации) имеют вид кривых с максимумом, свидетельствующий о том, что горячая деформация сопровождается динамической рекристаллизацией. На рисунке 2.1 такой вид имеют кривые течения в интервале температур 1100 – 1280 °С со скоростью 0,01 с⁻¹. Образование новых рекристаллизованных зерен приводит сначала к уменьшению скорости деформационного упрочнения и достижению пикового значения напряжения течения σ_p , а затем к падению напряжений течения с последующим их выходом на установившийся уровень σ_{ss} , отвечающий полностью рекристаллизованной структуре.

Подтверждается это и фотографиями микроструктуры, которые представлены на рисунке 2.2. В процессе предварительного нагрева до температуры 1280 °С в исследуемой стали сформировалось крупное аустенитное зерно со средним диаметром ~ 300 мкм (рисунок 2.2, а). Деформация при температурах 1280 °С и 1200 °С сопровождается динамической рекристаллизацией, в результате которой происходит значительное измельчение зеренной структуры (рисунок 2.2, б, в). Размер рекристаллизованных зёрен уменьшается с ростом скорости и с понижением температуры деформации, т.е. с ростом параметра Зинера–Холломоны.

Полностью рекристаллизованная структура с равноосными зёрнами наблюдается и после деформации при температуре 1100 °С со скоростью 0,01 с⁻¹. При более высокой скорости деформации 0,1 с⁻¹ при той же температуре динамическая рекристаллизация проходит лишь частично, так что в структуре остаются вытянутые нерекристаллизованные зёрна (рисунок 2.2, г). Структура после деформации при температуре 1000 °С во всем изученном диапазоне скоростей деформации имеет принципиально иной вид (рисунок 2.2, д, е). Основная доля зерен имеет вытянутую форму, т.е. остается нерекристаллизованной. Только по границам некоторых зерен

и в полосах локализации деформации наблюдаются очень мелкие рекристаллизованные зерна.

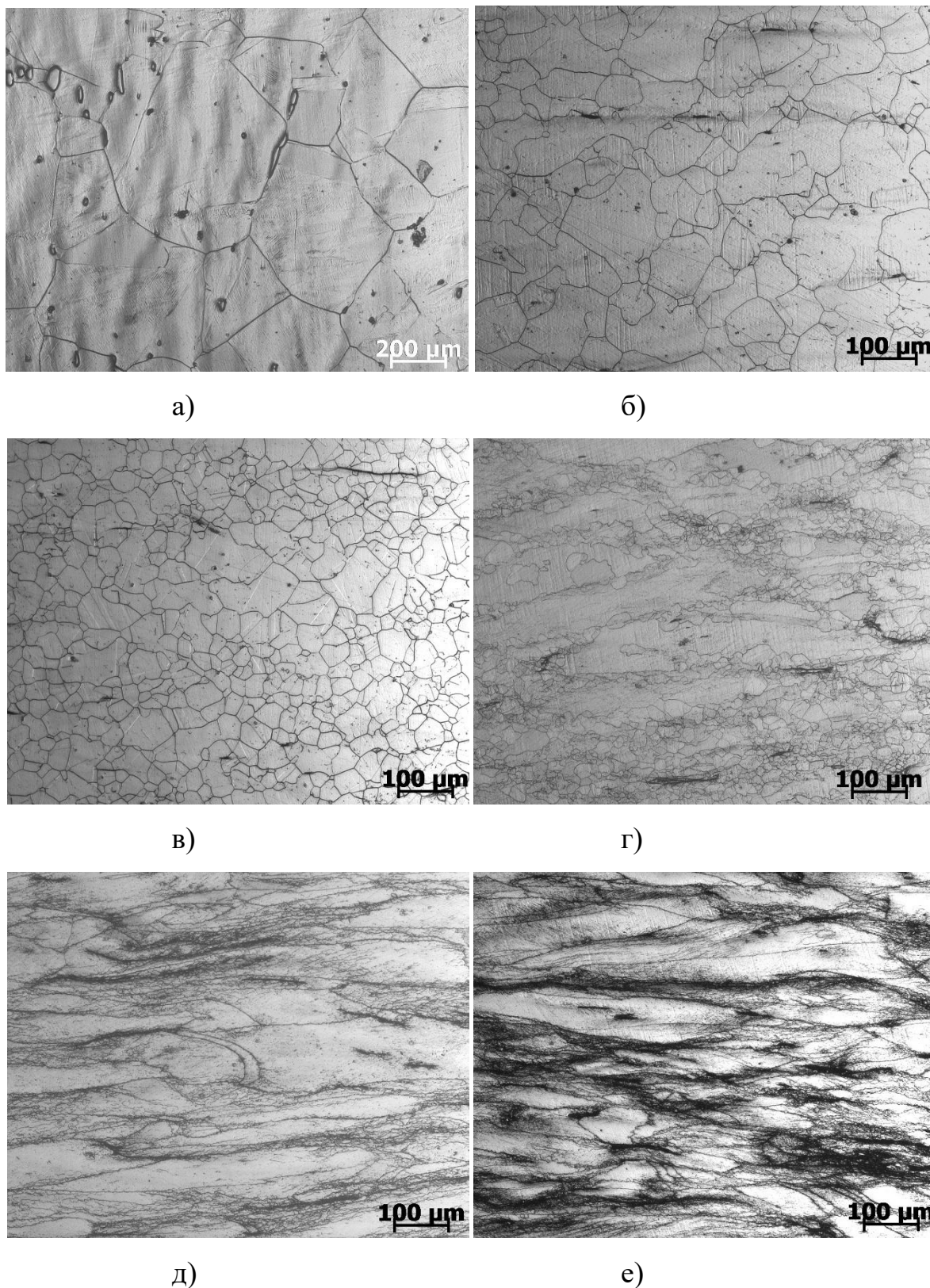


Рисунок 2.2. Структура стали 08X18N10Т после нагрева до 1280°C (а) и горячей деформации по режимам: 1200 °С, 0,01 с⁻¹ (б); 1200 °С, 1 с⁻¹ (в); 1100 °С, 0,1 с⁻¹ (г); 1000 °С, 0,01 с⁻¹ (д); 1000 °С, 0,1 с⁻¹ (е)

С использованием данных о величине пиковой деформации, методом регрессионного анализа, определены коэффициенты уравнения Селларса (1.2), в том числе и энергия активации:

$$\begin{aligned} A &= 5,26 \cdot 10^{16} \text{ с}^{-1}; & \alpha &= 0,0074 \text{ МПа}^{-1}; \\ n &= 5,442; & Q &= 444,2 \text{ кДж/моль}. \end{aligned} \quad (2.3)$$

Из выражения Селларса (1.2) можно выразить формулу для вычисления уровня напряжения на установившейся стадии:

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \left(\operatorname{arcsch} \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right). \quad (2.4)$$

При найденных параметрах (2.3) график $\log(\operatorname{sh}(\alpha\sigma_m)) - \log(Z)$, как того требует выражение (1.2), представляет собой прямую линию (рисунок 2.3, а). Результаты расчета максимальных напряжений по выражению (2.4) в сравнении с их экспериментальными значениями приведены на рисунке 2.3, б. Регрессионные кривые (сплошные линии на рисунках 2.3, а и 2.3, б) с высокой точностью описывают массив экспериментальных данных (закрашенные круги).

Следует отметить, что соизмеримую невязку регрессии можно получить при несколько отличающихся наборах параметров A , n и α . При этом значение Q энергии активации остается устойчивым к этим вариациям и изменяется не более чем на ± 5 кДж/моль. Определённая нами величина энергии активации горячей деформации стали 08X18H10T ($444,2 \pm 5$ кДж/моль) лежит в интервале значений (433–465 кДж/моль), полученных в работах [38, 40, 43] для сталей AISI 321, отличающихся от исследуемой стали содержанием углерода и титана.

После определения величины эффективной энергии активации (444,2 кДж/моль) стали 08X18H10T-1, исследованные режимы деформации были ранжированы в порядке возрастания параметра Z и сведены в таблицу 2.2.

В той же таблице приведены экспериментальные значения напряжений σ_m и значения пиковой деформации ε_p (для режимов деформации, сопровождаемой ди-

намической рекристаллизацией). Указан тип формирующейся структуры (Р – рекристаллизованная, ЧР – частично рекристаллизованная, НР – нерекристаллизованная) и условный диаметр D динамически рекристаллизованных зерен.

Методом регрессионного анализа определены коэффициенты уравнения, связывающего параметр Z с пиковой деформации:

$$\varepsilon_p = 4,14 \cdot 10^{-3} \cdot Z^{0,124}. \quad (2.5)$$

Таблица 2.2

Режимы деформации и соответствующие им деформационные характеристики

Температура деформации	Скорость деформации	Десятичный логарифм от параметра Зинера–Холломона	Пиковое напряжение	Величина пиковой деформации	Тип микро-структуры	Размер зерна
$T, ^\circ\text{C}$	$\dot{\varepsilon}, \text{c}^{-1}$	$\lg Z$	$\sigma_m, \text{МПа}$	ε_p		$D, \text{мкм}$
1280	0,01	12,94	29	0,17	Р	92
1200	0,01	13,75	39	0,21	Р	60
1280	0,1	13,94	38	0,21	Р	53
1200	0,1	14,75	59	0,28	Р	38
1100	0,01	14,90	62	0,27	Р	
1280	1	14,94	58	0,31	Р	
1200	1	15,75	82	0,38	Р	28
1100	0,1	15,90	88	0,38	ЧР	
1000	0,01	16,23	99		НР	
1100	1	16,90	131		НР	
1000	0,1	17,23	139		НР	
1000	1	18,23	188		НР	

На рисунке 2.4 представлен график зависимости логарифма пиковых деформаций от логарифма параметра Z . Данный график имеет линейный вид, что подтверждает справедливость выражений (2.5).

В аустенитной нержавеющей стали марки AISI 321 (иностранный аналог 08X18Н10Т) – $\varepsilon_c \approx 0,69\varepsilon_p$ [38]. Из формулы (2.5) следует выражение:

$$\varepsilon_c = 0,69\varepsilon_p = 2,86 \cdot 10^{-3} \cdot Z^{0,124}. \quad (2.6)$$

Также методом регрессионного анализа определена формула связи параметра Z и величины деформации ε_f , при которой заканчивается первый цикл динамической рекристаллизации:

$$\varepsilon_f = 2,0 \cdot 10^{-2} Z^{0,101}. \quad (2.7)$$

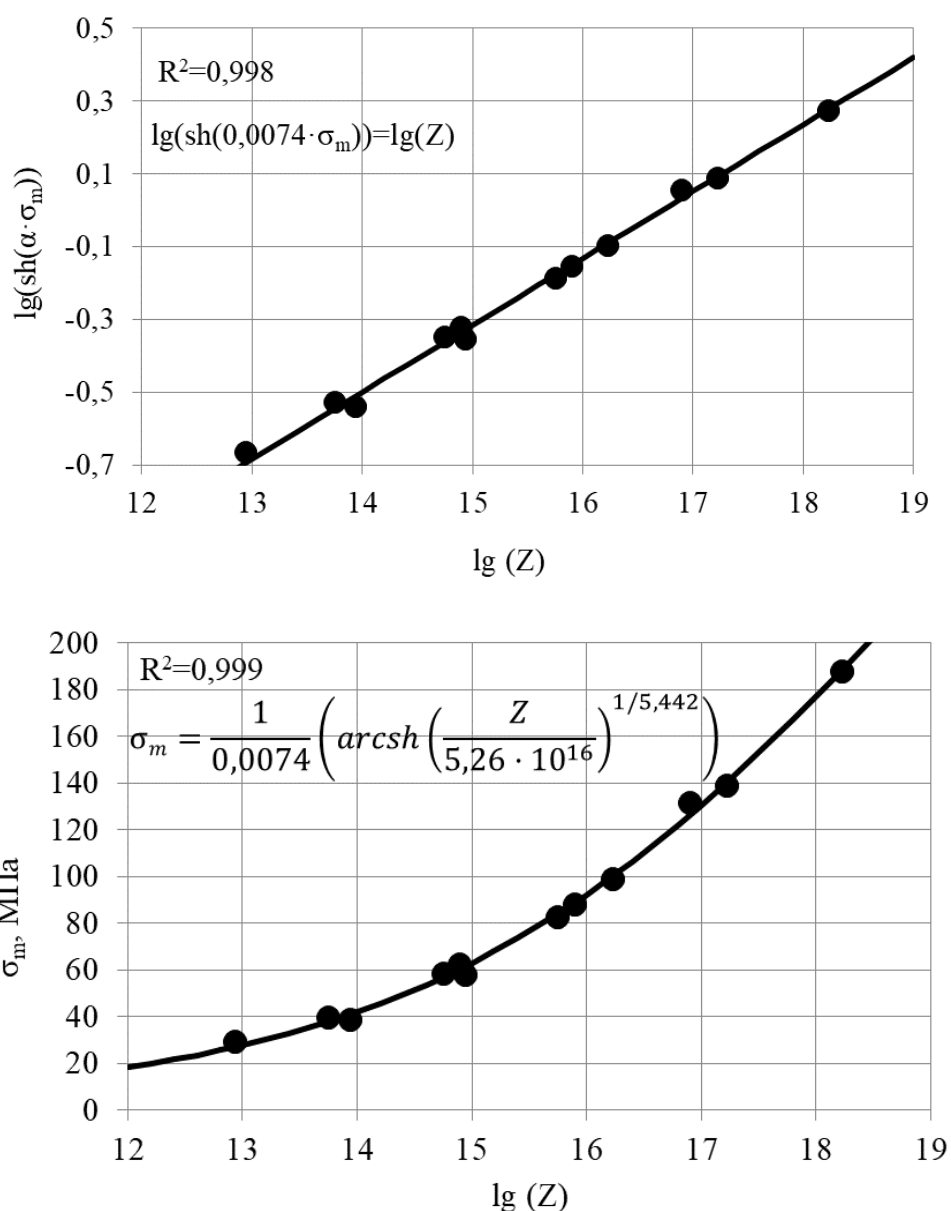


Рисунок 2.3. Экспериментальные напряжения σ_m (точки) и расчет по выражениям (1.2) и (2.4) с использованием коэффициентов по (2.3)

Результаты расчета деформаций ε_c и ε_f по выражениям (2.6) и (2.7) вместе с их экспериментальными значениями приведены на рисунке 2.5. Горизонтальной пунктирной линией отмечена истинная деформация (0,8) до которой проводились испытания на сжатие. Как видно из рисунка, во всех режимах деформации с параметрами $\lg Z \leq 15,75$ деформация ε_f , необходимая для завершения первого цикла динамической рекристаллизации оказывается ниже величины 0,8. Следовательно, динамическая рекристаллизация во время испытаний проходит полностью. Это подтверждается результатами микроструктурных исследований (рисунки 2.2, б, в).

Вертикальная пунктирная линия на рисунке 2.5 соответствует значению $\lg Z = 15,75$ (деформация при 1200 °С со скоростью 1 с⁻¹), ограничивающему область прохождения полной динамической рекристаллизации в проведенных испытаниях.

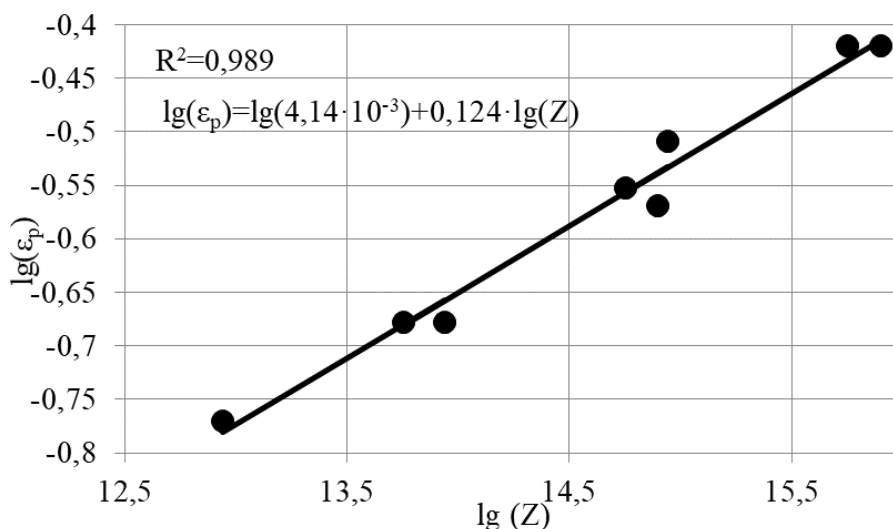


Рисунок 2.4. Зависимость логарифма пиковых деформаций от логарифма параметра Зинера–Холломона

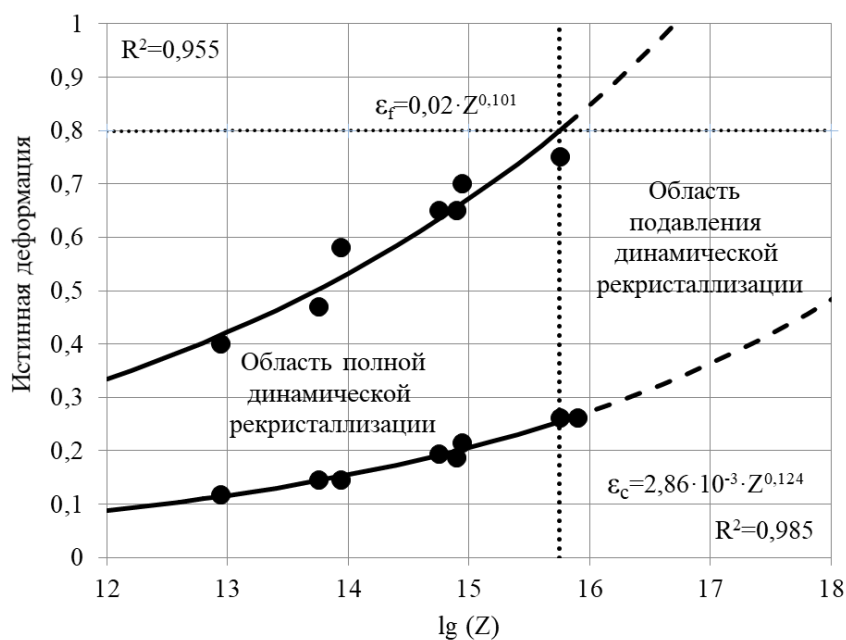


Рисунок 2.5. Зависимость деформаций ϵ_c и ϵ_f от величины параметра Зинера–Холломона

Согласно графикам функций (2.6) и (2.7), экстраполированным в область высоких Z (пунктирные линии на рисунке 2.5), при дальнейшем росте параметра $\lg Z$

должно происходить монотонное уменьшение доли динамически рекристаллизованных зерен в общем объеме материала. Однако, как следует из микроструктурных данных, уже при малом увеличении Z до значения $\lg Z=15,9$ (деформация при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $0,1\text{ с}^{-1}$) доля динамически рекристаллизованных зерен резко падает (рисунок 2.2, г). При последующем малом росте параметра Z до значения $\lg Z=16,23$ (деформация при $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $0,01\text{ с}^{-1}$) на фотографиях микроструктур видны лишь узкие полосы очень мелких рекристаллизованных зерен по границам крупных деформированных зерен (рисунок 2.2, д).

Из представленных результатов следует, что в исследуемой стали в режимах деформации с параметрами $\lg Z>15,75$ вместо монотонного падения доли динамически рекристаллизованного объема наблюдается резкое подавление динамической рекристаллизации.

Установление действительных причин подавления динамической рекристаллизации, исследуемой стали в режимах деформации с параметром $\lg Z>15,75$ требует дальнейших исследований. Тем не менее, можно утверждать, что для гарантированного измельчения зеренной структуры стали 08X18H10T-1 за счет динамической рекристаллизации температура горячей деформации должна быть не ниже $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Для выбора оптимальных режимов горячей деформации важно определить коэффициенты аналитического выражение (1.3), определяющего размер D динамически рекристаллизованных зерен в зависимости от величины параметра Z . С этой целью был построен график зависимости экспериментальных значений $\lg D$ от $\lg Z$ (черные точки и сплошная линия на рисунке 2.6). В области полной динамической рекристаллизации ($\lg Z \leq 15,75$) график имеет линейный вид. По точкам, попадающим в область ($\lg Z \leq 15,75$), методом регрессионного анализа определены коэффициенты уравнения (1.3) и получено следующее выражение:

$$D = 1,96 \cdot 10^4 \cdot Z^{-0,182}. \quad (2.8)$$

В структурах с неполной (подавленной) динамической рекристаллизацией размеры мелких зерен, формирующихся по границам крупных деформированных

зерен, определены со значительной погрешностью, однако можно утверждать, что соответствующие им точки лежат значительно ниже регрессионной прямой. Таким образом, выражение (2.8) справедливо только в области полной динамической рекристаллизации.

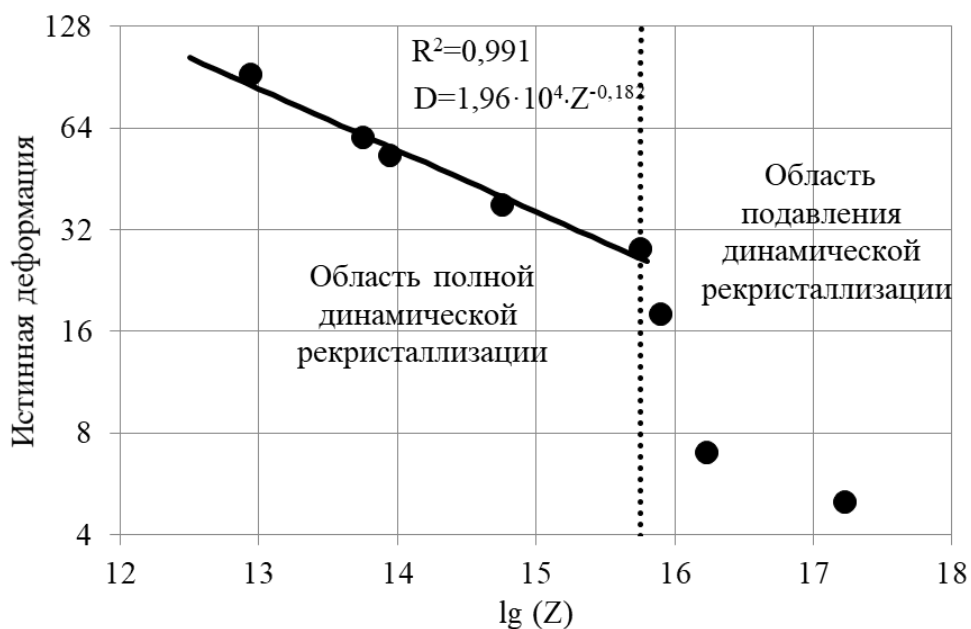


Рисунок 2.6. Зависимость размера рекристаллизованных зерен от величины параметра Зинера–Холломона

Представленные в данном подразделе результаты были опубликованы в работе [66].

2.1.2. Исследование изотермической деформации стали марки 08X18H10T-2 (Относительно низкая массовая доля титана и углерода).

Исследования аналогичные, представленным в подразделе 2.1.1 для стали марки 08X18H10T-1, проводились и для стали марки 08X18H10T-2. На рисунке 2.7 представлены зависимости напряжения от деформации, полученные при проведении опытов по изотермической деформации стали марки 08X18H10T-1 (пунктирные линии) и 08X18H10T-2 (сплошные линии) в интервале температур 1000 – 1280 °С. Из рисунка 2.7 следует, что в режимах деформации, отвечающих низким

значениям параметра Z обе исследуемые марки стали ведут себя практически одинаково. Однако, в режимах деформации с высоким параметром Z (две верхние кривые) напряжения течения стали 08X18H10T-2 оказываются ниже, чем для стали 08X18H10T-1, т.е. в стали 08X18H10T-2 процессы разупрочнения протекают быстрее.

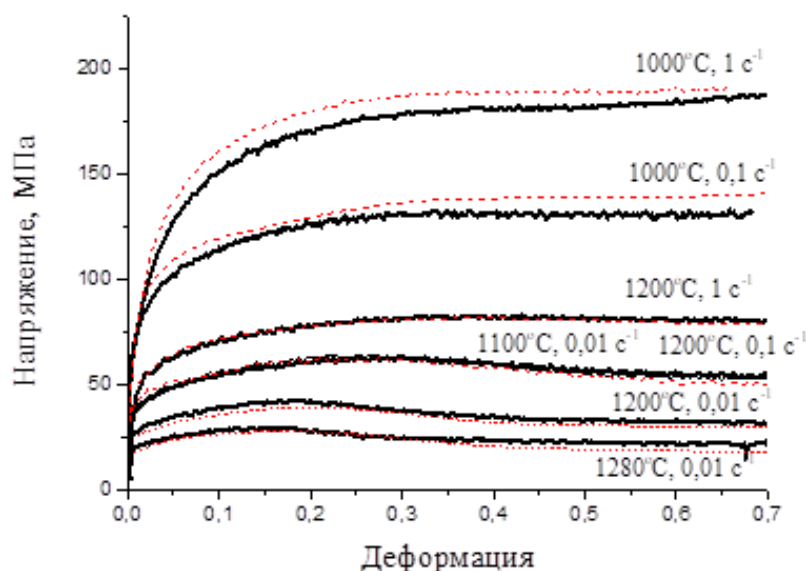


Рисунок 2.7. Экспериментальные кривые напряжение – деформация для стали 08X18H10T-1 (пунктирные линии) и 08X18H10T-2 (сплошные линии)

Методом регрессионного анализа данных получены коэффициенты выражения Селларса (1.1), которые приведены в таблице 2.3. При регрессионном анализе пиковых напряжений стали 08X18H10T-2 использовано значение параметра α , определенное ранее для стали 08X18H10T-1. Результаты расчета пиковых напряжений стали 08X18H10T-2 по выражению (2.4) с использованием найденных параметров в сравнении с их экспериментальными значениями приведены на рисунке 2.8. Точки на графике – экспериментальные данные; сплошная линия – расчет по выражению (2.4).

Расчетные значения пиковых напряжений (рис. 2.8) имеют высокую сходимость с экспериментальными данными.

Таблица 2.3

Параметры выражения Селларса (1.1) исследуемых марок стали

Марка стали	Температурно-независимые константы характеризующие свойства стали			Энергия активации процесса динамической рекристаллизации
	A, c^{-1}	n	$\alpha, МПа^{-1}$	
08X18H10T-1	$5,26 \cdot 10^{16}$	5,442	0,0074	444,2
08X18H10T-2	$2,44 \cdot 10^{16}$	5,846	0,0074	433,9

Режимы деформации стали марки 08X18H10T-2, ранжированные в порядке возрастания параметра Z , приведены в таблице 2.4. В той же таблице приведены экспериментальные значения напряжений σ_m и значения пиковой деформации ε_p (для режимов деформации, сопровождаемой динамической рекристаллизацией). Указан тип формирующейся структуры (Р – рекристаллизованная, ЧР – частично рекристаллизованная, НР – нерекристаллизованная) и условный диаметр D динамически рекристаллизованных зерен.

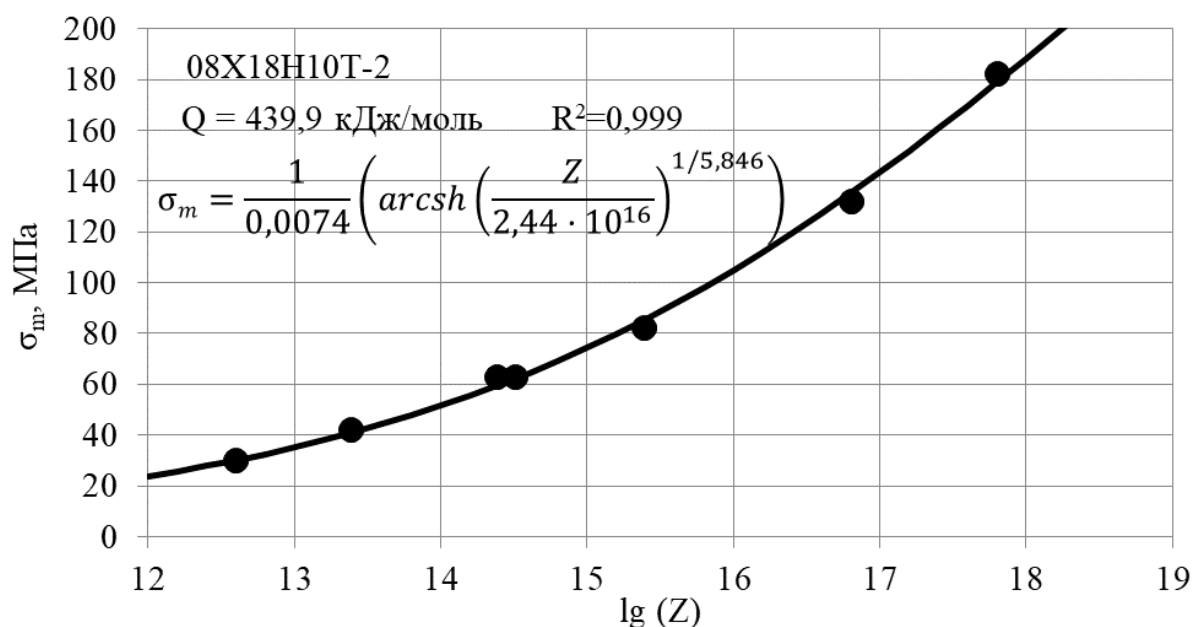


Рисунок 2.8 – Экспериментальные (точки) и рассчитанные по выражению (2.4) (сплошная линия) пиковые напряжения стали 08X18H10T-2 с пониженным содержанием титана

Найденная энергия активации горячей деформации стали 08X18H10T-2 имеет более низкое значение, чем для стали 08X18H10T-1. Следовательно, одному и тому же режиму деформации в двух сталях соответствуют разные значения параметра Z . Различие в энергии активации двух сталей (~ 10 кДж/моль) невелико. Это обстоятельство позволяет (для более наглядного сравнения) найти среднее значение энергии активации и представить на одном графике значения пиковых напряжений двух сталей как функции параметра Z с усредненной энергией активации $\langle Q \rangle = 439$ кДж/моль (таблица 2.5 и рисунок 2.9).

Таблица 2.4

Режимы деформации стали марки 08X18H10T-2

Температура деформации	Скорость деформации	Десятичный логарифм от параметра Зинера–Холломона	Пиковое напряжение	Величина пиковой деформации	Тип структуры	Размер зерна
$T, ^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon}, \text{c}^{-1}$	$\lg Z$	$\sigma_m, \text{МПа}$	ϵ_p		$D, \text{мкм}$
1280	0,01	13,08	30	0,17	Р	92
1200	0,01	13,90	42	0,21	Р	60
1200	0,1	14,90	63	0,28	Р	38
1100	0,01	15,06	63	0,27	Р	
1200	1	15,90	82	0,33	Р	28
1100	1	17,06	124	0,33	Р	
1000	0,1	17,40	132	0,35	ЧР	
1000	1	18,40	182		ЧР	

Использование усредненной энергии активации также позволяет описать набор экспериментальных значений пиковых деформаций двух сталей с отклонениями, укладывающимися в разброс первичных измерений.

Таблица 2.5

Параметры выражения Селларса исследуемых сталей при использовании усредненной энергии активации

Марка стали	Температурно-независимые константы характеризующие свойства стали			Энергия активации процесса динамической рекристаллизации
	A, c^{-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

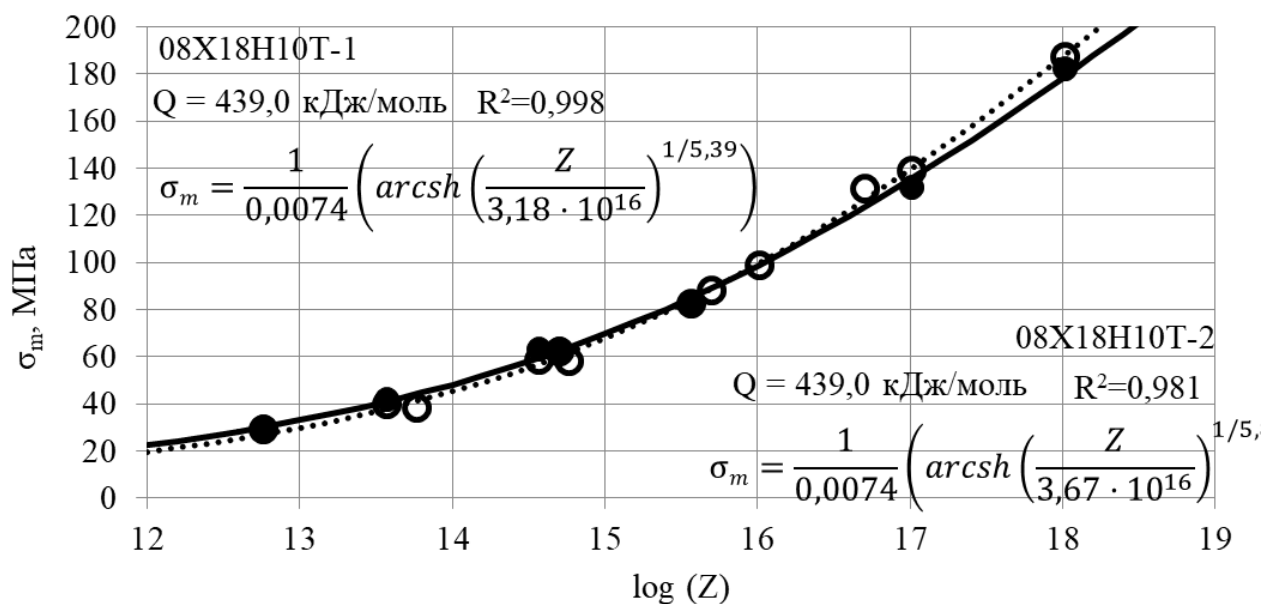


Рисунок 2.9. Экспериментальные максимальные напряжения течения стали 08X18H10T-1 (светлые точки) и стали 08X18H10T-2 (темные точки), а также расчетные значения полученные по эмпирической формуле (2.9) в зависимости от параметра Зинера–Холломоны с усредненной энергией активации

В режимах деформации, отвечающим низким значениям параметра Z , диаграммы зависимости напряжения от деформаций обеих сталей (рис. 2.7) имеют вид кривых с максимумами (пиками). Такой вид диаграмм деформации явно указывает на то, что горячая деформация сопровождается динамической рекристаллизацией, которая начинается при деформации, составляющей примерно 0,6–0,7 от пиковой деформации.

Значения пиковых деформаций, определенных из экспериментальных диаграмм деформации двух сталей в зависимости от параметра Z представлены на рисунке 2.10.

Значимых отличий в величине пиковых деформаций ε_p двух сталей не наблюдается, а весь набор экспериментальных данных описывается единым выражением:

$$\varepsilon_p = 6,82 \cdot 10^{-3} Z^{0,108}. \quad (2.9)$$

Как упомянуто ранее, в стали 08X18H10T критическая деформация ε_c , требуемая для начала динамической рекристаллизации составляет примерно 0,69 от пиковой деформации [38]. Соответственно:

$$\varepsilon_c = 4,82 \cdot 10^{-3} \cdot Z^{0,108}. \quad (2.10)$$

Следует отметить, что величина критической деформации зависит от размера d_0 исходного зерна аустенита и уменьшается с уменьшением d_0 . Поэтому полученное выражение (2.11) справедливо только для $d_0 = 300$ мкм. Полагая квадратичную зависимость критической деформации от размера зерна можно трансформировать выражение (2.11) к следующему виду:

$$\varepsilon_c = 1,36 \cdot 10^{-5} d_0^2 Z^{0,108}, \quad (2.11)$$

где исходный размер зерен аустенита выражен в микрометрах.

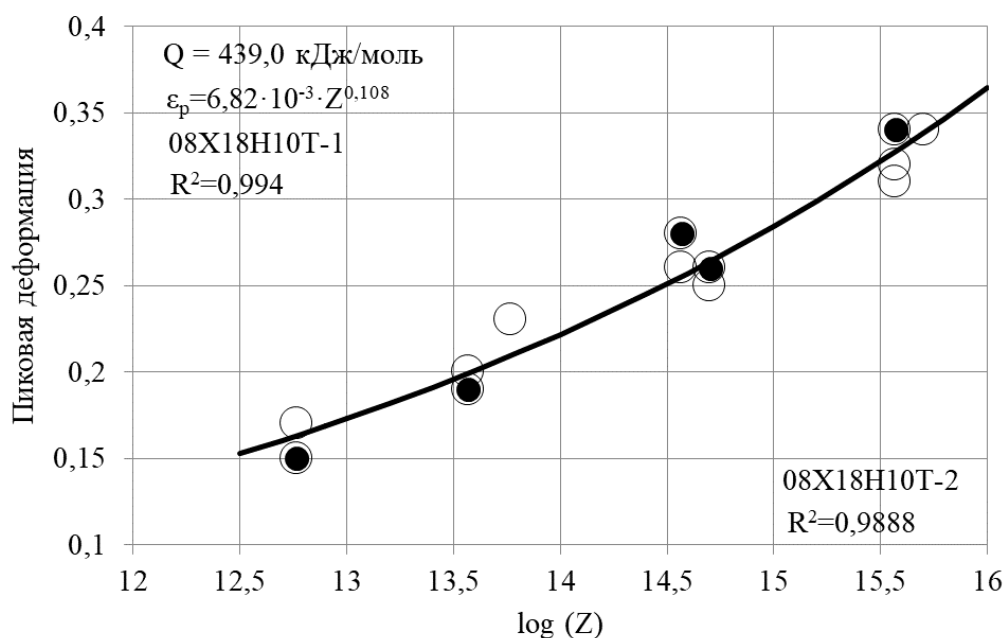
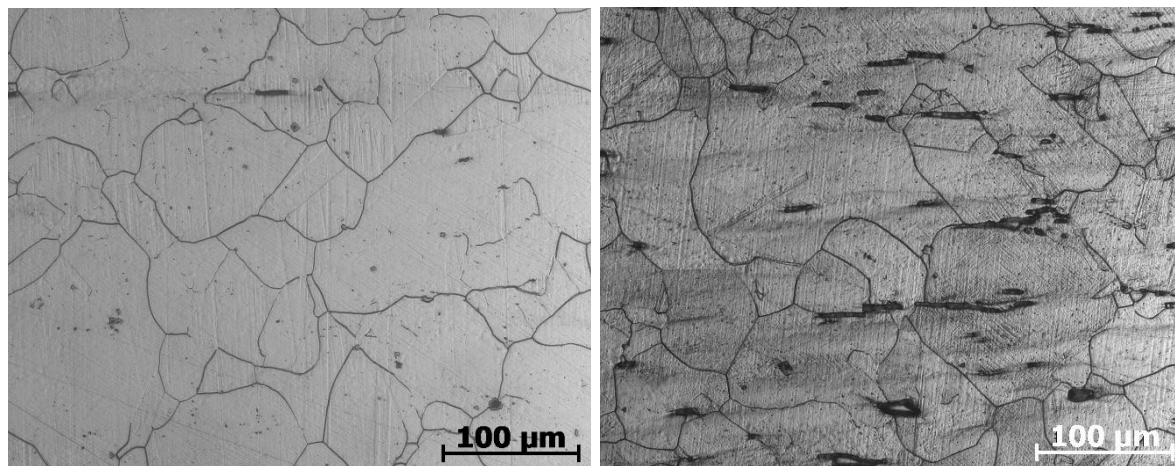


Рисунок 2.10. Экспериментальные значения пиковой деформации стали 08X18H10T-1 (светлые точки) и стали 08X18H10T-2 (темные точки), а также расчетные значения полученные по эмпирической формуле (2.9) (сплошная черная линия) в зависимости от параметра Зинера–Холломоны с усредненной энергией активации

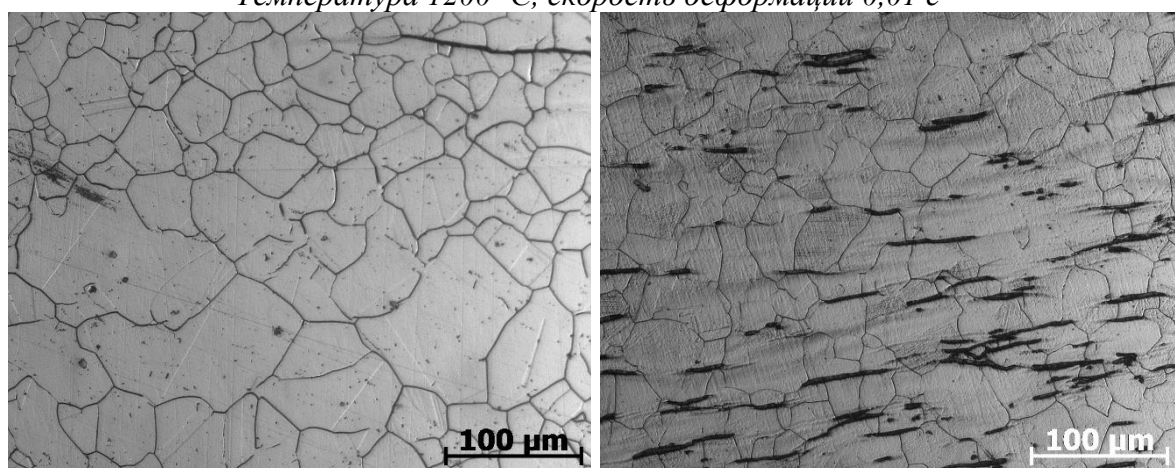
2.1.3. Сравнительный анализ микроструктуры стали с разным содержанием титана и углерода, формирующихся в условиях изотермической деформации

Фотографии микроструктуры двух сталей с разным содержанием титана и углерода приведены на рисунках 2.11 и 2.12. Фотографии ранжированы в порядке возрастания параметра Z , соответствующего им режима деформации.

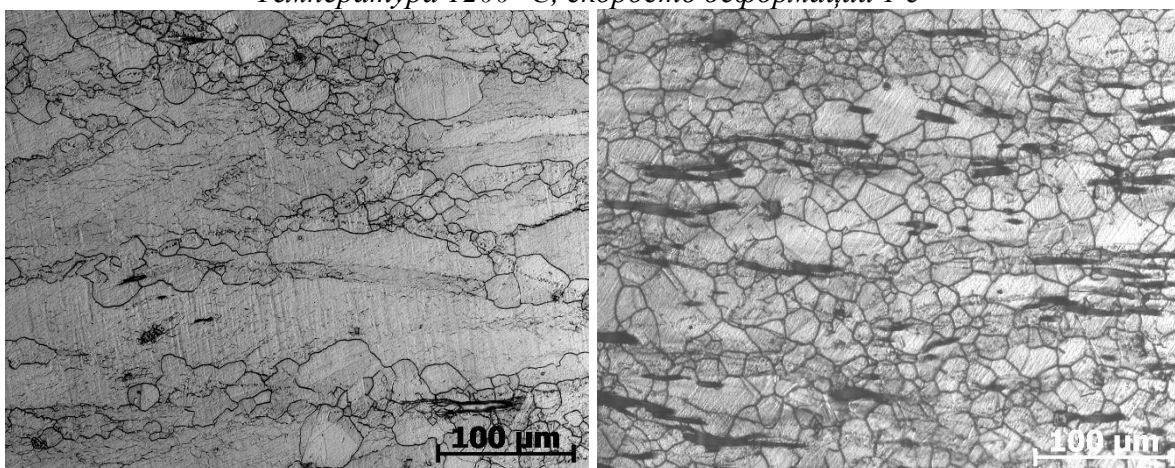
При низких значениях параметра Z (температура деформации 1200°C) в образцах обеих сталей наблюдается полностью рекристаллизованная структура (рисунок 2.11). Размер рекристаллизованных зерен увеличивается с уменьшением параметра Z и имеет близкие размеры в обеих сталях.



Температура 1200°C , скорость деформации $0,01\text{ c}^{-1}$



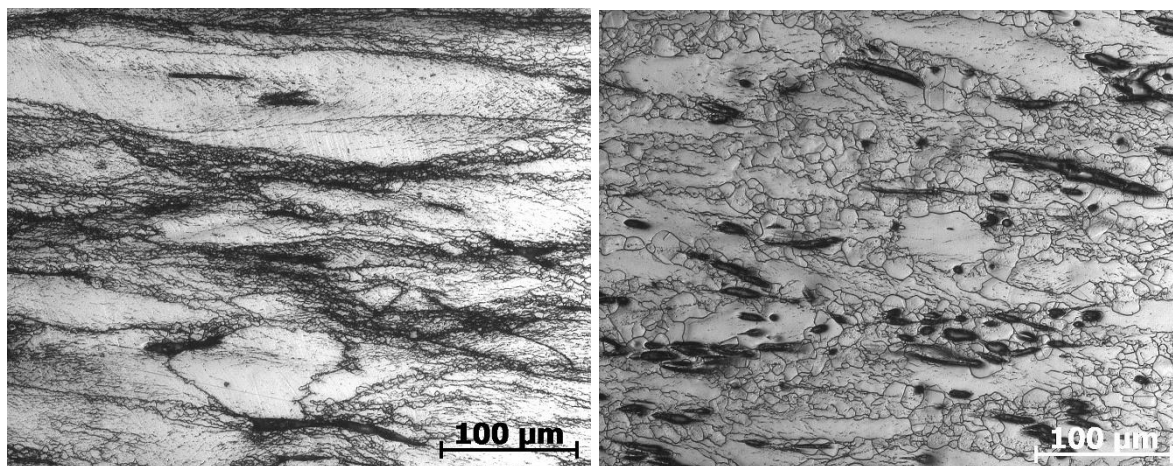
Температура 1200°C , скорость деформации 1 c^{-1}



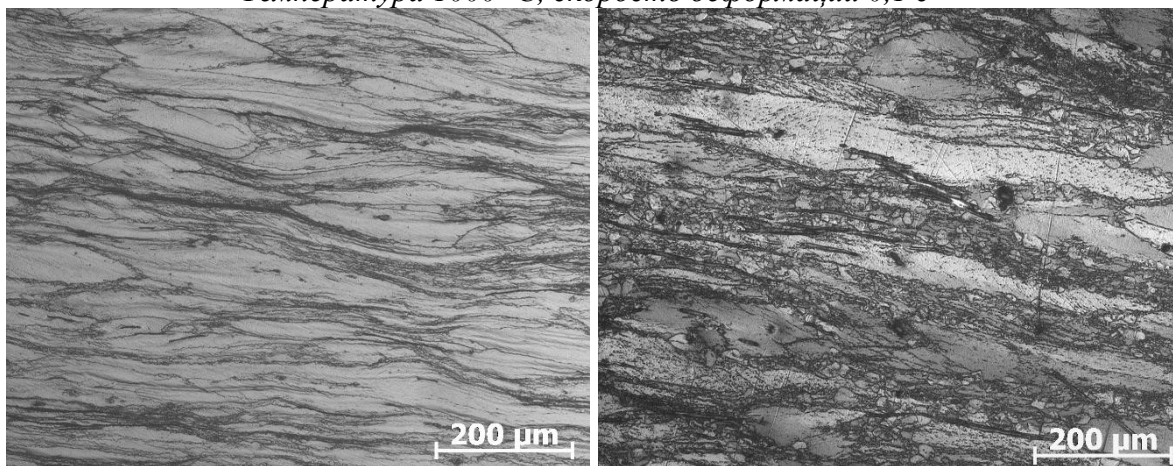
Температура 1100°C , скорость деформации $0,1\text{ c}^{-1}$

Рисунок 2.11. Структуры сталей 08X18N10T-1 (слева) и 08X18N10T-2 (справа)

В стали 08X18H10T-1 деформация при температуре 1100°C со скоростью 0,1 с⁻¹ вызывает лишь частичную динамическую рекристаллизацию, тогда как в стали 08X18H10T-2 с пониженным содержанием титана проходит полностью.



Температура 1000 °C, скорость деформации 0,1 с⁻¹



Температура 1000 °C, скорость деформации 1 с⁻¹

Рисунок 2.12. Структуры сталей №1 08X18H10T-1 и 08X18H10T-2 (справа)

На рисунке 2.11 представлены структуры, формирующиеся при температуре 1000 °C. В стали 08X18H10T-1 в этих условиях проходит самый начальный этап динамической рекристаллизации: в структуре в основном сохраняются крупные деформированные зерна аустенита с очень мелкими рекристаллизованными зернами по границам нерекристаллизованных зерен. Напротив, в стали с пониженным содержанием титана и углерода наблюдается значительная доля более крупных рекристаллизованных зерен.

Таким образом, динамическая рекристаллизация в стали с низким содержанием титана и углерода в области температур ≤ 1100 °C протекает в более полном объеме, чем в стали со стандартным содержанием этих элементов.

Полученные результаты косвенно подтверждают предположение о том, что причиной задержки динамической рекристаллизации в стандартной промышленной стали 08X18H10T-1, начиная с температуры 1100 °C и ниже, являются включения карбидов титана.

2.2. Определение температуры начала рекристаллизации стали марки 08X18H10T методом многошагового кручения

В период междеформационных пауз при пилигримовой прокатке, между отдельными единичными обжатиями, длительность которых составляет чуть менее 2 секунд, а также после их завершения, могут протекать процессы статической или метадинамической рекристаллизации. Для оценки вероятности протекания этих процессов важно опередить температуру начала рекристаллизации.

Методом многошагового кручения было выполнено исследование температуры начала рекристаллизации $T_{\text{нр}}$ [67, 68]. Для испытаний на кручение изготавливались образцы с рабочей зоной длиной 20 мм и радиусом 5 мм. Испытания проводились на модуле Torsion физического симулятора Gleeble 3800. В процессе эксперимента фиксировалась температура образца, угол закручивания θ и крутящий момент M . Эквивалентная деформация ε и эквивалентные напряжения σ рассчитывались по выражениям:

$$\varepsilon = \frac{R\theta}{\sqrt{3}L}, \quad (2.12)$$

$$\sigma = \frac{3,15\sqrt{3}M}{2\pi r^3}, \quad (2.13)$$

где r – радиус образца, за вычетом сошлифованного при полировке слоя.

При выполнении исследований образцы нагревались до заданной температуры аустенитизации (1280 °C) и выдерживались 10 минут для растворения карбидов титана. Затем образцы охлаждали до температуры 1200 °C со скоростью 1 °C/с. При этой температуре осуществлялся первый шаг деформации со скоростью 1 с⁻¹

на величину $\varepsilon = 0,2$. Пауза между последовательными шагами деформации составляла 2 секунды. За время паузы образец охлаждался на 20 °С. Затем следовал новый шаг деформации с теми же параметрами. Всего производилось 12 шагов в температурном интервале 1200 – 980°С. Построенная при проведении испытаний на многошаговое кручение экспериментальная диаграмма напряжение–деформация приведена на рисунке 2.13.

На каждом шаге деформации определялись средние напряжения деформирования (Mean Flow Stress):

$$\text{MFS} = \frac{1}{\varepsilon_f - \varepsilon_s} \int_{\varepsilon_s}^{\varepsilon_f} \sigma d\varepsilon, \quad (2.14)$$

где ε_s и ε_f – накопленная деформация к началу и концу шага деформации, соответственно.

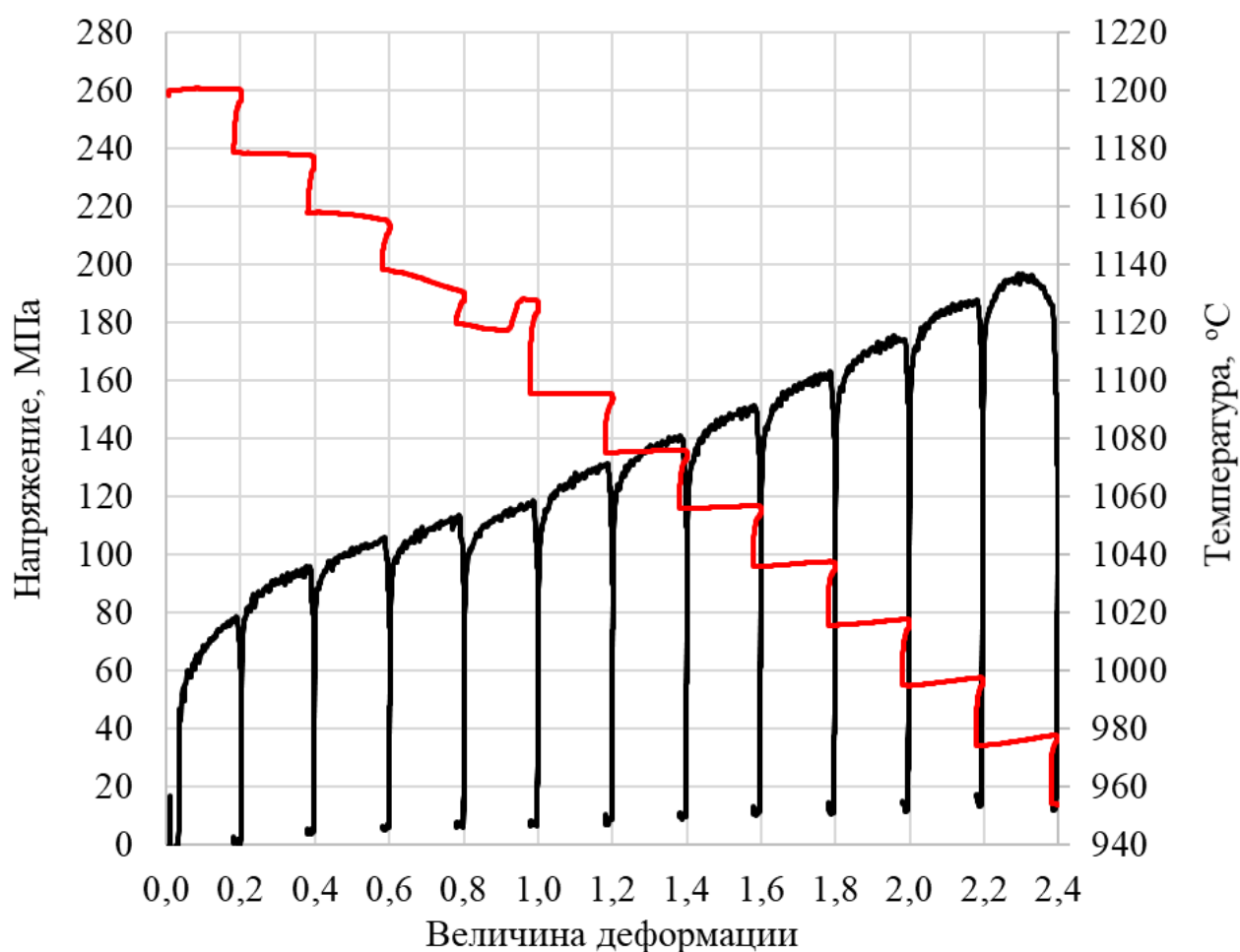


Рисунок 2.13. Диаграмма напряжение – деформация полученная при многошаговом кручении стали 08X18N10T-1

После построен график зависимости среднего напряжения от обратной температуры деформации, выраженной в градусах Кельвина. График представлен на рисунке 2.14. На графике $MFS - 1/T$ присутствуют два линейных участка с разным углом наклона, пересекающихся при температуре 1120 °С. Выше 1120 °С (область обратных температур слева от пунктирной линии) среднее напряжение медленно возрастает с падением температуры деформации. Медленный рост MFS с уменьшением температуры указывает на то, что за время междеформационных пауз полностью проходит статическая рекристаллизация аустенита. Ниже температуры 1120 °С (справа от пунктирной линии) наблюдается участок более крутого роста MFS . Крутой рост средних напряжений течения обусловлен накоплением плотности дислокаций в силу задержки рекристаллизации в междеформационных паузах. Следовательно, точка пересечения линейных участков на графике зависимости $MFS-1/T$ (1120 °С) определяет температуру T_{NR} стали 08X18H10T-1.

Важно отметить, что температура остановки рекристаллизации лежит внутри температурного интервала пилигримовой прокатки, влияние этого факта на процесс формирования микроструктуры будет обсуждаться в следующих разделах.

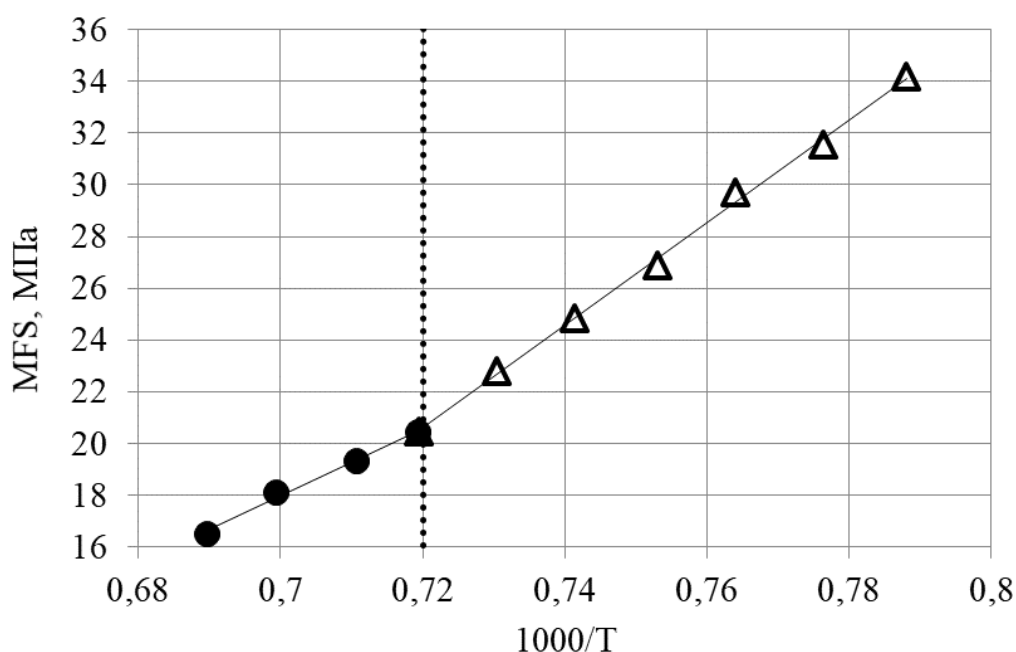


Рисунок 2.14. Зависимость среднего напряжения деформирования от обратной температуры (определение температуры конца рекристаллизации стали 08X18H10T-1)

2.3. Исследование кинетики постдеформационной рекристаллизации методом двойной деформации

В период междеформационной паузы, в зависимости от температуры предварительной степени деформации и длительности паузы может изменяться доля сформировавшихся при постдинамической рекристаллизации зерен. Важно иметь возможность оценить долю рекристаллизованного зерна, в случае протекания постдинамической рекристаллизации в период паузы и при охлаждении трубы по завершению пилигримовой прокатки.

Для этого кинетика постдеформационной рекристаллизации стали 08X18H10T-1 и 08X18H10T-2 была изучена методом двойной деформации. В ходе испытаний образец деформировался до заданной величины деформации с заданной скоростью, затем следовала разгрузка и после заданной паузы вновь деформация в тех же условиях [42, 69]. Впоследствии выполнена оценка доли разупрочнения по выражению:

$$X = \frac{\sigma_m - \sigma_2}{\sigma_m - \sigma_1}, \quad (2.15)$$

где σ_m – максимальное напряжение при первом нагружении; σ_1 и σ_2 – пределы текучести при первом и втором нагружении, соответственно.

Считается что доля разупрочнения, рассчитанная по формуле (2.15) совпадает с долей рекристаллизованного зерна [42, 69]. Если пределы текучести у двух последовательных деформаций совпадают, то за время междеформационной паузы происходит полное разупрочнение ($X=1$). Если предел текучести второй деформации совпадает с напряжением течения в конце первой деформации, то за время междеформационной паузы никакого разупрочнения не происходит ($X=0$).

Так как физический предел текучести сильно подвержен экспериментальным погрешностям и быстропротекающим процессам статического возврата, для оценки доли статической рекристаллизации использован условный предел текучести, отвечающий остаточной деформации 2% [69]. В этом случае доля разупрочнения близка к доле рекристаллизованного объема материала.

Величина первой деформации была выбрана равной 0,22, а скорость деформации – 1 с^{-1} . Длительность междеформационных пауз варьировалась от 0,3 секунд до 1000 секунд.

Примеры диаграмм двойной деформации стали 08Х18Н10Т-1 при температурах 1200 °С, 1100 °С и 1000 °С с разной длительностью междеформационных пауз приведены на рисунке 2.15. На рисунке 2.16 представлены графики зависимости доли разупрочнения, рассчитанной по выражению (2.15), от длительности междеформационной паузы.

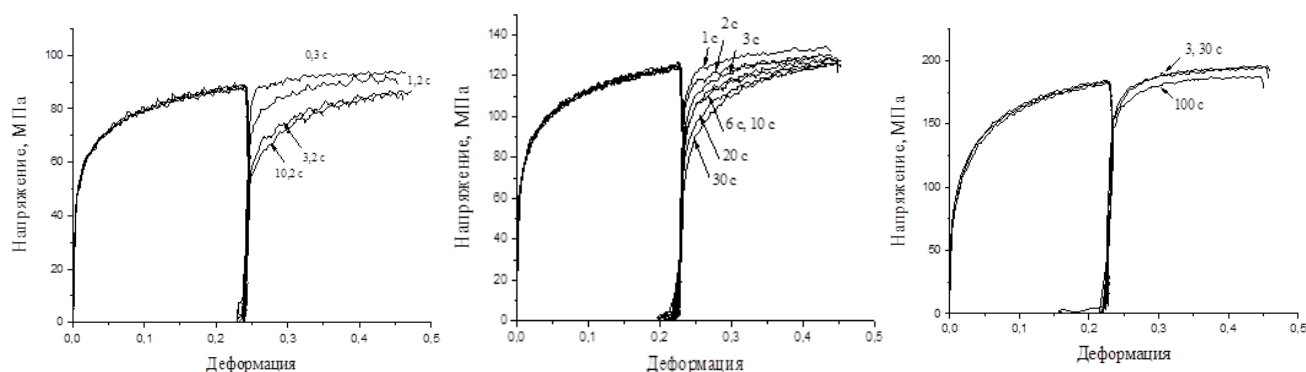


Рисунок 2.15. Диаграммы двойной деформации. Величина первой деформации 0,22, скорость деформации 1 с^{-1}

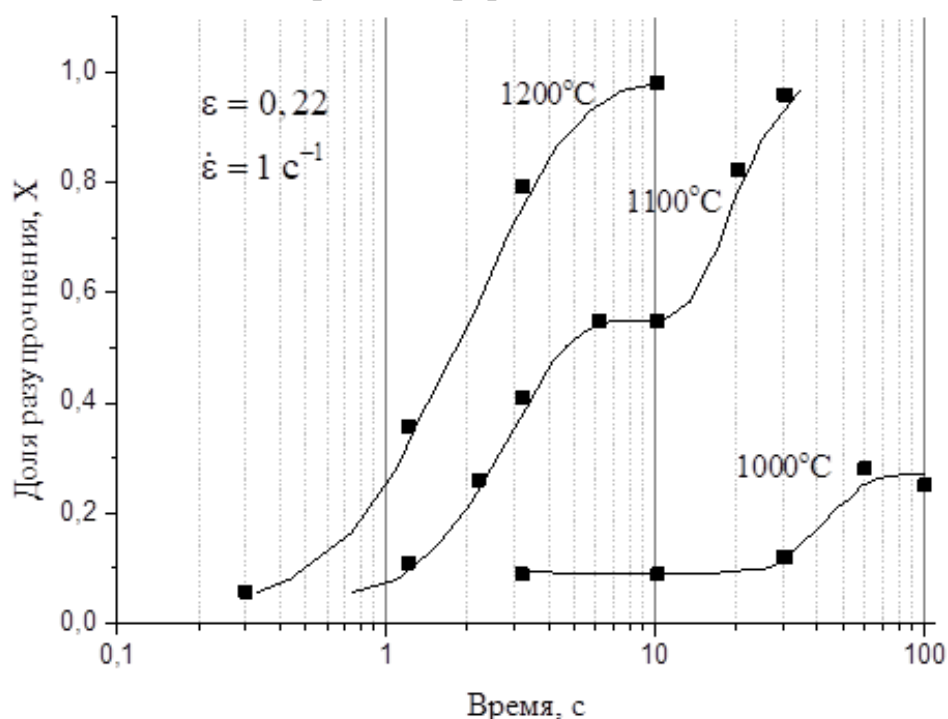


Рисунок 2.16. Кинетика постдеформационного разупрочнения 08Х18Н10Т-1 (Величина первой деформации 0,22, скорость деформации 1 с^{-1})

При температуре 1200 °С кинетика постдеформационной рекристаллизации характеризуется высокой скоростью разупрочнения. Уже в междеформационной паузе длительностью в 2 секунды, соизмеримой с междеформационной паузой при пилигримовой прокатке, рекристаллизуется около 50% объема образца, а для полного завершения рекристаллизации достаточно выдержки в 10 секунд.

С понижением температуры деформации до 1100 °С скорость разупрочнения снижается, хотя при выдержках менее 6 секунд кривая разупрочнения остается подобной кривой разупрочнения при температуре 1200 °С. Однако в интервале междеформационных пауз длительностью 6–10 секунд, на кривой разупрочнения стали 08X18H10T-1, наблюдается горизонтальный участок, указывающий на остановку рекристаллизации. При последующем росте длительности междеформационной паузы происходит возобновление процесса рекристаллизации.

Снижение температуры деформации до 1000 °С приводит к значительному подавлению рекристаллизации в междеформационных паузах. Так, при выдержке длительностью в 100 секунд степень разупрочнения не превышает 30%.

Горизонтальные плато на кривых разупрочнения обычно связывают с задержкой процессов рекристаллизации дисперсными частицами карбонитридов, выделение которых инициируется пластической деформацией [35, 36]. Вероятно, в нашем случае этими частицами являются карбиды или карбонитриды титана $Ti(C,N)$. Если после деформации при 1100 °С эти частицы только начинают выделяться, то после деформации при 1000 °С доля выделений растет, что приводит к существенному подавлению постдеформационной рекристаллизации.

Высказанная гипотеза о влиянии выделений карбонитридов титана на задержку постдеформационной рекристаллизации подтверждается результатами испытаний методом двойной деформации образцов стали 08X18H10T-2 с пониженным содержанием титана и углерода. На рисунке 2.17 черными маркерами и сплошными линиями нанесены данные скорости разупрочнения, полученные для стали 08X18H10T-1, а светлыми маркерами и пунктирными линиями – данные, полученные для стали 08X18H10T-2 с низким содержанием углерода и титана.

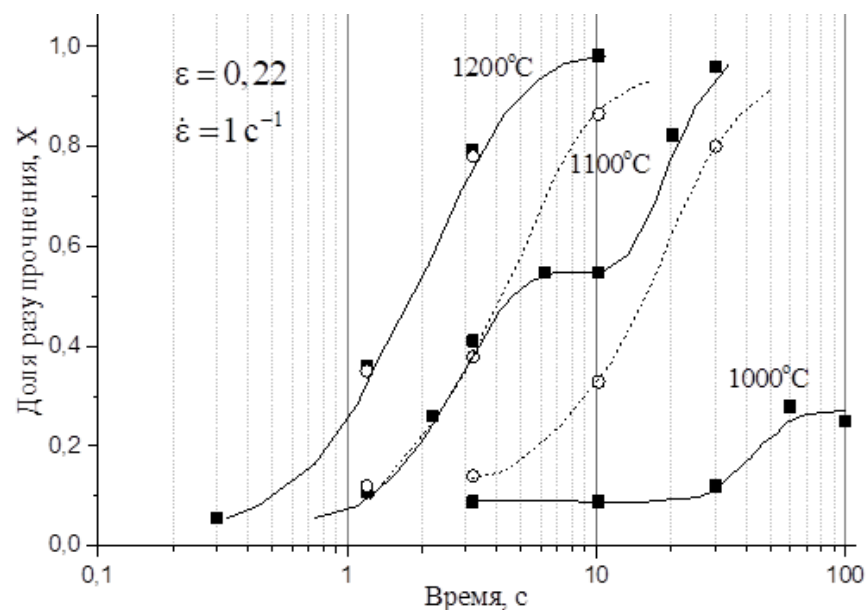


Рисунок 2.17. Кинетика постдеформационного разупрочнения стали 08X18H10T-2 (светлые точки и пунктирные линии) в сравнении с кинетикой разупрочнения стали 08X18H10T-1 (закрашенные точки и сплошные линии). Величина первой деформации 0,22, скорость деформации 1 c^{-1}

Кривые кинетики разупрочнения построенные при температуре деформации и выдержки 1200°C для двух сталей совпадают. При температуре испытания 1100°C на кривой разупрочнения стали 08X18H10T-2, в отличие от стали 08X18H10T-1, не наблюдается задержек в протекании постдеформационной рекристаллизации в интервале выдержек 6–10 секунд не наблюдается.

После деформации при температуре 1000°C , когда в стали 08X18H10T-1 по-стдинамическая рекристаллизация в значительной степени оказывается подавленной, в стали с низкой массовой долей титана и углерода, постдеформационная рекристаллизация протекает в полном объеме.

Более низкое содержание титана и углерода в стали 08X18H10T-2 обуславливает более низкую температуру выделения карбидов титана и меньшую объемную долю выделений, способных затормозить процессы постдеформационной рекристаллизации, по сравнению со сталью 08X18H10T-1.

Кривые разупрочнения стали 08X18H10T-2 при температурах 1200, 1100 и 1000 °С, представленные на рисунке 2.17, не подвержены влиянию дисперсных выделений и могут быть описаны выражением Аврами (1.4). После двойного логарифмирования уравнения Аврами принимает вид:

$$\ln\left(\ln\frac{1}{1-X}\right) = (\ln 0,693 - n \ln t_{0,5}) + n \ln t. \quad (2.16)$$

Согласно (2.16) графики зависимости двойного логарифма обратной доли нерекристаллизованного зерна от логарифма времени, построенные для постоянных температур, должны иметь вид прямых параллельных линий. Точки пересечения прямых с осью ординат позволяют определить время $t_{0,5}$ для каждой из исследуемых температур, а наклон прямых – показатель n , одинаковый для всех температур. Соответствующий график для исследуемой стали 08X18H10T-2 приведен на рисунке 2.18. Линейной регрессией экспериментальных данных получаем следующие значения параметров уравнения Аврами:

$$\begin{aligned} n &= 1,206, \\ t_{0,5}^{1200} &= 2,04 \text{ с}, \\ t_{0,5}^{1100} &= 4,50 \text{ с}, \\ t_{0,5}^{1000} &= 14,30 \text{ с}. \end{aligned} \quad (2.17)$$

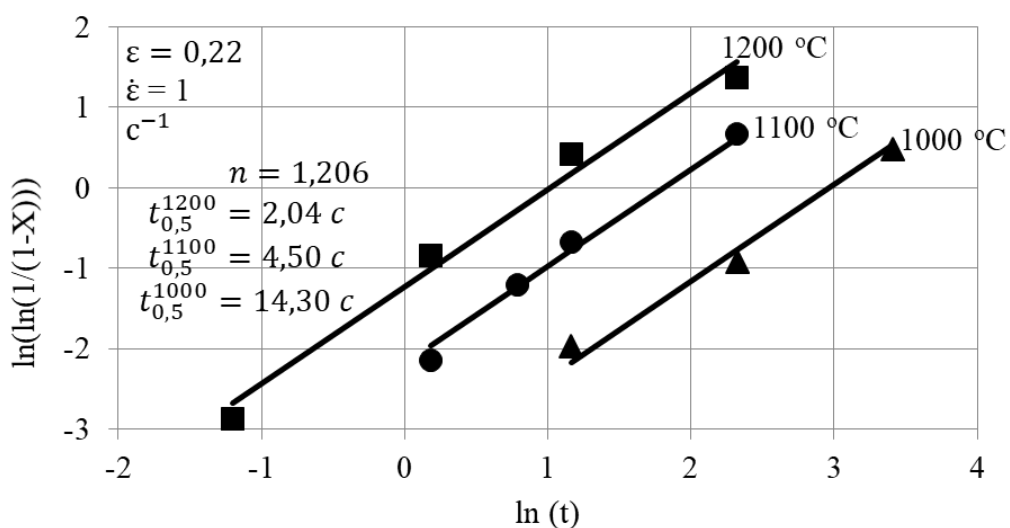


Рисунок 2.18. График зависимости доли рекристаллизованных зерен от логарифма времени выдержки

Время достижения 50% разупрочнения является экспоненциальной функцией температуры (1.5). После логарифмирования (1.5), получается выражение, удобное для определения энергии активации постдеформационной рекристаллизации Q_{PDRX} и константы A_{PDRX} :

$$\ln t_{0,5} = \ln A + \frac{Q}{RT}. \quad (2.18)$$

Эти параметры определены из графика зависимости времени $t_{0,5}$ от обратной температуры, представленного на рисунке 2.19: $A = 7,86 \cdot 10^{-6}$; $Q = 152,2$ кДж/моль. Таким образом, получено выражение, описывающие кинетику постдеформационной рекристаллизации, стали 08X18H10T-2:

$$X = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^{1,206} \right], \quad (2.19)$$

$$t_{0,5} = 7,86 \cdot 10^{-6} \exp \left(\frac{152200}{RT} \right).$$

Результаты расчета доли разупрочнения для трех исследованных температур, с использованием выражений 2.19, приведены на рисунке 2.20 (сплошные линии), хорошо описывают экспериментальные данные (черные маркеры).

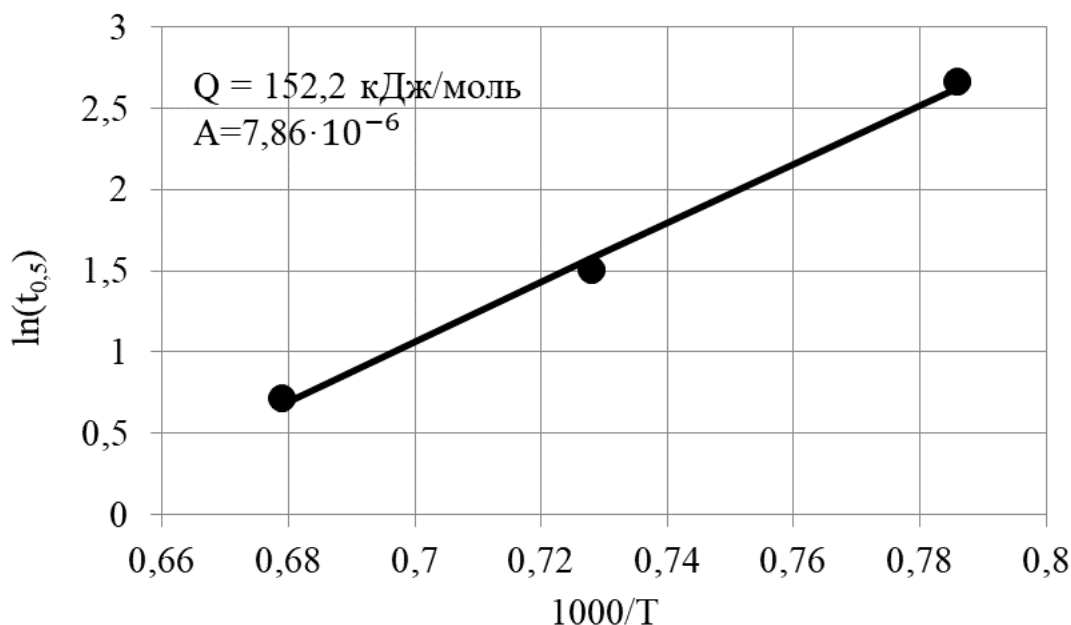


Рисунок 2.19. Зависимость времени достижения 50% рекристаллизации от температуры

Величина предварительной деформации в испытаниях (0,22) превышала величину критической деформации, необходимую для начала динамической рекристаллизации, для рассматриваемых температур. Отсюда можно сделать вывод, что сталь 08X18H10T-2 в рассматриваемом диапазоне температур испытывает метадинамическую рекристаллизацию на уже готовых зародышах новых зерен, появившихся в ходе предварительной деформации.

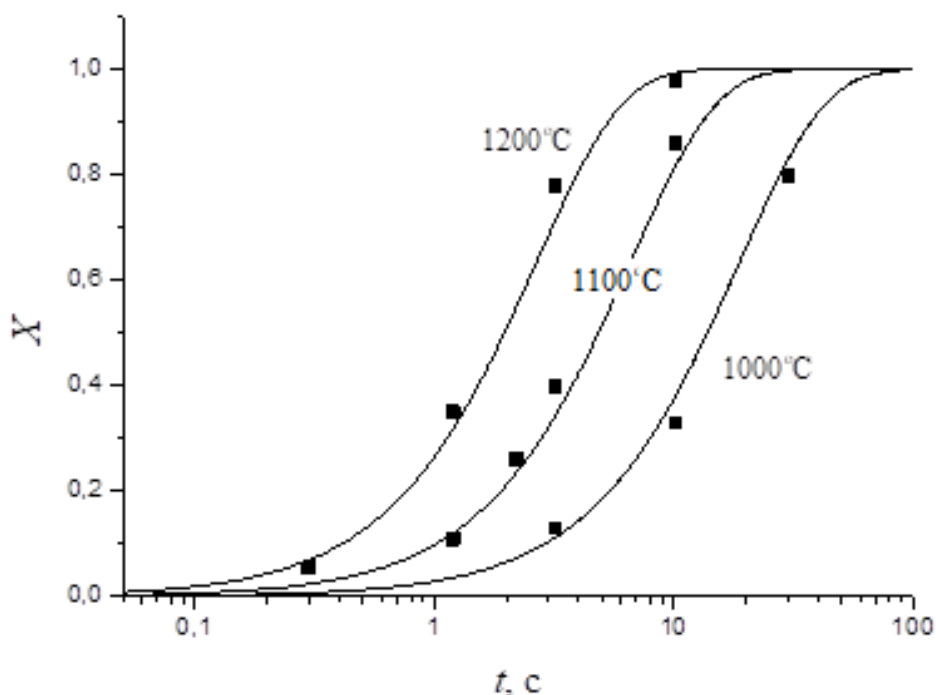


Рисунок 2.20. Анализ кинетики постдеформационной рекристаллизации стали 08X18H10T-2

Кривые разупрочнения стали 08X18H10T-1 при температурах 1100 и 1000 °C искажены влиянием частиц карбонитридов. Поэтому провести аналогичный анализ кинетики разупрочнения не удастся. Однако начальные участки кривых разупрочнения при 1100 °C, а также кривые разупрочнения при 1200 °C обеих сталей совпадают. Следовательно, выражения (2.19) будут адекватно описывать кинетику метадинамической рекристаллизации стали 08X18H10T-1, начиная с температуры 1100 °C (начальный участок) и выше.

Помимо прочего, было изучено влияние величины предварительной деформации на последующее разупрочнение в стали 08X18H10T-1. Как следует из диаграммы разупрочнения, представленной на рисунке 2.21, построенной при величине предварительной деформации 0,22, 0,7 и 1,3, при температуре 1000 °С и скорости деформации 1 с⁻¹, увеличение степени деформации от 0,22 до 0,7 позволяет увеличить долю рекристаллизованных зерен, в то время как дальнейшее увеличение величины предварительной деформации до значения 1,3 не приводит к увеличению доли рекристаллизованного зерна.

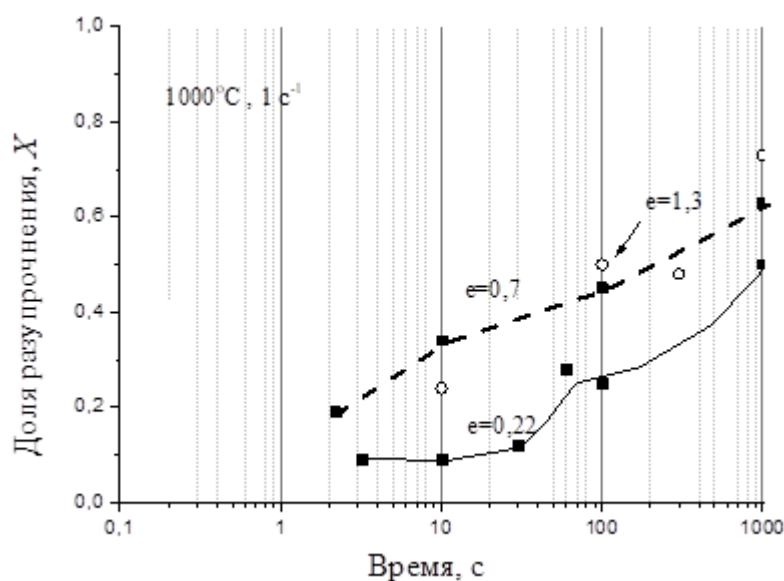


Рисунок 2.21. Кинетика постдеформационного разупрочнения стали 08X18H10T-1 при температурах деформации 1000 °С, скорости деформации 1 с⁻¹, при величине предварительной деформации 0,22; 0,7 и 1,3

На рисунке 2.22 приведена диаграмма разупрочнения стали 08X18H10T-1 полученная при величине предварительной деформации 0,22 и 0,4, температуре деформации 1100 °С и скорости деформации 1 с⁻¹. Из диаграммы следует, что увеличение величины деформации при 1000 °С, приводит к исчезновению участка, на котором происходит задержка в протекании постдинамической рекристаллизации.

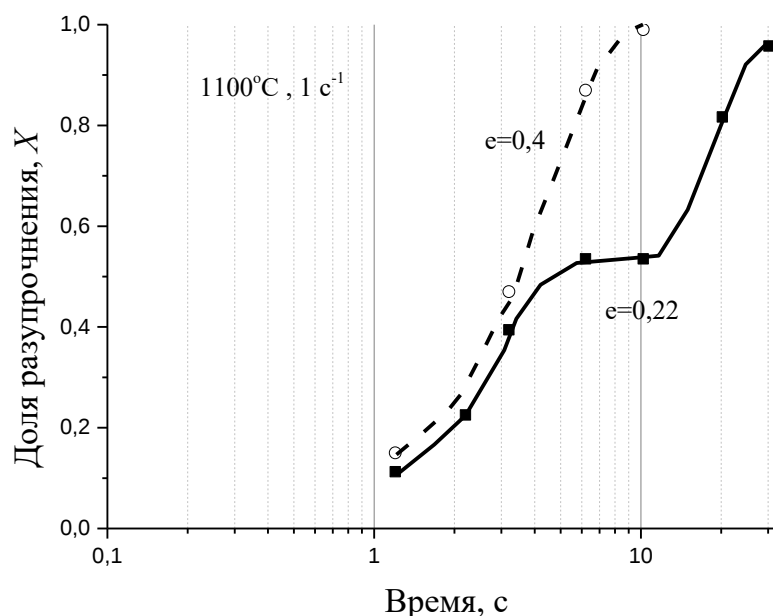


Рисунок 2.22. Кинетика постдеформационного разупрочнения стали 08X18H10T-1 при температуре деформации 1000 °C, скорость деформации 1 с⁻¹ при величине предварительной деформации 0,22, 0,7 и 1,3

2.4. Исследование формирования микроструктуры при горячей деформации и последующей выдержке

В подразделах 2.2 и 2.3 приведены результаты исследования постдинамической рекристаллизации стали, выполненные методами многошагового кручения и двойного нагружения. Указанные способы изучения формирования микроструктуры являются косвенными методами и требуют подтверждения с использованием микроструктурных исследований.

Ниже приведены результаты микроструктурных исследований образцов, деформированных сжатием на величину 0,7 со скоростью 1 с⁻¹ при температуре 1000 °C с последующей выдержкой при той же температуре в течение времени разной с длительностью (рисунок 2.23).

Горячая деформация стали 08X18H10T-1 сопровождается лишь самой начальной стадией динамической рекристаллизации (рисунок 2.23, а). Основная доля зерен имеет вытянутую форму, т.е. остается нерекристаллизованной. Только по границам некоторых зерен видны очень мелкие динамически рекристаллизованные

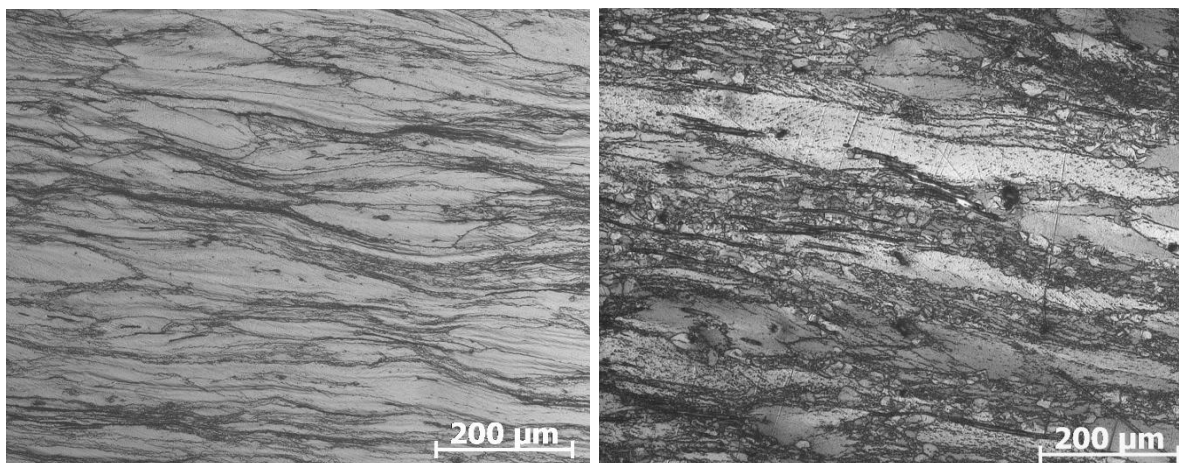
зерна. Отметим, что структура, (см. рис. 2.23 а, слева) подобна структуре внутренних слоев труб, наблюдаемой в производственных условиях после пилигримовой прокатки (рисунок 1.4, в).

После выдержки деформированного образца в течение 10 секунд при той же температуре 1000 °С структура не претерпела заметных изменений (рисунок 2.23 б, слева). Увеличение времени выдержки до 1000 секунд привело лишь к некоторому росту мелких динамически рекристаллизованных зерен с сохранением основной части крупных деформированных зерен (рисунок 2.23 в, слева).

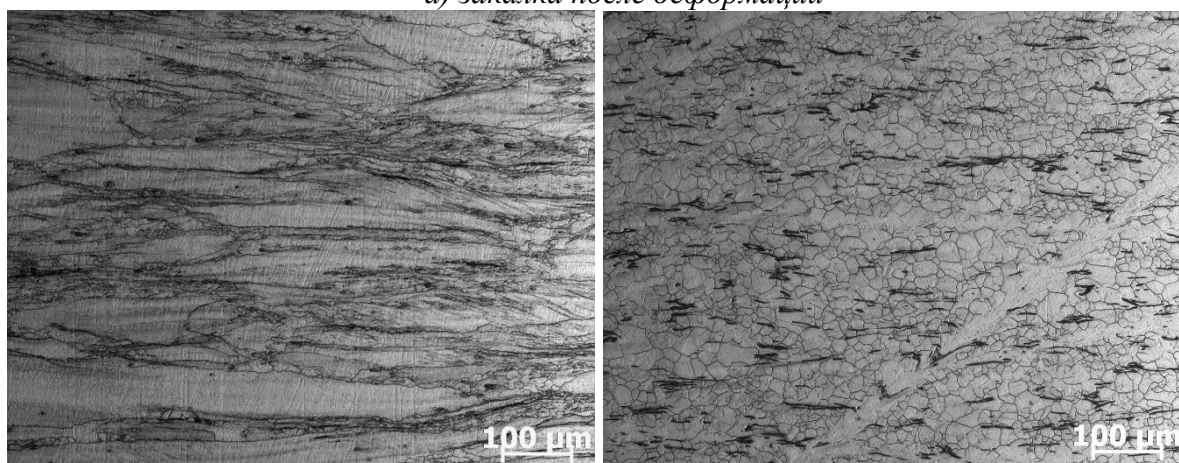
Таким образом, проведенные модельные эксперименты находятся в полном согласии с производственными наблюдениями: промышленная сталь 08Х18Н10Т-1, деформированная при температуре ~ 1000 °С, оказывается устойчивой как к динамической, так и к постдеформационной рекристаллизации в процессе отжига.

В стали 08Х18Н10Т-2 уже в закаленном после деформации образце по границам вытянутых деформированных зерен видно большое количество относительно крупных динамически рекристаллизованных зерен (рисунок 2.23 а, справа)., а за десятисекундную выдержку происходит почти полная метадинамическая рекристаллизация (рисунок 2.23 б, справа). После выдержки в 100 секунд в этой стали наблюдается полностью рекристаллизованная структура с равноосными зернами аустенита (рисунок 2.23 в, справа).

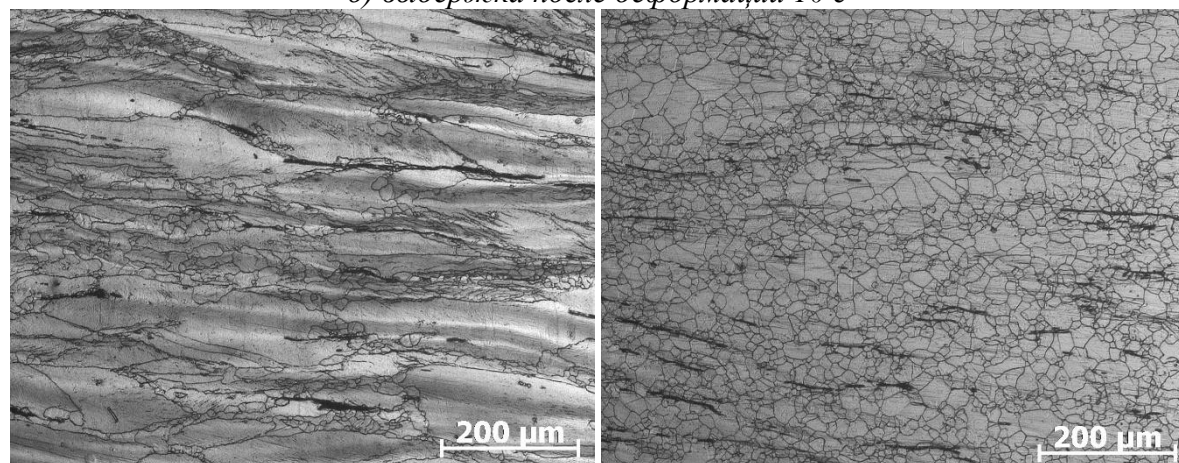
Микроструктурные исследования качественно согласуются с результатами исследования кинетики постдеформационного разупрочнения при температуре 1000 °С, выполненного методом двойной деформации. Понижение содержания титана и углерода в стали резко активизирует процесс постдеформационной рекристаллизации при температуре 1000 °С. Это обстоятельство позволяет полагать, что трубы из стали с пониженным содержанием титана и углерода после пилигримовой прокатки по стандартному режиму и последующего отжига при 1000 °С также будут иметь полностью рекристаллизованную структуру с равноосными зернами по всей толщине стенки трубы.



а) закалка после деформации



б) выдержка после деформации 10 с



в) выдержка после деформации 1000 с

Рисунок 2.23. Влияние времени выдержки при 1000°C на структуру стали 08X18H10T-1 (слева) и 08X18H10T-2 (справа) после предварительной деформации при 1000°C на величину 0,7 со скоростью 1 с⁻¹

2.5. Исследования кинетики роста рекристаллизованных зёрен в стали 08X18H10T

Для получения относительно мелкого аустенитного зерна в конечном продукте необходимо не только обеспечить его измельчение в результате горячей деформации, но и сохранить его при последующем охлаждении. В связи с этим, изучение кинетики роста зерен аустенита является важной подзадачей в построении математической модели процессов структурообразования аустенитных сталей. По этой причине целью подраздела является изучение закономерностей роста рекристаллизованных зерен аустенита в температурном интервале горячей прокатки бесшовных труб из стали 08X18H10T.

Материалом исследования служила сталь 08X18H10T-1 (таблица 2.1). Исследование выполнено на цилиндрических образцах диаметром 10 мм и высотой 15 мм, вырезанных из горячекатаной трубы. Термомеханическая обработка образцов осуществлялась на физическом симуляторе термомеханических процессов Gleeble 3800.

Цилиндрические образцы нагревались до температуры 1280 °C и после выдержки длительностью 10 минут, охлаждались до температуры 1200 °C. При этой температуре осуществлялась деформация со скоростью 1 с^{-1} на величину истинной деформации $\varepsilon=0,7$. Такой режим предварительной горячей деформации сопровождался динамической рекристаллизацией и обеспечивал формирование рекристаллизованной структуры со средним размером зерен $D_0=40 \text{ мкм}$.

Первые три образца после окончания предварительной горячей деформации выдерживали при той же температуре 1200 °C в течении 1, 5 и 15 минут. Затем еще по три образца после горячей деформации быстро охлаждали (нагревали) до температур 1100 °C, 1150 °C и 1250 °C и давали выдержки длительностью также 1, 5 и 15 минут. После окончания изотермических выдержек образцы закаливали струей воды, подаваемой на образец.

Закаленные образцы были разрезаны по оси цилиндра и после приготовления металлографических шлифов подвергнуты электролитическому травлению в 4-ех

процентном растворе азотной кислоты для выявления границ зерен аустенита. Размер зерен аустенита определяли методом подсчета пересечений границ зерен [13].

Микроструктура образца после предварительной деформации при 1200 °С и примеры микроструктур образцов, закаленных от разных температур после 15-и минутной выдержки, приведены на рисунке 2.24.

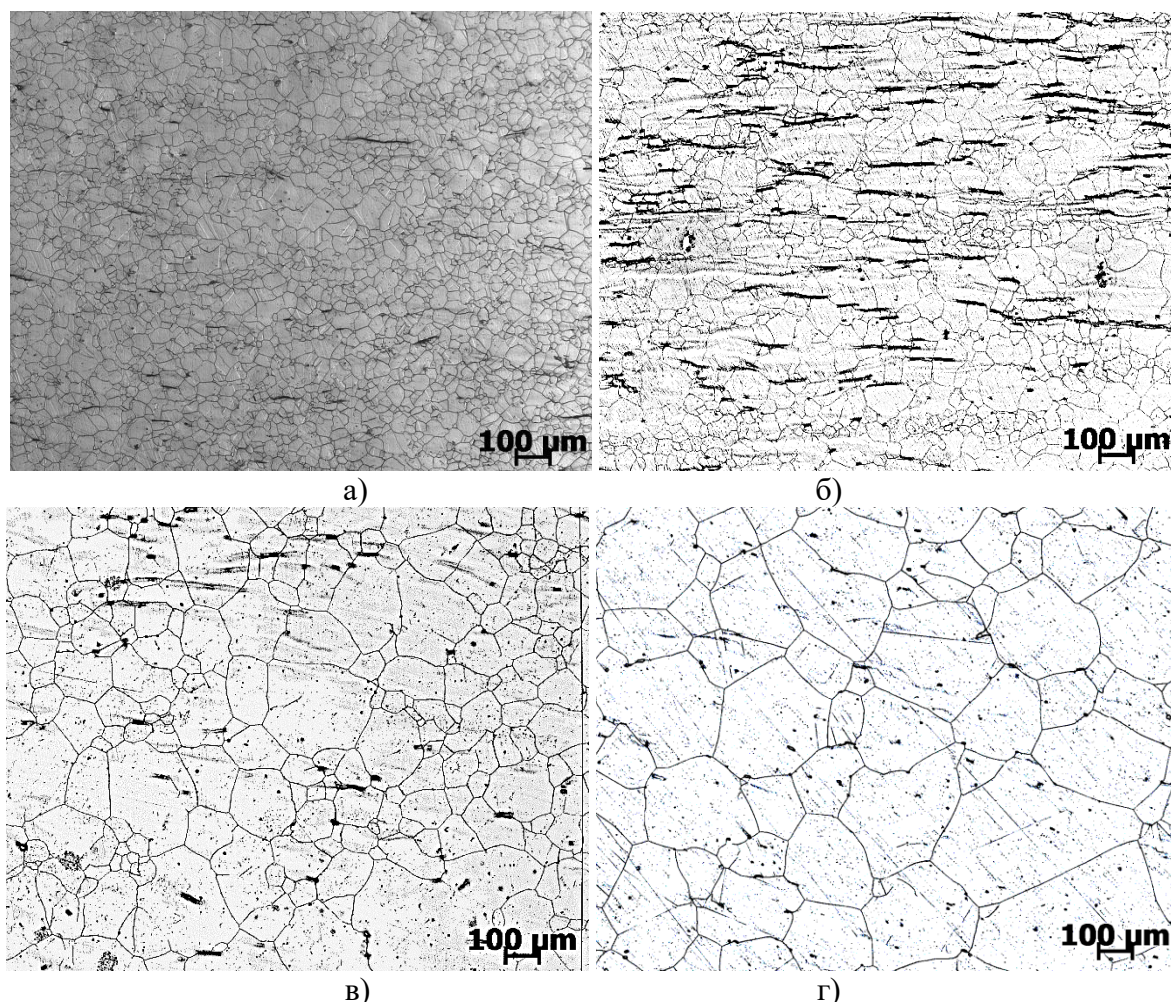


Рисунок 2.24. Рекристаллизованная структура стали марки 08X18N10T:
а) закалка после деформации при 1200°С; б) отжиг при 1100°С, 15 минут;
в) отжиг при 1150°С, 15 минут; г) отжиг при 1250°С, 15 минут

После деформации при температуре 1200 °С формируется рекристаллизованная структура со средним размером зерен 40 мкм. Зерна имеют равноосную форму, их распределение по размерам относительно однородно.

Выдержка при температуре 1100 °С сопровождается небольшим ростом зерен, причем сохраняются области, в которых размер зерен практически не изменяется. В результате, образуется структура с неоднородной зеренной структурой.

С ростом температуры отжига выше 1100 °С начинается интенсивный рост зерен аустенита, а формирующаяся структура приобретает все более однородный вид.

Данные о размере зерен аустенита в зависимости от температуры нагрева и времени выдержки представлены в виде графиков на рисунке 2.25, из которых следует, что рост зерен при температуре 1100 °С по сравнению с более высокими температурами в значительной степени подавлен, вероятно, выделяющимися при этой температуре частицами карбонитридов титана.

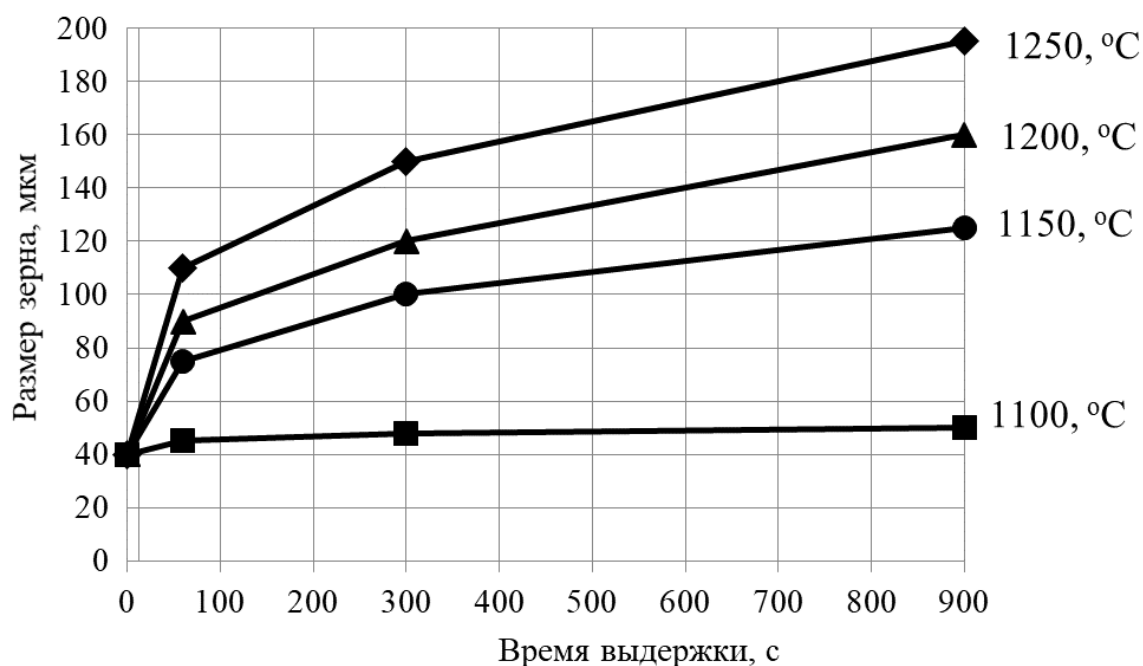


Рисунок 2.25. Кинетика роста рекристаллизованных зерен аустенита стали 08X18H10T

Методом регрессионного анализа, были найдены коэффициенты m , A и Q_1 из выражений (1.8) описывающих кинетику роста зерен.

$$m=4,752; A=1,669 \cdot 10^{20} \text{ мкм}^{\frac{1}{m}} \cdot \text{с}^{-1},$$

$$Q_1 = 359,4 \frac{\text{кДж}}{\text{моль}}. \quad (2.20)$$

Для определения коэффициентов были использованы только данные полученные при температурах выдержки 1150 °С, 1200 °С и 1250 °С. Значения, полученные при 1100 °С, исключены из рассмотрения, так как при этой температуре поведение стали отличается от общей закономерности.

Далее по формулам (1.8), с использованием коэффициентов (2.20) были вычислены кривые роста зерна, при температуре отжига 1100 °С, 1150 °С, 1200 °С и 1250 °С, которые в виде сплошных линий представлены на рисунке 2.26. Кривая для температуры 1100 °С лежит значительно выше соответствующих экспериментальных точек, что еще раз указывает на подавление роста зерен при температуре 1100 °С.

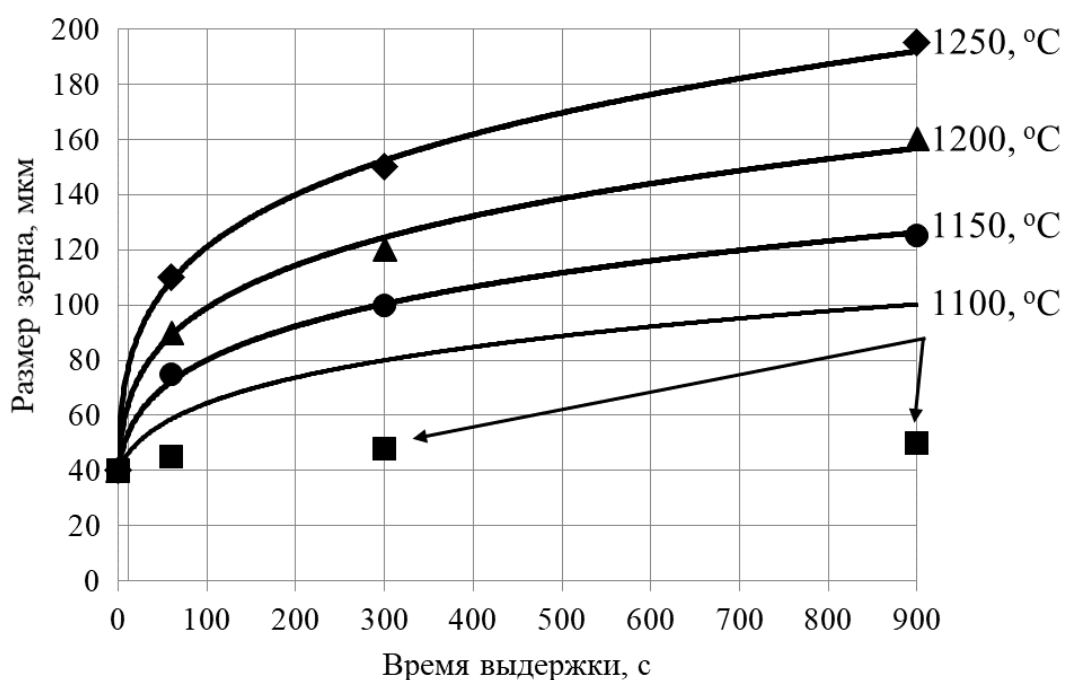
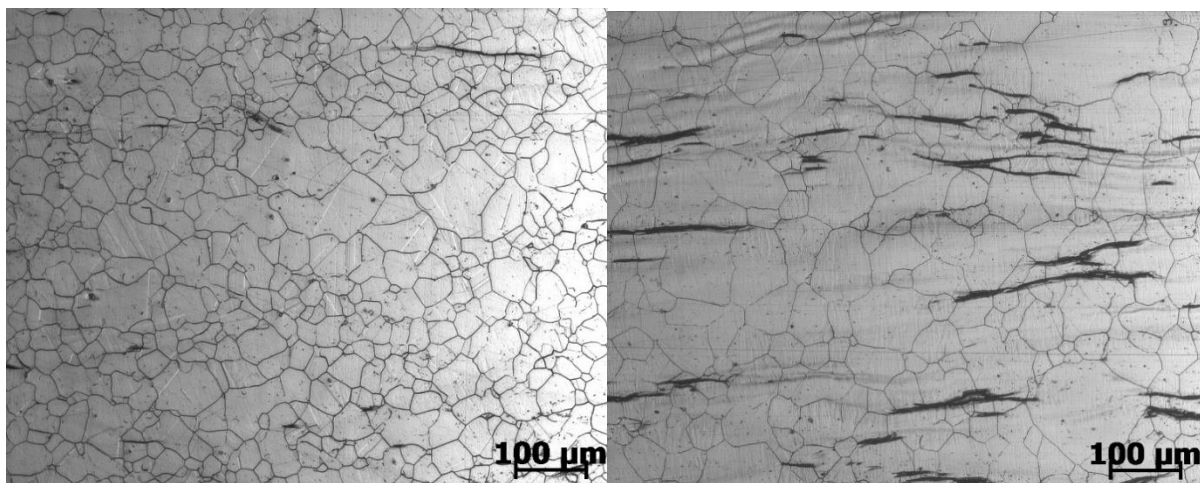


Рисунок 2.26. Кинетика роста рекристаллизованных зерен аустенита стали 08X18H10T: точки – экспериментальные данные; сплошные линии – расчет по выражению (1) с параметрами (2)

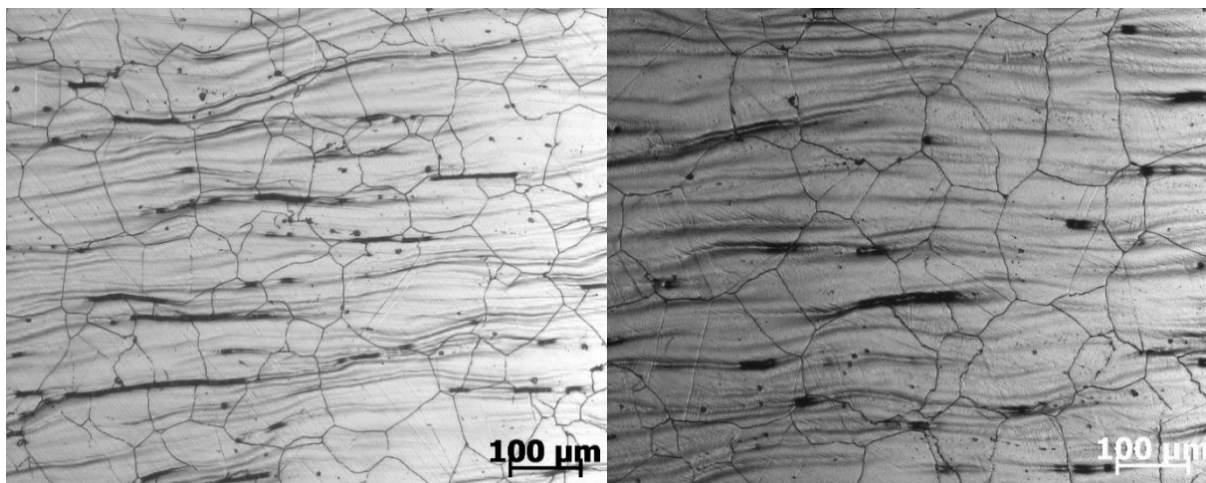
Была выполнена имитация роста зерна в нестационарных температурных условиях, т.к. в реальном производственном процессе рост зерна начинается после завершения деформации и сопровождается непрерывным охлаждением на воздухе.

Оценка влияния скорости охлаждения выполнялась на образцах, предварительно деформированных при 1200 °С со скоростью 1 с⁻¹. После деформации образцы имели полностью рекристаллизованную структуру со средним размером зерен порядка 40 мкм. Скорость охлаждения составляла 0,2 °С/с, 1 °С/с и 5 °С/с. Структура образцов представлена на рисунке 2.27, а соответствующие значения среднего размера зерен аустенита приведены в таблице 2.6.



а) после деформации

б) 5°С/с ($d = 55$ мкм)



в) 1°С/с ($d = 75$ мкм) г) 0,2°С/с ($d = 108$ мкм)

Рисунок 2.27. Влияние скорости охлаждения от 1200°С на размер зерна аустенита

Уменьшение скорости охлаждения до 0,2 °С/с приводит к росту среднего размера зерен от 40 мкм (после закалки) до 108 мкм после охлаждения со скоростью 0,2 °С/с.

Аналитические выражения (1.8), совместно описывающие рост зерен аустенита в можно использовать для предсказания кинетики их роста в нестационарных температурных условиях. Для этого интервал охлаждения по времени разбивается на малые интервалы, перепад температуры на которых, имеет относительно низкое значение (в пределах 1 °С). Далее процесс роста зерна на малом интервале рассматривается как для изотермического процесса. С использованием вышеописанного принципа, была написана программа, позволяющая определить размер зерна при охлаждении образца с заданной скоростью. Данная программа работает в пакете

Matlab, ее код приведен в приложении А. Программа использована для оценки размера зерен аустенита в условиях непрерывного охлаждения, совпадающими с условиями выполненных выше модельных экспериментов. Начальная температура образца полагалась равной 1200 °С, начальный размер зерен – 40 мкм. Учитывая, что при температуре 1100 °С рост зерен в изотермических условиях заторможен, полагалось, что в условиях непрерывного охлаждения рост зерен происходит в интервале от начальной температуры 1200 °С до температуры 1125 °С. Результаты расчета приведены в третьем столбце таблицы 2.6 и хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Таблица 2.6

Экспериментальные и рассчитанные значения размера зерен аустенита
в зависимости от скорости охлаждения

Скорость охлаждения, °С/с	Экспериментальный размер зерна, $D_{\text{эксп.}}$, мкм	Расчетный размер зерна $D_{\text{расч.}}$, мкм
Закалка	40	40
5	55	59,8
1	75	81,71
0,2	108	114

Предложенный алгоритм может быть использован для предсказания роста зерен в стали 08X18H10T при нестационарных температурных условиях.

Выводы по главе 2

1. Исследована горячая динамическая рекристаллизация двух модификаций стали 08X18H10T с высоким ($\%Ti = 0,5$; $\%C = 0,07$) и низким содержанием ($\%Ti = 0,21$; $\%C = 0,025$). Была определена энергия активации процесса динамической рекристаллизации для обеих сталей, и показано что для анализа процесса допустимо использовать усредненное значение $Q = 439$ кДж/моль. Определены зависимости для расчета критической степени деформации и размера зерна, формирующегося при рекристаллизации.

2. Для стали 08X18H10T-1 (%Ti = 0,5; %C = 0,07), методом многошагового кручения, для скорости деформации 1 с^{-1} , междеформационной паузы в 2 секунды и при шаге деформации 0,22 по Мизесу, определена температура начала рекристаллизации, которая составляет $1120 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

3. Исследована кинетика постдинамической рекристаллизации методом двойного нагружения. Определено, что при температурах $1000 - 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, в стали 08X18H10T-1 (%Ti = 0,5; %C = 0,07) происходит подавление рекристаллизационных процессов, в то время как в стали 08X18H10T-2 (%Ti = 0,21; %C = 0,025) такого не наблюдается. При температуре $1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$, процесс разупрочнения в обоих сталях протекают с одинаковой скоростью. Для стали 08X18H10T-2 получено уравнение Аврами, которое может быть использовано для стали 08X18H10T-1 в высокотемпературной области (при растворении карбидов титана).

4. При температуре деформации $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ и ниже, любые рекристаллизационные процессы в стали 08X18H10-2 (%Ti = 0,21; %C = 0,025) протекают активнее, чем в стали 08X18H10T-1 (%Ti = 0,5; %C = 0,07). При температурах выше $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в обоих сталях формируются одинаковые микроструктуры.

5. Исследована кинетика роста рекристаллизованного зерна в стали 08X18H10T-1 (%Ti = 0,5; %C = 0,07). При температуре $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, в сравнение с другими температурами $1150, 1200$ и $1250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ рост зерна происходит медленнее. Определена зависимость описывающая скорость роста зерна справедливая для диапазона температур $1150 - 1250 \text{ }^{\circ}\text{C}$:

$$D^{4,752} - D_0^{4,752} = K \cdot t,$$

где K рассчитывается по формуле:

$$K = 1,669 \cdot 10^{20} \cdot \exp\left(-\frac{359,4}{8,314 \cdot T}\right).$$

6. Экспериментально верифицирован алгоритм для расчета кинетики роста зерна в нестационарных температурных условиях, при котором время разбивается на малые шаги по времени, а рост зерна на каждом шаге по времени рассматривается как для стационарного процесса.

3. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОШИВКИ ГИЛЬЗЫ И АНАЛИЗ КИНЕТИКИ РОСТА ЗЕРНА АУСТЕНИТА

Одной из причин неоднородности микроструктуры по сечению трубы может являться неоднородность температурного поля металла в процессе прокатки. В свою очередь, неравномерность температурного поля может сформироваться при нагреве заготовки в печи, её транспортировке до прокатного агрегата или в ходе осуществления самого процесса деформации. Также неравномерность процесса охлаждения после прокатки может оказывать влияние на неоднородность структуры в силу того, что процессы постдеформационной рекристаллизации и последующего роста зерен зависят от температуры. Скорость деформации и величина деформации также различны по объему металла изделия. При прокатке наибольшие величины и скорости деформации обычно наблюдаются в околосредних зонах металла заготовки с прокатным инструментом [70-72].

Для оценки влияния этих факторов на конечную структуру труб из стали марки 08X18H10T необходимо выполнить расчеты температурных полей в металле на различных этапах производства.

3.1. Нагрев заготовки перед прошивкой

В условиях трубопрокатного цеха №1 ЧТПЗ нагрев заготовок под прокатку осуществляется в одной из двух трехзонных методических печей ролевого типа одинаковой конструкции. В силу некоторых производственных причин, для нагрева используются только 2 зоны (методическая и сварочная), а в томительную зону заготовка кантуются непосредственно перед выдачей. Длительность нагрева составляет не менее 10 часов перед первой прошивкой и не менее 8 часов перед второй прошивкой.

Для анализа обоснованности выбранного режима нагрева было проведено его математическое моделирование. При этом важно было рассмотреть процесс нагрева заготовки только перед второй прошивкой (так как длительный нагрев до высокой температуры устраняет влияние предыдущих операций на конечную структуру). Гильзы после первой прошивки текущего производства имеют диаметр

630 мм и толщину стенки 157,5 мм. Нагрев заготовки в печи осуществляется последовательно в двух зонах: методической и сварочной. При этом при нагреве заготовок из нержавеющей стали не используют первую половину методической зоны (т.е. сажают заготовку сразу же в середину печи) и томильную зону. Кантовка осуществляется через равные промежутки времени. Количество кантовок соответствует числу боковых окон. Общее количество окон по зонам:

Методическая зона	12 шт.
Сварочная зона	8 шт.
Томильная зона	4 шт.
Всего:	24 шт.

С учетом того, что при нагреве заготовок из стали 08Х18Н10Т используется лишь часть длины печи, количество кантовок составляет 13 шт. Температура металла в печи неоднородна по длине. При кантовке заготовки от окна к окну происходит ступенчатое увеличение температуры печного пространства, окружающего заготовку. При расчете температурного поля было принято, что температура печного пространства соответствует значениям, представленным в таблице 3.1.

Для упрощения расчета принимается ряд допущений:

- 1) Тепловой поток, попадающий на заготовку, считается равномерным со всех сторон, т.е. задачу нагрева рассматривали как осесимметричную.
- 2) Градиент температурного поля по длине заготовки равен нулю (т.е. оценивали температурное поле для среднего по длине поперечного сечения, где стоило ожидать наибольшего перепада температур в поперечном сечении).
- 3) На внутренней поверхности заготовки нагрев осуществляется только конвективно, источники излучения отсутствуют.
- 4) Наружная поверхность заготовки нагревается под действием двух механизмов теплообмена: лучистого и конвективного.
- 5) Температуру заготовки в начальный момент времени считаем равномерной (однородной) и равной 20 °С.
- 6) Значения теплофизических коэффициентов материала заготовки рассчитываются в программе JMatPro [73].

Таблица 3.1

Температуры печного пространства у окна соответствующего номера,
принятые для расчета нагрева заготовок

Методическая зона		Сварочная зона	
№ окна	температура, °С	№ окна	температура, °С
8	1085	15	1220
9	1090	16	1260
10	1095	17	1280
11	1100	18	1280
12	1120	19	1285
13	1140	20	1285
14	1180	—	—

Для расчета температурного поля требуется решить уравнение теплопроводности вида [74-76]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right), \quad (3.1)$$

где ρ – плотность материала, $\text{кг}/\text{м}^3$; T – температура тела, K ; c – теплоемкость материала $\frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{K}}$; λ – теплопроводность материала $\frac{\text{Вт}}{\text{кг} \cdot \text{K}}$; t – время, с ; r – координата тела, характеризующая удаленность точки от оси заготовки, м .

Начальное условие, согласно выше приведенных допущений, имеет следующий вид:

$$t = 0: T = T_0, \quad \frac{d_{\text{Вн}}}{2} < r < \frac{D}{2}, \quad (3.2)$$

где T_0 – температура в начальный момент времени, K ; D – наружный диаметр заготовки, м ; $d_{\text{Вн}}$ – диаметр осевого отверстия в заготовке, м .

На внутренней поверхности заготовки используем граничное условие третьего рода, теплообмен на границе описывается законом Ньютона-Рихмана [74-76]:

$$r = \frac{d_{\text{Вн}}}{2}: \frac{\partial T}{\partial r} = \alpha (T_{\text{Пов}} - T_{\text{Печи}}), \quad t > 0, \quad (3.3)$$

где α – коэффициент конвективной теплоотдачи $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{К}}$; $T_{\text{Пов}}$ – температура поверхности заготовки, К; $T_{\text{Печи}}$ – температура печного пространства, К.

Для описания теплообмена на наружной поверхности используем законы Ньютона–Рихмана и Стефана–Больцмана [74–76]:

$$r = \frac{D}{2}: \lambda \frac{\partial T}{\partial r} = \alpha(T_{\text{Печи}} - T_{\text{Пов}}) + C_{\text{гкм}}(T_{\text{Печи}}^4 - T_{\text{Пов}}^4), t > 0 \quad (3.4)$$

где $C_{\text{гкм}}$ – коэффициент газ-кладка-металл, определяемый по формуле [77, 78]:

$$C_{\text{ГКМ}} = \sigma \cdot \varepsilon_{\text{м}} \frac{\omega + 1 - \varepsilon_{\text{г}}}{\frac{1 - \varepsilon_{\text{г}}}{\varepsilon_{\text{г}}} (\varepsilon_{\text{м}} + \varepsilon_{\text{г}} (1 - \varepsilon_{\text{м}})) + \omega}, \quad (3.5)$$

где σ – постоянная Стефана–Больцмана $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{К}^4}$; $\varepsilon_{\text{м}}$ и $\varepsilon_{\text{г}}$ – степень черноты металла и дымовых газов; ω – отношение площади поверхности заготовки к площади кладки печи.

Решение задачи теплопроводности выполнено методом конечных разностей, с использованием неявной 4-х точечной разностной схемы Самарского [79–81]. После разложения уравнения на конечно-разностные аналоги, уравнение теплопроводности можно записать в следующем виде:

$$A_i \cdot T_{i+1,j+1} - B_i \cdot T_{i,j+1} + C_i \cdot T_{i-1,j+1} = F_i, \quad (3.6)$$

где A , B , C , F – коэффициенты, определяемые по формулам 3.7:

$$A_i = \frac{\lambda}{\Delta r^2} \cdot \frac{r_{i+\frac{1}{2}}}{r_i}, \quad B_i = \frac{2\lambda}{\Delta r^2} + \frac{\rho c}{\tau}, \quad C_i = \frac{\lambda}{\Delta r^2} \cdot \frac{r_{i-\frac{1}{2}}}{r_i}, \quad F_i = -\frac{\rho c}{\tau} T_{i,j}, \quad (3.7)$$

i и j – коэффициенты, соответствующие номеру уровня по координате и по времени соответственно (считаем, что имеем $(N+1)$ уровней по координате и $(M+1)$ уровней по времени), Δr – размер шага по координате, τ – размер шага по времени.

Систему 4-х точечных уравнений (3.6) можно свести к системе двухточечных:

$$T_{i,j+1} = a_i \cdot T_{i+1,j+1} + b_i, \quad (3.8)$$

где a_i и b_i – прогоночные коэффициенты, определяемые по формулам:

$$a_i = \frac{A_i}{B_i - C_i \cdot a_{i-1}}; \quad b_i = \frac{C_i \cdot b_{i-1} - F_i}{B_i - C_i \cdot a_{i-1}}. \quad (3.9)$$

Для определения a_i и b_i по формуле (3.9), необходимо знать a_1 , b_1 , которые находим из левого граничного условия (из условия, записанного для внутренней границы) [81]:

$$\begin{cases} a_1 = \frac{\lambda}{\lambda + \Delta r \cdot \alpha} \\ b_1 = \frac{\Delta r \cdot \alpha}{\lambda + \Delta r \cdot \alpha} T_{\text{окр. среды}} \end{cases}. \quad (3.10)$$

Правое граничное условие используется для определения температуры на наружной поверхности [81]:

$$T_{N+1,j+1} = \frac{\lambda \cdot b_N + h \cdot \alpha \cdot T_{\text{Печи}} + C_{ГКМ} \cdot \Delta r \cdot ((T_{\text{Воз}})^4 - (T_{N+1,j+1})^4)}{h \cdot \alpha + \lambda \cdot (1 - a_N)}. \quad (3.11)$$

При решении уравнения теплопроводности последовательно выполнялись следующие действия:

- 1) Определялись теплофизические константы, таблично заданные функции теплопроводности и теплоемкости от температуры, были предварительно выгружены из JMatPro.
- 2) Задавалось начальное температурное поле.
- 3) Задавалось время расчета (соответствует времени между кантовками при нагреве заготовок в цехе.).
- 4) Определялась величина шага по времени и по координате.
- 5) Далее в счетном цикле выполнялись следующие вычисления.
 - 5.1) Определялись прогоночные коэффициенты на левой границе (3.10).
 - 5.2) Определялись коэффициенты А, В, С и F для каждого узла (3.7).
 - 5.3) Определялись прогоночные коэффициенты на всем шаге по времени (3.9).
 - 5.4) Определялись температуру на правой границе (3.11).
 - 5.5) Определялись температуру на всем шаге по времени (3.8).
 - 5.6) Далее цикл повторялся.

6) По истечении заданного времени, изменялись граничные условия, а именно температуру печного пространства и дымовых газов, имитируя кантовку заготовки, и вновь повторяли расчет, но в качестве начального температурного поля использовали температурное поле, определённое для состояния перед кантовкой.

Блок-схема расчета приведена рисунке 3.1, а код программы «Программа для расчета нагрева заготовки в методических печах ТПЦ №1 АО «ЧТПЗ» приведен в приложении Б.

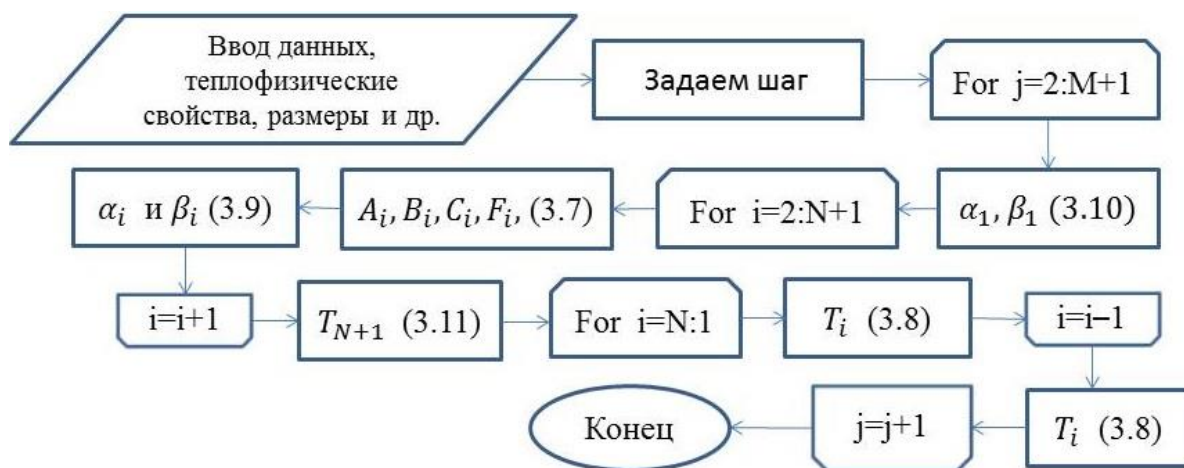


Рисунок 3.1. Блок-схема процесса расчета нагрева заготовки

На рисунке 3.2 приведены графики изменения температуры наружной и внутренней поверхности заготовки, полученные расчетным путем, за последние 120 минут нагрева. Резкое изменение скорости нагрева в момент времени 495 минут обусловлено резким изменением температуры печного пространства вокруг заготовки при ее перемещении вдоль печи.

В таблице 3.2 приведены результаты измерений внутренней поверхности нагреваемой заготовки, выполненные оптическим способом, через боковые окна в печи. Результаты измерений согласуются с данными приведенными на рисунке 3.2.

Выполненный расчет показывает, что технология нагрева заготовок приводит к равномерному прогреву заготовок, градиент температур по сечению составляет не более 10 °С. Из этого следует, что процесс нагрева не может быть причиной неоднородности микроструктуры металла труб.

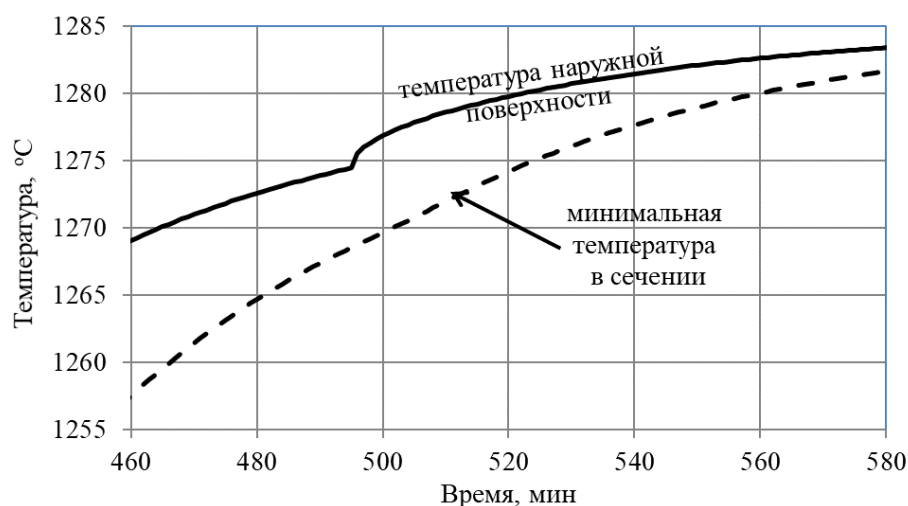


Рисунок 3.2. Режим нагрева

Таблица 3.2

Результаты измерений внутренней полости заготовки

Температура, °C	1260	1270	1280	1280
Время в момент измерения, мин	450	495	540	585

3.2. Подстуживание заготовки при транспортировке к прошивному стану

Как показали расчеты, результаты которых приведены в разделе 3.1, нагрев заготовок по используемой технологии обеспечивает равномерный прогрев с перепадом температуры в поперечном сечении не более чем на 10 °C.

После нагрева заготовку выдают из печи и транспортируют к прошивному стану. Время транспортировки составляет от 2-х до 3-х минут (обычно 140 секунд). За время движения до прошивного стана наружные слои успевают подстудиться. Для определения толщины подстуженного использовано уравнение теплопроводности:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}, \quad (3.12)$$

где z — координата тела, характеризующая положение точки вдоль оси прошивки.

При расчете используется температурное поле, рассчитанное в разделе 3.1. Начальное распределение температур не равномерно в каждом поперечном сечении, при этом однородно по длине заготовки.

При расчете пренебрегали лучистым теплообменом на внутренней поверхности заготовки, так как поверхность излучает сама на себя. Конвективный теплообмен описывается уравнением Ньютона-Рихмана, т.е. граничное условие для внутренней поверхности выглядит следующим образом:

$$r = \frac{d_{Bн}}{2} : \frac{\partial T}{\partial r} = \alpha(T_{Пов} - T_{окр.среды}), t \geq 0, \quad (3.13)$$

где $T_{окр.среды}$ – температура окружающей среды, К.

Теплообмен между наружной поверхностью и окружающей средой, а также между торцом заготовки и окружающей средой осуществляется конвективным и лучистым способами. Поэтому граничное условие для наружной поверхности выглядит следующим образом:

$$r = \frac{D}{2} : \lambda \frac{\partial T}{\partial r} = \alpha(T_{окр.среды} - T) + \sigma \varepsilon_m (T_{окр.среды}^4 - T^4), t \geq 0 \quad (3.14)$$

и аналогично для торца заготовки:

$$z = \frac{L}{2} : \lambda \frac{\partial T}{\partial z} = \alpha(T_{окр.среды} - T) + \sigma \varepsilon_m (T_{окр.среды}^4 - T^4), t \geq 0. \quad (3.15)$$

Так как оба конца заготовки охлаждаются в одинаковых условиях, то допустимо использовать условие симметрии для середины длины заготовки

$$z = 0 : \frac{\partial T}{\partial z} = 0, t > 0. \quad (3.16)$$

Схема принятых граничных условий приведена на рисунке 3.3. Для решения задачи использовался метод конечных разностей на основе неявной четырехточечной схемы и равномерная пространственная решетка. Дискретизация уравнения выполнена на основе локальной одномерной схемы А.А. Самарского. Схема Самарского является абсолютно устойчивой и обладает свойством суммарной аппроксимации [79-81]. Шаг по времени реализуется в два этапа, сначала в направлении одной координаты r , далее в направлении второй координаты z :

$$r = i \cdot \Delta r, i = 1, 2, \dots, N+1, \quad (3.17)$$

$$r = 0, r_2, \dots, r_{N+1},$$

$$z = j \cdot \Delta z; \quad j = 1, 2, \dots, K + 1, \quad (3.18)$$

$$z = 0, z_2, \dots, z_{K+1},$$

где i, j – индекс номера шага по пространственной координате r и z соответственно, Δr и Δz – величина шага по пространственной координате, N и K – количество шагов по координате.

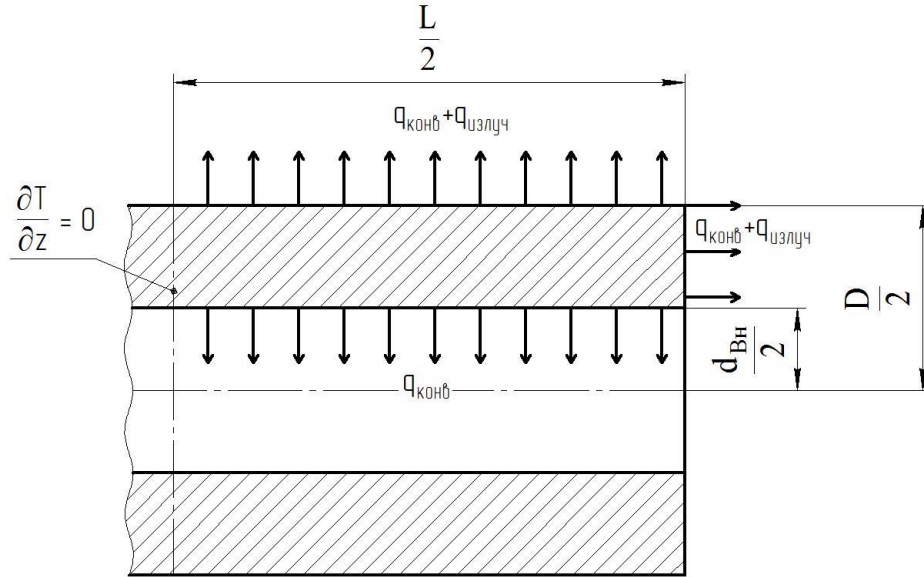


Рисунок 3.3. Схема граничных условий для задачи охлаждения гильзы

Аналогично вводится временная сетка:

$$t_m = m \cdot \tau, \quad m = 1, 2, \dots, M + 1, \quad (3.19)$$

$$t = 0, t_2, \dots, t_{M+1},$$

где m – индекс номера шага по времени, τ – величина шага по времени, с; M – общее количество шагов по времени.

Для замены дифференциальных операторов использовали следующие конечно-разностные аналоги [79-81]

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{T_{i,j,m+\frac{1}{2}} - T_{i,j,m}}{\tau} \quad \text{и} \quad \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{T_{i,j,m+1} - T_{i,j,m+\frac{1}{2}}}{\tau}, \quad (3.20)$$

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) = \frac{1}{\Delta r^2} \left(r_{i+\frac{1}{2}} \cdot T_{i+1,j,m+\frac{1}{2}} - \left(r_{i-\frac{1}{2}} + r_{i+\frac{1}{2}} \right) \cdot T_{i,j,m+\frac{1}{2}} + r_{i-\frac{1}{2}} \cdot T_{i-1,j,m+\frac{1}{2}} \right), \quad (3.21)$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{T_{i,j+1,m+1} - 2 \cdot T_{i,j,m+1} + T_{i,j-1,m+1}}{\Delta z^2}, \quad (3.22)$$

где $r_{i-\frac{1}{2}}$ и $r_{i+\frac{1}{2}}$ определяются по формуле (3.23):

$$r_{i-\frac{1}{2}} = \frac{r_{i-1} + r_i}{2} = r_i - \frac{\Delta r}{2}, \quad r_{i+\frac{1}{2}} = \frac{r_{i+1} + r_i}{2} = r_i + \frac{\Delta r}{2}. \quad (3.23)$$

Таким образом, распределение температуры на новом шаге определяется согласно системы уравнений [79-81]

$$\begin{cases} \rho \cdot c \frac{T_{i,j,m+\frac{1}{2}} - T_{i,j,m}}{\tau} = \frac{\lambda}{r_i \cdot \Delta r^2} \left[\left(r_i + \frac{\Delta r}{2} \right) \cdot T_{i+1,j,m+\frac{1}{2}} - 2r_i T_{i,j,m+\frac{1}{2}} + \left(r_i - \frac{\Delta r}{2} \right) \cdot T_{i-1,j,m+\frac{1}{2}} \right] \\ \rho \cdot C \frac{T_{i,j,m+1} - T_{i,j,m+\frac{1}{2}}}{t} = \lambda \left(\frac{T_{i,j+1,m+1} - 2T_{i,j,m+1} + T_{i,j-1,m+1}}{\Delta z^2} \right) \end{cases} \quad (3.24)$$

Полученная система уравнений сводятся к общему виду [79, 81]

$$\begin{cases} A_{i,j} \cdot T_{i+1,j,m+\frac{1}{2}} - B_{i,j} \cdot T_{i,j,m+\frac{1}{2}} + C_{i,j} \cdot T_{i-1,j,m+\frac{1}{2}} = F_{i,j} \\ Al_{i,j} \cdot T_{i,j+1,m+1} - Bl_{i,j} \cdot T_{i,j,m+1} + Cl_{i,j} \cdot T_{i,j-1,m+1} = Fl_{i,j} \end{cases}, \quad (3.25)$$

$$\text{где } A_{i,j} = \frac{\lambda}{\Delta r^2} \cdot \frac{r_{i+\frac{1}{2}}}{r_i}, \quad B_{i,j} = \frac{2\lambda}{\Delta r^2} + \frac{\rho c}{\tau}, \quad C_{i,j} = \frac{\lambda}{\Delta r^2} \cdot \frac{r_{i-\frac{1}{2}}}{r_i}, \quad F_{i,j} = -\frac{\rho c}{\tau} T_{i,j,m}, \quad (3.26)$$

$$Al_{i,j} = \frac{\lambda}{\Delta z^2}, \quad Bl_{i,j} = \frac{\lambda}{\Delta z^2} + \frac{\rho c}{\tau}, \quad Cl_{i,j} = \frac{\lambda}{\Delta z^2}, \quad Fl_{i,j} = -\frac{\rho c}{\tau} T_{i,j,m+\frac{1}{2}}.$$

Трехточечные уравнения (3.25) сводятся к двухточечным

$$\begin{cases} T_{i,j,m+\frac{1}{2}} = a_{i,j} \cdot T_{i+1,j,m+\frac{1}{2}} + b_{i,j} \\ T_{i,j,m+1} = al_{i,j} \cdot T_{i,j+1,m+1} + bl_{i,j} \end{cases}, \quad (3.27)$$

где $a_{i,j}, b_{i,j}, al_{i,j}, bl_{i,j}$ – прогоночные коэффициенты, определяемые по формулам

$$a_{i,j} = \frac{A_{i,j}}{B_{i,j} - C_{i,j} \cdot a_{i-1,j}}, \quad b_{i,j} = \frac{C_{i,j} \cdot b_{i-1,j} - F_{i,j}}{B_{i,j} - C_{i,j} \cdot a_{i-1,j}}, \quad (3.28)$$

$$al_{i,j} = \frac{Al_{i,j}}{Bl_{i,j} - Cl_{i,j} \cdot a_{i,j-1}}, \quad bl_{i,j} = \frac{C_{i,j} \cdot b_{i,j-1} - F_{i,j}}{Bl_{i,j} - Cl_{i,j} \cdot a_{i,j-1}}. \quad (3.29)$$

Для определения $a_{i,j}$, $b_{i,j}$ и $al_{i,j}$, $bl_{i,j}$ по (3.28) и (3.29), необходимо знать $a_{1,j}$, $b_{1,j}$ и $al_{1,1}$, $bl_{1,1}$, которые вычисляются из граничных условий (3.13) и (3.16) [81]

$$a_{1,j} = \frac{\lambda}{\lambda + \Delta r \cdot \alpha}, \quad b_{1,1} = \frac{\Delta r \cdot \alpha}{\lambda + \Delta r \cdot \alpha} T_{окр.среды}, \quad (3.30)$$

$$al_{1,1} = 1; \quad bl_{1,1} = 0. \quad (3.31)$$

Из других граничных условий определяется температура на наружной поверхности гильзы [81],

$$T_{N+1,j} = \frac{\lambda \cdot \beta_{N,j} + \Delta r \cdot \alpha \cdot T_{Боз} + \varepsilon_M \cdot \sigma \cdot \Delta r \left((T_{Боз})^4 - (T_{N+1,j})^4 \right)}{\Delta r \cdot \alpha + \lambda (1 - a_{N,j})} \quad (3.32)$$

и температура на торце гильзы по формуле [81]

$$T_{i,K+1} = \frac{\lambda \cdot \beta_{i,K} + \Delta z \cdot \alpha \cdot T_{Боз} + \varepsilon_M \cdot \sigma \cdot \Delta z \left((T_{Боз})^4 - (T_{i,K+1})^4 \right)}{\Delta z \cdot \alpha + \lambda (1 - a_{i,K})}. \quad (3.33)$$

Всю процедуру расчета выполняется в следующей последовательности:

- 1) определяются прогоночные коэффициенты на внутренней границе по формулам (3.30);
- 2) определяются коэффициенты A , B , C и F по формулам (3.26);
- 3) определяются прогоночные коэффициенты по формулам (3.28);
- 4) определяются температура на боковой поверхности по формуле (3.32);
- 5) вычисляется температура на полушаге по времени по первой формуле (3.27);
- 6) вычисляются прогоночные коэффициенты на границе по формуле (3.31);
- 7) определяются коэффициенты Al , Bl , Cl и Fl по формулам (3.26);
- 8) определяются прогоночные коэффициенты по формулам (3.29);
- 9) определяется температура на поверхности (торце) по формуле (3.33);
- 10) вычисляется температура на шаге по времени по второй формуле (3.27).

Программа для расчета температурного поля «Программа для расчета скорости охлаждения, совмещенная с расчетом скорости роста зерна» приведена в приложении В. С использованием такого же подхода к уравнению теплопроводности, решены задачи, рассмотренные в работах [82 и 83].

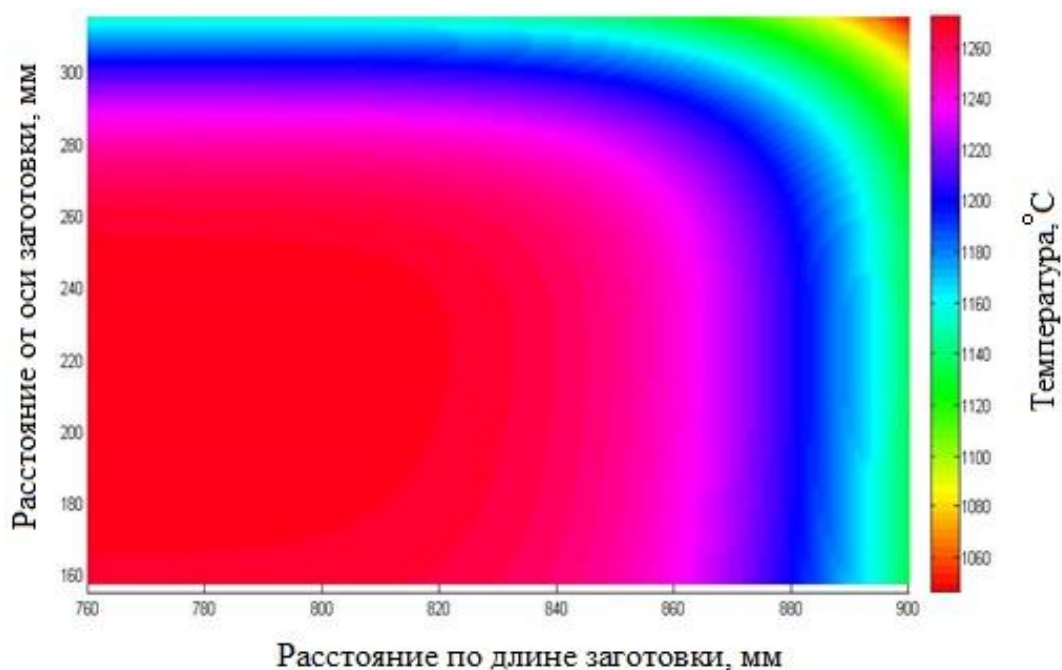


Рисунок 3.4. Температурное поле в осевом сечении заготовки через 140 секунд после выдачи из печи

По приведенной выше методике было рассчитано температурное поле и получено распределение температур по сечению через 140 секунд подстуживания при транспортировке заготовки к прошивному стану (рисунок 3.4). Для большей наглядности на рисунке 3.5 приведены графики распределения температур по сечениям на разном удалении от торца.

Таким образом, неоднородность температур по длине отсутствует уже на расстоянии 60 мм от торца. Подстуженный слой на боковой поверхности имеет ширину порядка 30-40 мм. При прошивке этот слой трансформируется в слой толщиной 15-20 мм, что определено с использованием пропорции:

$$\frac{D_1^2 - d_1^2}{D_0^2 - d_0^2} = \frac{D_1^2 - (D_1 - 2\delta_1)^2}{D_0^2 - (D_0 - 2\delta_0)^2} \quad (3.34)$$

где D_0 и D_1 – наружный диаметр гильзы до и после деформации, d_0 и d_1 – внутренний диаметр гильзы до и после деформации, δ_0 – толщина подстуженного слоя до деформации, δ_1 – толщина слоя, в который при прошивке с учетом вытяжки в процессе прошивки трансформируется подстуженный слой δ_0 .

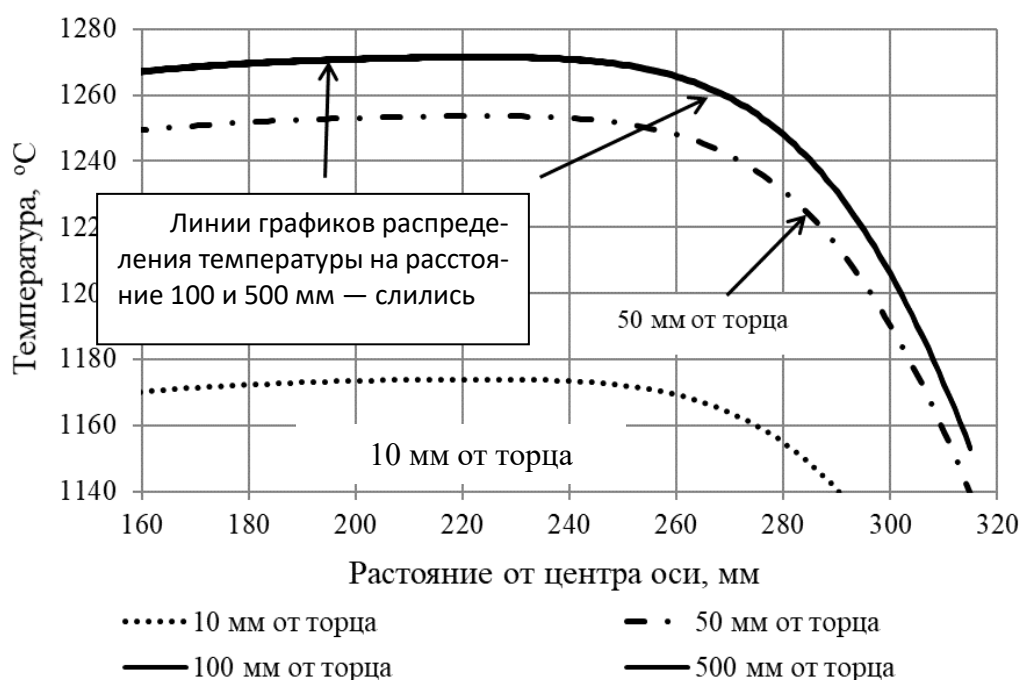


Рисунок 3.5. Графики распределения температуры в поперечном сечении заготовки на разном удалении от торца через 140 секунд после выдачи из печи

Именно в слое толщиной 15-20 мм от наружной поверхности гильзы наблюдается слой относительно мелкого зерна, что следует связывать с формированием зерна меньшего размера при динамической рекристаллизации и последующим относительно медленным последеформационным ростом зерна.

3.3. Кинетика роста зерна аустенита при прошивке

Методом конечных элементов был выполнен расчет, который показал, что процесс прошивки происходит в относительно узком диапазоне скоростей деформации от $0,1$ до $1,2 \text{ с}^{-1}$ и при температуре деформации выше, чем $1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Расчеты выполнены в программе MSC Marc Mentat [84], поле скоростей деформации представлено на рисунке 3.6.

Во второй главе была приведена карта критической деформации (см. рисунок 2.21), исходя из которой мы можем говорить, что деформация на прошивном стане происходит с полным протеканием динамической рекристаллизации. Также о протекании динамической рекристаллизации косвенно свидетельствует микрострук-

тура с зубчатостью по границам зерен [22, 23], представленная на рисунке 3.7 (фотография микроструктуры гильзы размером 650×72,5 мм, на расстоянии 30 мм от наружной поверхности, сделана с использованием оптического микроскопа, с увеличением ×500).

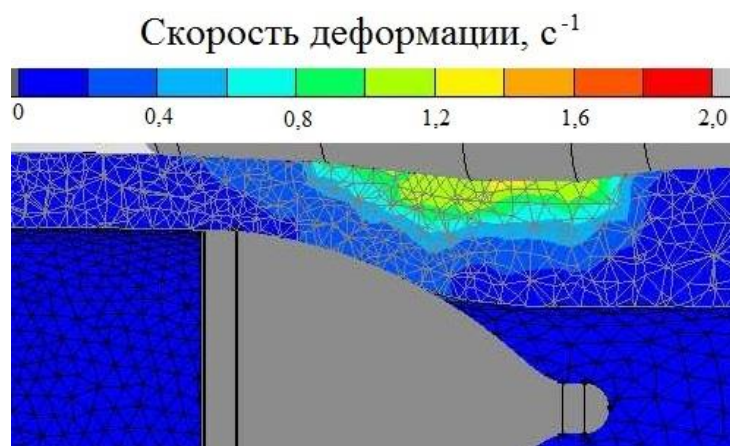


Рисунок 3.6 Поле скорости деформации для процесса второй прошивки гильз

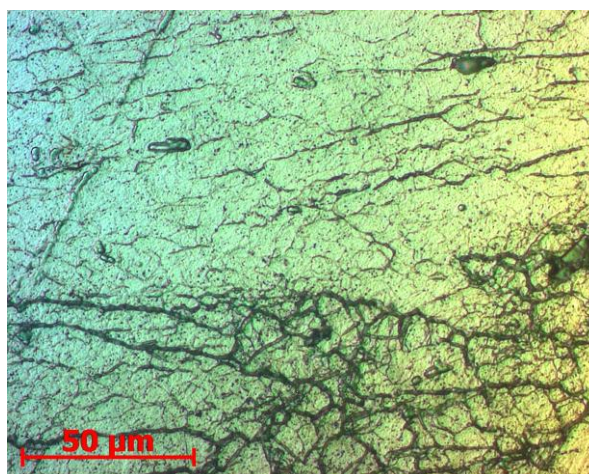


Рисунок 3.7. Микроструктура стали после нагрева (зерна с зубчатой границей)

По результатам расчета, выполненного методом конечных элементов, получено распределение температур в срединном сечении, которое представлено на рисунке 3.8 (распределение температур получено с учетом охлаждения гильз на воздухе обусловленное транспортировкой гильз к стану). По результатам измерений, выполненных оптическим методом, с использованием тепловизора SAT-Infrared G90, температура внутренней поверхности обычно составляет 1220–1250 °С,

наружной поверхности в интервале от 1120 до 1180 °С, что согласуется с расчетами. С использованием данных по кинетике роста рекристаллизованного зерна, представленных во второй главе, выполнена оценка возможной неоднородности структуры, вызванной неравномерностью скорости охлаждения гильзы. Для чего выполнен расчет температурного поля в толстостенной трубе диаметром 650 мм с толщиной стенки 72,5 мм при ее охлаждении на воздухе. Для нахождения поля температур было решено одномерное уравнение теплопроводности в полярных координатах. При решении заготовку осесимметричной. Постановка задачи теплопроводности и алгоритм решения идентичны решению задачи в разделе 3.2.

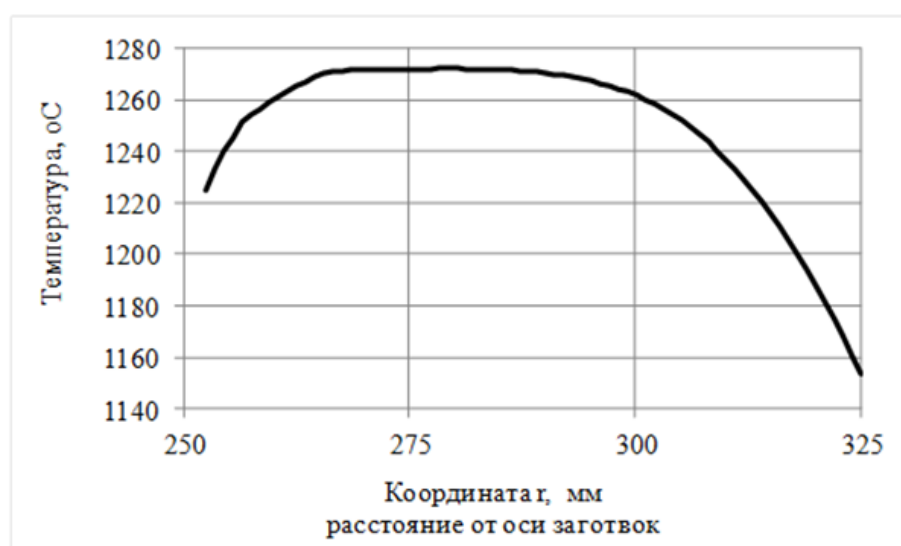


Рисунок 3.8. Расчетное распределение температур в поперечном сечении гильзы в момент выдачи после прошивного стана

В алгоритм решения тепловой задачи встроена модель роста зерна уравнения (1.8), параметры которых (2.20), ранее определенные в главе 2. Расчёт выполнен в следующем порядке:

1. Рассчитывалось температурное поле на шаге по времени.
2. Рассчитывалось значение коэффициента K по второй формуле (1.8).
3. Рассчитывалось значение размера зерна D в конце шага по времени по первой формуле (1.8).
4. На следующем шаге полученное значение размера зерна используется в качестве начального размера зерна D_0 в формуле (1.8).

Код программы «Программа для расчета скорости охлаждения, совмещенная с расчетом скорости роста зерна» приведен в приложение Г, на программу получено свидетельство о государственной регистрации [85].

Предварительно, для использования формул (1.8) следовало оценить размер зерна в начальный момент времени, для чего использована карта размеров зерна, изображенная на рисунке 3.9, рассчитанная по формуле 2.8. На данную карту нанесена область температуры и скорости деформации свойственная процессу прошивки на прошивном стане ЧТПЗ. Из диаграммы следует, что на наружной поверхности могут образовываться динамически рекристаллизованные зерна размером от 20 до 35 мкм, а в середине стенки размером от 35 до 70 мкм.

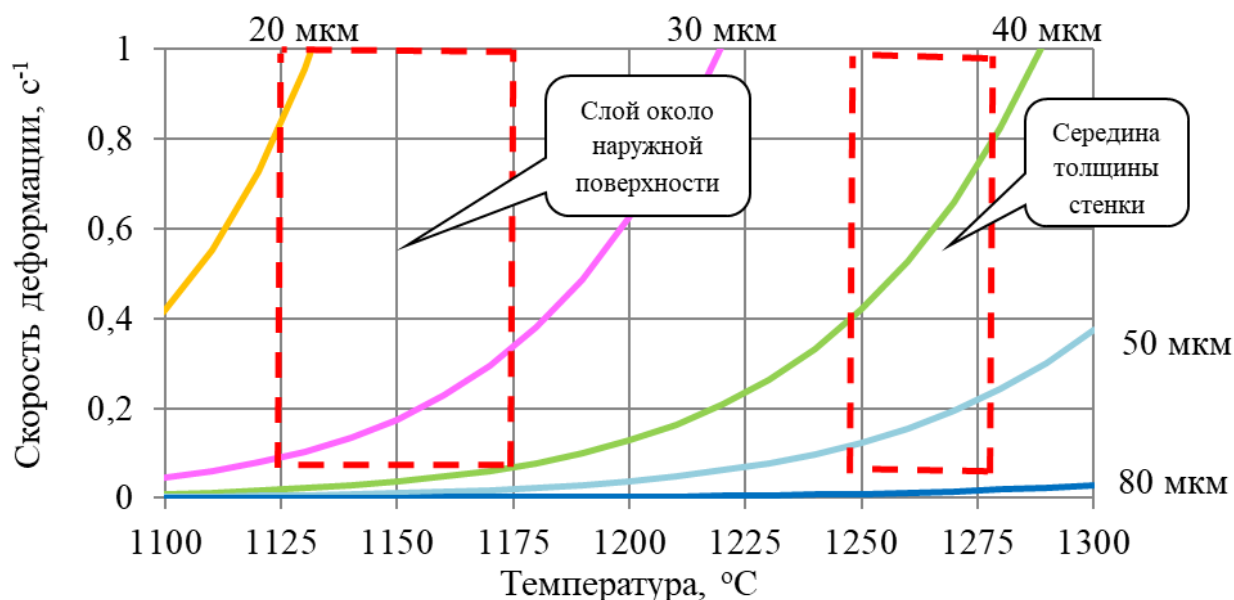


Рисунок 3.9. Карта размеров D_{DRX} динамически рекристаллизованных зерен при условии полной динамической рекристаллизации, с отмеченными областями свойственными прошивному стану

Так как процессу охлаждения гильзы свойственна высокая начальная температура и медленная скорость охлаждения, то следует ожидать быстрого роста зерна в первые же секунды после завершения деформации.

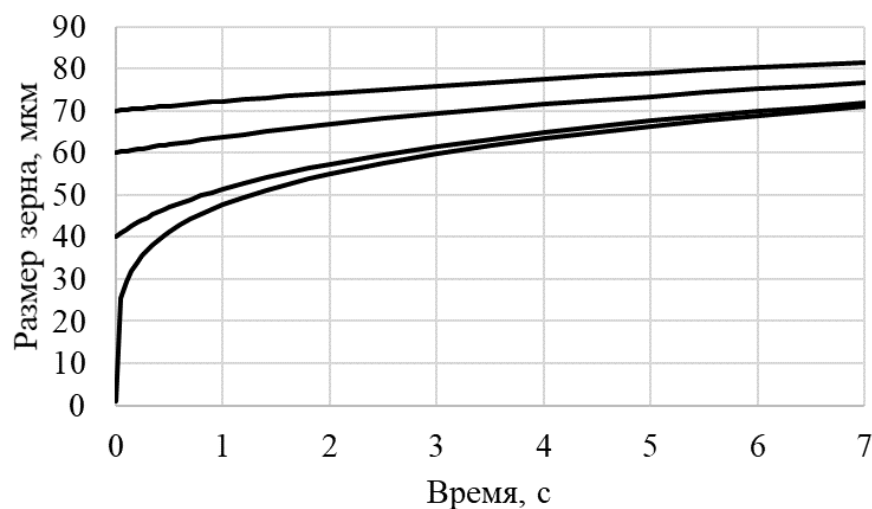


Рисунок 3.10 Зависимость размера зерна от времени, в случае охлаждения металла с равномерной скоростью $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, от начальной температуры $1260\text{ }^{\circ}\text{C}$; начальный размер зерна принят равным: 3, 40, 60 или 70 мкм

На рисунке 3.10 приведен график зависимости размера зерна от времени, полученный расчетным путем, исходя из предположения, что происходит охлаждение со скоростью $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ от начальной температуры $1260\text{ }^{\circ}\text{C}$. Как следует из рисунка, в таких условиях величина исходного размера зерна, до начала его роста имеет малое значение. Как можно будет увидеть из дальнейших расчетов скорости охлаждения, реальная скорость охлаждения гильзы составляет примерно $0,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, что в два раза меньше использованной при расчете графика представленного на рисунке 3.10. Так как изначальный размер зерна не имеет значения для описания его роста в слоях в середине толщины стенки и у внутренней поверхности гильзы, то для упрощения принимается, что размер зерна в начальный момент времени равен 25 мкм во всем сечении, что примерно соответствует размеру зерна у наружной поверхности (см. рис. 3.9).

Графики температура-время и размер зерна-время для различных точек поперечного сечения гильзы, рассчитанные с учетом выше оговоренных допущений, приведены на рисунках 3.11 и 3.12.

Как можно определить из графика температура время, скорость охлаждения не превышает $0,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Рост зерна через 5 минут после выдачи из стана практически прекращается. Полученный расчетным путем через 5 минут размер зерна должен соответствовать размеру зерна в холодном состоянии.

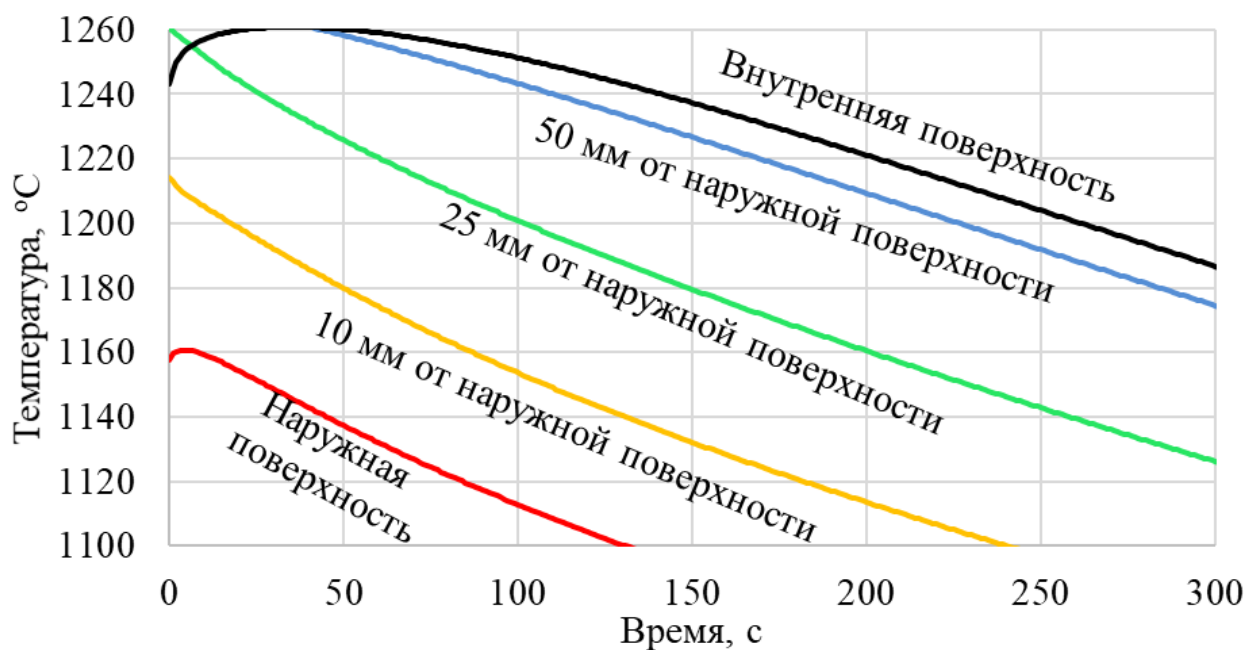


Рисунок 3.11. Кинетика охлаждения некоторых точек поперечного сечения гильзы после выдачи из прошивного стана (на графике указано расстояние до наружной боковой поверхности)

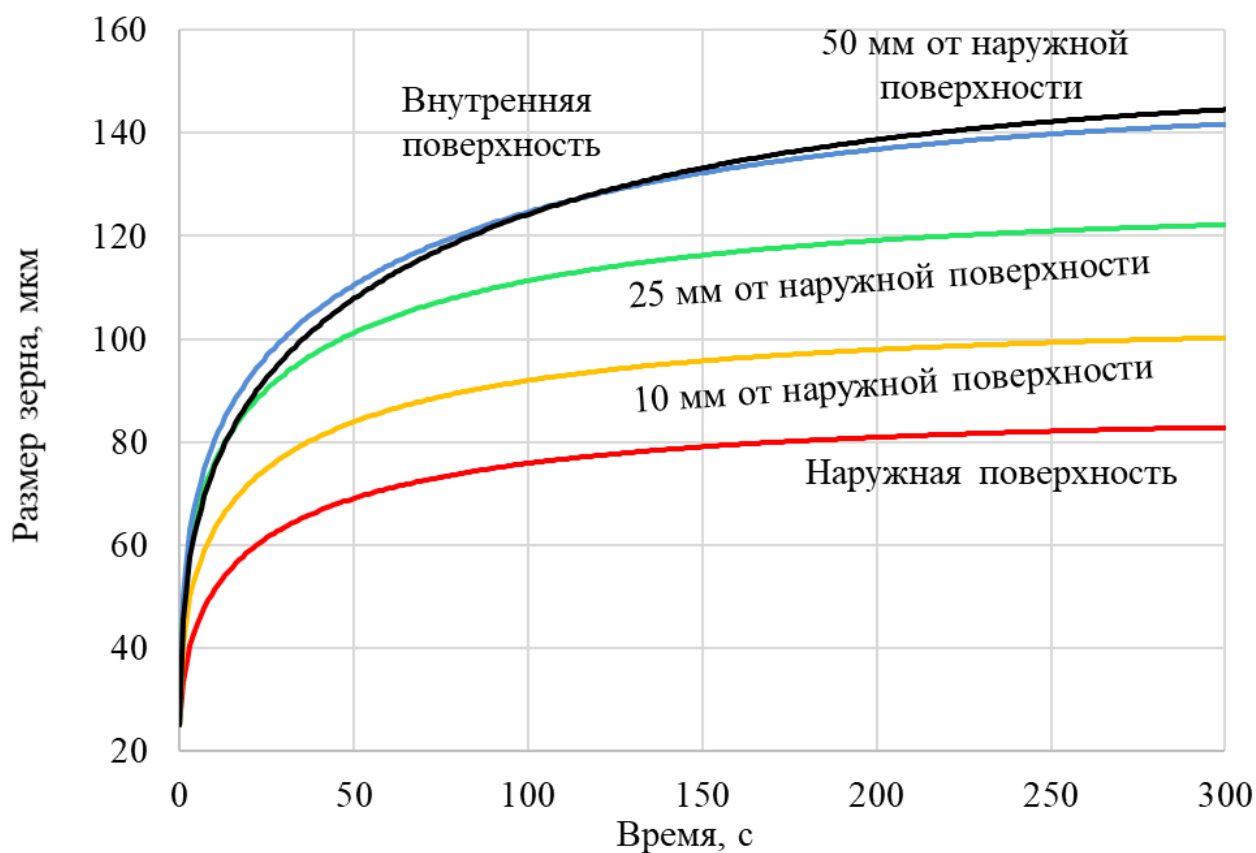


Рисунок 3.12. Кинетика роста зерна в некоторых точках поперечного сечения гильзы, после выдачи из прошивного стана (на графике указано расстояние до наружной боковой поверхности)

Структуру труб размером 630×10 мм, получаемых путем механической обработки гильз размером $650 \times 72,5$ мм, наиболее часто оценивают, как соответствующую 3 или 4 номеру ГОСТ 5639, что эквивалентно 88 мкм или 125 мкм. Слой, остающийся после механической обработки находится на расстоянии от 10 до 25 мм от наружной поверхности гильзы и по расположению, совпадает с желтой и зеленой линиями (рисунки 3.11 и 3.12), где согласно расчету размер зерна составляет 100 или 125 мкм.

Таким образом, на каждой трубе размером 630×10 мм получается годная, но близкая к предельно допустимой границе структура. Из выше приведенного анализа следует, что неоднородность размера зерна, обусловлена неравномерностью температуры заготовки, возникшей за время её транспортировки до прошивного стана, а также неравномерностью скорости охлаждения.

Выводы по главе 3

1. Разработана математическая модель, описывающая процесс нагрева заготовки в методических печах ТПЦ №1 ЧТПЗ. В результате моделирования установлено, что в процессе нагрева заготовок из стали марки 08X18H10T сформировано температурное поле, имеющее градиент не превышающий 10°C .

2. Разработана математическая модель, описывающая кинетику процесса охлаждения заготовок при их транспортировке от методической печи к прошивному стану. Задача решена в двумерной постановке как для осесимметричного тела. В процессе расчетов определено, что на боковой поверхности заготовки формируется подстуженный слой толщиной 30–40 мм, а значимый градиент температуры по длине заготовки отсутствует на расстоянии 60 мм от торца.

3. Показано, что в силу большой скорости роста зерна, при температурах собственных процесса прошивки и низкой скорости последеформационного охлаждения, размер сформированного после динамической рекристаллизации зерна не оказывает влияния на конечную структуру.

4. Предложена математическая модель, соединившая в себе модель кинетики роста зерна и расчет охлаждения гильзы. С использованием данной модели выполнены расчеты скорости охлаждения гильзы. По результатам расчетов определено, что на расстоянии 25 мм от наружной поверхности формируется зерно примерно равное 125 мкм или 3 номеру по шкале ГОСТ 5639-82, а на расстоянии 10 мм–100 мкм, что близко к 4 номеру (88 мкм) по шкале ГОСТ 5639-82, в свою очередь это согласуется с данными поточного контроля размеров зерна при приемке готовой продукции.

4. МОДЕЛИРОВАНИЕ И АНАЛИЗ ПИЛИГРИМОВОЙ ПРОКАТКИ ТРУБ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 08X18H10T

4.1. Исследование параметров деформации при пилигримовой прокатке труб из стали марки 08X18H10T методом конечных элементов

Для объяснения механизма формирования микроструктуры труб размером 550x40 мм из стали марки 08X18H10T требовалось определить диапазоны скорости и степени деформации свойственные процессу пилигримовой прокатки. Для анализа была использована программа QForm [86], в основе которой лежит метод конечных элементов. Выполнено моделирование процесса пилигримовой прокатки труб по маршруту $705 \times 102,5 \rightarrow 550 \times 40$ мм, (экспериментальный маршрут, опробованный впоследствии). Распределение расчетных значений величины деформации в очаге деформации представлено на рисунке 4.1. Полученные значения превышают значение величины деформации, рассчитываемое по начальным размерам гильзы до и трубы после пилигримовой прокатки. Для поиска причин решено отследить перемещение отдельных точек при их деформации. На рисунке 4.2 приведены скриншоты очага деформации с изображением этих точек до и после 15 обжатий. По своему характеру перемещение точек совпадает с результатами экспериментов, приведенных в работе [86]. Дополнительно приведены координаты этих точек в таблице 4.1.

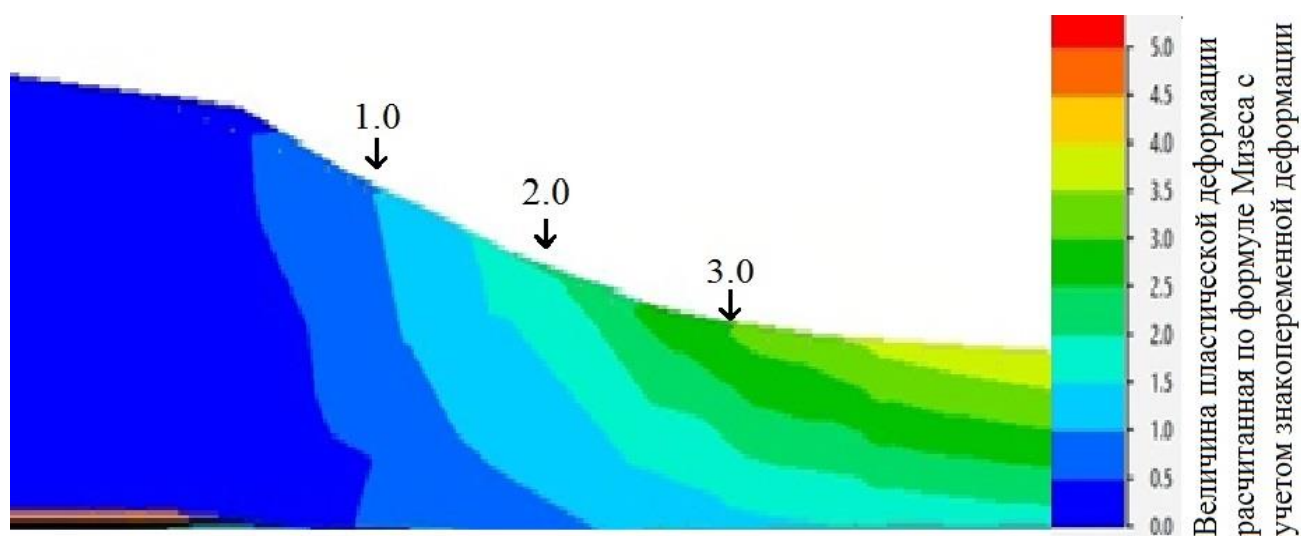


Рисунок 4.1. Распределение величины деформации в очаге при пилигримовой прокатке труб размером 550x40 мм

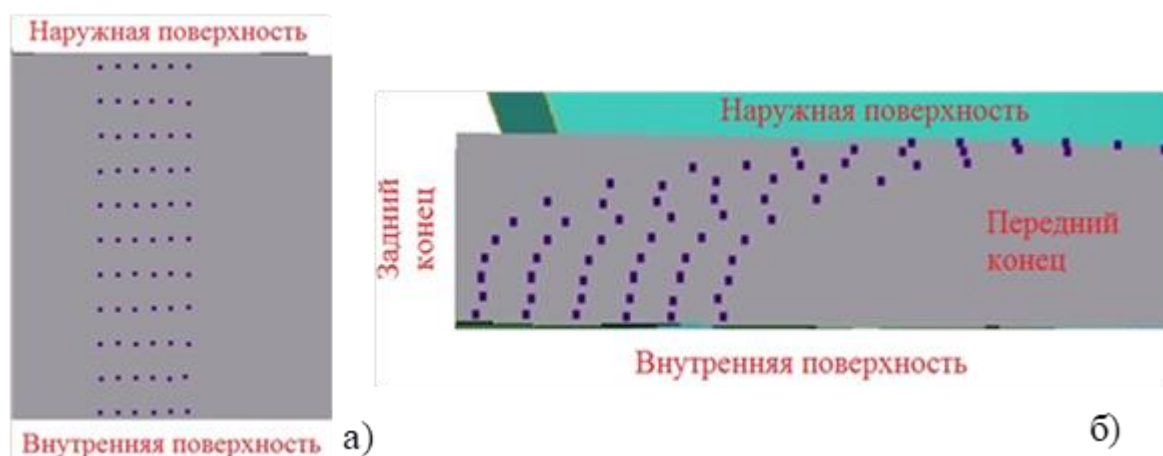


Рисунок 4.2. Расположение произвольно выбранных трассируемых точек до (а) и после (б) деформации (рисунки 4.2а и 4.2б приведены не в одном масштабе)

Точки, отмеченные на рисунке 4.2, образуют прямоугольники, которые мы рассматривали как элементарные объемы, а по изменению координат этих точек, а точнее размеров воображаемых прямоугольников, определили компоненты тензора деформации по формулам [87-90]:

$$\varepsilon_l = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right), \quad \varepsilon_h = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right), \quad \varepsilon_R = \ln\left(\frac{R}{R_0}\right) \quad (4.1)$$

где l, h – соответственно длина, высота прямоугольника, R – средний радиус точек образующих прямоугольник, после деформации; l_0, h_0 – соответственно длина, высота прямоугольника, R_0 – средний радиус точек образующих прямоугольник, до деформации.

Величина деформации, рассчитанная по относительному перемещению координат точек, представлена на рисунке 4.3. Из графика следует, что величина деформации в середине толщины стенки и у внутренней поверхности составляет ~ 1.1 по Мизесу, что соответствует расчету величины деформации по начальному размеру гильзы и размеру трубы после прокатки.

Общая величина деформации определяется по формуле Мизеса [87-90]:

$$\Lambda = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_l - \varepsilon_h)^2 + (\varepsilon_h - \varepsilon_r)^2 + (\varepsilon_r - \varepsilon_l)^2}. \quad (4.2)$$

Таблица 4.1

Координаты трассируемых точек до и после 15 единичных обжатий

До деформации						
1	257,37; 25,22	257,23; 30,03	257,17; 34,96	257,19; 40,11	257,04; 45,17	257,05; 50,06
2	267,44; 25,78	266,84; 30,27	267,11; 35,09	267,02; 40,02	267,06; 44,95	266,95; 49,93
3	276,59; 25,1	277,1; 30,04	277,05; 35,1	276,93; 39,93	277,07; 45,05	277; 50,11
4	287,32; 25,1	286,97; 29,98	287,15; 34,96	287,04; 40,11	287,08; 45,05	287,08; 50,03
5	296,93; 25,1	297,06; 29,98	296,94; 34,95	297,23; 40,11	296,87; 45,05	296,94; 50,01
6	307,29; 25,09	307,15; 30,12	307,03; 35,1	306,96; 40,21	307,12; 44,94	307,01; 50,02
7	317,28; 25,09	317,08; 30,12	317,11; 34,95	317,07; 40,03	317,03; 44,95	317,07; 50,01
8	327,33; 25,24	326,88; 29,97	327,19; 35,08	327,08; 40,02	327,03; 45,05	326,96; 50,03
9	336,92; 25,01	336,96; 29,97	337,13; 35,09	337,1; 40,03	336,93; 45,05	337,02; 49,92
10	346,3; 25,01	346,91; 30,12	347,22; 35,38	346,92; 40,02	347,07; 45,06	347,08; 50,21
11	357,03; 25,01	357,01; 30,12	357,16; 34,95	357,12; 39,93	357,09; 44,95	357,05; 50,02

Продолжение таблицы 4.1

Координаты трассируемых точек до и после 15 единичных обжатий

После деформации						
1	240,03; 472,66	239,81; 487,08	239,77; 499,45	239,89; 513,33	239,83; 527,41	239,81; 541,23
2	243,95; 474,01	243,53; 486,51	243,83; 498,75	243,84; 512,17	243,81; 525,81	244,05; 539,48
3	247,95; 471	248,16; 484,52	248,22; 497,74	247,78; 511,27	248,27; 525,68	248,38; 539,92
4	252,74; 470,09	252,7; 482,98	252,75; 495,51	252,1; 510,05	252,53; 524,35	252,45; 538,97
5	257,11; 466,6	257,56; 478,64	257,33; 492,58	257,08; 506,34	256,52; 521,56	256,66; 536
6	261,92; 459,42	262,46; 472,51	262,03; 487,24	261,39; 501,37	260,96; 516,5	260,95; 531,11
7	266,32; 446,61	266,42; 461,14	266,15; 475,2	265,8; 490,9	265,03; 506,28	265,53; 521,43
8	270,87; 428,58	270,79; 444,57	270,8; 458,93	270,1; 474,71	269,23; 489,67	269,47; 504,01
9	275,05; 404,39	274,44; 418,24	274,5; 438,67	274,07; 451,34	273,85; 466,37	273,09; 481,32
10	277,59; 376,78	278,06; 390	277,3; 405,56	277,1; 422,53	277,46; 436,36	277,06; 452,81
11	278,51; 349,77	279,19; 362,68	279,64; 376,84	279,82; 391,18	279,66; 406,31	279,28; 419,96
Первая цифра характеризует положение точки по длине трубы, вторая расстояние от точки до оси трубы						

Для наружной поверхности величина деформации составляет 1,6 – 1,7 по Мизесу. Исходя из наклона точек (рис. 4.2) величина деформации у наружной поверхности имеет сдвиговую составляющую, что не учтено в расчете, т.е. можно говорить о том, что величина деформации у наружной поверхности выше, чем рассчитанное значение 1,6–1,7, которое можно использовать как нижнюю оценку величины деформации. В тоже время у внутренней поверхности прямоугольника, образованные точками, не наклоняются и не поворачиваются относительно друг друга. Поэтому выбранный способ расчета величины деформации допустимо использовать для оценки величины деформации прилегающих к внутренней поверхности и находящихся в середине стенки слоев.



Рисунок 4.3. Распределение величины деформации по толщине стенки
0 мм – соответствует наружной поверхности;
40 мм – внутренней поверхности

Стоит отметить, что при пилигримовой прокатке, деформация наружных слоев носит знакопеременный характер (по крайней мере, в рассматриваемом частном случае). На рисунке 4.4 приведена диаграмма распределения скорости течения металла в радиальном направлении с цветовой шкалой, из которой следует, что металл в доконтактной с валком зоне движется от оси трубы. Через некоторое время металл обжимается валком и скорость течения в радиальном направлении, и как следствие радиальный компонент тензора скорости деформации меняют знак.

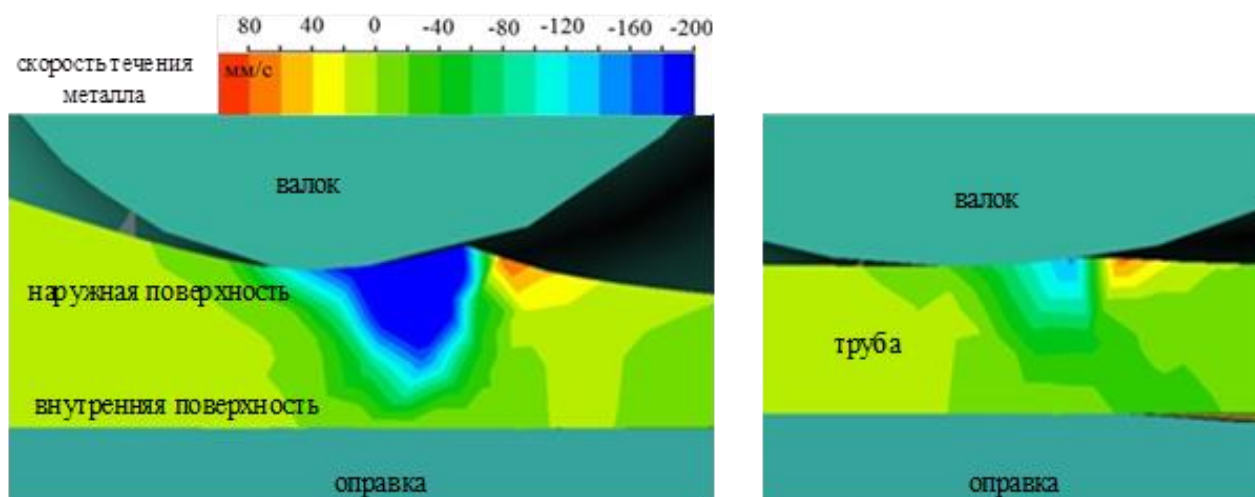


Рисунок 4.4. Диаграмма распределения скорости течения металла в радиальном направлении на различных этапах пилигримовой прокатки труб 550х40 мм

Наличие знакопеременной деформации, вносит некоторую ошибку в сторону занижения при оценке величины деформации по начальным и конечным размерам прямоугольников. Выполнена оценка порядка такой ошибки, для чего в очаге деформации произвольно расставлены точки и рассчитана их траектория, но только для одного обжатия. Расположение этих точек приведено на рисунке 4.5. Были вычислены зависимости скорости движения точек от времени. Используя эти данные, посчитаны траектории точек, и после определены величины деформации двумя способами, без учета и с учетом знакопеременной деформации.

Расчет величины деформации без учета знакопеременности деформации выполнен по формулам (4.3) и (4.4):

$$\varepsilon_{l,i} = \ln\left(\frac{l_i}{l_0}\right), \quad \varepsilon_{h,i} = \ln\left(\frac{h_i}{h_0}\right), \quad \varepsilon_{R,i} = \ln\left(\frac{R_i}{R_0}\right) \quad (4.3)$$

$$\Lambda_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_{l,i} - \varepsilon_{h,i})^2 + (\varepsilon_{h,i} - \varepsilon_{R,i})^2 + (\varepsilon_{R,i} - \varepsilon_{l,i})^2} \quad (4.4)$$

где i – номер шага по времени.

Расчет величины деформации с учетом знакопеременности деформации выполнен по формулам (4.5) и (4.6):

$$\varepsilon_{l,i} = \ln\left(\frac{l_i}{l_{i-1}}\right), \quad \varepsilon_{h,i} = \ln\left(\frac{h_i}{h_{i-1}}\right), \quad \varepsilon_{R,i} = \ln\left(\frac{R_i}{R_{i-1}}\right) \quad (4.5)$$

$$\Lambda_i = \Lambda_{i-1} + \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_{l,i} - \varepsilon_{h,i})^2 + (\varepsilon_{h,i} - \varepsilon_{r,i})^2 + (\varepsilon_{r,i} - \varepsilon_{l,i})^2} \quad (4.6)$$

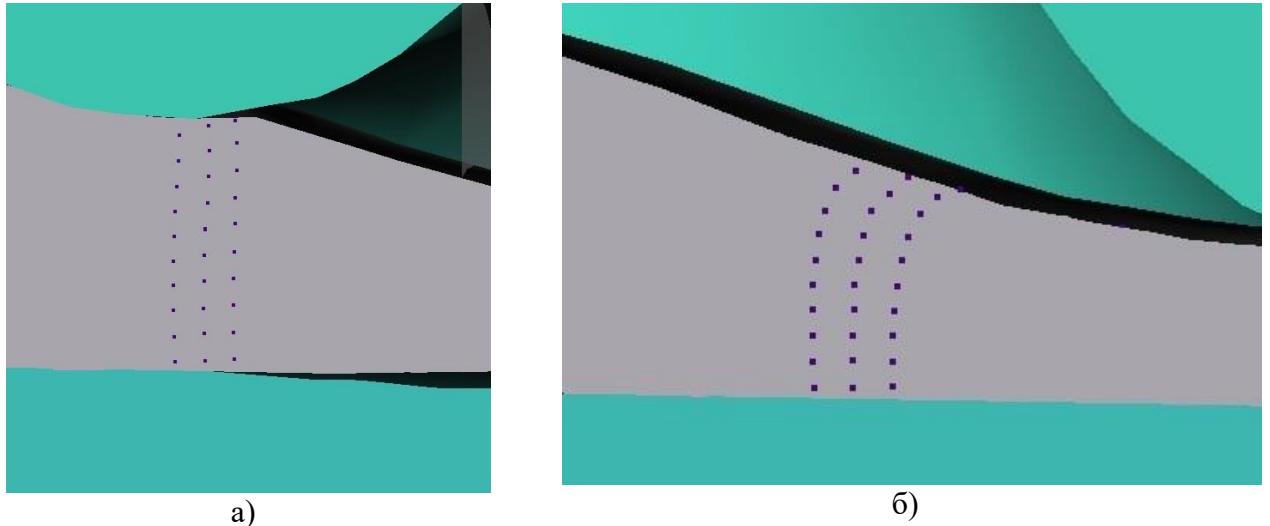


Рисунок 4.5 Расположение трассируемых точек:
а) – в момент начала деформации, б) – после ее завершения

Код программы представлен в приложение Д «Программа для оценки величины деформации по траекториям перемещения отдельных малых объемов, с учетом и без учета знакопеременности». На данную программу получено свидетельство о государственной регистрации [91]. Результаты расчета по формулам (4.3) и (4.4) приведены на рисунке 4.6 в виде графиков пунктирными линиями, по формулам (4.5) и (4.6) сплошными линиями. Из графиков следует, что в около поверхностной зоне при учете знакопеременности, величина накопленной деформации может отличаться на величину до 0,07 по Мизесу за одно единичное обжатие. Суммарно за 15 единичных обжатий величина такой ошибки может достигать ~ 0,8.

В итоге всех выполненных ранее в этом разделе расчетов можно сделать вывод, что существует неоднородность в величине и скорости деформации по толщине стенки, у наружной поверхности величина деформации выше.

В описании алгоритма программы QForm сказано, что при перестроении сетки конечных элементов, накопленная величина деформации в новом узле рассчитывается методом линейной интерполяции, что приводит к усреднению значения по толщине стенки, и как следствие высоким значениям накопленной величины деформации и у внутренней поверхности (рисунок 4.1).

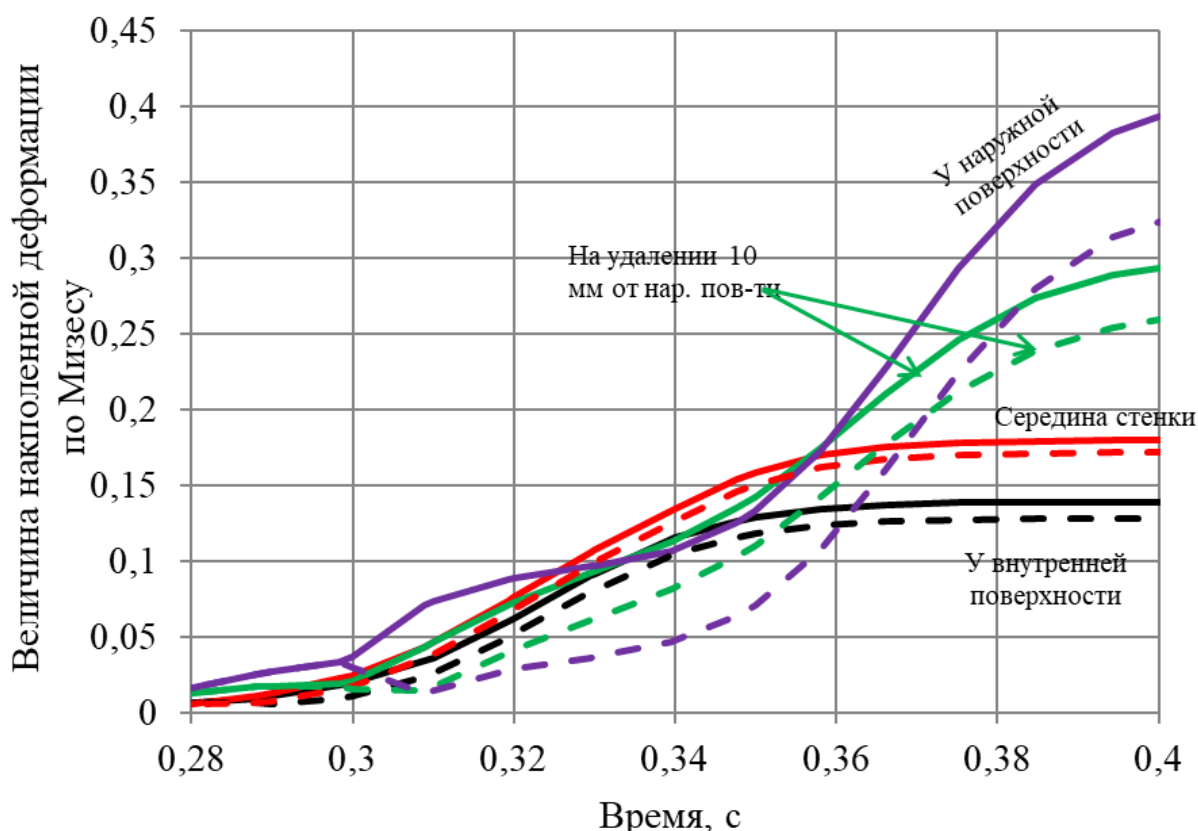


Рисунок 4.6. График зависимости накопленной величины деформации от времени: сплошной линией с учетом знакопеременности, пунктирной линией без учета знакопеременности

От недоката полученного при прокатке трубы размером 550×40 мм из стали марки 08X18H10T прокатанной из гильзы размером $650 \times 72,5$ мм, были отобраны и исследованы образцы микроструктуры с различных участков очага деформации и представлены на рисунке 4.7. На удаление 8 мм от наружной поверхности наблюдается мелкая равноосная рекристаллизованная микроструктура 4.7а. В то время как в этом же сечении, но на удалении в 20 мм от наружной поверхности наблюдаются крупные нерекристаллизованные зерна. Величина деформации по Мизесу,

рассчитанная по начальным и конечным размерам зерна, в этом сечении составляет 0,2. Такой деформации согласно данным, полученных при физическом моделировании явно недостаточно для протекания рекристаллизации, это подтверждает, что величина деформации у наружной поверхности значительно выше, чем 0,2 по Мизесу.

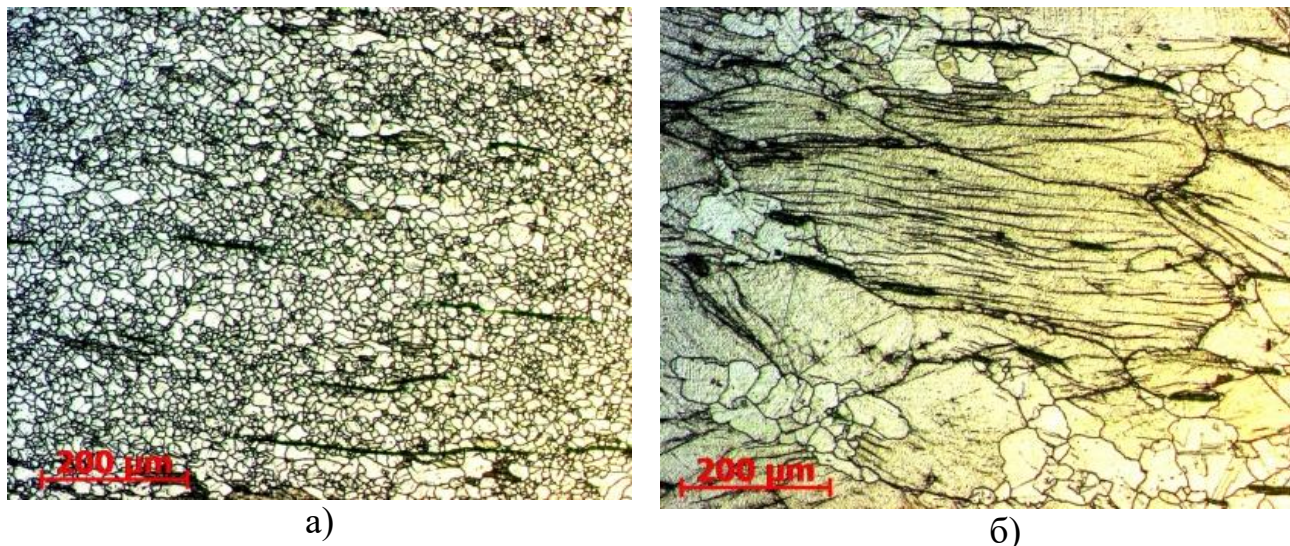


Рисунок 4.7. Структура недоката при пилигримовой прокатке труб: в сечение со средней величиной деформации, рассчитанной по формуле Мизеса $\sim 0,2$: а – на расстояние 8 мм и б – на расстояние 20 мм от наружной поверхности (общая толщина стенки в рассматриваемом сечении – 60 мм)

4.2. Определение деформационных параметров при пилигримовой прокатке по методу отпечатка

В разделе 4.1 была сделана попытка определить диапазоны скорости и степени деформации методом конечных элементов. В силу ряда сложностей описанных выше, решено прибегнуть к методу отпечатка (или недоката). Был отобран недокат от трубы размером 550×40 мм, прокатанной по действующей технологии. После разрезки недоката в продольном направлении измерена геометрия очага деформации. Фотография продольного разреза недоката изображена на рисунке 4.9 (фотография сделана после вырезки шлифов для исследования микроструктуры).

За каждый цикл прокатки заготовка проталкивается вперед форголлером на величину подачи, таким образом при условии стабильной работы форголлера, при каждом цикле в очаг деформации попадает новый объем металла равный:

$$V_{II} = \pi \cdot m \cdot (R_r^2 - r_r^2), \quad (4.7)$$

где m – величина подачи, R_r – наружный радиус гильзы, r_r – внутренний радиус гильзы.

При каждом следующем цикле этот объем раскатывается, увеличиваясь в длину и сокращаясь в толщину и в диаметре. Будем называть такой объем единичным объемом, его деформацию после каждого цикла единичной деформацией, а скорость деформации соответственно единичной скоростью деформации.



Рисунок 4.9. Фото поперечного сечения недоката после пилигримовой прокатки

При измерениях были определены расстояния от оси трубы до наружной и внутренней поверхности трубы. Наружный $R(z)$ и внутренний $r(z)$ радиусы были записаны как функции от координаты z , характеризующей положение точки по длине очага деформации. Для упрощения задачи, каждое поперечное сечение считали круглым с одинаковым диаметром во всех направлениях. Ось z направлена в направлении прокатки, а точка $z=0$ соответствует точке первоначального контакта металла с валком. Функции $R(z)$ и $r(z)$, а также координата z задавалась дискретно в виде набора чисел с шагом Δz , т.е. переменная z записана в виде набора чисел, связанных формулой:

$$z_i = z_{i-1} + \Delta z. \quad (4.8)$$

Каждой точке z_i соответствует свое значение функции R_i или r_i .

Далее определялись границы единичных объемов. Каждый единичный объем металла остается постоянным и равным объему подачи. Таким образом, для определения границ единичного объема, следовало определить Z_B – верхний предел интеграла из уравнения:

$$\pi \int_{Z_A}^{Z_B} (R(z)^2 - r(z)^2) dz = V_{II}. \quad (4.9)$$

Значение $Z_A = 0$ – для первого единичного объема. Вычисление интеграла (4.9) выполнялось численно по формуле:

$$V_i = V_{i-1} + \frac{\pi}{3} (z_i - z_{i-1}) \cdot \left((R_i^2 + R_i \cdot R_{i-1} + R_{i-1}^2) - (r_i^2 + r_i \cdot r_{i-1} + r_{i-1}^2) \right) \quad (4.10)$$

При расчете по формуле (4.10) рассчитывается разница объёмов двух конусов (одна из конических поверхностей соответствует наружной поверхности трубы, вторая – внутренней поверхности трубы) на малом промежутке от z_i до z_{i-1} , и после эта разница суммируется к ранее суммированному объему. Значение объема V_1 в первом узле, принимается равным нулю. Вычисление интеграла от z_1 до точки z_i выполняется до тех пор, пока соблюдалось условие $V_i < V_{II}$. Если при некотором i , выполняется условие $V_i \geq V_{II}$, то считается $Z_B = z_i$. Далее вычисление повторяется для соседнего объема, но в качестве нижнего предела интегрирования Z_A используется только что определенное значение Z_B на предыдущем шаге.

Таким образом, определялся новый вектор с записанными координатами Z_B , $R_{ob}(Z_B)$ и $r_{ob}(Z_B)$, соответствующий границам единичных объемов. Блок-схема, иллюстрирующая процесс расчета представлена на рисунке 4.10, код программы для расчета в приложении Е «Программа для расчета величины и скорости деформации при пилигримовой прокатке по измеренному контуру недоката», на программу получено свидетельство о государственной регистрации [92]. Похожий подход к определению единичных обжатий приведен в работах [93, 94].

Далее используя найденные вектора значений Z_B , $R_{ob}(Z_B)$ и $r_{ob}(Z_B)$ определяются единичные компоненты тензора деформаций по формулам [87, 88]

$$\varepsilon_{r,j} = \ln \left(\frac{R_{ob,j} + r_{ob,j}}{R_{ob,j-1} + r_{ob,j-1}} \right), \quad (4.11)$$

$$\varepsilon_{z,j} = \ln \left(\frac{R_{ob,j} - r_{ob,j}}{R_{ob,j-1} - r_{ob,j-1}} \right), \quad (4.12)$$

$$\varepsilon_{l,j} = 0 - \varepsilon_{z,j} - \varepsilon_{r,j}. \quad (4.13)$$

После чего были вычислена интенсивность деформации по Мизесу, при расчете угловые компоненты тензора деформации были приняты равными нулю. Расчет величины деформации с таким упрощением допустим для слоев от середины толщины стенки и до внутренней поверхности (см. рисунок 4.3).

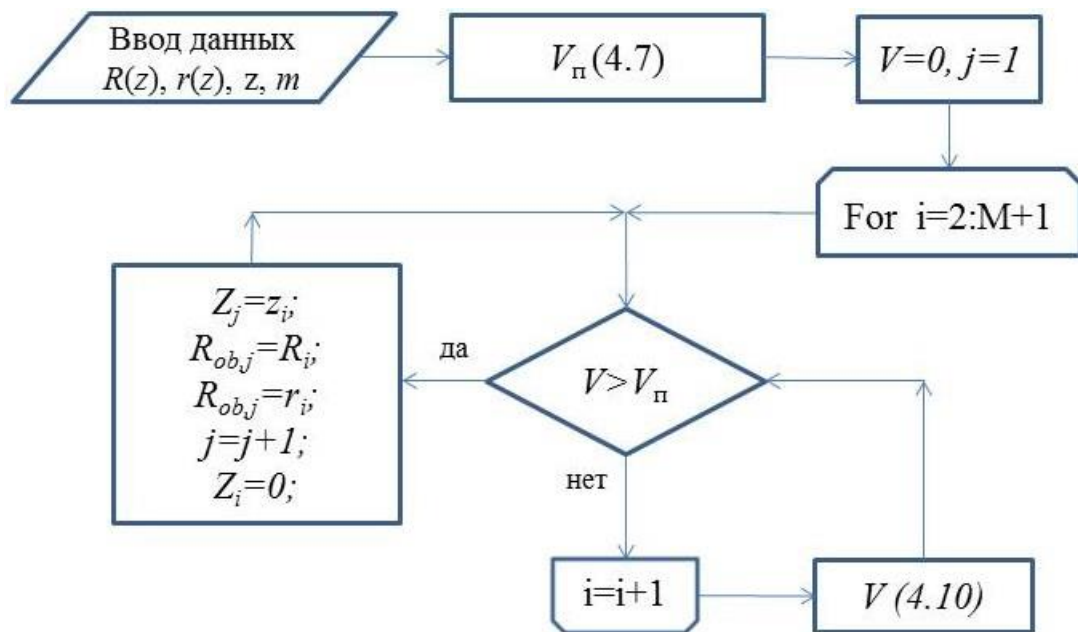


Рисунок 4.10. Блок-схема, иллюстрирующая последовательность определения границ объема подачи

Для определения средней скорости деформации этого объема, требуется определить время, за которое он деформируется. Валок контактирует с металлом на границах рассматриваемых единичных объемов, в конкретных точках с конкретным радиусом валков $R_{b,j}$, которые тривиально определяются из геометрических соотношений. Исходя из калибровки валка, по известным единичным радиусам валка, определили единичные углы поворота валка φ_j . Скорость вращения валка, в силу

большой инертности главной линии привода пилигримового стана принимается постоянной. Делением углов поворота на угловую скорость определяется единичное время контакта с каждым рассматриваемым единичным объемом (время единичного обжатия):

$$t_j = \frac{\varphi_j - \varphi_{j-1}}{6n_{\text{вал}}}, \quad (4.14)$$

где $n_{\text{вал}}$ – скорость вращения вала, об/мин.

Далее определяются единичные скорости деформации по формуле [87-90]

$$H_j = \frac{\Lambda_j}{t_j}. \quad (4.15)$$

Результаты расчета единичных деформаций и единичной скорости деформации для разных возможных величин подачи представлены на рисунке 4.11 и 4.12, соответственно.

Из гистограмм на рисунках 4.11 и 4.12 мы видим, что единичным обжатиям с наибольшей величиной деформации, свойственна скорость деформации от 1 до 7 с⁻¹. Эти данные можно использовать для прогнозирования величины зерна и степени критической деформации.

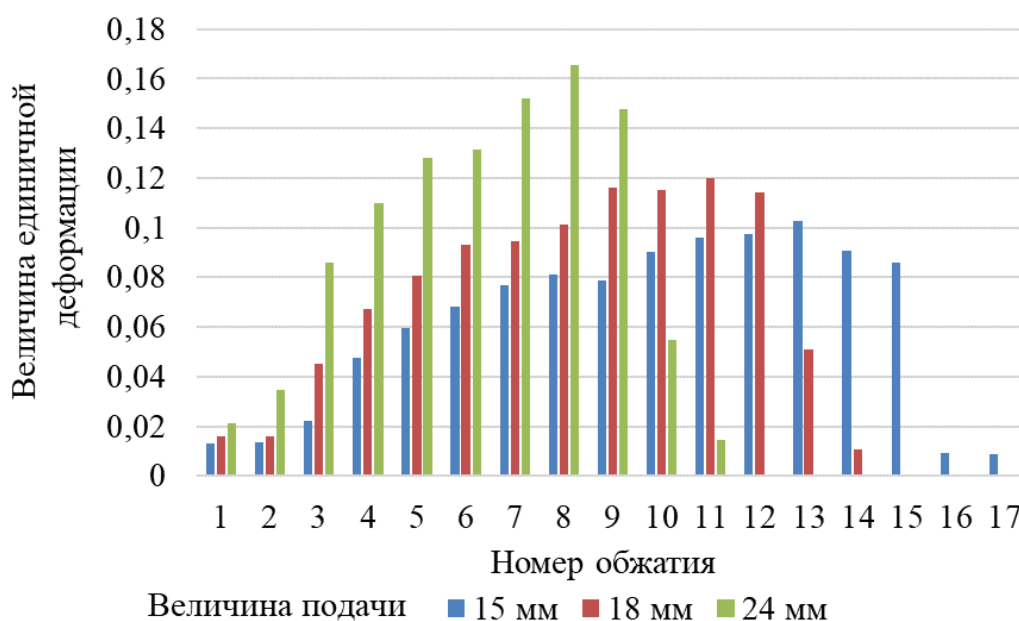


Рисунок 4.11. Гистограмма распределения единичной деформации

Время транспортировки гильзы от прошивного стана до пилигримового стана составляет примерно 100-120 с. Согласно графику охлаждения гильзы (см. рисунок 3.11) температура гильзы находится в интервале температур от 1100 до 1240 °С. В процессе деформации значительно охлаждается внутренняя поверхность, для труб размером 550х40 мм, по результатам измерений ее температура в момент сразу после стягивания трубы с дорна составляет 1020–1030 °С.

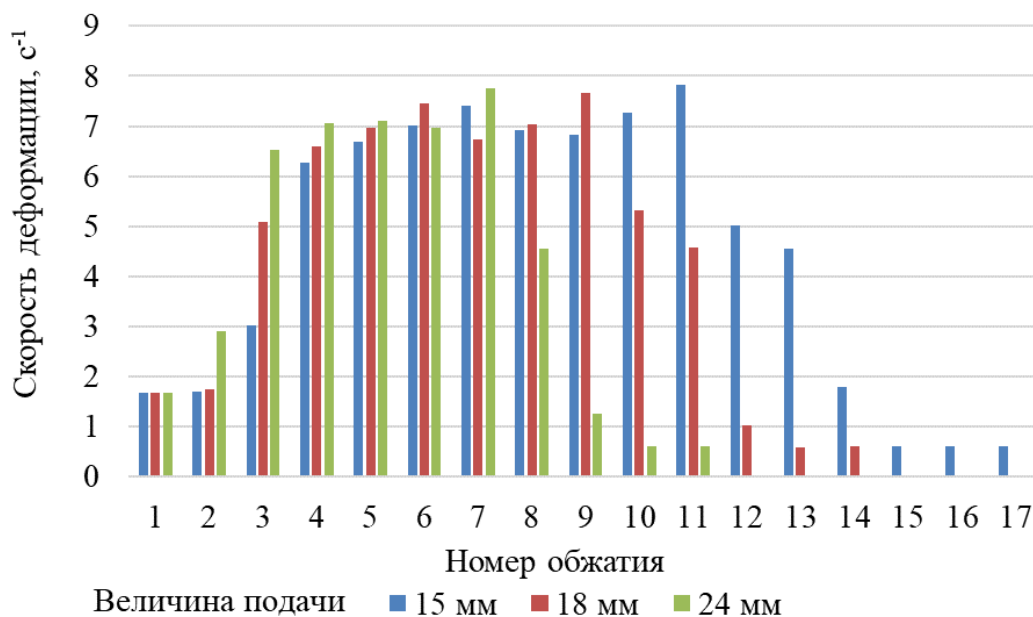


Рисунок 4.12. Гистограмма распределения скорости деформации

В данной главе для анализа процесса пилигримовой прокатки были использованы два метода, а именно: метод конечных элементов и метод недоката (или отпечатка).

Использование метода конечных элементов в силу вышеописанных причин, влияющих на точность расчета, не позволило оценить точные значения величины деформации у наружной поверхности. Эта задача могла бы быть решаемой при использовании меньшего размера сетки конечных элементов и шага по времени, но в свою очередь это привело бы к кратному увеличению времени расчета.

Даже при доступной точности расчета, метод конечных элементов, а в частности расчет траекторий движения отдельных точек в объеме металла при деформации, позволил выявить наличие неоднородности деформации по толщине стенки

трубы. Было определено отсутствие знакопеременной деформации и сдвиговой составляющей деформации в слоях у внутренней поверхности, а это и показало допустимость применения метода недоката для оценки величины деформации для анализа процесса деформации в слоях, прилегающих к внутренней поверхности. Так как у внутренней поверхности наблюдается не рекристаллизованная структура, то наиболее важно было оценить диапазоны значений величины и скорости деформации в этой зоне, что и было сделано.

Несмотря на то, что метод недоката не позволяет оценить влияние знакопеременной деформации, его применение в сочетании с выводами, сделанными по результатам МКЭ позволили применить его в нашем частном случае, для оценки диапазона скорости и величины деформации в слоях, прилегающих к внутренней поверхности.

Выводы по главе 4

1. Выполнено математическое моделирование процесса пилигримов прокатки методом конечных элементов, из результатов которого следует, что при пилигримовой прокатке имеет место неоднородность величины деформации, а в наружных слоях деформация имеет знакопеременный характер (в рассмотренном частном случае).

2. Из результатов моделирования МКЭ следует, что допустимо оценивать величину и скорости деформации внутренних слоев по начальным и конечным размерам заготовки и изделия, пренебрегая угловыми компонентами тензора деформации.

3. Методом отпечатков (недоката) определено, что скорость деформации внутренних слоев находится в диапазоне от 1 до 7 с⁻¹ в зависимости от номера обжатия.

4. В разделе совместно использованы два метода: метод конечных элементов и недоката, а именно на основе данных полученных по МКЭ обоснована допустимость применения метода отпечатков, в то время как прямое использование метода конечных элементов было невозможно по объясненным в разделе причинам.

5. РАЗРАБОТКА РЕКОМЕНДАЦИЙ ПО ИЗМЕНЕНИЮ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ, НАПРАВЛЕННЫХ НА УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРЫ ТРУБ

5.1. Снижение температуры нагрева при производстве труб из гильз

В третьей главе рассмотрен механизм формирования конечной микроструктуры гильз, предназначенных для последующего изготовления тонкостенной трубы методом механической обработки. Показано, что процессу свойственны высокие температуры, при которых, по завершению деформации, будет происходить быстрый рост зерна. Кинетика последеформационного роста зерна такова, что его размер, формирующийся при динамической рекристаллизации, имеет малое влияние на конечную структуру. Применение ускоренного охлаждения также не является эффективным в силу того, что сам процесс прошивки является длительным. Поэтому в случае появления систематического брака по величине зерна или при необходимости производства труб из гильз с большей толщиной стенки, следует уменьшить температуру нагрева. На рисунке 5.1 приведены расчетные значения температуры металла гильзы, для случая, если бы температура нагрева была на 40 °С меньше, чем по принятой в настоящее время технологии, а именно 1240 °С взамен 1280 °С.

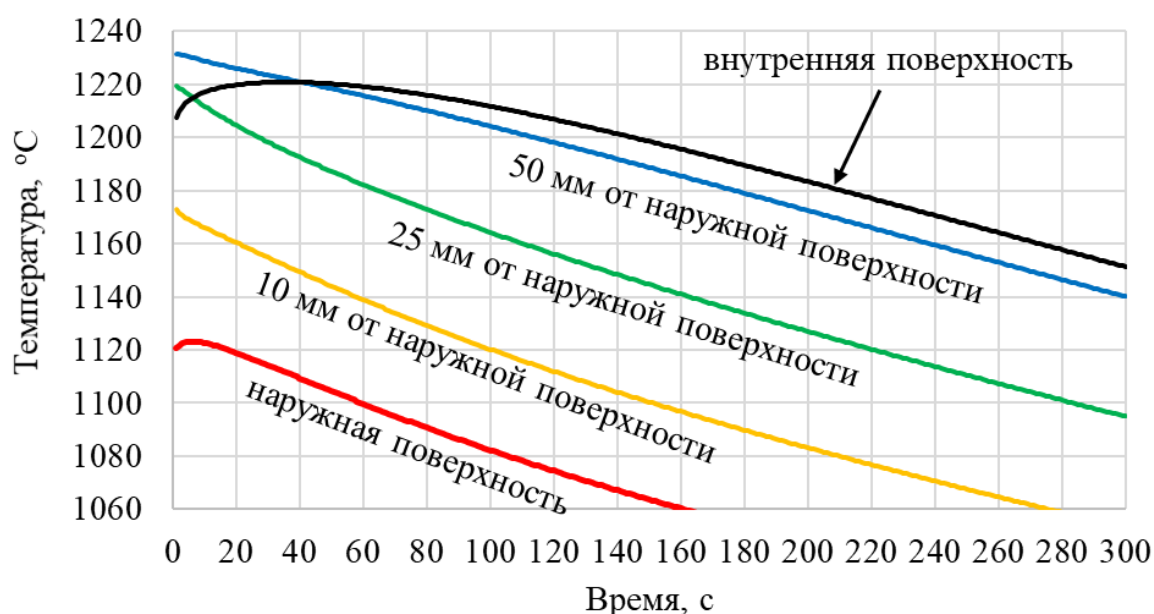


Рисунок 5.1. Изменение температуры металла в поперечном сечении гильзы после выдачи из прошивного стана

На рисунке 5.2. приведено расчетное изменение размера зерна по поперечному сечению гильзы после выдачи из прошивного стана при температуре нагрева до 1240 °С. Как следует из графиков, приведенных на рисунке 5.2, при снижении температуры нагрева до 1240 °С (на 40 °С относительно текущей технологии), будет получено необходимое значение размера зерна, но на пределе нормативного значения (норма 3 номер по ГОСТ 5639 или 125 мкм) по всей толщине стенки.

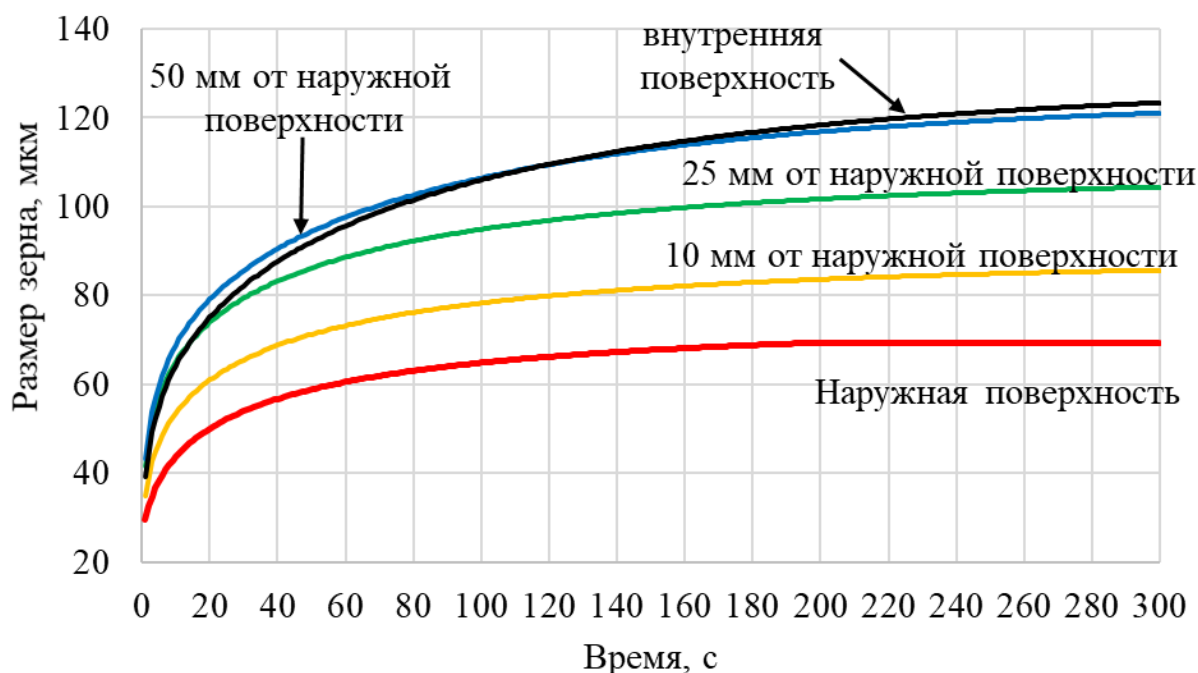


Рисунок 5.2. Распределение размера зерна в поперечном сечении гильзы после выдачи из прошивного стана

Стоит отметить, что при производстве труб по действующей технологии прошивка сопровождается высокими нагрузками на привод, соответствующими верхним техническим ограничениям. Следовательно, использование технологии со снижением температуры нагрева несет риски выхода из строя привода.

5.2. Увеличение величины деформации при пилигримовой прокатке

В разделе 4 были определены параметры свойственные процессу пилигримовой прокатки труб размером 550x40 мм, диапазоны скорости и температуры деформации. Указанные диапазоны были нанесены на карту степени деформации необ-

ходимой для завершения первого цикла рекристаллизации, представленную на рисунке 5.3. Величины деформации необходимой для завершения первого цикла динамической рекристаллизации в свою очередь были рассчитаны по формуле (2.7). Также в виде вертикальной пунктирной линии на диаграмму нанесена температура начала рекристаллизации, определенная при опытах на многошаговое кручение.

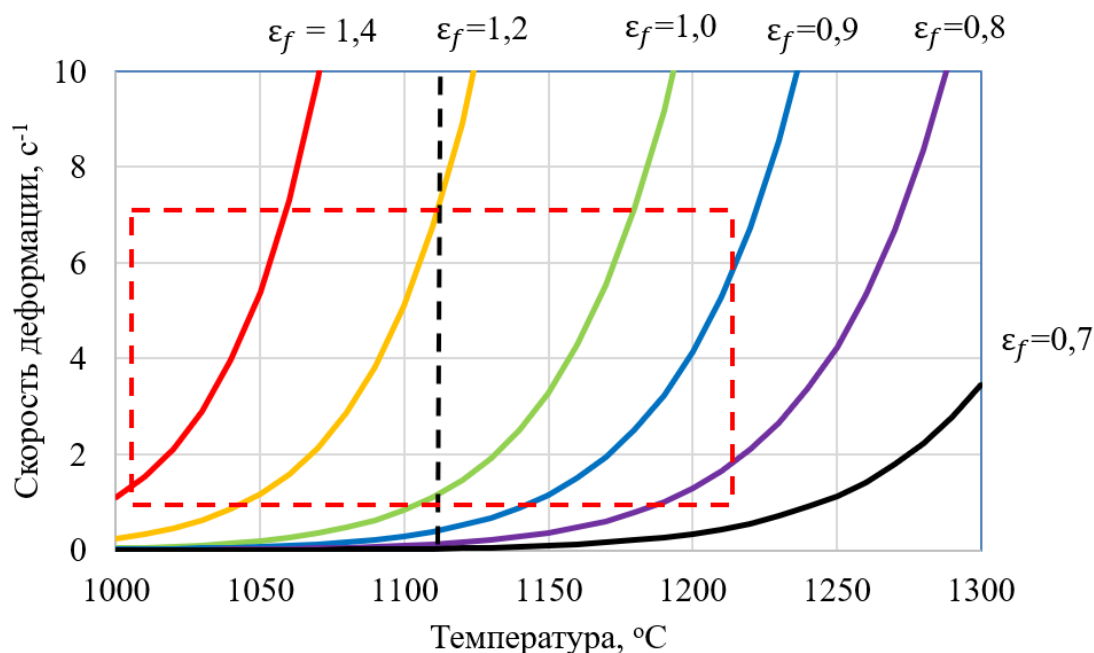


Рисунок 5.3. Карта деформаций ϵ_f , необходимых

для полного завершения динамической рекристаллизации

Как следует из рисунка 5.3 значительная часть температурного диапазона попадает в относительно низкотемпературную область, меньше, чем 1120 °C (температура начала рекристаллизации). Попадание в эту низкотемпературную область прежде всего свойственно слоям, прилегающим к внутренней поверхности трубы, захлажденным из-за контакта с дорном. Как раз в этой области происходит подавление рекристаллизационных процессов, в результате чего и формируется нерекристаллизованная структура, состоящая из длинных вытянутых зёрен.

Величина общей деформации при прокатке труб на пилигримовом стане приведена в таблице 5.1. Там же приведены значения величины деформации при производстве труб-заготовок размером 442x44 мм, предназначенных под холодный перекал, которые имеют полностью рекристаллизованную структуру по всей тол-

щине стенки. Фотография микроструктуры труб размером 442x44 мм представлены на рисунке 5.4. Исходя из этого, несмотря на широкую относительно низкотемпературную область деформации, некоторое увеличение величины деформации должно было позволить увеличить толщину слоя годного зерна.

Таблица 5.1

Размеры гильз, труб и величина деформации при пилигримовой прокатке

Ре- жим №	Размер гильз		Размер трубы в горячем состоянии		Интенсивность деформации по Мизесу
	диаметр, мм	толщина стенки, мм	диаметр, мм	толщина стенки, мм	
1	610	110,0	450	44	1,2
2	650	72,5	560	42	0,70
3*	705	102,5	560	42	1,1
*В строке 3 приведены данные по экспериментальному маршруту прокатки **В таблице и для расчета величины деформации использовались размеры в горячем состоянии.					

Снижение скорости деформации не рассматривалось, в силу технических ограничений по минимальной скорости вращения привода пилигримового стана. Снижение величины подачи не позволяло добиться необходимого снижения скорости деформации, и в свою очередь грозило захлаживанием заднего конца из-за увеличения времени прокатки.

Также из карты критических деформаций ε_f следует, что в соответствии с диаграммой (рисунок 5.3), можно добиться некоторого положительного эффекта путем увеличения температуры деформации. Этот путь не был опробован из-за опасения образования дельта феррита и снижения пластичности стали.

5.2.1 Анализ результатов опытной прокатки труб

Как было сказано в разделе 5.2, был предложен новый опытный маршрут прокатки, с увеличением величины деформации. При опытно-промышленной прокатке труб диаметром 550x40 мм из гильзы размером 705x102,5 мм (режим № 4 таблицы 5.1, т.е. деформация на пилигримовом стане дополнительно увеличена), удалось

получить слой мелкого зерна необходимой толщины. Исследование микроструктуры металла горячекатаной трубы длиной 7 м проводилось на шлифах от колец, отобранных в соответствии с таблицей 5.2.

На кольце 1 у наружной поверхности наблюдается мелкое зерно 8 номера глубины до 10 мм (фото микроструктур сведены в таблицу 5.3). На одном из сегментов имеется зона с зерном 10 номера, которая распространяется на глубину до 5 мм. На расстоянии от 10 до 20 мм от наружной поверхности зерно соответствует 7-6 номеру, на глубине свыше 20 мм от наружной поверхности на фоне мелкого зерна встречаются крупные не рекристаллизованные зерна вытянутые по направлению деформации (величина зерна крупнее номера 3). По периметру микроструктура неравномерна: на глубине свыше 25 мм, на одном из сегментов мелкое зерно 7 номера, распространяется на глубину до 40 мм; на втором сегменте до 25 мм; на третьем – до 20 мм от наружной поверхности. Далее вытянутые зерна от 2 номера и выше.

Таблица 5.2

Место отбора проб для контроля микроструктуры

Условный номер кольца	Место отбора
1	350 мм от переднего торца трубы
2	1330 мм от переднего торца трубы
3	1170 мм от заднего торца трубы

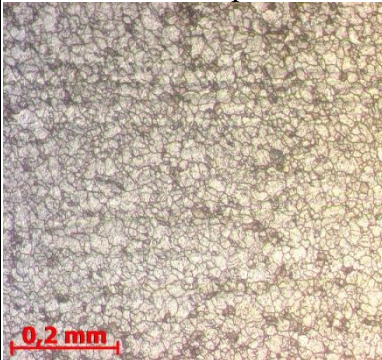
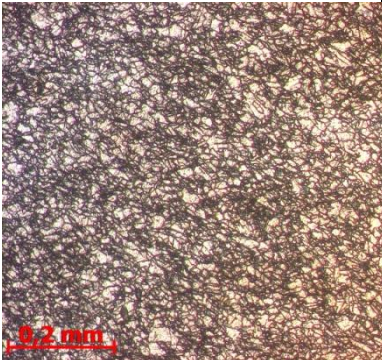
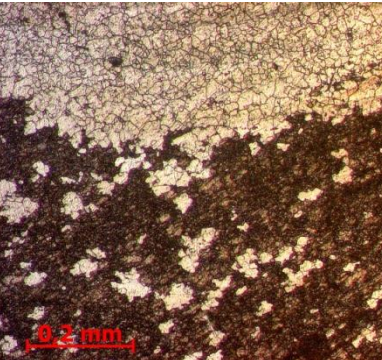
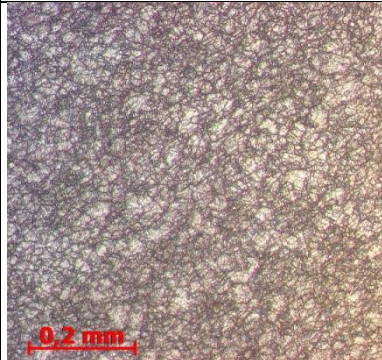
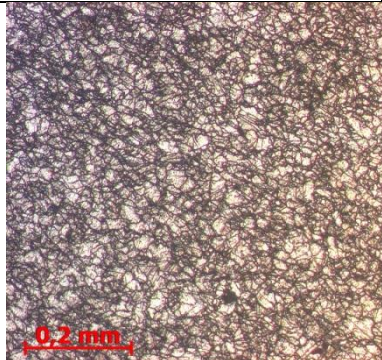
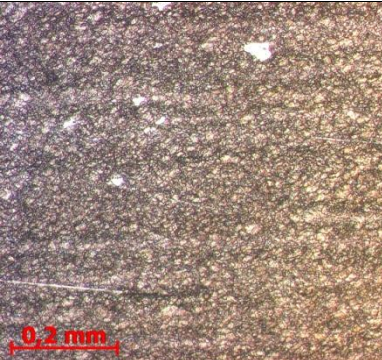
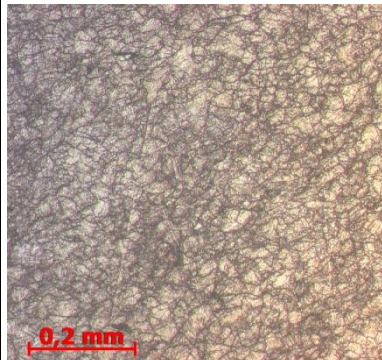
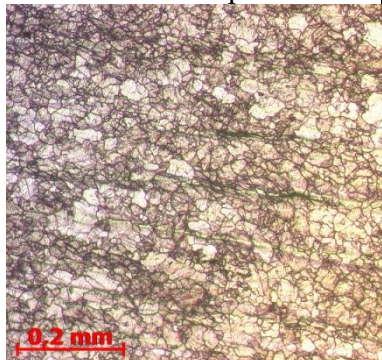
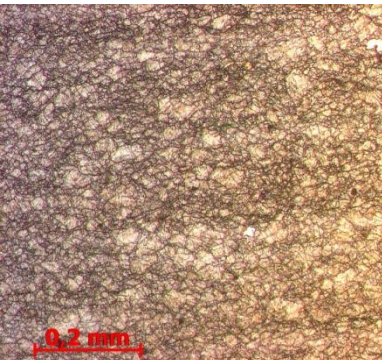
На кольце 2 у наружной поверхности на толщине до 5 мм зерно мелкое и соответствует 6 и 7 номеру (фото микроструктуры сведены в таблицу 5.4). На глубине от 10 до 30 мм от наружной поверхности величина зерна увеличивается до 5–4 номера, но встречаются участки с мелким рекристаллизованным зерном 7 номера. Зёрна аустенита далее по толщине стенки трубы, вытянутые по направлению проката. У внутренней поверхности мелкого зерна не наблюдалось.

На кольце 3 на глубине до 10 мм от наружной поверхности наблюдается зерно 7 номера (фото микроструктуры сведены в таблицу 5.5). На глубине от 10 мм от наружной поверхности величина зерна соответствует на разных сегментах 8–6 номеру, далее на глубине от 20 мм величина зерна увеличивается до 5 номера. От

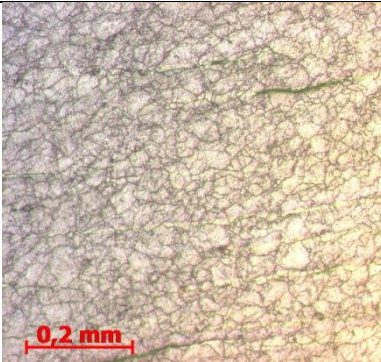
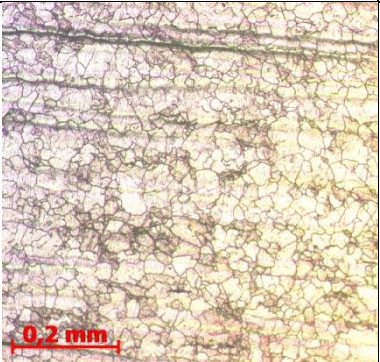
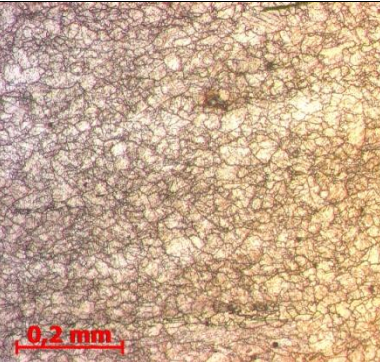
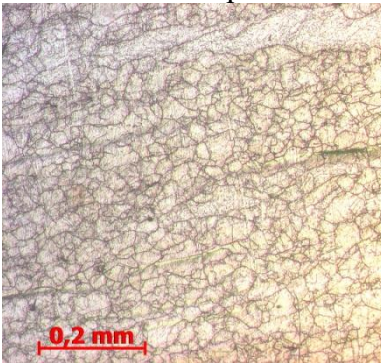
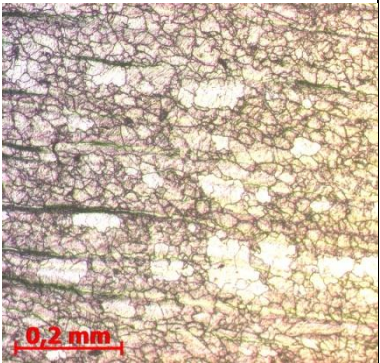
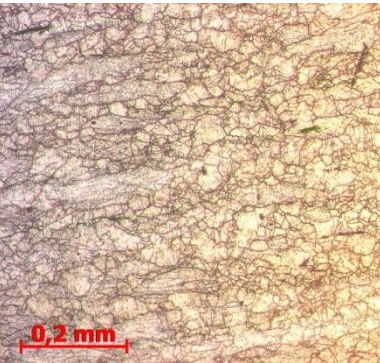
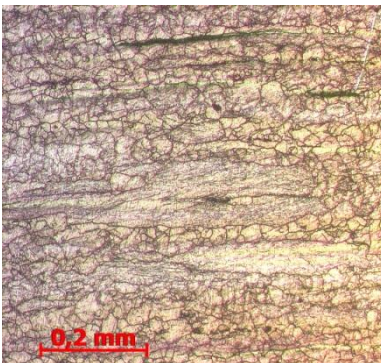
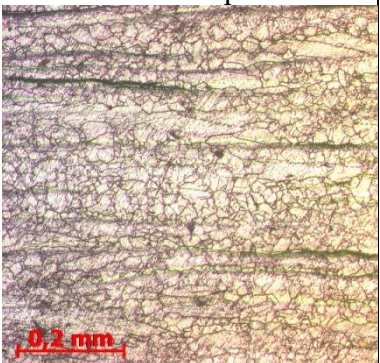
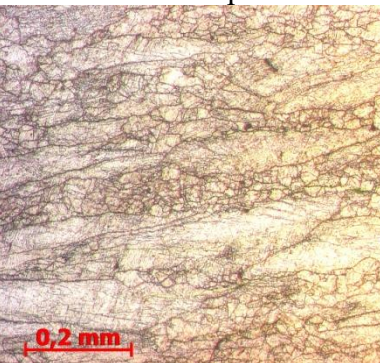
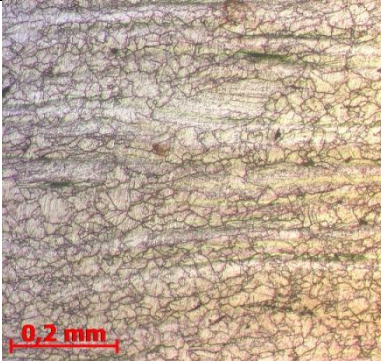
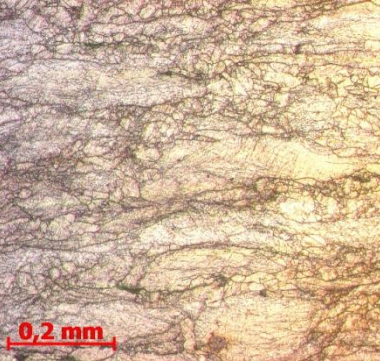
30 мм по толщине стенки наблюдаются крупные нерекристаллизованные зерна, вытянутые по направлению проката. У внутренней стенки мелкого рекристаллизованного зерна не наблюдалось. По периметру структура также неоднородна.

Таблица 5.3

Фото микроструктур опытной трубы 560 мм, кольцо №1

	1 шлиф (s=43 мм)	2 шлиф (s=42 мм)	3 шлиф (s=48 мм)
на наружной поверхности	8 номер  x100	 x100	 x100
5 мм	 x100	 x100	 x100
10 мм	 x100	7 номер  x100	 x100

Продолжение таблицы 5.3

	1 шлиф (s=43 мм)	2 шлиф (s=42 мм)	3 шлиф (s=48 мм)
15 мм	 x100	 x100	 x100
20 мм	6 номер  x100	 x100	 x100
25 мм	 x100	7 номер  x100	0 номер  x100
30 мм	 x100	 x100	 x100

Продолжение таблицы 5.3

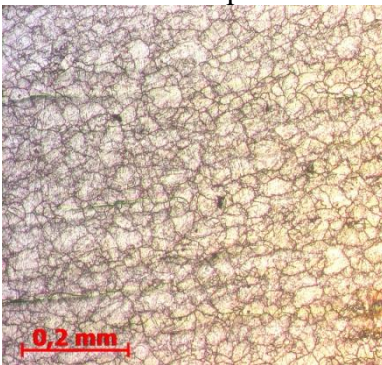
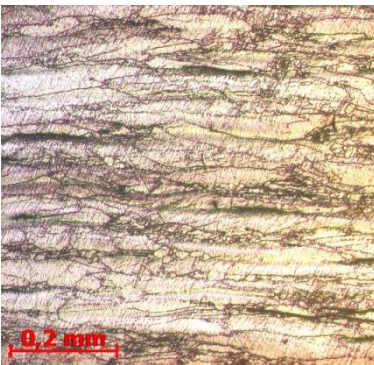
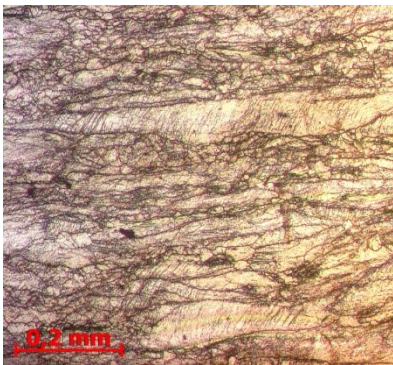
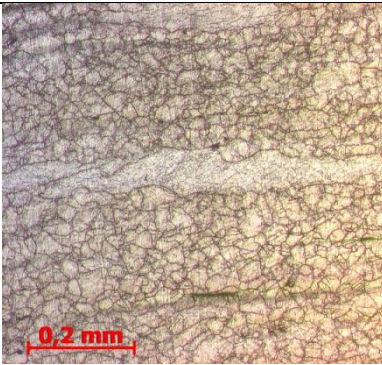
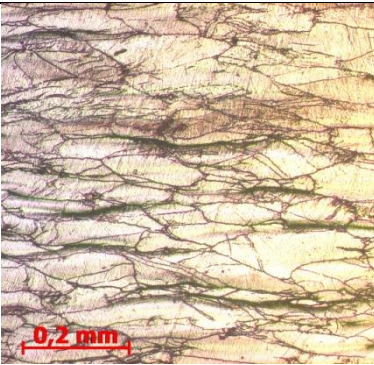
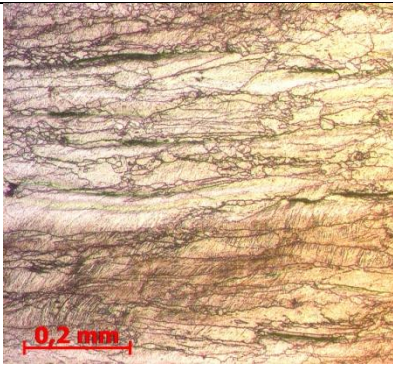
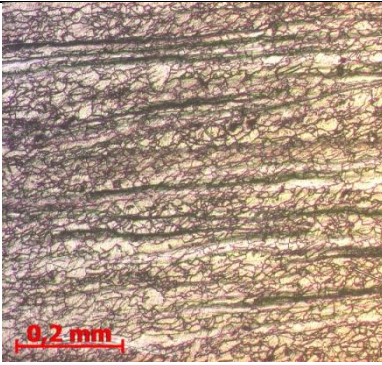
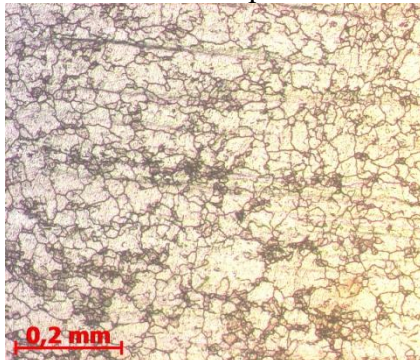
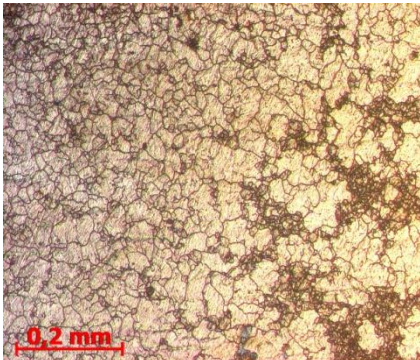
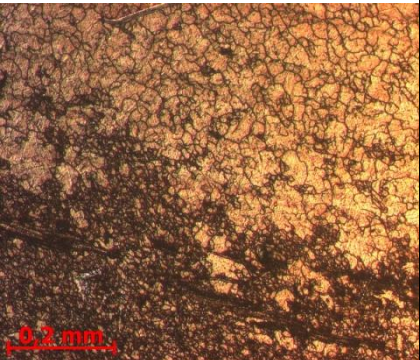
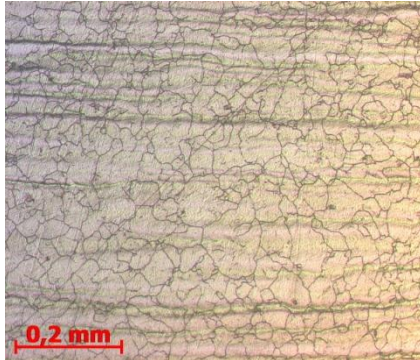
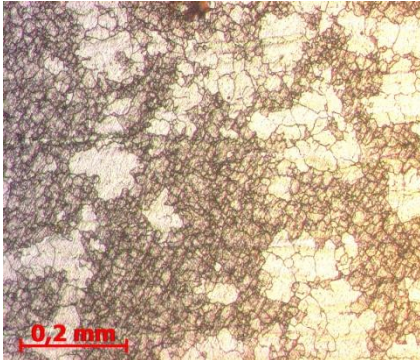
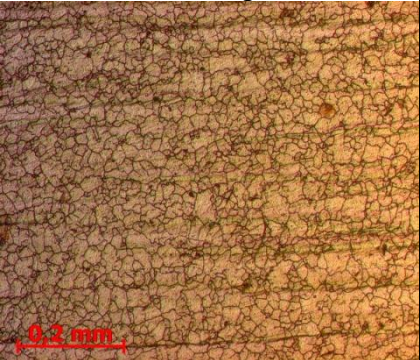
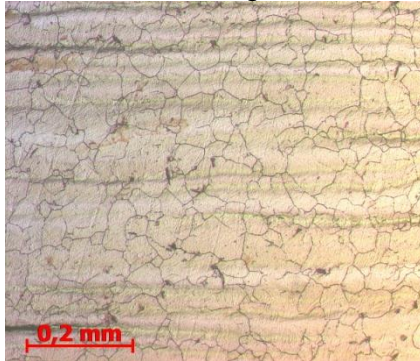
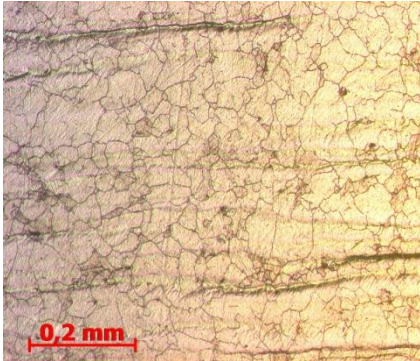
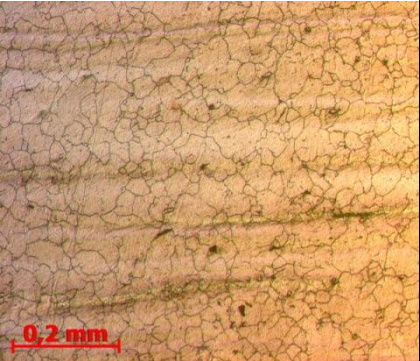
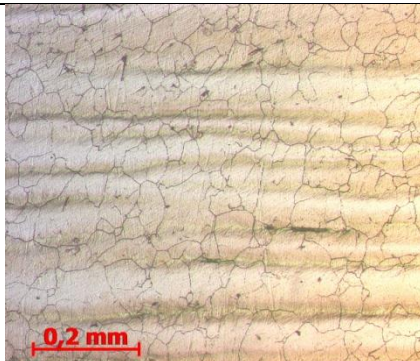
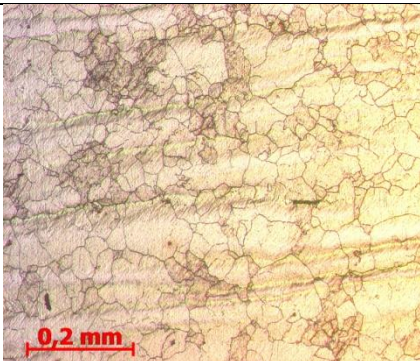
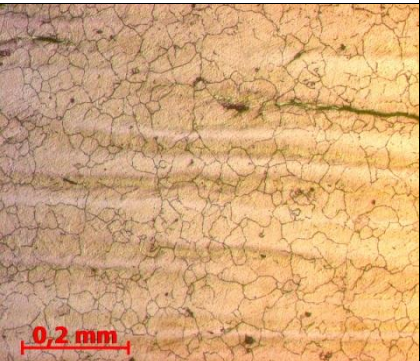
	1 шлиф (s=43 мм) 7 номер	2 шлиф (s=42 мм)	3 шлиф (s=48 мм)
35 мм	 x100	 x100	 x100
40 мм	 x100	 x100	 x100
на внутренней поверхности (45 мм)	 x100		 x100

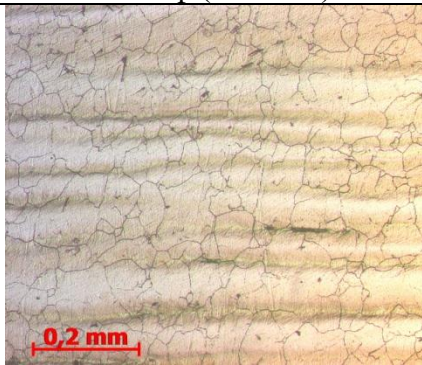
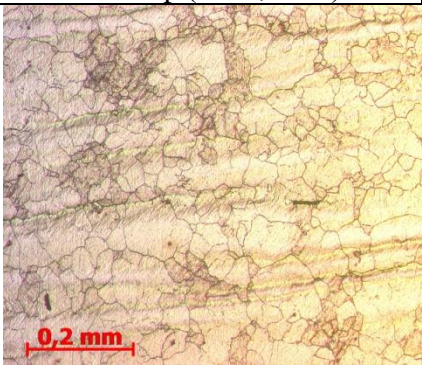
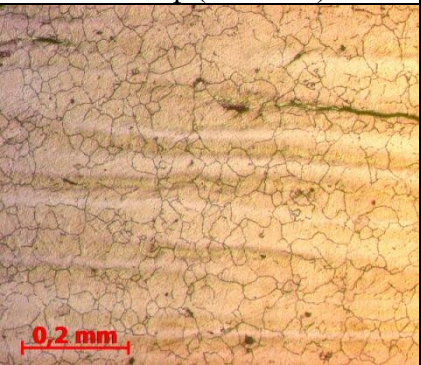
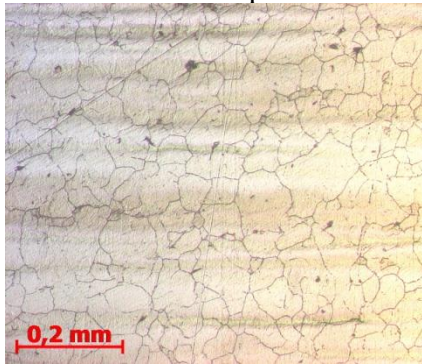
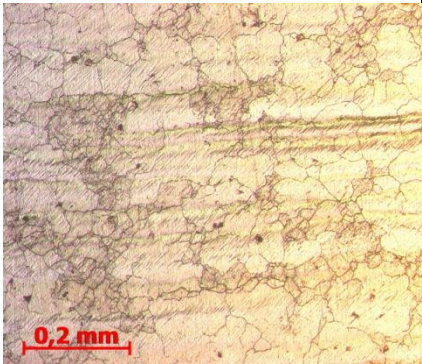
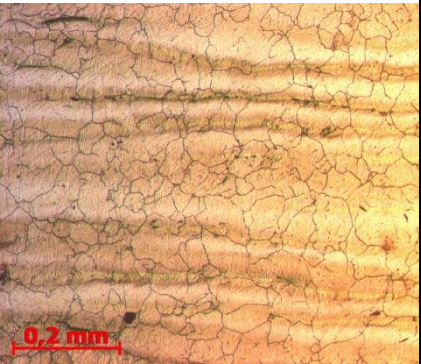
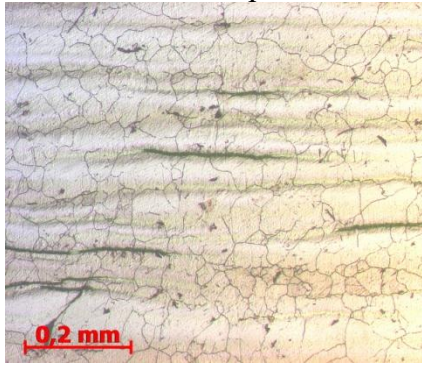
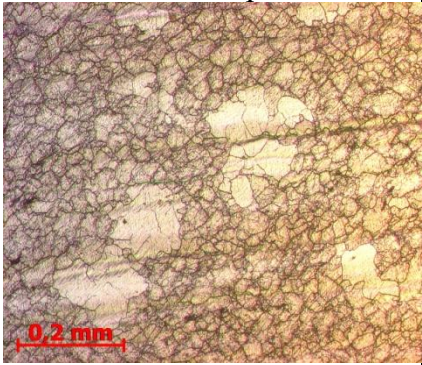
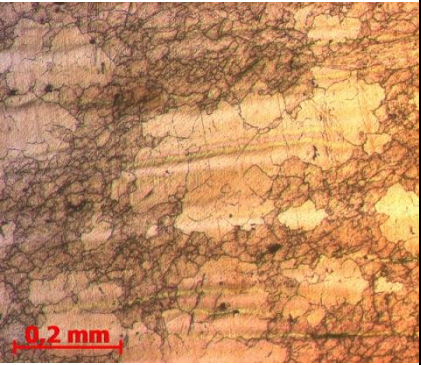
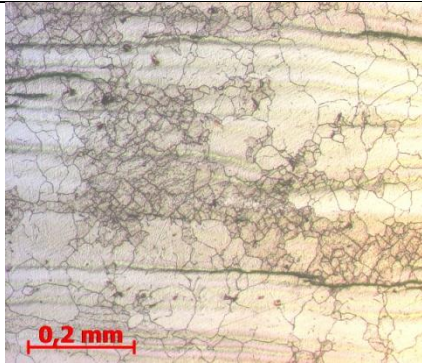
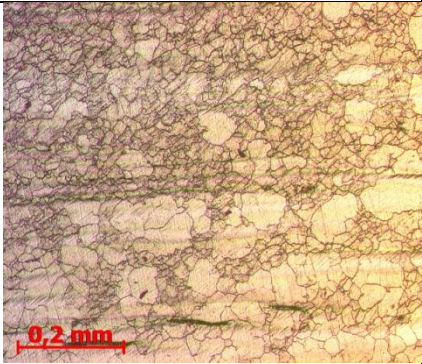
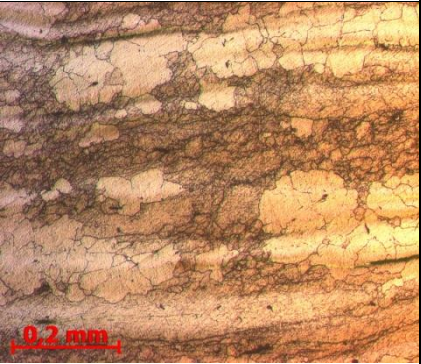
Таблица 5.4

Фото микроструктур опытной трубы 650 мм, кольцо №2

	1 шлиф (s=42 мм)	2 шлиф (s=41,5 мм)	3 шлиф (s=44 мм)
на наружной поверхности	6 номер  x100	 x100	 x100
5 мм	 x100	 x100	7 номер  x100
10 мм	5 номер  x100	 x100	 x100
15 мм	 x100	 x100	 x100

Продолжение таблица 5.4

Фото микроструктур опытной трубы 650 мм, кольцо №2

	1 шлиф (s=42 мм)	2 шлиф (s=41,5 мм)	3 шлиф (s=44 мм)
15 мм	 x100	 x100	 x100
20 мм	5 номер  x100	 x100	 x100
25 мм	5 номер  x100	6 номер  x100	 x100
30 мм	 x100	 x100	 x100

Продолжение таблица 5.4

Фото микроструктур опытной трубы 650 мм, кольцо №2

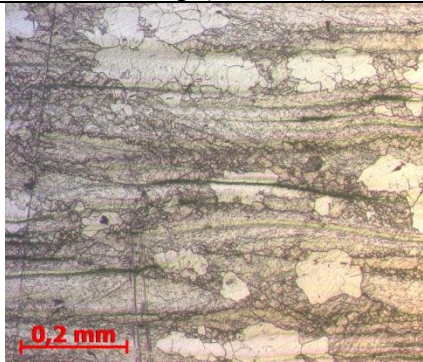
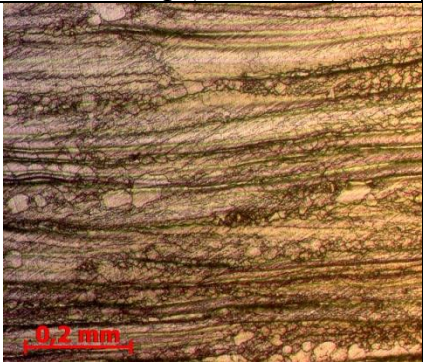
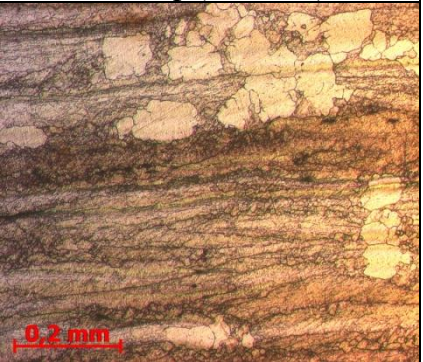
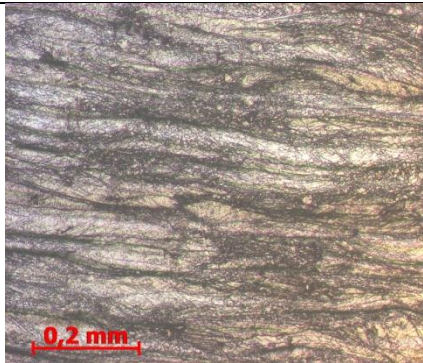
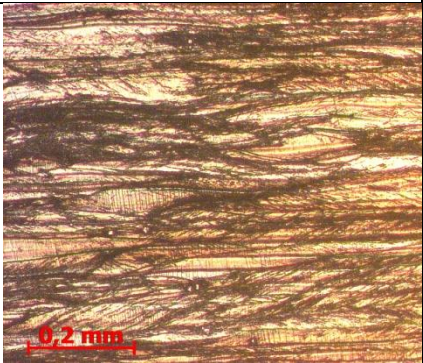
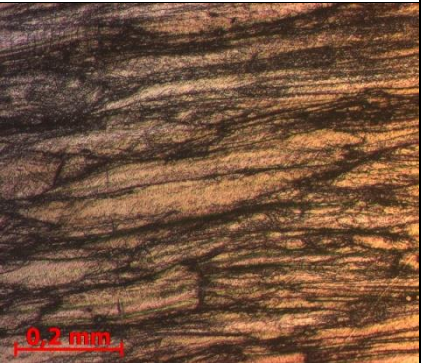
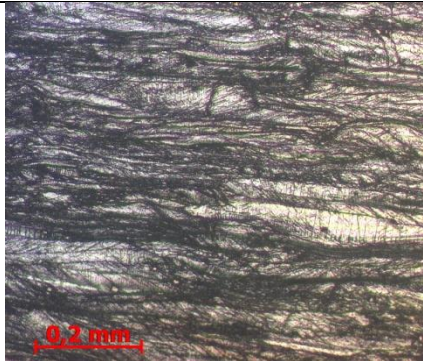
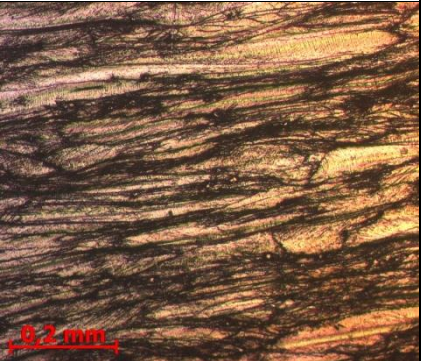
	1 шлиф (s=42 мм)	2 шлиф (s=41,5 мм)	3 шлиф (s=44 мм)
35 мм	 x100	 x100	 x100
40 мм	 x100	 x100	 x100
на внутренней поверхности	 x100		 x100

Таблица 5.5

Фото микроструктур опытной трубы 650 мм, кольцо №3

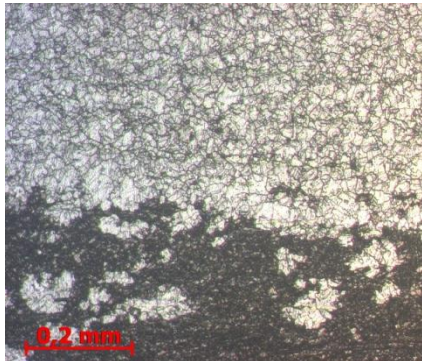
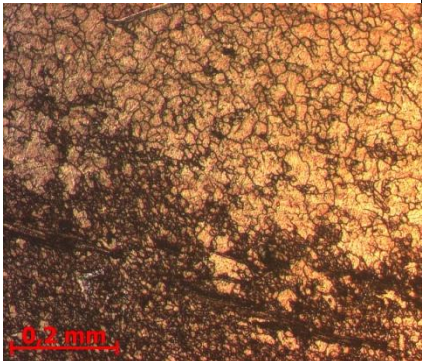
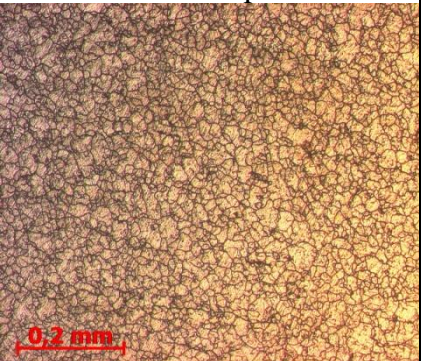
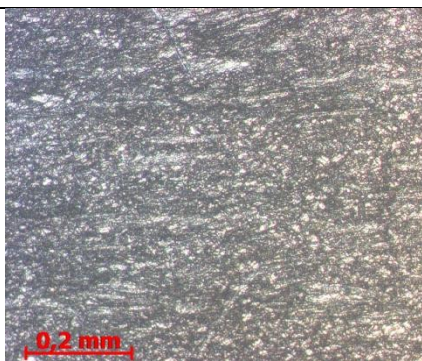
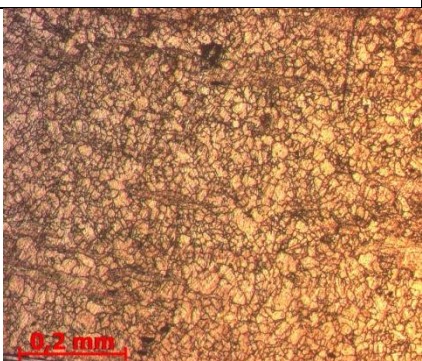
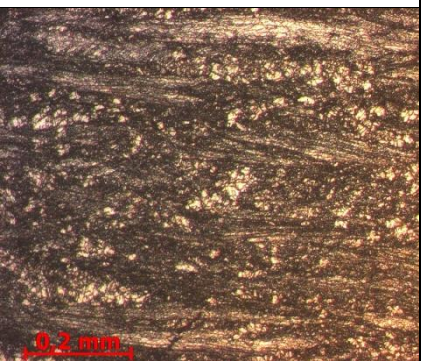
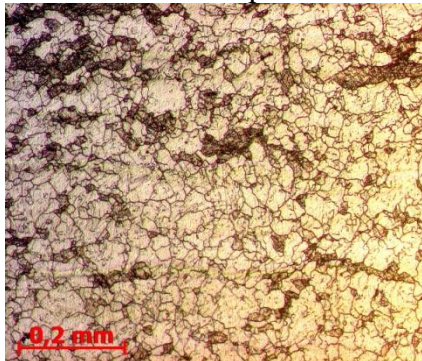
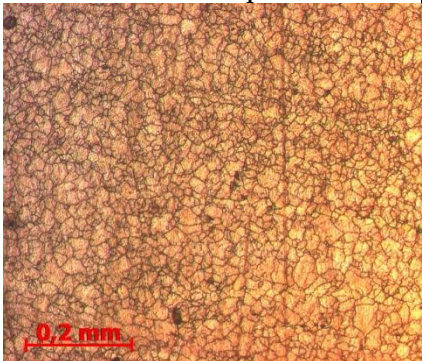
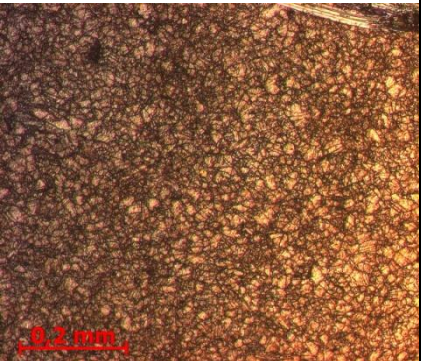
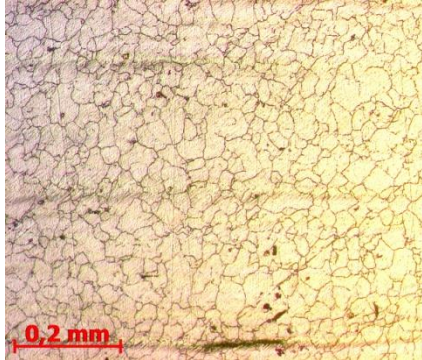
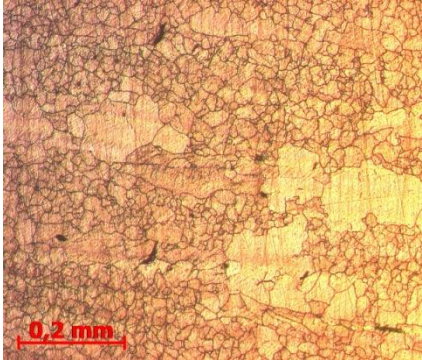
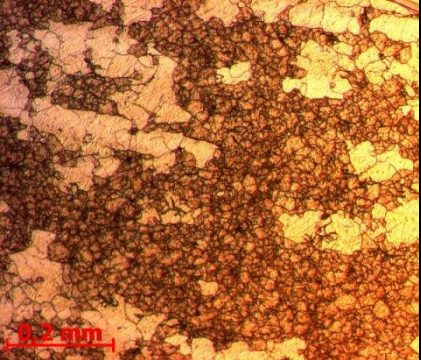
	1 шлиф (s=43 мм)	2 шлиф (s=43 мм)	3 шлиф (s=45 мм) 7 номер
на наружной поверхности	 x100	 x100	 x100
5 мм	 x100	 x100	 x100
10 мм	6 номер  x100	7 номер  x100	 x100
15 мм	 x100	 x100	7 номер  x100

Фото микроструктур опытной трубы 650 мм, кольцо №3

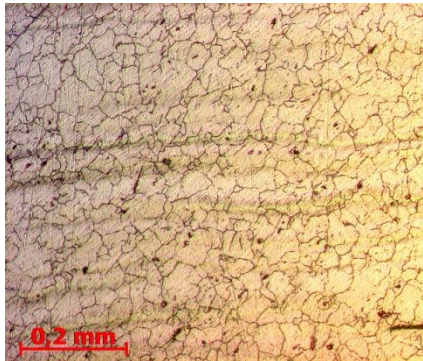
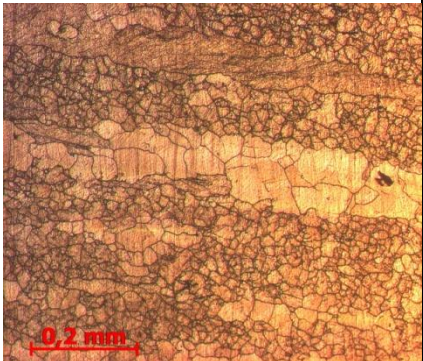
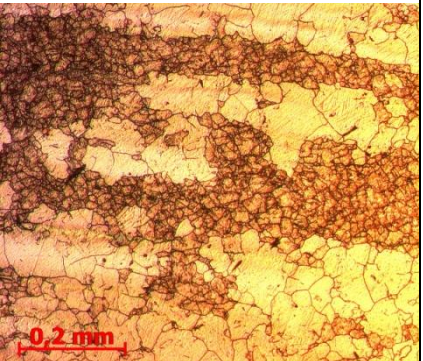
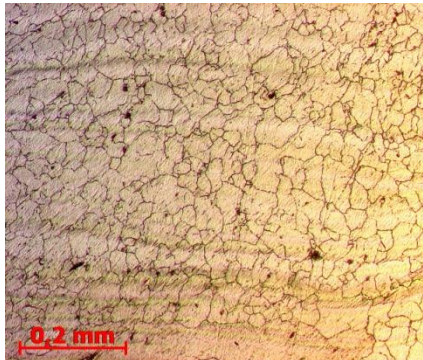
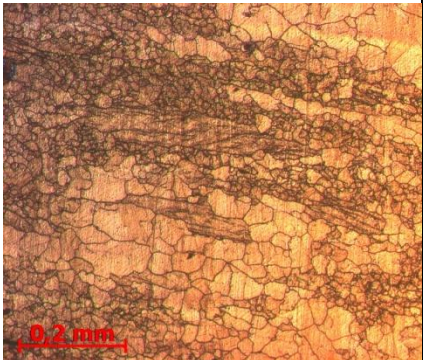
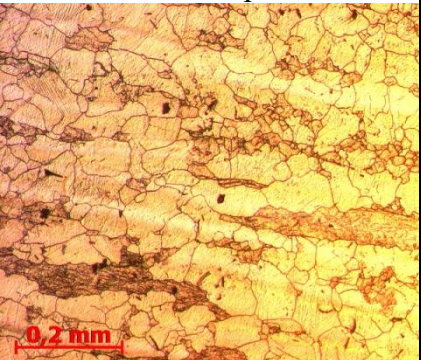
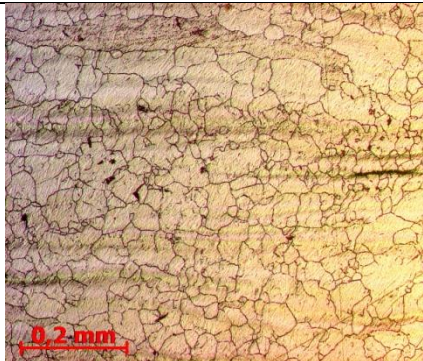
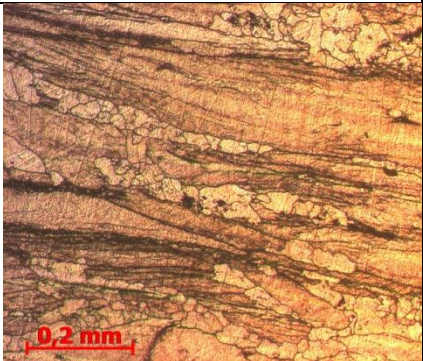
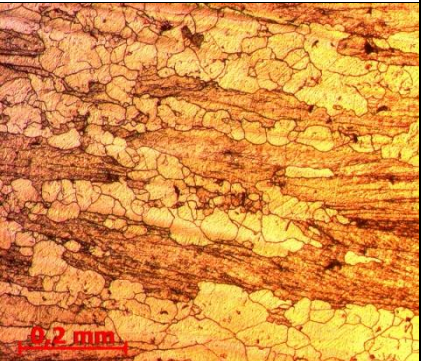
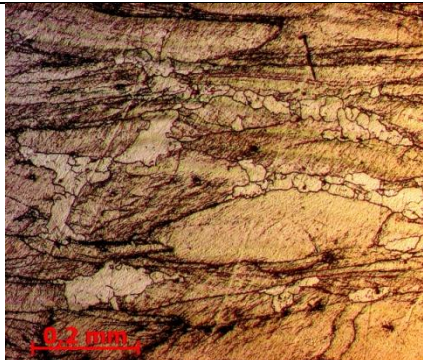
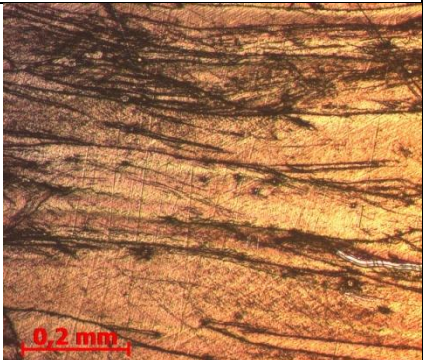
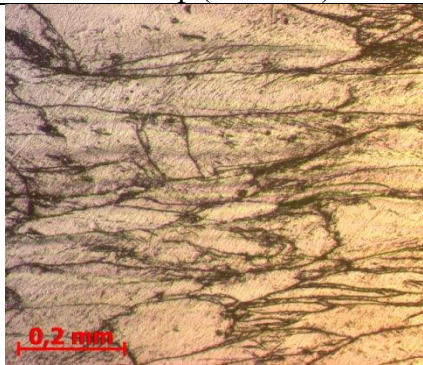
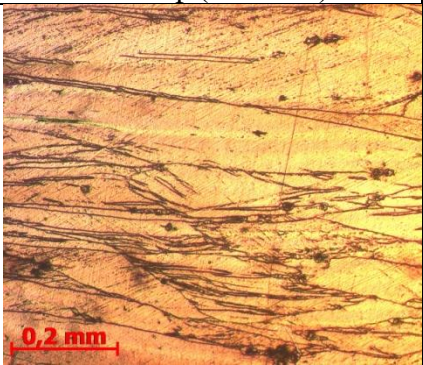
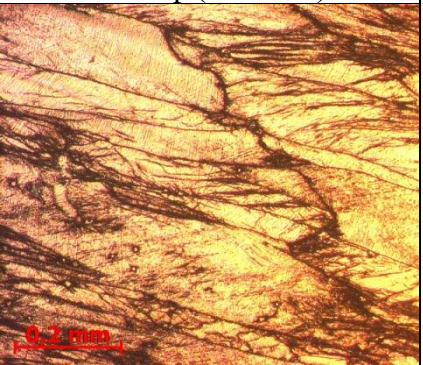
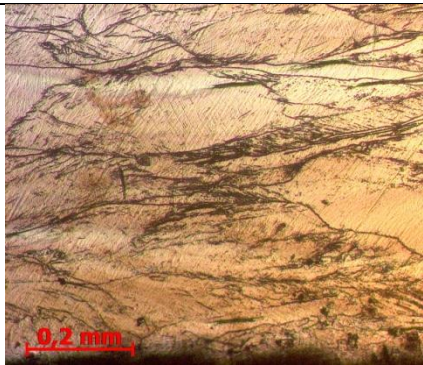
	1 шлиф (s=43 мм)	2 шлиф (s=43 мм)	3 шлиф (s=45 мм)
20 мм	 x100	 x100	 x100
25 мм	 x100	 x100	5 номер  x100
30 мм	 x100	 x100	 x100
35 мм	 x100	 x100	 x100

Фото микроструктур опытной трубы 650 мм, кольцо №3

	1 шлиф (s=43 мм)	2 шлиф (s=43 мм)	3 шлиф (s=45 мм)
40 мм	 x100	 x100	 x100
на внутренней поверхности	 x100		 x100

5.3 Совершенствование химического состава стали 08X18H10T

Исходя из результатов исследований процессов горячей деформации стали 08X18H10T-1 и 08X18H10T-2 представленных в главе 2, следует, что эффективным мероприятием для улучшения качества структуры труб, является снижение массовой доли углерода и титана в заготовке. Как следует из рисунка 2.23б справа, в случае использования стали со сниженным содержанием ($\%Ti=0,21$) и ($\%C=0,026$), если время выдержки внутренних слоев при температуре свыше $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ превысит 10 секунд, то будет сформирована полностью равноосная рекристаллизованная структура.

На рисунке 5.4 представлены результаты расчета кинетики охлаждения трубы после пилигримовой прокатки. Принято, что в начальный момент времени температура металла по всей толщине стенки трубы составляет $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$, хотя на самом

деле температура наружной поверхности больше температуры внутренней поверхности. При таком допущении, можно будет утверждать, что фактическое время выдержки не меньше расчетного. Из графика на рисунке 5.4 следует, что время выдержки внутренних слоев при температуре свыше 1000 °С, превышает 60 секунд.

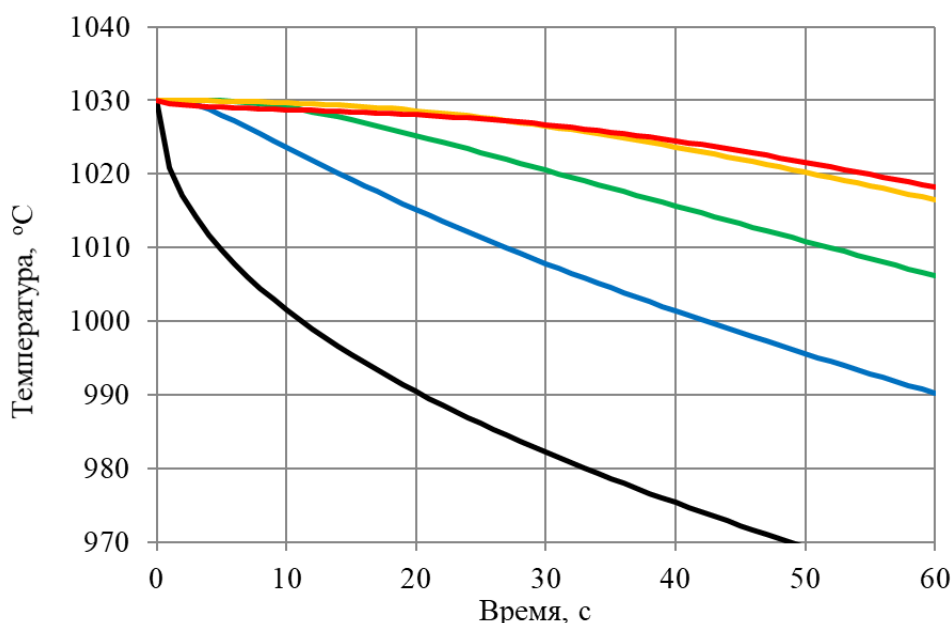


Рисунок 5.4 Охлаждение трубы после пилигримовой прокатки

Снижение доли титана и углерода может приводить к снижению механических свойств. Величину снижения предела текучести и предела прочности, можно оценить по формулам Пикеринга [95]:

$$\sigma_{0,2} = 15,4 \cdot \left(4,4 + 23[C] + 1,3[Si] + 0,24[Cr] + 0,94[Mo] + 1,2[V] + 0,29[W] + \right. \\ \left. + 2,6[Nb] + 1,7[Ti] + 0,82[Al] + 32[N] + 0,16[\delta - \Phi] + 0,46d^{-0,5} \right), \quad (5.1)$$

$$\sigma_B = 15,4 \cdot \left(29 + 35[C] + 55[N] + 2,4[Si] + 0,11[Ni] + 1,2[Mo] + 5,0[Nb] + \right. \\ \left. + 3,0[Ti] + 1,2[Al] + 0,14[\delta - \Phi] + 0,82d^{-0,5} \right), \quad (5.2)$$

где [C], [Si], [Cr], [Mo], [V], [W], [Nb], [Ti], [Al], [N], [Ni] – массовые доли химических элементов, $[\delta - \Phi]$ – доля дельта феррита в структуре, d – средний диаметр зерна, мм; t – толщина двойниковой прослойки, мм.

В соответствии с формулами (5.1) и (5.2) при снижении доли углерода на 0,03 % и титана на 0,3 % стоит ожидать снижения предела текучести на 19 МПа, а

предела прочности на 30 МПа. Стоит отметить, что такого снижения механических свойств может и не произойти, так как углерод находится в связанном в карбиды титана состоянии, которые имеют достаточно большой размер и не имеют упрочняющего эффекта.

Оценку снижения механических свойств, выполненную по формуле Пикеринга, следует считать верхней предельной оценкой снижения механических свойств. Даже снижение механических свойств допустимо в случае производства труб с толщиной стенки свыше 15 мм по ТУ 14-3Р-197-2001, или при производстве труб по стандартам ТУ 1.1.3.20.1433-2018 [9] и ПНСТ 453-2020 [11]. Требования к механическим свойствам металла труб, по вышеперечисленным стандартам, в том числе нормы для малых стенок по ТУ 14-3Р-197-2001, на соответствие которым сейчас осуществляется сдача труб, приведены в таблице 5.6.

Таблица 5.6

Требования к горячекатаным трубам диаметром свыше 500 мм

Стандарт	ТУ 14-3Р-197-2001		ПНСТ 453-2020	ТУ 1.1.3.20.1433-2018
Размерный сортament	до стенки 15 включ.	свыше стенки 15 мм	для всего сортамента	
Временное сопротивление при температуре 20 °С, МПа	549	490	510-730	510-730
Относительное удлинение при температуре 20 °С, %	37	37	35	35
Предел текучести при температуре 20 °С, МПа	—	—	215-340	216-320
Предел текучести при температуре 350 °С, МПа	186-333	186-333	177-290	180-280
Требование к величине зерна	Для труб диаметром 530 мм не крупнее 3 номера		Не крупнее 4 номера, а для труб с толщиной стенки свыше 15 мм не крупнее 3 номера.	

Рекристаллизованная структура в трубах может сформироваться после завершения пилигримовой прокатки, в процессе охлаждения труб на воздухе. При физи-

ческом моделировании, методом двойного нагружения были получены коэффициенты уравнения Аврами (2.19), описывающего кинетику постдеформационной рекристаллизации.

В работе [42], приводятся следующие формулы для определения доли рекристаллизованного зерна в стали марки AISI 321:

$$X = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^{0,775} \right], \quad (5.3)$$

$$t_{0,5} = 3,24 \cdot 10^{-9} \cdot \varepsilon^{-3,8256} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,6819} \cdot \exp \left(\frac{174000}{RT} \right).$$

На рисунке 5.5 приведены построенные по формуле (2.19) – сплошные черные линии, и по формуле (5.3) – пунктирные красные линии. Как видим графики имеют хорошую сходимость, особенно хорошо совпадает время протекания полной рекристаллизации, т.е. в модели из работы [42] получены схожие данные, что и в главе 2.

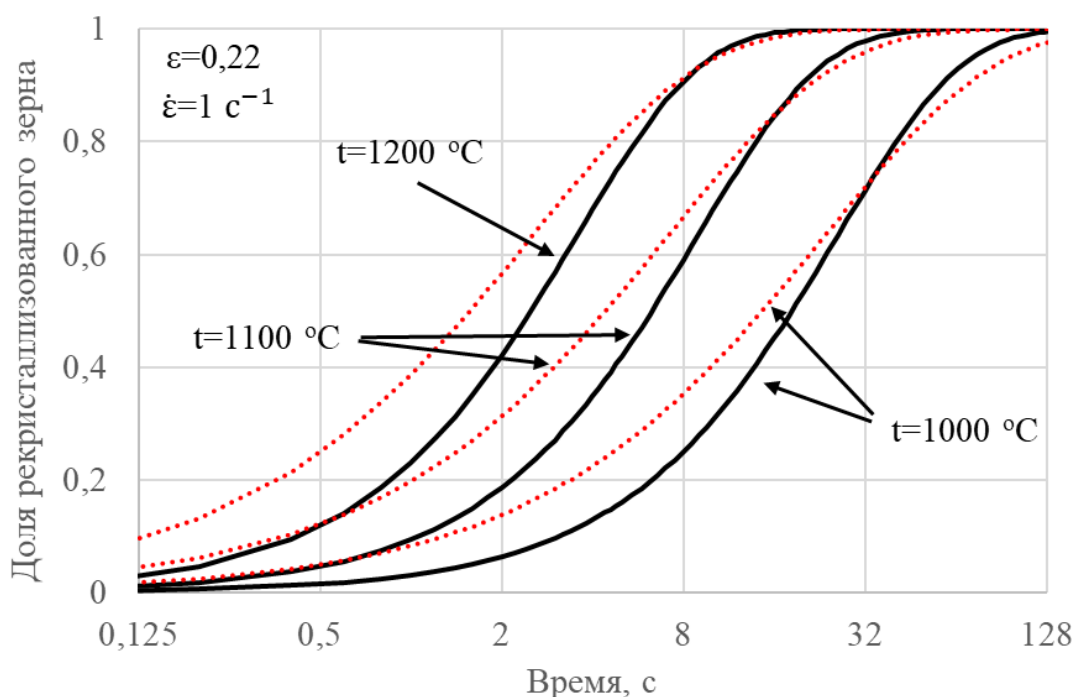


Рисунок 5.5 Расчетная термокинетическая диаграмма разупрочнения стали марки 08X18H10T модель из главы 2 (сплошные линии) и стали AISI 321 [42] (пунктирные линии)

Использование уравнение Аврами (1.4 и 1.5) для анализа процессов с нестационарным температурным полем, несколько осложнено тем, что время половины рекристаллизации, входящие в уравнение, зависит от температуры материала. В цеховых условиях происходит медленное охлаждение трубы на воздухе, т.е. процесс является нестационарным.

Если посчитать производную по времени от функции доли разупрочнения, то можно определить скорость разупрочнения по формуле:

$$\frac{dX}{dt} = \frac{A \cdot n}{t_{0,5}} \cdot \exp\left(-A \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^n\right) \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{n-1}. \quad (5.4)$$

Из уравнения Аврами (1.4) можно выразить $\frac{t}{t_{0,5}}$:

$$\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right) = \left(A^{-1} \cdot \ln\left(\frac{1}{1-X}\right)\right)^{1/n} \quad (5.5)$$

После подстановки 5.5 в 5.4 и упрощения выражения получается:

$$\frac{dX}{dt} = \frac{A^{1/n} \cdot n}{t_{0,5}} \cdot (1-X) \cdot \left(\ln\left(\frac{1}{1-X}\right)\right)^{\frac{n-1}{n}}. \quad (5.6)$$

При рассмотрении кинетики роста зерна с дискретным шагом по времени, долю рекристаллизованного зерна на следующем шаге по времени можно определить:

$$X_i = X_{i-1} + \frac{dX_i}{dt} \cdot \Delta t, \quad (5.7)$$

где i – номер шага по времени, Δt – размер шага по времени.

Применяя разбиение на малые шаги по времени, и используя формулы 1.5, 5.6 и 5.7 возможно рассчитывать долю рекристаллизованного зерна при нестационарных температурных условиях. Расчет на каждом отдельном малом шаге по времени выполняется как для стационарного процесса.

С использованием предложенной модели, была выполнена оценка кинетики последеформационной рекристаллизации. Для выполнения расчетов написана программа, код которой приведен в приложении Ж. В качестве начального температурного поля, использовано представленное на рисунке 5.6.

Температурное поле было задано исходя из следующих суждений. Были выполнены прямые измерения температуры внутренней и наружной поверхности с

заднего конца трубы, в момент сразу же после стягивания трубы с дорна. Температура внутренней поверхности трубы в этот момент составляла около 1020–1030 °С, наружной поверхности 1080–1120 °С. Температура деформации, и температура в момент завершения деформации значительно различается по длине трубы, по причине длительности процесса пилигримовой прокатки (около 5 минут). Температуры деформации и последеформационной выдержки на заднем конце минимальны в сравнении с другими участками трубы. Т.е. на заднем конце, процесс рекристаллизации будет наиболее вялотекущим. Непосредственное измерение температуры трубы внутри стенки не выполнено в силу высокой стоимости таких работ. Однако следует полагать, что внутри стенки имеется максимум температур. Таким образом, при использовании для анализа процесса температурного поля, представленного на рисунке 5.6 будет получена заниженная оценка доли разупрочнения.

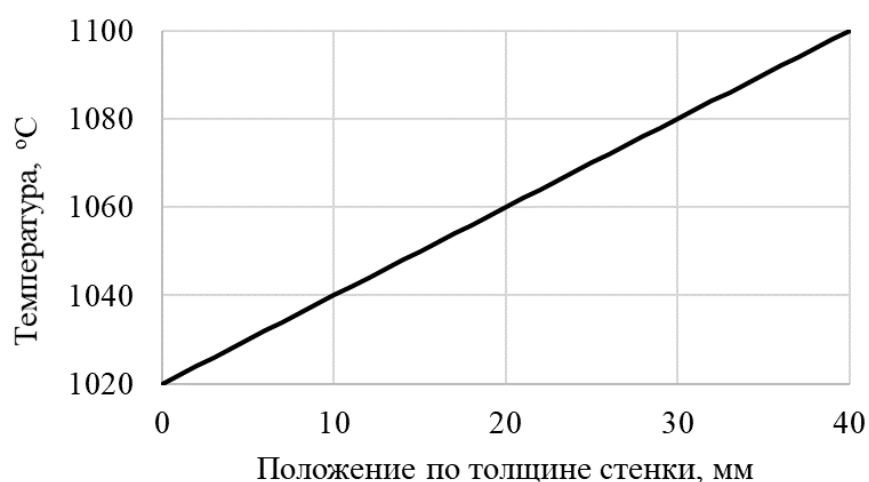


Рисунок 5.6. Распределение температуры по толщине стенки: 0 – внутренняя, 40 – наружная поверхность

С учетом выше оговорённых особенностей, выполнены расчеты доли разупрочнения по формуле (2.19), полученной в главе 2, и по формуле (5.3) из работы [42]. Результаты расчета приведены на рисунке 5.7. Стоит иметь ввиду, что уравнение Авраами было построено для случая предварительного нагружения на величину деформацию 0,22. По этой причине по расчету доля рекристаллизованного зерна в 100% будет достигнута только через 60 с. выдержки, а не через 10 секунд как следует из рисунка 2.24.6 (справа). Величина деформации при прокатке на

пильгере значимо превышает значение 0,22 – т.е. процесс постдеформационной рекристаллизации будет протекать интенсивнее.

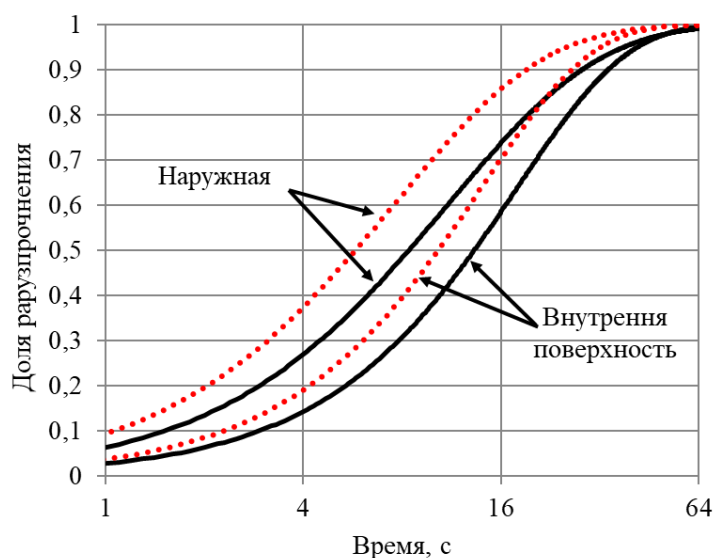


Рисунок 5.7. Кинетика разупрочнения наружной и внутренней поверхности: по формуле (2.20) – сплошные черные линии; по формуле (4.17) – пунктирные красные линии

Из графика на рисунке 5.7 следует, что снижение содержания титана и углерода в заготовке позволит получить долю рекристаллизованного зерна близкую к 100%. Таким образом эффективность снижения массовой доли титана и углерода подтверждается не только лабораторными микроструктурными наблюдениями.

Отметим, что предложенный метод анализа только для сталей, процесс рекристаллизации в которых описывается уравнением Авраами. Выполнить же такие расчеты для стали 08X18H10T-1 невозможно из-за задержек в протекании рекристаллизации (см. рис. 2.16).

Выводы по главе 5

1. Показано, что при производстве труб из гильз, эффективным способом увеличения толщины слоя годного зерна будет снижение температуры нагрева под прошивку, что несколько замедлит скорость роста зерна. Исходя из расчетов следует, что при снижении температуры нагрева на 40 °С, будет получено годное зерно, по всей толщине стенки.

2. Проведен анализ карт критической степени деформации совместно с данными деформационных параметров свойственных пилигримовому стану. Исходя из диаграмм, сделан вывод, что для получения необходимой структуры на всей толщине стенки требуется увеличение общей деформации на пилигримовом стане до значения 1,5 по Мизесу. Фактически был предложен маршрут, позволяющий увеличить величину деформации только до значения 1,1 по Мизесу. Большее увеличение было невозможным по техническим причинам (из-за габаритов стана).

3. Приведены результаты опытно-промышленной прокатки труб, по результатам которой слой годного зерна получен на большей, чем ранее глубине. Величина слоя годного зерна составляла до 25-30 мм. Т.е. увеличена на 30 %.

4. Предложена методика для оценки кинетики постдеформационного разупрочнения стали при нестационарных температурных условиях.

5. Расчетным путем определено, что при использовании стали со сниженным содержанием углерода и титана ($\%C=0,025$ и $\%Ti=0,21$) и ($\%C=0,04$ и $\%Ti=0,32$), при естественном охлаждении трубы на воздухе, будет получена микроструктура, доля перекристаллизованного зерна в которой будет близка к 100%.

6. Дана оценка величины снижения механических свойств при использовании заготовки со сниженной массовой долей титана и углерода до 0,3% и 0,03% соответственно. Определено, что при изменении химического состава предел прочности стали снизиться примерно на 30 МПа, предел текучести примерно на 19 МПа (Стоит считать верхней предельной оценкой снижения механических свойств). В этом случае трубы будут соответствовать требованиям НД.

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 и 08X18H10T-2, в ходе физического моделирования получены зависимости размера формирующегося при динамической рекристаллизации зерна в зависимости от параметра Зинера–Холломона 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. Для стали 08X18H10T-1 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) такая задержка отсутствует.

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 толщине 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 температуру нагрева до 1240 °C, т.е. на 40 °C от обычного уровня. 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 химическим составом %C≤0,04 и %Ti≤0,4. Использование такой заготовки позволит получать рекристаллизованную структуру по всей толщине стенки труб размером 550x40 мм. Такая корректировка технологии может применяться совместно с увеличением величины деформации при пилигримовой прокатке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. <https://pris.iaea.org/PRIS/WorldStatistics/NuclearShareofElectricityGeneration.aspx> (дата обращения 10.05.2021)
2. Рублева М.Е. Ядерная энергия в дискуссии об углеродном следе: чистая среди главных, стабильная среди чистых / М.Е. Рублева, К.И. Хошинская, Шарфутдинов Р.А., Гавриков В.Л // Проблемы региональной экологии. – 2018 – №70 (1). – С. 73-79.
3. https://tmk-inox.tmk-group.ru/tmk-inox_about (дата обращения 10.05.2021)
4. <https://pervo.info/kiberstal-dlya-chego-ona-vdrug-stala-nuzhna/> (дата обращения 10.05.2021)
5. <https://expertsouth.ru/news/tak-zakalyaetsya-stat-v-novyy-zavod-v-volzhskom-tmk-investiruet-bolee-100-mlrd/> (дата обращения 10.05.2021)
6. Арзамасов, Б.Н. Материаловедение / Б.Н. Арзамасов. – М.: Издательство МГТУ, 2001. – 648 с.
7. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М. Металлургия, 1986. – 544 с.
8. ГОСТ 9940-81. Трубы бесшовные горячедеформированные из коррозионно-стойкой стали. Технические условия.
9. ТУ 14-ЗР-197-2001. Трубы бесшовные из коррозионностойких марок сталей с повышенным качеством поверхности.
10. ТУ 1.1.3.20.1433-2018. Трубы стальные для атомных станций. Трубы сальные бесшовные из нержавеющей стали аустенитного класса для оборудования и трубопроводов групп В и С.
11. ПНСТ 453-2020. Трубы стальные для изготовления оборудования и трубопроводов атомных станций. Общие технические условия. Часть 2. Трубы стальные бесшовные из стали аустенитного класса марок 08X18H10T и 08X18H10T-Ш
12. Тайц, Н.Ю. Методические нагревательные печи / Н.Ю. Тайц, Ю.И. Розенгарт. – М.: Металлургия, 1964 – 408 с.
13. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления величины зерна.
14. https://vtz.tmk-group.ru/volg_capacity (дата обращения 10.05.2021)
15. <https://www.tubacex.com/> (дата обращения 10.05.2021)
16. <https://www.centraavis.com/> (дата обращения 10.05.2021)

17. <https://ru.scribd.com/document/359065600/SeamlessTubePlants-en-03-15>__ (дата обращения 10.05.2021)
18. <http://www.energomash.ru/products/truby-i-truboprovody/detali-i-sborochnye-editsy-truboprovodov-tes.html> (дата обращения 10.05.2021)
19. <https://www.sms-group.com/press-media/media/downloads/download-detail/download/16513> (дата обращения 10.05.2022)
20. Ерёмин В.Н. Исследование и разработка технологии производства труб на пилигримовом стане с использованием контролируемой прокатки: дис. кан. техн. наук / В.Н. Ерёмин. – Москва. – 219 с.
21. Левит, В.И. Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов / В.И. Левит, М.А. Смирнов. – Челябинск: Издательство ЧГТУ, 1995. – 276 с.
22. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина – М.: Мисис, 2005 г. – 432 с.
23. Verlinden, B. Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials / B. Verlinden, J. Driver, I. Samaidar, R.D. Doherty. – Amsterdam: Elsevier, 2007. – 528 с.
24. McQueen, H. J. Constitutive analysis in hot working / H.J. McQueen, N.D. Ryan // Materials Science and Engineering: A. – 2002. – V. 322, №1–2. – P. 43–63.
25. Dehghan–Manshadi, A. Hot Deformation and Recrystallization of Austenitic Stainless Steel: Part I. Dynamic Recrystallization / A. Dehghan-Manshadi, M. Barnett, P. Hodgson // Metall. Mater. Trans. – 2008. – V. 39. – P. 1359–1370.
26. Sarkar, A. Investigation of Progress in Dynamic Recrystallization in Two Austenitic Stainless Steels Exhibiting Flow Softening / A. Sarkar, J. K. Chakravartty // International Journal of Metallurgical Engineering – 2013. – V. 2, №2. – P. 130–136.
27. Marchattiwar, A. Dynamic Recrystallization during Hot Deformation of 304 Austenitic Stainless Steel / A. Marchattiwar, A. Sarkar, J.K. Chakravartty, B.P. Kashyap // Journal of Materials Engineering and Performance – 2013. – V. 22, №8. – P. 2168–2175.
28. Dehghan–Manshadi, A. Hot Deformation and Recrystallization of Austenitic Stainless Steel: Part II. Post–deformation Recrystallization / A. Dehghan–Manshadi, M. Barnett, P. Hodgson // Metallurgical and materials transactions – 2008. – V. 39. – P. 1371–1381.

29. Cho, SH. Hot rolling simulations of austenitic stainless steel / SH. Cho, YC. Yoo // Journal of Materials Science. – 2001. – V. 36. – P. 4267–4272.
30. Cho, SH. Static recrystallization kinetics of 304 stainless steels / SH. Cho, YC. Yoo // Journal of Materials Science. – 2001. – V. 36. – P. 4273–4278.
31. Taylor, A. S. The post-deformation recrystallization behavior of 304 stainless steel following high strain rate deformation / A. S. Taylor, P. D. Hodgson // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – V. 529. – P. 164–169.
32. Sellars, C.M. Recrystallization and Grain Growth in Hot Rolling / C.M. Sellars, J.A. Whiteman // Met. Sci. – 1979. – V. 13. – P. 187–194.
33. Sellars, C.M. Hot Workability / C.M. Sellars, W.J. Tegart // International Metallurgical Reviews. – 1972. V. 17. №1. – P. 1–24.
34. Poliak, E. I. Dynamic recrystallization control in hot rolling / E. I. Poliak // Procedia Manufacturing. – 2020. – V. 50. – P. 362–367.
35. Гольдштейн, М.И. Специальные стали: Учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер – М.:МИСиС, 1999. – 408 с.
36. Cuddy, L.J. Austenite Grain Coarsening in Microalloyed Steels / L.J. Cuddy, J.C. Raley // Metall. Trans. A. – 1990. – V. 14. – P. 1983–1989.
37. Haj, M. Hot compression deformation behavior of AISI 321 austenitic stainless steel / M. Haj, H. Mansouri, R. Vafaei, G. R. Ebrahimi, A. Kanani // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials – 2013. – V. 20. – P. 529–534.
38. Nkhoma R. C. K. Hot working characteristics of AISI 321 in Comparison to AISI 304 austenitic stainless steels / R.C.K. Nkhoma. – Pretoria: University of Pretoria. – 2014. – 118 с.
39. Ghazani, M.S. Evaluation of the kinetics of dynamic recovery in AISI 321 austenitic stainless steel using flow curves / M.S. Ghazani, B. Eghbali, G. Ebrahimi // Trans Indian Inst Met. – 2017. – №7 (70). – C. 1755–1761.
40. Ghazani, M.S. Kinetics and critical conditions for initiation of dynamic recrystallization during hot compression deformation of AISI 321 Austenitic stainless steel / M.S. Ghazani, B. Eghbali, G. Ebrahimi // Met. Mater. Inst. – 2017. – №5. – P. 964–973.

41. Ghazani, M.S. Characterization of the hot deformation microstructure of AISI 321 austenitic stainless steel / M.S. Ghazani, B. Eghbali // *Material Sciences and engineering*. – 2018. – P. 380–390.
42. Ghazani, M.S. Prediction of post-deformation recrystallization kinetics in AISI 321 austenitic stainless steel using double-stage hot compression / M.S. Ghazani, B. Eghbali // *JPEMEG*. – 2019. – №28. – С. 3567–3575.
43. Kratochvíl, P. Dynamic softening and static recrystallization of AISI 321 steel / P. Kratochvíl, P. Lukáč, P. Vostrý, J. Pacák, J. Tomeš // *Materials Science and Technology* – 1991. – V. 7. №1. – P. 78–82.
44. Havela, L. Softening during and after the hot deformation of the AISI 321 steel with respect to practical applications / L. Havela, P. Kratochvíl, P. Lukáč, B. Smola, A. Svobodová // *Czechoslovak Journal of Physics*. – 1988. – V. 38, №4. – P. 384–387.
45. Surmail, T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels / T. Surmail // *Materials Science technology*. – 2001. – V. 17. – P. 1–17.
46. Марочник стали и сплавы / под ред. В.Г. Сорокин, М.А. Гервасьева – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.
47. Lo, R.H. Recent developments in stainless steels / R.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L Lai // *Materials Science and Engineering*. – 2009. – P. 39–104.
48. Wahabi M. El. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization in high purity austenitic stainless steels / M. El. Wahabi, L. Gavard, F. Mohtheillet, J.M. Carbera, J.M. Prado // *Acta Materialia*. – 2005. – №53. – P. 4605–4612.
49. Ohadi D Development of dynamic recrystallization maps based on the initial grain size / D. Ohadi, M.H. Parsa, H. Mirzadeh // *Materials Science & Engineering A* – 2013. – №565. – P. 90–95.
50. Mirzadeh H, Hot deformation behavior of austenitic stainless steel for a wide range of initial grain size / H. Mirzadeh, M.H. Parsa, D. Ohadi // *Materials Science & Engineering A*. – 2013. – №569. – P. 54–60.
51. Каплун, А.Б. Ansys в руках инженера. Практическое руководство / А.Б. Каплун, Е.М. Морозов, М.А. Олферьева. – М.: URSS, 2009. – 272 с.
52. Bedogni R, Analytical prediction of the central rupture of billets during piercing in a cross-roll piercer due to the Mannesmann effect / R. Bedogni, L. Montelatici, E. Ceretti,

C. Giardini, F. Brisotto // Brescia, Italy: Innovations in metal forming – an international conference. – 2004. – 14 с.

53. Fanini, S. Modelling of the Mannesmann effect in tube piercing / Silvio Fanini. – Padua: Universita degli Studi di Padova – 2008. – 72 с.

54. Chiluveru Sudhir Computational modeling of crack initiation in cross-roll piercing / S. Chiluveru. Cambridge(USA): Massachusetts institute of technology – 2007. – 89 с.

55. Pater Z. 3D Finite elements method (FEM) analysis of basic process parameters in rotary piercing mill / Z. Pater, J. Bartincki, J. Kazanecki // Metalurgija. – 2012. №4 (51). – С.501–504.

56. Восканьянц, А.А. Иванов А.В. Моделирование технологических задач пластичности на основе Эйлера описания движения сплошной среды / А.А. Восканьянц, А.В. Иванов // Машиностроение и компьютерные технологии. – 2010. – С. 1–11.

57. Восканьянц, А.А., Моделирование процесса поперечно-винтовой прокатки на основе Эйлера описания движения сплошной среды / А.А. Восканьянц, А.В. Иванов // Машиностроение и компьютерные технологии. – 2009. – С. 1–24.

58. Романенко, В.П. Моделирование процесса винтовой прошивки заготовок большого диаметра в двухвалковом стане методом конечных элементов / В.П. Романенко, А.А. Золотарев, Д.В. Сизов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2013. – №3. –С. 60–64.

59. Komori, K. Simulation of deformation and temperature in pierce rolling / K. Komori, M. Suzuki // European congress on computational methods in applied sciences and engineering «ECCOMAS 2004». – 2004. – 12 с.

60. Лехов, О.С. Напряжённно-деформированное состояние металла в очаге деформации при пилигримовой прокатке труб / О. С. Лехов, Е. Ю. Раскатов, Д.А. Соловьев // Научно-технический вестник Поволжья. – 2011. – № 5. – С. 198–204.

61. Раскатов, Е.Ю. Теоретические исследование перемещений металла в очаге деформации при пилигримовой прокатке толстостенных труб / Е.Ю. Раскатов. // Научно-технический вестник Поволжья. – 2011. – № 5. – С. 230236.

62. Лехов, О.С. Исследование напряжённно-деформированного состояние металла в мгновенном очаге деформации с целью выбора рациональной калибровки

валков пилигримовых станов / О. С. Лехов, Е. Ю. Раскатов, Д. А. Соловьев // Научно-технический вестник Поволжья. – 2011. – № 6. – С. 200–204.

63. Abas Rahi, Finite elements method (FEM) investigation seamless pipes production hot pilger rolling process / Abas Rahi, S. Javad Jandaghi, A. Hossein Jalali, Reza Abedi // Recent advances on applied mathematics. – 2011. №1. – P. 252–255.

64. Escolán, A. Thermomechanical Fatigue FE Analysis Applied to High Temperature Metal Forming Processes / A. Escolán, J.M. Bielsa, M.A. Jiménez, R. Allende // SIMULIA Community Conference. – 2013. – P. 1–12.

65. Ghazani, M.S. Modeling of flow behavior of AISI 321 austenitic stainless steel using a simple combined phenomenological method / M.S. Ghazani, B. Eghbali // Mechanics of Materials. – 2019. – №137. – P. 103–108.

66. 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 – P. 1–12.

67. Maccagno, T. M. Determination of Recrystallization Stop Temperature from Rolling Mill Logs and Comparison with Laboratory Simulation Results / T. M. Maccagno, J. J. Jonas, S. Yue, B. J. McCrady, R. Slobodian, D. Deeks // ISIJ International. – 1994. – V. 34, №11. – P. 917–922.

68. Silva, M. B. R. Interaction between recrystallization and strain-induced precipitation in a high Nb- and N-bearing austenitic stainless steel: Influence of the interpass time / M. B. R. Silva, J. Gallego, J. M. Cabrera, O. Balancin, A. M. Jorge // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – V. 637. – P. 189–200.

69. Perttula, J. S. Recrystallisation rates in austenite measured by double compression and stress relaxation methods / J. S. Perttula, L. P. Karjalainen // Materials Science and Technology. – 1998. – V. 14, №7. – P. 626–630.

70. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов: в 2 т. / С.И. Губкин. – М.: Металлургиздат, 1960. – Т. 1. – 376 с.

71. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия / К. Джонсон; пер. с англ. В.Э. Наумов и А.А. Спектора. – М.: Мир, 1989. – 510 с.

72. Бэкоффен В. Процессы деформации / В. Бэкоффен; пер. с англ. В.С. Берковского и Ф.И. Рузанова. – М.: Металлургия, 1977 – 288 с.

73. <http://jmatpro.ru/> дата обращения 31.08.2022 г.
74. Лыков, А.В. Теория теплопроводности / А.В. Лыков. – М.: Государственное издательство технико-теоретической литературы, 1952. – 392 с.
75. Михеев, М.А. Основы теплопередачи / М.А. Михеев, И.М. Михеева. – М.: Издательство «Энергия», 1977. – 344 с.
76. Исаченко В.П. Теплопередача / В.П. Исаченко, В.А. Осипова, А.С. Сукомел. – М.: Издательство «Энергия», 1975. – 488 с.
77. Тайц, Н.Ю. Технология нагрева стали / Н.Ю. Тайц. – М.: Metallurgizdat, 1950. – 450 с.
78. Степанцова Г.Л. Расчет нагревательных печей / Г.Л. Степанцова. Челябинск: издательство Челябинского политехнического института, 1989. – 44 с.
79. Самарский, А.А. Вычислительная теплопередача / А.А. Самарский, П.Н. Вабищевич. – М.: Едиториал УРСС, 2003. – 784 с.
80. Патанкар, С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости / С. Патанкар; пер. с англ. под ред. В.Д. Виленского. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.
81. Кузнецов, Г.В. Разностные методы решения задач теплопроводности / Г.В. Кузнецов, М.А. Шеремет. – Томск: Издательство Томского политехнического университета, 2007. – 172 с.
82. Перевозчиков, Д. В. Оценка возможности применения подстуживания заготовки с целью снижения диссипации напряжений при прошивке труб / Д.В. Перевозчиков, В.Н. Еремин, К.В. Васючков, Л.В. Радионова // Russian Internet Journal of Industrial Engineering. – 2017. – №5. – С. 54–59.
83. Перевозчиков, Д.В. Оценка возможности применения подстуживания заготовки для борьбы с неоднородностью деформаций по высоте заготовки / Д.В. Перевозчиков, Л.В. Радионова // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия «Металлургия». – 2018. – Том 18. – С. 36–47
84. <http://www.mscsoftware.ru/products/marc> (дата обращения 05.11.2019)
85. 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.

86. <https://www.qform3d.ru> (дата обращения 12.02.2020)

87. Емельяненко, П.Т. Пильгерстаны / П.Т. Емельяненко. – Киев: Государственное научно-техническое издательство Украины, 1937. – 639 с.

88. Томсен, Э. Механика пластических деформаций при обработке металлов / Э.Томсен, Ч. Янг, Ш. Кобаяши; пер. с англ. Е.П. Ункова. – М.: Машиностроение, 1968. – 504 с.

89. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением / В.Л. Колмогоров. М.: Металлургия, 1986. – 688 с.

90. Гун Г.Я. Теоретические основы обработки металлов давлением / Г.Я. Гун. – М.: Металлургия, 1980. – 456 с.

91. Унков Е.П. Теория пластических деформаций металлов / Е.П. Унков, У Джонсон, В.Л. Колмогоров и др.; под ред. Е.П. Ункова, А.Г. Овчинникова. – М.: Машиностроение, 1983. – 598 с.

92. 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.

93. Свидетельство 2021661826: «Программа для расчета кинематических параметров процесса 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.

94. Тетерин, П.К. Теория поперечно-винтовой прокатки / П.К. Тетерин. – М.: Металлургия, 1971. – 368 с.

95. Целиков, А.И. Теория расчета усилий в прокатных станах / А.И. Целиков. – М.: Металлургиздат, 1962. – 494 с.

96. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пикеринг. – М.: Металлургия, 1982 – 182 с.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Программа для расчета кинетики роста зерна при постоянной скорости охлаждения

```

T1=1200; %температура начальная
Dzer0=[50]; %Размер зерна начальный, микрометры;
mzer=4.795; %коэффициент
Qzer=195015; %коэффициент
Rzer=8.31; %коэффициент
Azer=2.682*10^8; %коэффициент
tau=0.05; %шаг по времени

i=1;

rateT=1; %скорость охлаждения

t(1)=0; %время в начальный момент
Dzer(1)=Dzer0;

T1=T1+273.15;

while (900+273.15)<T1
    T2=T1-rateT*tau;
    i=i+1;
    t(i)=t(i-1)+tau;
    Dzer(i)=((Dzer(i-1)^mzer)+tau*((Azer*exp(-Qzer/(Rzer*0.5*(T1+T2))))^mzer))^(1/mzer);
    T1=T2;
end;

Dzer=Dzer'; %Транспортирование
t=t';

```

Программа для расчета нагрева заготовки в методических печах
ТПЦ №1 АО «ЧТПЗ»

```

D=[630]; %Задаем диаметр заготовки, мм
dsv=[315]; %Задаем диаметр сверления, мм
Lzag=[2100]; %Длина заготовки, мм
ro=[7900]; %плотность металла кг/м:3
eps=[0.6]; %Степень черноты
T=[20]; %Температура металла цельсий
alfa=[4.2];
ss=[5.67]; %константа больцмана
t=[27]; %Время минут
Tv=[880];
Tlam=[]; % Вводятся данные теплопроводности материала
TC=[]; %Вводятся данные теплоемкости материала

Tlam(:,1)=Tlam(:,1)+273.15;
TC(:,1)=TC(:,1)+273.15;
t=t*60;
temvoz=[600;700;800;900;1000;1100;1200;1300];
eh2o=[0.3;0.278;0.238;0.225;0.21;0.195;0.185;0.172];
eco2=[0.145;0.150;0.150;0.147;0.14;0.133;0.127;0.12];
eh2o=interp1(temvoz,eh2o,Tv,'linear');
eco2=interp1(temvoz,eco2,Tv,'linear');
eg=eco2+eh2o*1.05;
em=0.8; %Степень черноты металлаж
fi=pi*Lzag*0.001*0.5/(4.6+1.85+1.85); %% здесь отношение площадей заготовки и свода печи. 4.6
ширина, 1.85 высота,
Cgkm=ss*em*(fi+1-eg)/((1/eg-1)*(em+eg*(1-em))+fi);
eps=Cgkm/ss;

D=D/1000; %Переводим в метры
dsv=dsv/1000;
Tt=T+273.15; %Переводим в кельвины
Tv=Tv+273.15;
M=round(t/0.01); %Считаем размер сетки
N=round((D-dsv)*1000/2);
T=ones((N+1),1)*Tt; %Задаем матрицу температур;
Tn=ones((N+1),1)*Tt;
time=0;
n=1;
tau=t/M; %Задаем размер шага по времени
h=(D-dsv)*0.5/N; %задаем размер шага по перемещению
i=1:(N+1);
r=0.5*dsv+h*(i-1);

AA=ones(N+1,1);
BB=ones(N+1,1);
CC=ones(N+1,1);

```

```

time=0;
tsave=0;
while time<t; %1
    time=time+tau;
lambda=interp1(Tlam(:,1),Tlam(:,2),T,'linear');
C= 1000*(interp1(TC(:,1),TC(:,2),T,'linear'));
    a(1)=lambda(1)/(lambda(1)+h*alfa); % 2 Задаем a(1) и b(1), прогоночные коэффициенты
    b(1)=h*alfa*Tv/(lambda(1)+h*alfa);
    FF=-ro*C.*T/tau;

    for i=2:N;
        AA(i)=(r(i)+0.5*h)/(r(i)*h^2)*lambda(i);
        BB(i)=lambda(i)^2/(h^2)+ro*C(i)/tau;
        CC(i)=lambda(i)*(r(i)-0.5*h)/(r(i)*h^2);
    end;

    for i=2:N; %3
        a(i)=AA(i)/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
        b(i)=(CC(i)*b(i-1)-FF(i))/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
    end; %2

    k1=2*lambda(N+1)*tau*b(N)/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*(h^2));
    k2=2*tau*alfa*h*Tv/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
    k3=T((N+1))*ro*C(N+1)*h^2/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
    k4=2*tau*eps*ss*h/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
    min=T((N+1))-20; max=T((N+1))+20;
    while (max-min)>0.0001 %3
        ser=(max+min)*0.5;
        fmin=k1+k2+k3-k4*((min/100)^4-(Tv/100)^4)-min;
        fmax=k1+k2+k3-k4*((max/100)^4-(Tv/100)^4)-max;
        fser=k1+k2+k3-k4*((ser/100)^4-(Tv/100)^4)-ser;
        if fser*fmax>=0
            max=ser;
        end;
        if fser*fmin>0
            min=ser;
        end;
    end; %2
    Tn(N+1)=ser;
    for i=1:N %3
        Tn((N+1-i))=a(N+1-i)*T((N+2-i))+b(N+1-i);
    end; %2
    %1
    T=Tn;
if abs((time/60)-round(time/60))<(tau/300000);
time=round(time);
if abs((time/120)-round(time/120))<(tau/300000);
minute=time/60
end;
tsave=tsave+1;

```

```

for i=1:(N+1);
Tzap(i,tsave)=T(i);
end;
end;

end; %0 z
Tzap=Tzap-273.15;

T=T-273.15;
i=1:(N+1);
r=(0.5*dsv+h*(i-1))*1000;

%Продолжение расчета нагрева после кантовки
T=T+273.15;
Tzap=Tzap+273.15;
Tv=1300;
Tv=Tv+273.15;

temvoz=[600;700;800;900;1000;1100;1200;1300];
eh2o=[0.3;0.278;0.238;0.225;0.21;0.195;0.185;0.172];
eco2=[0.145;0.150;0.150;0.147;0.14;0.133;0.127;0.12];

eh2o=interp1(temvoz,eh2o,Tv,'linear');
eco2=interp1(temvoz,eco2,Tv,'linear');
eg=eco2+eh2o*1.05;
em=0.8; %Степень черноты металлаж
fi=pi*Lzag*0.001*0.5/(4.6+1.85+1.85); %%% здесь отношение площадей заготовки и свода печи. 4.6
ширина, 1.85 высота,
Cgkm=4.9*em*eg*(fi*(1-eg)+1)/(fi*(1-eg)*(em+eg*(1-em))+eg);
em=Cgkm/5.67;

i=1:(N+1);
r=0.5*dsv+h*(i-1);

while time<t; %1
time=time+tau;

lambda=interp1(Tlam(:,1),Tlam(:,2),T,'linear');
C= 1000*(interp1(TC(:,1),TC(:,2),T,'linear'));

a(1)=lambda(1)/(lambda(1)+h*alfa); % 2 Задаем a(1) и в(1), прогоночные коэффициенты
b(1)=h*alfa*Tv/(lambda(1)+h*alfa);

FF=-ro*C.*T/tau;

for i=2:N;
AA(i)=(r(i)+0.5*h)/(r(i)*h^2)*lambda(i);
BB(i)=lambda(i)^2/(h^2)+ro*C(i)/tau;
CC(i)=lambda(i)*(r(i)-0.5*h)/(r(i)*h^2);
end;

```

```

for i=2:N; %3
a(i)=AA(i)/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
b(i)=(CC(i)*b(i-1)-FF(i))/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
end; %2

k1=2*lambda(N+1)*tau*b(N)/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*(h^2));
k2=2*tau*alfa*h*Tv/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
k3=T((N+1))*ro*C(N+1)*h^2/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
k4=2*tau*eps*ss*h/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);

min=T((N+1))-20; max=T((N+1))+20;

while (max-min)>0.0001 %3
ser=(max+min)*0.5;
fmin=k1+k2+k3-k4*((min/100)^4-(Tv/100)^4)-min;
fmax=k1+k2+k3-k4*((max/100)^4-(Tv/100)^4)-max;
fser=k1+k2+k3-k4*((ser/100)^4-(Tv/100)^4)-ser;
if fser*fmax>=0
max=ser;
end;
if fser*fmin>0
min=ser;
end;
end; %2

Tn(N+1)=ser;
for i=1:N %3
Tn((N+1-i))=a(N+1-i)*T((N+2-i))+b(N+1-i);
end; %2

%1
T=Tn;

if abs((time/60)-round(time/60))<(tau/300000);
time=round(time);
if abs((time/120)-round(time/120))<(tau/300000);
minute=time/60
end;

tsave=tsave+1;
for i=1:(N+1);
Tzap(i,tsave)=T(i);
end;
end;

end; %0 z
Tzap=Tzap-273.15;

T=T-273.15;
i=1:(N+1);

r=(0.5*dsv+h*(i-1))*1000;

```

Программа для оценки скорости охлаждения заготовки перед станом

```

D=[650]; %Задаем диаметр заготовки, мм
L=[1800]; % Задаем длину заготовки, мм
dsv=[505]; %Задаем диаметр сверления, мм
ro=[7900]; %плотность металла кг/м:3
eps=[0.6]; %Степень черноты
T=[1280]; %Температура металла цельсий
alfa=[4.2];
ss=[5.67]; %константа больцмана
t=[240]; %Время секунд
Tv=[20]; %Температура воздуха;
Tlam=[];
TC=[];
Tlam(:,1)=Tlam(:,1)+273.15;
TC(:,1)=TC(:,1)+273.15;
D=D/1000; %Переводим в метры
dsv=dsv/1000;
L=L/1000;
Tt=T+273.15; %Переводим в кельвины
Tv=Tv+273.15;
M=round(t/0.1); %Считаем размер сетки
K=round(L*1000/2.5);
N=round((D-dsv)*1000/2.5);
T=ones((K+1),(N+1))*Tt; %Задаем матрицу температур;
Tn=ones((K+1),(N+1))*Tt;
time=0;
n=1;
tau=t/M; %Задаем размер шага по времени
h=(D-dsv)*0.5/N; %задаем размер шага по перемещению
dl=L*0.5/K; %задаем размер шага по длине
a2(1)=1; b2(1)=0; %Задаем a(1) и в(1), прогоночные коэффициенты
i=1:(N+1);
r=0.5*dsv+h*(i-1);
AA=ones(N+1,1);
BB=ones(N+1,1);
CC=ones(N+1,1);
time=0;
tsave=0;

while time<t; %1
time=time+tau;
for j=1:(K+1) %2
lambda=interp1(Tlam(:,1),Tlam(:,2),T(j,:), 'linear');
C= 1000*(interp1(TC(:,1),TC(:,2),T(j,:), 'linear'));
a(1)=lambda(1)/(lambda(1)+h*alfa); % 2 Задаем a(1) и в(1), прогоночные коэффициенты
b(1)=h*alfa*323/(lambda(1)+h*alfa);
FF=-ro*C.*T(j,+)/tau;
for i=2:N;

```

```

AA(i)=(r(i)+0.5*h)/(r(i)*h^2)*lambda(i);
BB(i)=lambda(i)*2/(h^2)+ro*C(i)/tau;
CC(i)=lambda(i)*(r(i)-0.5*h)/(r(i)*h^2);
a(i)=AA(i)/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
end;
for i=2:N; %3
a(i)=AA(i)/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
b(i)=(CC(i)*b(i-1)-FF(i))/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
end; %2
k1=2*lambda(N+1)*tau*b(N)/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*(h^2));
k2=2*tau*alfa*h*Tv/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
k3=T(j,(N+1))*ro*C(N+1)*h^2/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
k4=2*tau*eps*ss*h/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
min=T(j,(N+1))-20; max=T(j,(N+1))+20;
while (max-min)>0.0001 %3
ser=(max+min)*0.5;
fmin=k1+k2+k3-k4*((min/100)^4-(Tv/100)^4)-min;
fmax=k1+k2+k3-k4*((max/100)^4-(Tv/100)^4)-max;
fser=k1+k2+k3-k4*((ser/100)^4-(Tv/100)^4)-ser;
if fser*fmax>=0
max=ser;
end; if fser*fmin>0
min=ser;
end;
end; %2
Tn(j,(N+1))=ser;
for i=1:N %3
Tn(j,(N+1-i))=a(N+1-i)*T(j,(N+2-i))+b(N+1-i);
end; %2
end; %1
T=Tn;
for i=1:(N+1) %2
lambda=interp1(Tlam(:,1),Tlam(:,2),T(:,i),'linear');
C= 1000*(interp1(TC(:,1),TC(:,2),T(:,i),'linear'));
FF=-ro*C.*T(:,i)/tau;
AA2=lambda/(dl^2);
CC2=lambda/(dl^2);
BB2=lambda*2/(dl^2)+ro*C/tau;
for j=2:K; %3
a2(j)=AA2(j)/(BB2(j)-CC2(j)*a2(j-1));
b2(j)=(CC2(j)*b2(j-1)-FF(j))/(BB2(j)-CC2(j)*a2(j-1));
end; %2
k1=2*lambda(K+1)*tau*b2(K)/(2*lambda(K+1)*tau*(1-a2(K))+2*tau*alfa*dl+ro*C(K+1)*dl^2);
k2=2*tau*alfa*dl*Tv/(2*lambda(K+1)*tau*(1-a2(K))+2*tau*alfa*dl+ro*C(K+1)*dl^2);
k3=T((K+1),i)*ro*C(K+1)*dl^2/(2*lambda(K+1)*tau*(1-a2(K))+2*tau*alfa*dl+ro*C(K+1)*dl^2);
k4=2*tau*eps*ss*dl/(2*lambda(K+1)*tau*(1-a2(K))+2*tau*alfa*dl+ro*C(K+1)*dl^2);

min=T((K+1),i)-20; max=T((K+1),i)+20;
while (max-min)>0.0001 %3
ser=(max+min)*0.5;
fmin=k1+k2+k3-k4*((min/100)^4-(Tv/100)^4)-min;

```

```

fmax=k1+k2+k3-k4*((max/100)^4-(Tv/100)^4)-max;
fser=k1+k2+k3-k4*((ser/100)^4-(Tv/100)^4)-ser;
if fser*fmax>=0
max=ser;
end;
if fser*fmin>0
min=ser;
end;
end;
end;
Tn((K+1),i)=ser;
for j=1:K
Tn((K+1-j),i)=a2(K+1-j)*Tn((K+2-j),i)+b2(K+1-j);
end;
end;
T=Tn;

if abs((time/2)-round(time/2))<(tau/3000000);
time=round(time);
minute=time/60
tsave=tsave+1;
for j=1:(K+1);
for i=1:(N+1);
Tzap(j,i,tsave)=T(j,i);
end;
end;
end;

end;

T=T-273.15;
i=1:(N+1);
j=1:(K+1);
r=(0.5*dsv+h*(i-1))*1000;
l=dl*(j-1)*1000;
surf(r,l,T);

```

Программа для расчета скорости охлаждения, совмещенная с расчетом скорости роста зерна

```

D=[650]; %Задаем диаметр заготовки, мм
dsv=[505]; %Задаем диаметр сверления, мм
ro=[7900]; %плотность металла кг/м:3
eps=[0.6]; %Степень черноты
T=[1280]; %Температура металла цельсий
alfa=[4.2];
ss=[5.67]; %константа больцмана
t=[150]; %Время секунд
Tv=[20]; %Температура воздуха;
Dzer0=[25]; %Размер зерна начальный, микрометры;
mzer=4.752;
Qzer=359400;
Rzer=8.31;
Azer=1.669*10^20;
Tnr=1050; % температура начала рекристаллизации

Tlam=[]; % Вводятся данные теплопроводности материала
TC=[]; % Вводятся данные теплоемкости материала
Tlam(:,1)=Tlam(:,1)+273.15;
TC(:,1)=TC(:,1)+273.15;
D=D/1000; %Переводим в метры
dsv=dsv/1000;

T=T+273.15; %Переводим в кельвины
Tv=Tv+273.15;
Tn=T;
M=round(t/0.01); %Считаем размер сетки
N=73;
Dzer=ones((N+1),1)*Dzer0;
Dzer0=ones((N+1),1)*Dzer0;

time=0;
n=1;
tau=t/M; %Задаем размер шага по времени
h=(D-dsv)*0.5/N; %задаем размер шага по перемещению
i=1:(N+1);
r=0.5*dsv+h*(i-1);

AA=ones(N+1,1);
BB=ones(N+1,1);
CC=ones(N+1,1);
time=0;
tsave=0;
while time<t; %1
time=time+tau;

```

```

Tzer0=T;
lambda=interp1(Tlam(:,1),Tlam(:,2),T,'linear');
C= 1000*(interp1(TC(:,1),TC(:,2),T,'linear'));
a(1)=lambda(1)/(lambda(1)+h*alfa); % 2 Задаем a(1) и в(1), прогоночные коэффициенты
b(1)=h*alfa*323/(lambda(1)+h*alfa);
FF=-ro*C.*T/tau;

for i=2:N;
AA(i)=(r(i)+0.5*h)/(r(i)*h^2)*lambda(i);
BB(i)=lambda(i)^2/(h^2)+ro*C(i)/tau;
CC(i)=lambda(i)*(r(i)-0.5*h)/(r(i)*h^2);
end;
for i=2:N; %3
a(i)=AA(i)/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
b(i)=(CC(i)*b(i-1)-FF(i))/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
end; %2
k1=2*lambda(N+1)*tau*b(N)/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*(h^2));
k2=2*tau*alfa*h*Tv/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
k3=T((N+1))*ro*C(N+1)*h^2/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
k4=2*tau*eps*ss*h/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);

min=T((N+1))-20; max=T((N+1))+20;

while (max-min)>0.0001 %3
ser=(max+min)*0.5;
fmin=k1+k2+k3-k4*((min/100)^4-(Tv/100)^4)-min;
fmax=k1+k2+k3-k4*((max/100)^4-(Tv/100)^4)-max;
fser=k1+k2+k3-k4*((ser/100)^4-(Tv/100)^4)-ser;
if fser*fmax>=0
max=ser;
end;
if fser*fmin>0
min=ser;
end;
end; %2

Tn(N+1)=ser;
for i=1:N %3
Tn((N+1-i))=a(N+1-i)*T((N+2-i))+b(N+1-i);
end; %2
%1

T=Tn;

for i=1:(N+1);
if (T(i)>(Tnr+273.15))|(T(i)==(Tnr+273.15));
Dzer(i)=((Dzer0(i)^mzer)+tau*(Azer*exp(-Qzer/(Rzer*0.5*(T(i)+Tzer0(i))))))^(1/mzer);
end;
if T(i)<(Tnr+273.15);
Dzer(i)=Dzer(i);
end;
end;

```

```

Dzer0=Dzer;
if abs((time/1)-round(time/1))<(tau/300000);
time=round(time);
if abs((time/120)-round(time/120))<(tau/300000);
minute=time/60
end;
tsave=tsave+1;
for i=1:(N+1);
Tzap(i,tsave)=T(i);
Dzerzap(i,tsave)=Dzer(i);
end;
end;

end;          %0  z
Tzap=Tzap-273.15;

T=T-273.15;
i=1:(N+1);
r=(0.5*dsv+h*(i-1))*1000;

```

**Программа для расчета величины и скорости деформации
при пилигримовой прокатке по измеренному контуру недоката**

```

yy=[150,160,170];
zz=245:10:335;

zz=zz';

for i=1:10;
y(i,:)=yy;
end;

z(:,1)=zz;
z(:,2)=zz;
z(:,3)=zz;

for j=1:30;
for n=1:length(t);
k=j-length(zz)*(ceil(j/length(zz))-1);
i=ceil(j/length(zz));
vy(k,i,n)=Vy(n,j);
vz(k,i,n)=Vz(n,j);
end;
end;

for i=1:length(zz);
for j=1:length(yy);
for k=2:length(t);
z(i,j,k)=z(i,j,k-1)+0.5*1000*(vz(i,j,k)+vz(i,j,k-1))*(t(k)-t(k-1));
y(i,j,k)=y(i,j,k-1)+0.5*1000*(vy(i,j,k)+vy(i,j,k-1))*(t(k)-t(k-1));
end;
end;
end;

er=zeros(length(zz)-1,length(yy)-1);
et=zeros(length(zz)-1,length(yy)-1);
el=zeros(length(zz)-1,length(yy)-1);
HH=zeros(length(zz)-1,length(yy)-1);
HHsum=zeros(length(zz)-1,length(yy)-1,1);

for i=1:(length(zz)-1);
for j=1:(length(yy)-1);
for k=2:length(t);
er(i,j,k)=log((z(i,j,k)+z(i+1,j,k)+z(i,j+1,k)+z(i+1,j+1,k))/(z(i,j,k-1)+z(i+1,j,k-1)+z(i,j+1,k-1)+z(i+1,j+1,k-1)));
et(i,j,k)=log((z(i+1,j,k)-z(i,j,k)+z(i+1,j+1,k)-z(i,j+1,k))/(z(i+1,j,k-1)-z(i,j,k-1)+z(i+1,j+1,k-1)-z(i,j+1,k-1)));
el(i,j,k)=log(((z(i+1,j,k)+z(i+1,j+1,k))^2-(z(i,j,k)+z(i,j+1,k))^2)/((z(i+1,j,k-1)+z(i+1,j+1,k-1))^2-(z(i,j,k-1)+z(i,j+1,k-1))^2));

```

```

er0(i,j,k)=log((z(i,j,k)+z(i+1,j,k)+z(i,j+1,k)+z(i+1,j+1,k))/(z(i,j,1)+z(i+1,j,1)+z(i,j+1,1)+z(i+1,j+1,1)));
et0(i,j,k)=log((z(i+1,j,k)-z(i,j,k)+z(i+1,j+1,k)-z(i,j+1,k))/(z(i+1,j,1)-z(i,j,1)+z(i+1,j+1,1)-z(i,j+1,1)));
el0(i,j,k)=log(((z(i+1,j,k)+z(i+1,j+1,k))^2-(z(i,j,k)+z(i,j+1,k))^2)/((z(i+1,j,1)+z(i+1,j+1,1))^2-
(z(i,j,1)+z(i,j+1,1))^2));
HH(i,j,k)=(2^0.5)/3*sqrt((er(i,j,k)-et(i,j,k))^2+(et(i,j,k)-el(i,j,k))^2+(el(i,j,k)-er(i,j,k))^2);
HH0(i,j,k)=(2^0.5)/3*sqrt((er0(i,j,k)-et0(i,j,k))^2+(et0(i,j,k)-el0(i,j,k))^2+(el0(i,j,k)-er0(i,j,k))^2);
HHsum(i,j,k)=HHsum(i,j,k-1)+HH(i,j,k);
end;
end;
end;

for i=1:(length(zz)-1);
for j=1:(length(yy)-1);
for k=1:length(t);
n=(j-1)*max(i)+i;
Hsum(n,k)=HHsum(i,j,k);
H0(n,k)=HH0(i,j,k);
end;
end;
end;

F(1,:)=err;

```

Программа для расчета кинематических параметров процесса пилигримовой прокатки по измеренному контуру недоката

```

Rnar=d(:,2);
Rvn=d(:,3);
z=d(:,1);
h=22;

zz=0:0.01:450;

rnar=interp(z,Rnar,zz);
rvn=interp(z,Rvn,zz);

Vpod=pi*h*(Rnar(1)^2-Rvn(1)^2);
t=1;
V=0;
l=0;

for i=2:length(zz);
V=V+(zz(i)-zz(i-1))*((rnar(i)^2+rnar(i)*rnar(i-1)+rnar(i-1)^2)-(rvn(i)^2+rvn(i)*rvn(i-1)+rvn(i-1)^2))*pi/3;
if V>Vpod;
n(t)=i;
nar(t)=rnar(i);
vn(t)=rvn(i);
l(t)=zz(i);
if t<1.5
ss(t)=zz(i);
end;
if t>1.5;
ss(t)=zz(i)-l(t-1);
end;
t=t+1;
V=0;
end;
end;

l=[0,l];
nar=[Rnar(1),nar];
vn=[Rvn(1),vn];

```

```

for i=2:length(nar);
er(i-1)=log((nar(i)+vn(i))/(nar(i-1)+vn(i-1)));
et(i-1)=log((nar(i)-vn(i))/(nar(i-1)-vn(i-1)));
end;

ez=-er-et;
la=(2^0.5)/3*(((er-et).^2+(et-ez).^2+(ez-er).^2)).^0.5;
la=[0,la];

fi=0:10:150;
Hk=[336.5,318.5,298.5,276.5,258.5,249.5,247.5,246.5,245.5,244.5,243.5,243.05,243.04,243.03,243.02,243.01];
Hk=Hk+29; %% высота калибра
hk=525+rnar-528; %% расстояние до оси полдиаметра бочки валка + половина шпронта

rver=525-hk;
Rver=525-Hk;
fif=linterp(Rver,fi,rver);

t=fif/210; %% 210 скорость вращения, при оборотах двигателя 35

for i=1:length(n)
c=n(i);
tt(i)=t(c);
end;
tt=[t(1),tt];

HH=0;
for i=2:length(tt);
HH(i)=la(i)/(tt(i)-tt(i-1));
end;

```

**Программа для расчета кинетики постдинамической рекристаллизации
в нестационарных температурных условиях**

```

D=[550]; %Задаем диаметр заготовки, мм
dsv=[470]; %Задаем диаметр сверления, мм
C=[700]; %Теплоемкость, Дж/кг*С
ro=[7900]; %плотность металла кг/м:3
lambda=[30]; %теплопроводность Вт/м*к
eps=[0.6]; %Степень черноты
T=[1100]; %Температура металла цельсий
alfa=[15];
ss=[5.67]; %константа больцмана
t=[600]; %Время секунд
Tv=[20]; %Температура воздуха;
Dzer0=[10]; %Размер зерна начальный, микрометры;
mzer=4.795;
Qzer=195015;
Rzer=8.31;
Azer=2.682*10^8;
Tnr=1010; % температура начала рекристаллизации
TnrMDRX=850; %температура конца метадинамической рекристаллизации
strain=0.2;
strain_rate=0.4;

Tlam=[];
TC=[];

Tlam(:,1)=Tlam(:,1)+273.15;
TC(:,1)=TC(:,1)+273.15;

D=D/1000; %Переводим в метры
dsv=dsv/1000;

Tt=T+273.15; %Переводим в кельвины
Tv=Tv+273.15;

M=round(t/0.01); %Считаем размер сетки
N=round((D-dsv)*1000/2);

T=ones((N+1),1)*Tt; %Задаем матрицу температур;
Tn=ones((N+1),1)*Tt;

```

```

Dzer=ones((N+1),1)*Dzer0;
Dzer0=ones((N+1),1)*Dzer0;
XPDRX=ones((N+1),1)*0;
XPDRX0=ones((N+1),1)*0;

time=0;
n=1;
tau=t/M;           %Задаем размер шага по времени
h=(D-dsv)*0.5/N;   %задаем размер шага по перемещению

i=1:(N+1);
r=0.5*dsv+h*(i-1);

AA=ones(N+1,1);
BB=ones(N+1,1);
CC=ones(N+1,1);

time=0;
tsave=0;

while time<t;       %1
time=time+tau;

Tzer0=T;
lambda=interp1(Tlam(:,1),Tlam(:,2),T,'linear');
C= 1000*(interp1(TC(:,1),TC(:,2),T,'linear'));

a(1)=lambda(1)/(lambda(1)+h*alfa); % 2 Задаем a(1) и в(1), прогоночные коэффициенты
b(1)=h*alfa*323/(lambda(1)+h*alfa);

FF=-ro*C.*T/tau;
for i=2:N;
AA(i)=(r(i)+0.5*h)/(r(i)*h^2)*lambda(i);
BB(i)=lambda(i)^2/(h^2)+ro*C(i)/tau;
CC(i)=lambda(i)*(r(i)-0.5*h)/(r(i)*h^2);
end;
for i=2:N;           %3
a(i)=AA(i)/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
b(i)=(CC(i)*b(i-1)-FF(i))/(BB(i)-CC(i)*a(i-1));
end;                %2

ПРОДОЛЖЕНИЕ ПРИЛОЖЕНИЯ Ж Программа для расчета кинетики постдинамической ре-
кристаллизации в нестационарных температурных условиях

k1=2*lambda(N+1)*tau*b(N)/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*(h^2));
k2=2*tau*alfa*h*Tv/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
k3=T((N+1))*ro*C(N+1)*h^2/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);
k4=2*tau*eps*ss*h/(2*lambda(N+1)*tau*(1-a(N))+2*tau*alfa*h+ro*C(N+1)*h^2);

min=T((N+1))-20; max=T((N+1))+20;

while (max-min)>0.0001 %3

```

```

ser=(max+min)*0.5;
fmin=k1+k2+k3-k4*((min/100)^4-(Tv/100)^4)-min;
fmax=k1+k2+k3-k4*((max/100)^4-(Tv/100)^4)-max;
fser=k1+k2+k3-k4*((ser/100)^4-(Tv/100)^4)-ser;
if fser*fmax>=0
max=ser;
end;
if fser*fmin>0
min=ser;
end;
end;
end;
%2

Tn(N+1)=ser;
for i=1:N
%3
Tn((N+1-i))=a(N+1-i)*T((N+2-i))+b(N+1-i);
end;
%2
%1
T=Tn;

for i=1:(N+1);
if (T(i)>(Tnr+273.15))|(T(i)==(Tnr+273.15));
Dzer(i)=((Dzer0(i)^mzer)+tau*((Azer*exp(-Qzer/(Rzer*0.5*(T(i)+Tzer0(i))))))^mzer))^(1/mzer);
end;
if T(i)<(Tnr+273.15);
Dzer(i)=Dzer(i);
end;
end;

for i=1:(N+1);
if (T(i)>=(TnrMDRX+273.15))&(XPDRX(i)~=0);
time50pr=3.24*(10^-9)*strain_rate^(-0.6819)*strain^(-
3.8256)*exp(174000/8.314/(0.5*(T(i)+Tzer0(i))));
rate_PDRX(i)=0.693^(1/0.775)*0.775*(1-XPDRX0(i))*(log(1/(1-XPDRX0(i))))^((0.775-
1)/0.775)/time50pr;
XPDRX(i)=XPDRX0(i)+rate_PDRX(i)*tau;
end;
if (T(i)<(TnrMDRX+273.15))&(XPDRX(i)~=0);
XPDRX(i)=XPDRX0(i);
end;
if (XPDRX(i)==0);
time50pr=3.24*(10^-9)*strain_rate^(-0.6819)*strain^(-
3.8256)*exp(174000/8.314/(0.5*(T(i)+Tzer0(i))));
XPDRX(i)=1-exp(-0.693*((tau/time50pr)^n));
end;
end;

Dzer0=Dzer;
XPDRX0=XPDRX;

if abs((time/10)-round(time/10))<(tau/300000);
time=round(time);

```

```

if abs((time/120)-round(time/120))<(tau/300000);
minute=time/60
end;
tsave=tsave+1;
for i=1:(N+1);
Tzap(i,tsave)=T(i);
Dzerzap(i,tsave)=Dzer(i);
XPDRXzap(i,tsave)=XPDRX(i);
end;
end;

end;          %0  z
Tzap=Tzap-273.15;

T=T-273.15;
i=1:(N+1);

r=(0.5*dsv+h*(i-1))*1000.

```



АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
ЧЕЛЯБИНСКИЙ ТРУБОПРОКАТНЫЙ ЗАВОД

Машиностроителей ул., д. 21
г. Челябинск, Россия, 454129
Тел.: +7 (351) 200 62 39
www.tmk-group.ru

УТВЕРЖДАЮ
Заместитель начальника
управления по БШТ – главный
прокатчик


А.В. Кузнецов



АКТ

О внедрении инициатив

На Челябинском трубопрокатном заводе в 2020 г. в рамках работ по совершенствованию технологии изготовления горячекатаных труб из стали марки 08X18H10T с целью улучшения структуры, было опробовано производство труб диаметром свыше 500 мм по маршруту прокатки с увеличенной деформацией. Изменение технологии позволило увеличить толщину слоя годного зерна, что в итоге привело к снижению доли отбраковки и снижению себестоимости продукции.

В данной инициативе, ведущий инженер-исследователь Данил Викторович Перевозчиков принимал непосредственное участие, с представлением научного обоснования он оценил влияние такого мероприятия на конечные свойства продукции, оценил увеличение усилия прокатки и потребной мощности двигателей станов, т.е. безопасность работы оборудования по новым технологическим режимам.

Начальник отдела ТЭК
и СВТ ОП ПАО «ТМК»



А.Н. Маковецкий