

На правах рукописи

Доброхотов Петр Леонидович

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ
ТЕКСТУРЫ В ИЗДЕЛИЯХ ИЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ РЕАКТОРНЫХ
СТАЛЕЙ С ОЦК-СТРУКТУРОЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКЕ**

Специальность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Автор:



Москва, 2020

Работа выполнена в федеральном государственном автономном
образовательном учреждении высшего образования
Национальном исследовательском ядерном университете «МИФИ»
(НИЯУ МИФИ)

Научный руководитель:	Исаенкова Маргарита Геннадьевна доцент, доктор физико-математических наук, профессор отделения ядерной физики и технологий офиса образовательных программ НИЯУ МИФИ, г. Москва
Официальные Оппоненты:	Гервасьева Ирина Владимировна доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник, Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург Миронов Сергей Юрьевич доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник, Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород Медведев Павел Николаевич кандидат физико-математических наук, начальник сектора, Федеральное государственное унитарное предприятие Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, г. Москва

Защита диссертации состоится «29» апреля 2020 г. в 16.30 часов на заседании диссертационного совета МИФИ.01.03 в НИЯУ МИФИ по адресу: 115409, г. Москва, Каширское шоссе, 31, телефон +7 (499) 324-87-66, факс +7 (499) 324-21-11.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИЯУ МИФИ и на сайте <https://ds.mephi.ru>.

Автореферат разослан «___» _____ 20__ г.

Просим принять участие в работе совета и прислать отзыв в двух экземплярах, заверенных печатью организации, по адресу НИЯУ МИФИ.

Ученый секретарь Диссертационного совета,
кандидат технических наук, доцент

 Е.Г. Куликов

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы

В ядерных реакторах (ЯР), работающих на быстрых нейтронах, огромную роль играют конструкционные стали. В данный момент в качестве оболочек твэлов в реакторах БН-600 и БН-800 выступают изделия, изготовленные из стали марки ЧС-68 аустенитного класса. Тем не менее, эксплуатационные характеристики этой стали не отвечают поставленным задачам по увеличению степени выгорания ядерного топлива, что включает в себя повышение накопленной дозы и степени радиационных повреждений. В качестве альтернативы рассматривается использование сталей ферритно-мартенситного класса с объемно-центрированной кубической (ОЦК) структурой, ввиду их более высокой радиационной стойкости. К примеру, в реакторе типа БРЕСТ-ОД-300 в качестве оболочек твэлов и других конструкционных элементов планируется использование стали марки ЭП823 ферритно-мартенситного класса. Кроме того, одним из направлений развития конструкционных материалов является добавление в стали ферритно-мартенситного класса наноразмерных упрочняющих частиц, как правило, оксидов Y_2O_3 , которые повышают жаропрочность матрицы (ДУО-стали). Это позволит использовать их в активной зоне ЯР при более высоких температурах, а также делает ДУО-стали одним из кандидатов для использования в первой стенке будущих термоядерных установок.

Для точного прогнозирования эксплуатационных свойств изделий из перспективных ОЦК сталей необходимо знать их структуру и кристаллографическую текстуру. И если исследования структуры для данных сталей проводятся в исчерпывающем объеме, то сведения о закономерностях формирования текстуры при изготовлении изделий из данных сталей практически отсутствуют. Кроме того, обработка металлов деформацией, в частности, холодная и горячая прокатка приводят к формированию в изделиях послойной текстурной неоднородности. Степень неоднородности зависит от условий деформации, поэтому знание характера данной зависимости позволяет изменять степень неоднородности в изделиях для достижения необходимых свойств.

Современные металлические изделия, используемые в наукоёмких технологических установках, изготавливаются по сложным и многоступенчатым маршрутам, которые включают в себя такие операции, как горячая прокатка, холодная прокатка, термообработка и т.д. Каждый из этапов изготовления приводит к изменениям кристаллографической текстуры и структуры, что предопределяет эксплуатационные свойства готового изделия. Кристаллографическая текстура является основным источником анизотропии физико-механических свойств

поликристаллических материалов. К тому же, она является чувствительным индикатором механизмов пластической деформации, рекристаллизации и фазовых превращений, реализующихся в процессе изготовления изделия.

Таким образом, актуальность данной работы обусловлена необходимостью выявления закономерностей формирования кристаллографической текстуры, используемой для прогнозирования свойств, в изделиях из перспективных реакторных сталей с ОЦК-структурой.

Цель работы

Целью работы явилось установление закономерностей формирования кристаллографической текстуры в листах и трубах из перспективных реакторных сталей с ОЦК-структурой при пластической деформации и термообработке и выявление пределов варьирования анизотропии физико-механических свойств изделий.

Для достижения указанной цели решены следующие задачи.

- Выявление закономерностей и механизмов формирования текстурной и структурной неоднородностей при горячей прокатке стали 55ХН2МА-Ш и их влияния на механические свойства горячекатаных листов.
- Установление пределов варьирования кристаллографической текстуры в изделиях из перспективных реакторных ферритно-мартенситных сталей после их холодной прокатки и термообработки по различным режимам.
- Выявление факторов, влияющих на развитие послойной текстурной неоднородности труб. Оценка влияния ДУО частиц на формирование кристаллографической текстуры при холодной прокатке.
- Установление закономерностей изменения структуры и текстуры ферритно-мартенситных сталей в результате длительной изотермической выдержки.
- Оценка вклада кристаллографической текстуры в анизотропию механических свойств ферритно-мартенситных сталей.

Научная новизна работы:

- На примере стали 55ХН2МА-Ш впервые обнаружена послойная неоднородность анизотропии механических свойств горячекатаных листов, обусловленная особенностями преимущественной ориентации зерен и затруднением скольжения дислокаций по плоскостям $\{112\}$.
- Впервые установлены закономерности формирования текстуры в листах и трубах из перспективных реакторных ферритно-мартенситных сталей марок ЭП450 ДУО, ЭП823, ЧС139, ЭК181 при их холодной прокатке, заключающиеся

в росте текстурных компонент $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$, перечисленных в порядке убывания их интенсивности.

- Впервые показано, что дисперсные наночастицы оксида иттрия тормозят процесс развития кристаллографической текстуры при холодной прокатке вследствие их равновероятного упрочняющего воздействия на все системы скольжения.
- Впервые теоретически и экспериментально показано влияние исходной горячей деформации, геометрии прокатки и промежуточной термообработки на неоднородность текстуры по толщине стенки труб из перспективных реакторных ферритно-мартенситных сталей.
- Впервые выявлено влияние неоднородности текстуры, сформированной при холодной прокатке, на изменения структуры и текстуры при различных видах термической обработки труб из сталей ЭП450 ДУО, ЭП823, ЧС139 и ЭК181, заключающееся в том, что внутренние слои труб претерпевают более интенсивные изменения текстуры и структуры при их термической обработке.

Теоретическая и практическая значимость работы

Практическая значимость заключается в разработке рекомендаций по оптимизации технологического маршрута изготовления оболочек твэлов из ферритно-мартенситных сталей для снижения в них послойной неоднородности кристаллографической текстуры (акт об использовании результатов работы в АО ВНИИНМ им. А.А.Бочвара, являющимся головным разработчиком изделий для ядерной энергетики). Установленные закономерности эволюции кристаллографической текстуры из ферритно-мартенситных сталей при их холодной прокатке позволяют оценивать анизотропию физико-механических свойств и пределы её варьирования в изделиях, изготовленных по многоступенчатым маршрутам.

Теоретическая значимость работы состоит в установлении механизма влияния кристаллографической текстуры и определенным образом ориентированного цементита на неоднородность анизотропии свойств горячекатаных листов из ОЦК-стали. С помощью моделирования процесса прокатки труб с использованием ПО МТЕХ обнаружено влияние Q-фактора на кристаллографическую текстуру труб из ОЦК-сталей при их холодной прокатке.

Полученные в ходе диссертационного исследования результаты использованы при выполнении НИР по проектам:

– проект РФФИ №16-32-00180 мол_а на выполнение НИР по теме «Влияние неоднородности горячекатаных листов из ферритной стали на их механические свойства» в 2016-2017 годах, руководителем работ являлся соискатель диссертации.

– договор с АО «ВНИИНМ» на выполнение НИР от 01.04.2013 г. № 00-3-700-0868/320-1 «Проведение технологических и материаловедческих исследований перспективных конструкционных материалов».

– договор с АО «ВНИИНМ» на выполнение НИР от 29.05.2015 г. № 00-3-700-1153/320-1 «Проведение технологических и фундаментальных исследований перспективных конструкционных материалов».

– договор с АО «ВНИИНМ» на выполнение НИР от 28.04.2016 г. № 00-3-700-0248/320-1 «Моделирование поведения оксидного слоя, образовавшегося на поверхности образцов из стали ЭП823 при взаимодействии со свинцовым теплоносителем, в процессе облучения в БР с ТЖМТ. Изучение формирования структуры и текстуры оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей в различных исходных состояниях методами рентгеновского анализа».

Основные положения, выносимые на защиту

1. Экспериментально установленная зависимость анизотропии механических свойств горячекатаных листов из стали 55ХН2МА-Ш от неоднородности кристаллографической текстуры и структурного состояния, а также механизм упрочнения скольжения по плоскостям $\{112\}$.
2. Выявленные закономерности формирования кристаллографической текстуры в листах и трубах из сталей ЭП450 ДУО, ЭП823 ДУО, ЭП823, ЧС139, ЭК181 при холодной прокатке и механизмы замедления скорости роста компонент текстуры холодной прокатки в ферритно-мартенситных сталях в присутствии упрочняющих оксидных наночастиц.
3. Особенности формирования послойной текстурной неоднородности и анизотропии механических свойств в трубах из сталей ЭП450 ДУО, ЭП823 ДУО, ЭП823, ЧС139, ЭК181 при холодной прокатке, определяющиеся исходной неоднородностью горячекатаной трубной заготовки, геометрией холодной прокатки и режимами промежуточных термообработок.
4. Экспериментально установленные закономерности изменения кристаллографической текстуры и структуры труб из сталей ЭП450 ДУО, ЭП823, ЧС139, ЭК181 в результате термообработки по различным режимам и длительной изотермической выдержки до 13300 часов.

Достоверность научных положений, результатов и выводов

Полученные результаты по формированию кристаллографической текстуры в изделиях из сталей с ОЦК-структурой согласуются с известными экспериментальными и теоретическими данными для других марок стали.

Экспериментальные результаты, полученные методами рентгеновского анализа, электронной микроскопии, а также механические свойства, измеренные методами наноиндентирования и испытаний на растяжение, согласуются между собой.

Личный вклад автора

Адаптация известных рентгеновских методик, изготовление образцов из ферритно-мартенситных сталей, проведение съемок на рентгеновских дифрактометрах, механические испытания и последующий анализ результатов проведены лично автором или при его непосредственном участии. Автор принимал участие в постановке задач, планировании экспериментов и обсуждении результатов.

Апробация работы

Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на следующих конференциях: XII-я Курчатовская молодежная научная школа (Москва, 2014); международная школа-конференция «Материалы для экстремальных условий эксплуатации: разработка, получение и применение» (Москва, 2014); Научная сессия НИЯУ МИФИ-2015 (Москва, 2015); V Российско-японский Научно-технический семинар: «Современные методы исследования структуры материалов и их применения в материаловедении» (Москва, 2015); 10 международная школа-конференция «Материалы для экстремальных условий эксплуатации: Разработка, получение и применение» (Москва, 2015); IV и V международная молодежная научная школа-конференция «Современные проблемы физики и технологий» (Москва, 2015, 2016); VI Международная конференция «Деформация и Разрушение Материалов и Наноматериалов» (Москва, 2015); XXIII Уральская школа металлургических термистов, посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Тольятти, 2016); VIII-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2016" (Москва, 2016); Летняя школа RACIRI Summer School 2016, Convergent science and technology for society (Санкт-Петербург, 2016); 13-ая международной школа-конференция «Жизненный цикл материалов: старение и деградация материалов в процессе эксплуатации ЯЭУ» (Москва, 2016); 15-ая международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов «Новые материалы – материалы инновационной энергетики: разработка, методы исследования и применение» (Москва, 2017); 20-ая международная конференция по деформации металлов ESAFORM-2017 (Дублин, 2017), семинар «Конструкционные материалы активных зон быстрых и термоядерных реакторов» КОМАЗ-2017 (Москва,

2017), 22-ая международная конференция по деформации металлов ESAFORM-2019 (Испания, 2019).

Публикации

По теме диссертации опубликовано 23 работы, из них 6 – статей в реферируемых журналах, входящих в перечень ВАК, 4 статьи входят в международную базу данных цитирования Scopus.

Объем и структура диссертации

Диссертационная работа изложена на 109 страницах, содержит 65 рисунков, 15 таблиц, состоит из введения, пяти глав, выводов и списка цитируемой литературы из 90 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность работы, сформулированы цель и поставленные задачи, указана научная новизна полученных результатов и их практическая значимость, изложены основные положения, выносимые на защиту.

В первой главе систематизированы данные о формировании кристаллографической текстуры в сталях с ОЦК-структурой при различных технологических процессах. Рассмотрены текущие представления о неоднородности, формирующейся при горячей прокатке листов из указанных сталей, а также при холодной прокатке труб. Отдельно изучен вопрос изменения кристаллографической текстуры при рекристаллизационном отжиге сталей с ОЦК-структурой. Рассмотрено влияние упрочняющих наноразмерных частиц на процесс рекристаллизации и формирование текстуры при рекристаллизации. Проведен обзор влияния кристаллографической текстуры на анизотропию механических свойств сталей с ОЦК структурой.

Во второй главе кратко представлены методики исследования текстуры и структуры сталей, методы оценки анизотропии механических свойств. Описаны особенности приготовления образцов различной геометрии для съемки.

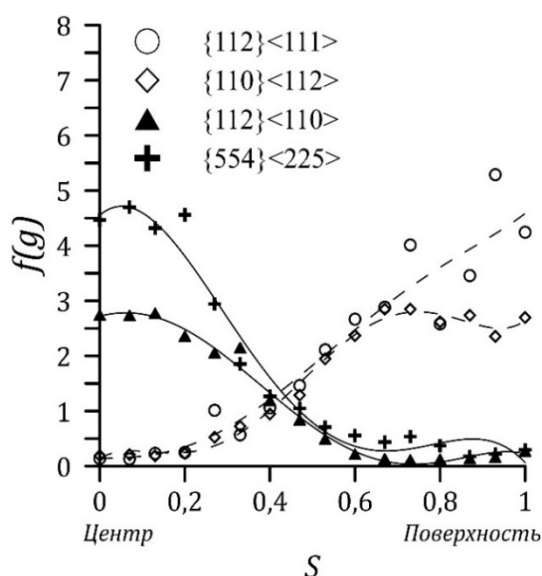


Рисунок 1. Зависимость функции распределения ориентаций $f(g)$ от относительной толщины исследуемого слоя листа после горячей прокатки

данного слоя от поверхности листа, $2 \cdot t_0$ - исходная толщина листа.

На рисунке 2 показаны карты, полученные с помощью методики дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD-карты) для поверхностных и центральных слоев. Помимо ориентации зерен, которая зашифрована на изображениях цветом, можно наблюдать морфологию зерен различных слоев. В центральных слоях, таким образом, встречаются крупные зёрна, преимущественно с ориентацией $\langle 111 \rangle \parallel \text{HN}$, тогда как в поверхностных слоях наблюдаются мелкие равноосные зёрна с различной ориентацией.

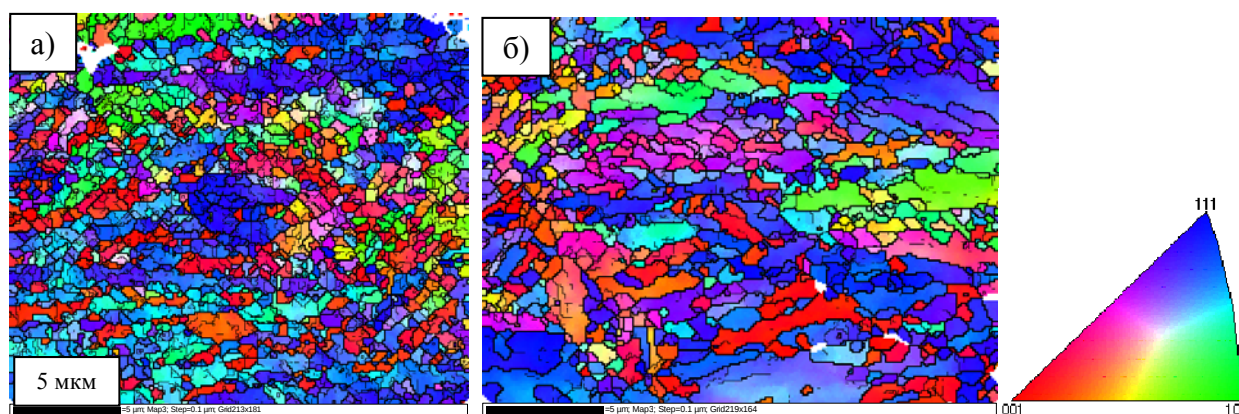


Рисунок 2. Карты дифракции обратного рассеянных электронов для поверхностного (а) и центрального (б) слоев листа после горячей прокатки.

В третьей главе исследована текстурная и структурная неоднородность, которая формируется при горячей прокатке сталей с ОЦК-структурой. В качестве модельного сплава выбрана сталь марки 55ХН2МА-Ш, при горячей прокатке которой неоднородность выражается наиболее ярко. Прокатка проводилась при температуре 1100 °С, за 11 проходов достигалась толщина листа 3мм. На рисунке 1 представлено изменение значения ФРО отдельных компонент в зависимости от относительной толщины слоя $S=(t_0-t)/t_0$, где t - расстояние

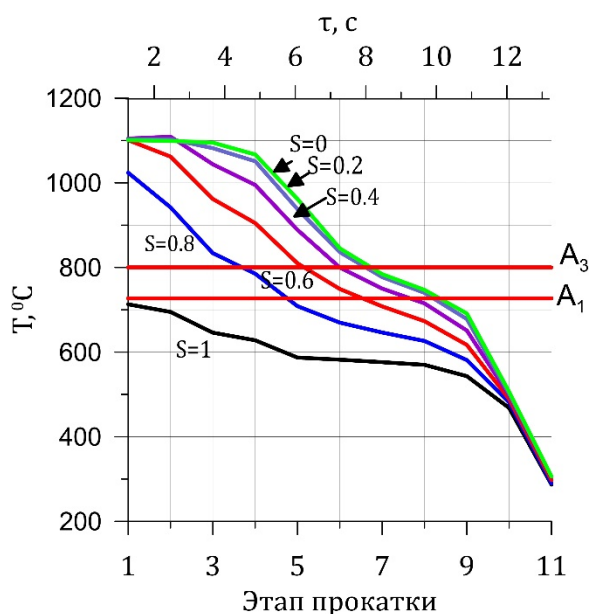


Рисунок 3. Распределение температур для последовательных этапов прокатки и различных параметров S

Проведено компьютерное моделирование с целью оценки температурного профиля листа при его горячей прокатке. Показано (рис. 3), что температура поверхностных слоев на начальных этапах прокатки становится ниже температуры фазового перехода γ – α , так, что в поверхностных слоях почти на всех шагах прокатки происходит деформация феррита. Центральные слои при этом претерпевают фазовое превращение после 8 шагов прокатки. Компоненты текстуры центральных слоев итогового листа соответствуют компонентам текстуры, формирующихся при фазовом превращении γ – α .

Относительно механизмов формирования текстуры поверхностных слоев существует две доминирующие гипотезы. Обе гипотезы подразумевают, что при горячей прокатке листа температура его поверхностного слоя снижается вследствие контакта с холодными валками и взаимодействия с окружающей средой, так, что к концу деформации поверхностный слой листа претерпевает частичное или полное фазовое превращение из аустенита в феррит. Согласно первой гипотезе, формирование текстуры поверхностного слоя связано с трением в области контакта деформируемого листа с валками прокатного стана, в результате чего увеличивается роль сдвиговых компонент тензора деформации. Это приводит к формированию в приповерхностных слоях так называемой текстуры сдвига, компоненты которой аналогичны обнаруженным в исследуемом образце: $\{112\}\langle 111 \rangle$ и $\{110\}\langle 112 \rangle$.

Вторая гипотеза была разработана применительно к горячей деформации тугоплавких ОЦК металлов. Она исходит из предположения, что в результате протекания процесса динамического деформационного старения (ДДС) в прокатываемом материале возрастает роль переползания дислокаций. В поверхностных слоях примеси внедрения, концентрация которых увеличивается при горячей деформации на воздухе (без защитной атмосферы), блокируют скольжение дислокаций, и переползание становится доминирующим процессом, что и приводит к формированию наблюдаемых текстурных компонент.

В целях выявления роли текстурной неоднородности на механические свойства горячекатаных листов испытаны на растяжение образцы толщиной 0,5 мм,

вырезанные из слоёв горячекатаного листа с разным характером кристаллографической текстуры: из внешнего слоя вблизи поверхности листа; из центрального слоя на середине толщины листа (центральная область листа); из промежуточного слоя между внешним и центральным слоями. Образцы каждого типа ориентированы вдоль НП и ПН. На рисунке 4 представлен график зависимости предела текучести стали от расстояния до поверхности листа для растяжения вдоль ПН и НП.

Установлено, что зёрна цементита выделяются ориентировано по отношению к ферритной матрице. Известно, что ориентация зерен выделившегося цементита (c) связана с ориентацией ферритной матрицы (f) ориентационными соотношениями (ОС) Багаряцкого: $[100]_c // [1\bar{1}0]_f$, $[010]_c // [111]_f$, $(001)_c // (11\bar{2})_f$, при этом сопряжение решёток по габитусным плоскостям является когерентным или полукogerентным. Таким образом, согласно ОС, цементит повышает критические сдвиговые напряжения скольжения дислокаций по системам с плоскостью скольжения $\{112\}$.

При растяжении вдоль НП в центральном слое действуют системы скольжения с плоскостью скольжения $\{112\}$, тогда как в случае растяжения вдоль ПН в центральном слое действует система скольжения с плоскостью скольжения $\{110\}$. В поверхностном слое при растяжении вдоль НП и вдоль ПН действуют преимущественно системы скольжения с плоскостью $\{112\}$. Частицы цементита, имеющие когерентную связь с матрицей, повышают критические сдвиговые напряжения в плоскости $\{112\}$ в случае растяжения вдоль ПН в центральном слое, что приводит к формированию в данном слое анизотропии свойств. В поверхностном слое при растяжении вдоль НП и ПН преимущественно действуют системы с плоскостью $\{112\}$ с повышенными критическими сдвиговыми напряжениями ввиду связи с частицами цементита, поэтому в них степень анизотропии ниже, а значение предела текучести близко к пределу текучести для случая растяжения вдоль НП центральных слоев.

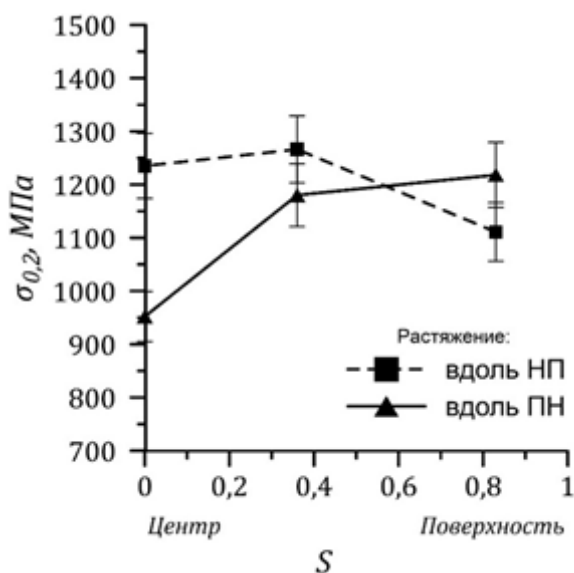


Рисунок 4. Зависимость пределов текучести различных по толщине слоев стального горячекатаного листа при испытаниях на растяжение вдоль НП и ПН от расположения слоя по его толщине.

В четвертой главе исследовано формирование кристаллографической текстуры в изделиях из ферритно-мартенситных сталей. Холодная прокатка, как показано на примере листов из сталей ЭП823 и ЭП823 ДУО, приводит к постепенному повышению интенсивности текстурных компонент $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$ (рисунок 5).

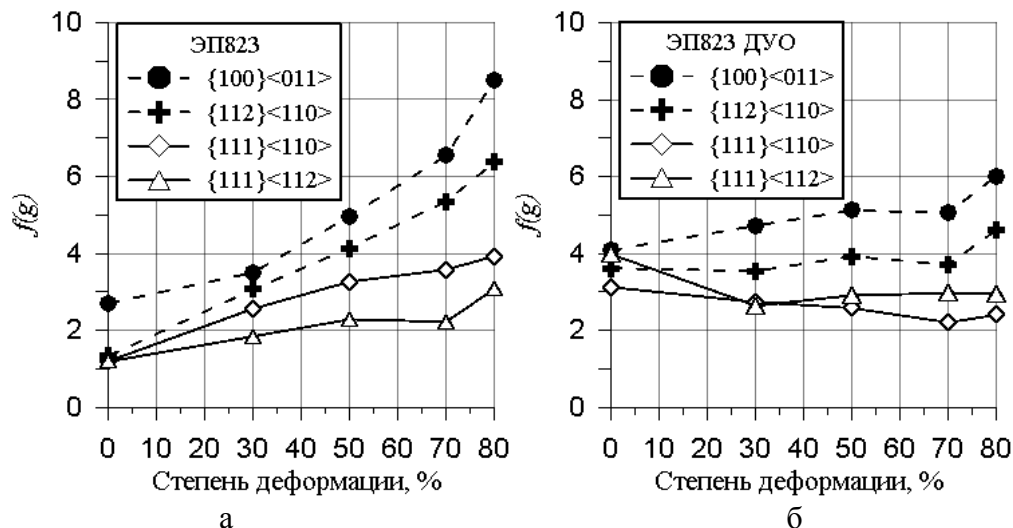


Рисунок 5. Изменение значения ФРО $f(g)$ основных текстурных компонент с увеличением степени деформации листов из сталей ЭП823 (а) и ЭП823 ДУО (б)

Согласно приведенным графикам, скорость роста указанных компонент ниже в стали ЭП823 ДУО. Замедление формирования текстуры в стали с наноразмерными оксидами связано с упрочняющим эффектом, который вносят дисперсные частицы. Закрепление дислокационных петель и замедление скольжения дислокаций затрудняет дальнейшую переориентацию кристаллической решетки, что замедляет рост компонент текстуры прокатки. В данном случае в сталь ЭП823 ДУО введены оксидные частицы Y_2O_3 , которые не являются когерентными матрице α -железа, и поэтому с равной вероятностью затрудняют скольжение дислокаций по всем возможным системам скольжения ОЦК-структуры: $\{110\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{123\}\langle 110\rangle$. Поэтому замедление роста текстурных компонент разного типа в стали ЭП823 ДУО относительно образца без ДУО частиц происходит одинаковым образом.

На рисунке 6 представлены ППФ $\{100\}$ для внешних и внутренних слоев трубы $\varnothing 13 \times 1,3$ мм из стали ЭП450 ДУО. В таблице 1 собраны данные об интенсивности основных текстурных компонент внешних и внутренних слоев сталей ЭП823 $\varnothing 9,7 \times 0,5$ и ЧС139, ЭК181 $\varnothing 6,9 \times 0,4$.

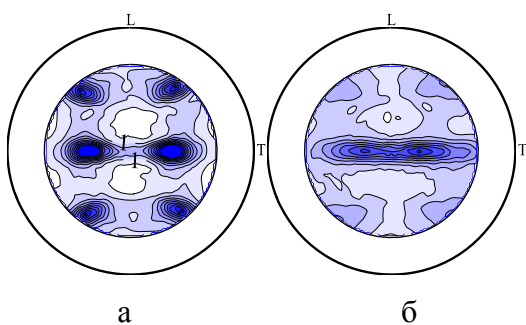


Рисунок 6. ППФ $\{001\}$ для внутренних (а) и внешних (б) слоев трубы из стали ЭП450 ДУО

Согласно представленным данным в трубах из ферритно-мартенситных сталей в результате их холодной прокатки формируется кристаллографическая текстура с компонентами, повторяющимися компоненты, получившиеся при холодной прокатке листов из сталей ЭП823 и ЭП823 ДУО: $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$.

При этом интенсивность данных компонент изменяется в зависимости от марки стали и от исследуемого слоя.

Таблица 1. Значения ФРО основных текстурных компонент для труб из сталей ЧС139, ЭК181, ЭП823 после их холодной прокатки

Марка стали		ЧС139	ЭК181	ЭП823
внутренняя поверхность	$\{001\}\langle 110\rangle$	0,65	1,54	0,92
	$\{112\}\langle 110\rangle$	8,31	6,70	6,81
	$\{111\}\langle 110\rangle$	5,41	5,92	8,13
	$\{111\}\langle 112\rangle$	4,85	5,27	3,87
внешняя поверхность	$\{001\}\langle 110\rangle$	2,62	2,27	2,26
	$\{112\}\langle 110\rangle$	5,83	4,50	8,65
	$\{111\}\langle 110\rangle$	3,14	3,00	6,22
	$\{111\}\langle 112\rangle$	1,61	1,93	2,34

Марки сталей отличаются по элементному и фазовому составу. Влияние вариаций по составу сводится к равновероятному торможению движения дислокаций. Иными словами, вариации в элементном и фазовом составе ферритно-мартенситных сталей приводят к случайному изменению интенсивности основных текстурных компонент в небольших пределах.

Для выявления причин, влияющих на неоднородность текстуры по толщине следует рассмотреть влияние геометрии прокатки на кристаллографическую текстуру. Если из объема трубы выделить кубический фрагмент малого размера, для которого главные оси деформации совпадают с характерными направлениями трубы (L – продольное, T – тангенциальное, R – радиальное), то тензор его пластической деформации можно представить в виде:

$$\varepsilon_{ij} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -q & 0 \\ 0 & 0 & -(1-q) \end{pmatrix} \eta,$$

где η – абсолютная величина деформации, q – коэффициент пропорциональности деформации по осям.

В практике холодной прокатки труб используется параметр, равный отношению обжатия по толщине стенки к обжатию по диаметру, называемый Q -фактор: $Q = \frac{\Delta t/t}{\Delta d/d}$. Тогда связь Q -фактора с коэффициентом пропорциональности деформации:

$$q = \frac{1}{1+Q}, \quad Q = \frac{1-q}{q}.$$

На рисунке 7 показана зависимость коэффициента пропорциональности q от Q -фактора. Режиму равномерной деформации, приводящей к формированию аксиальной текстуры соответствует $q = 0,5$ и $Q = 1$. В пределе $q \rightarrow 0$ получается $Q \rightarrow \infty$, что соответствует режиму плоской деформации, при котором формируется ограниченная текстура прокатки листов. Ход кривой при q выше 0,5 симметричен относительно $Q = 1$, режим деформации в этом случае напоминает плоскую деформацию со сжатием вдоль направления T вместо направления R .

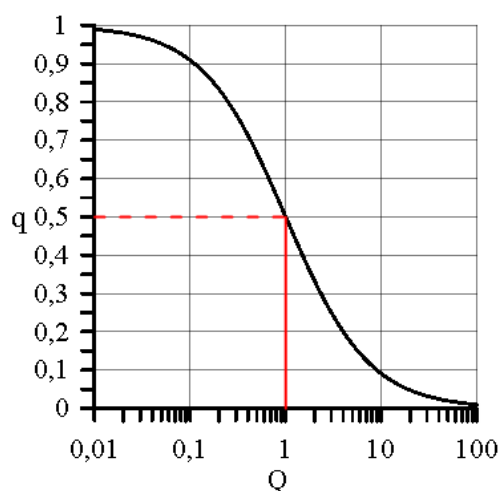


Рисунок 7. Зависимость коэффициента пропорциональности деформации q от Q -фактора (в логарифмическом масштабе)

Для проверки связи параметра Q с типом формирующейся текстуры проведено моделирование формирования текстуры по модели Тейлора. Получено, что при высоких значениях Q интенсивность компоненты $\{001\}\langle 110 \rangle$ является низкой, доминирует компонента $\{112\}\langle 110 \rangle$, а текстура является ограниченной с острыми отдельно стоящими максимумами. На рисунке 8 приведена зависимость интенсивности компонент $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ от Q -фактора после моделирования процесса прокатки до степени деформации 99%. Изменение текстуры в интервале $1 < Q < \infty$ делится на два участка: от 1 до $\sim 2,3$, в котором происходит размытие

текстурных максимумов вследствие увеличения степени аксиальности текстуры, и от 2,3 до ∞ , где происходит плавная переориентация максимума $\{001\}\langle 110 \rangle$ в $\{112\}\langle 110 \rangle$ с увеличением параметра Q .

При прокатке труб внешние и внутренние слои обладают различным Q -фактором, что приводит к формированию неоднородности текстуры по толщине. Различие в Q -факторе внутренних и внешних слоев на разных этапах маршрута изготовления может достигать $\Delta Q = 0,8$.

Выявлено, что различие в текстуре разных слоев прокатанных труб объясняется не только особенностями геометрии прокатки. Дополнительной причиной неоднородности по толщине является также предыстория обработки, которая в случае многоступенчатого

изготовления труб характеризуется большим числом этапов. Для примера, труба ЭП450 ДУО Ø13x1,3 (рис. 6) перед достижением указанного размера (который является, к тому же, промежуточным) проходит около 7 ступеней прокатки. Между этими ступенями применяется промежуточный отжиг, призванный восстановить пластичность трубы для дальнейшей обработки деформацией. Этот отжиг, в свою очередь, приводит к началу процесса рекристаллизации, при котором новые рекристаллизованные зерна изменяют соотношение текстурных компонент в образце.

Также следует обратить внимание на исходную текстуру до холодной прокатки, которая формируется в результате применяемых на начальных этапах обработки процессов. В случае стали ЭП450 ДУО, к примеру, перед этапами холодной прокатки используется процесс горячей экструзии, в результате которого получается готовая к дальнейшей прокатке заготовка. Текстура этой заготовки характеризуется аксиальностью во внешних слоях, что показано на рисунке 9, а также заметной неоднородностью текстуры по толщине заготовки.

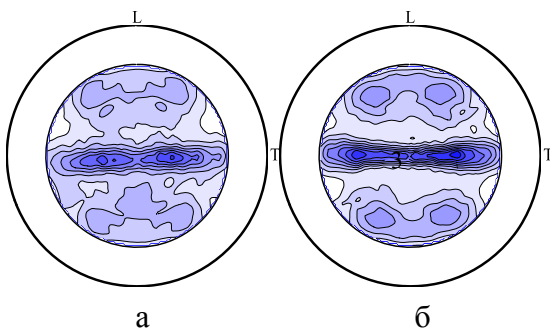


Рисунок 9. ППФ $\{100\}$ стали ЭП450 ДУО после горячей экструзии для внутренних (а) и внешних (б) слоев

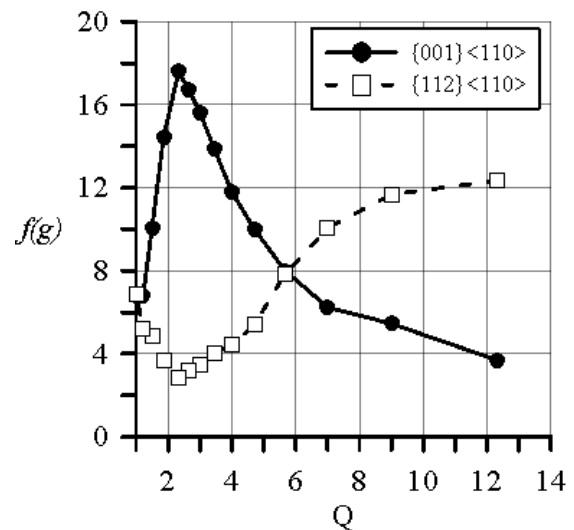


Рисунок 8. Зависимость от Q -фактора значения ФРО компонент $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ после моделирования прокатки до степени деформации 99%

В конце главы отдельно рассмотрен вклад текстуры деформации в анизотропию физико-механических свойств: модуля Юнга, коэффициента Лэнкфорда, предела текучести. На рисунке 10 для внутренних и внешних слоев трубы из стали ЭП823 размером Ø9,7x0,5 мм после холодной прокатки показано распределение модуля Юнга в сечении R - T , распределение коэффициента

Лэнкфорда $R(\alpha)$ в сечении L - T , а также контуры текучести для приведенных напряжений. Для труб из сталей ЧС139 и ЭК181 распределения выглядят аналогичным образом. Обнаружено, что степень анизотропии модуля Юнга достигает 1,19, коэффициент Лэнкфорда $R = 1,48$, а разница в степени анизотропии между внутренними и внешними слоями достигает 12% для модуля Юнга и 26-34% для коэффициента Лэнкфорда. Текстура прокатки вносит заметный вклад в анизотропию механических свойств труб из ферритно-мартенситных сталей, при этом наблюдается существенная разница в степени анизотропии внутренних и внешних слоев.

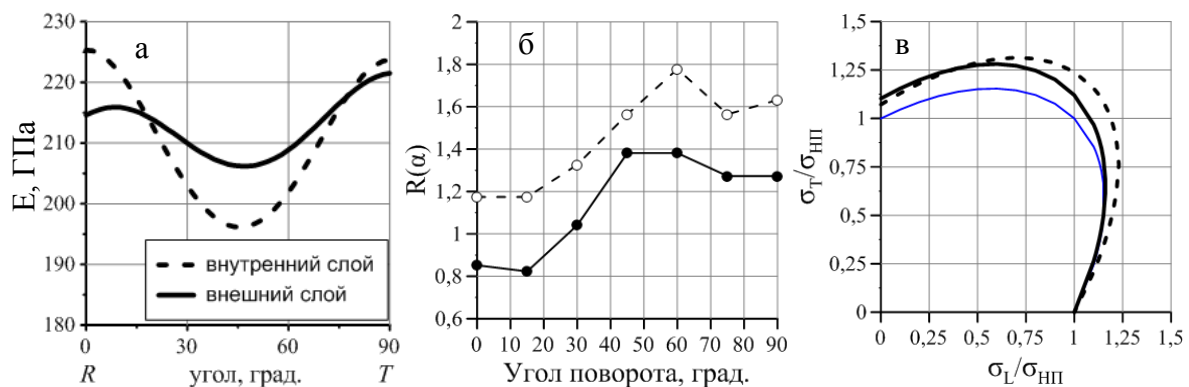


Рисунок 10. Распределение модуля Юнга (а), коэффициента Лэнкфорда (б) и контур текучести (в) для внутренних (пунктирные линии) и внешних (сплошные линии) слоев трубы из стали ЭП823 $\varnothing 9,7 \times 0,5$ мм после холодной прокатки; синяя линия демонстрирует распределение свойств для случая однородной текстуры

В пятой главе исследовано изменение текстуры и структурного состояния в результате отжига по разным режимам, термообработки, включающей в себя закалку и последующий отпуск, а также изменение текстуры и структурного состояния вследствие длительной изотермической выдержки.

На рисунке 11 показаны ФРО для образцов из стали ЭП823 и ЭП823 ДУО после прокатки (а), после отжига (б) и разница между значениями ФРО после прокатки и отжига $f(g)_{отж} - f(g)_{прок}$ (в). Красные области на распределение разницы интенсивностей означают рост максимумов после отжига, синие – падение интенсивности компонент текстуры.

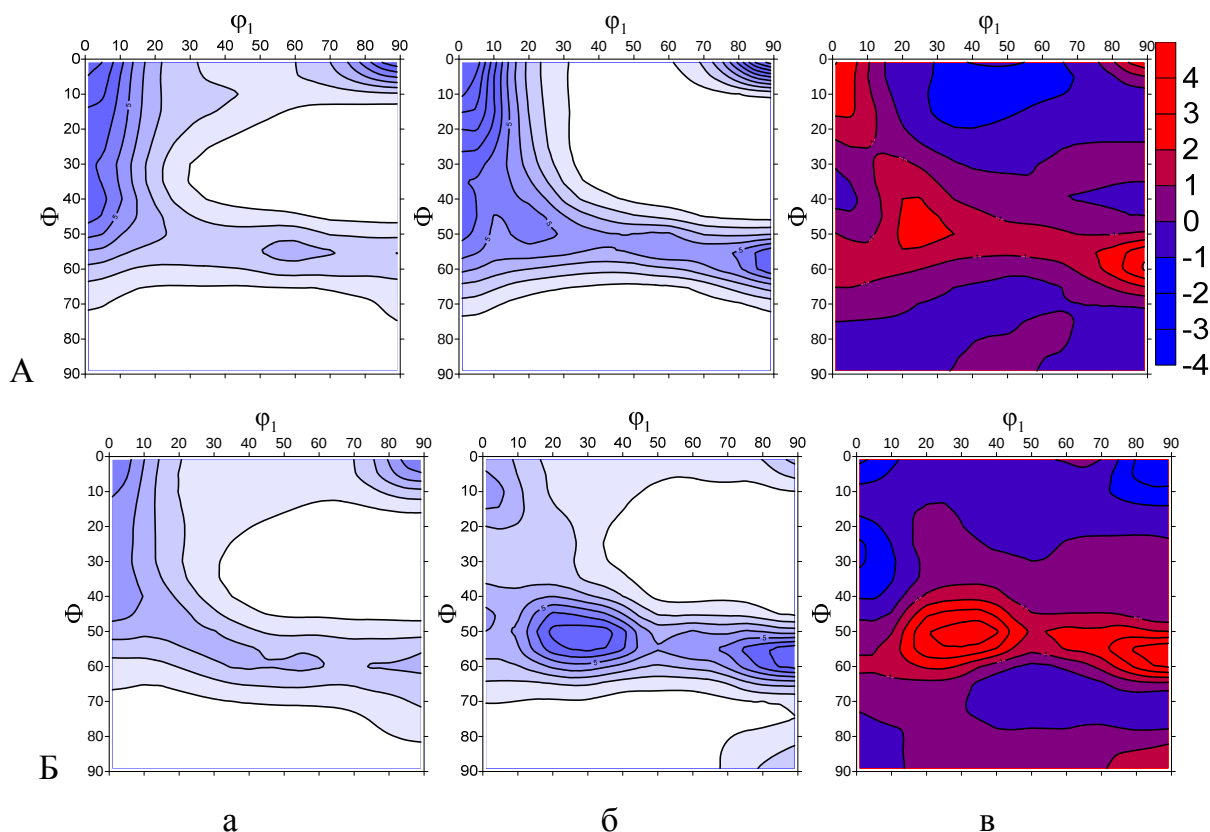


Рисунок 11. Сечение ФРО $\varphi_2=45^\circ$ для сталей ЭП823 (А) и ЭП823 ДУО (Б) после холодной деформации на 80% (а), после отжига по разным режимам (б) и разница между значениями ФРО для деформации и отжига (в)

В стали ЭП823 в результате отжига при 840°C протекает процесс полигонизации, который приводит к интенсификации $\{001\}\langle 110\rangle$, и конкурирующий с ним процесс рекристаллизации, приводящий к росту компонент $\{111\}\langle 112\rangle$ и $\{111\}\langle 110\rangle$. В случае стали ЭП823 ДУО после отжига при 1100°C происходит рост компонент $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{110\}\langle 001\rangle$ и убывание компонент α -волокна $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, что говорит о том, что в данной стали происходит преимущественно рекристаллизация.

Исследование изменения текстуры при отжиге в трубах из ферритно-мартенситных сталей позволило выявить убывание компонент типа $\{111\}\langle 110\rangle$ и небольшой рост значительного количества ориентаций, размытых по сечению ФРО. В стали ЭК181 при этом происходит также рост компонент вблизи $\{001\}\langle 110\rangle$ во внешних слоях и $\{223\}\langle 032\rangle$ во внутренних слоях. Во внутренних слоях толстостенной стали ЭП450 ДУО происходит рост новых зародышей, так как частично убывают компоненты $\{112\}\langle 110\rangle$ и формируется новые максимумы с ориентациями $\{111\}\langle 110\rangle$ и $\{111\}\langle 112\rangle$.

Указанные изменения текстуры говорят об интенсивно протекающем процессе возврата и полигонизации, а в случае стали ЭК181, подвергнутой отжигу при температуре 800°C и стали ЭП450 ДУО, подвергнутой отжигу при температуре

1150 °С наблюдается также рост новых текстурных компонент, который относится к процессу рекристаллизации.

В таблице 2 представлены значения уширения рентгеновских линий (200), (112) и (222), полученных с разных слоев трубы ЭК181 Ø6,9x0,4 после ее холодной деформации и отжига.

Таблица 2. Значения физического уширения разных рентгеновских максимумов для стали ЭК181 Ø6,9x0,4 после холодной прокатки и отжига

Индексы hkl рентгеновского максимума	Внутренняя поверхность			Внешняя поверхность		
	Физическое уширение β , град		Отн. разница $\Delta\beta$, %	Физическое уширение β , град		Отн. разница $\Delta\beta$, %
	После холодной прокатки	После отжига (800 °С, 1 час)		После холодной прокатки	После отжига (800 °С, 1 час)	
(200)	0,216	0,057	74	0,202	0,129	36
(112)	0,202	0,054	73	0,197	0,101	49
(222)	0,420	0,138	67	0,557	0,217	61

Во внутренних слоях восстановление структуры и отжиг дефектов происходят интенсивнее, нежели во внешних слоях. Исходно более интенсивная текстура прокатки во внутренних слоях приводит к более ранней активации процессов восстановления структурного состояния и перестройкой структуры, влекущей за собой изменения кристаллографической текстуры.

Таким образом, в зависимости от температуры отжига в ОЦК-сталях может происходить как полигонизация, так и рекристаллизация, приводящая к формированию известных из литературы текстурных компонент $\{111\}<110>$, $\{111\}<112>$. В трубах отжиг приводит к изменениям структуры и текстуры, которые являются более интенсивными во внутренних слоях, что происходит из-за более острой исходной текстуры деформации, сформированной при холодной прокатке труб.

На рисунке 12 показана разница в значениях ФРО после холодной деформации и термообработки со стандартной закалкой (1060 °С 1 час) и отпуском (720 °С 2 часа) для внутренних (а) и внешних (б) слоев трубы ЭП823.

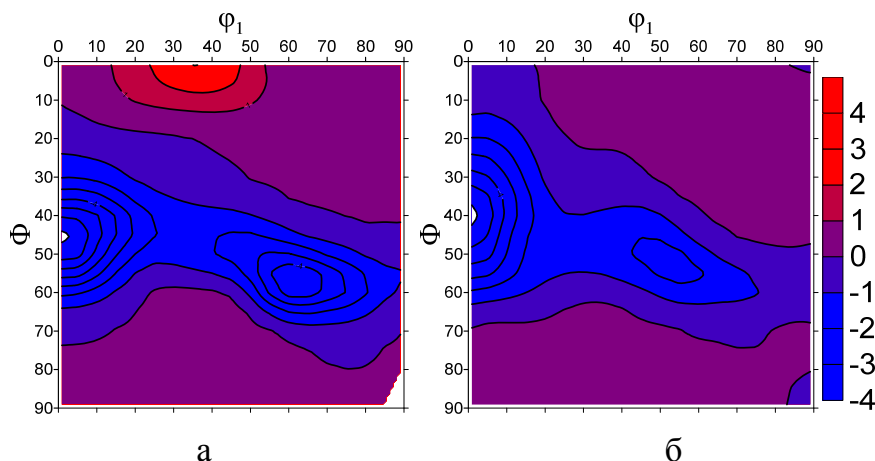


Рисунок 12. Разница между ФРО после холодной прокатки и ТО со стандартной закалкой + отпуск для внутренних (а) и внешних (б) слоев трубы из стали ЭП823

Изменения текстуры исследованных сталей после их закалки и отпуска (1060-1100 °С 1 час + 700-720 °С 2 часа) заключаются в снижении интенсивности компонент γ волокна $\{111\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$. При этом снижение интенсивности указанных компонент значительно выше во внутренних слоях, что объясняется неоднородностью текстуры по толщине, сформированной на этапе деформации.

Изменение текстуры в результате закалки происходит по механизму двойного фазового превращения $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, которое протекает с соблюдением ориентационных соотношений Курдюмова-Закса или Нишиямы-Вассермана. При определенных условиях исходная текстура деформации после закалки сохраняется. В данном случае это происходит для компоненты $\{001\}\langle 110 \rangle$, остальные острые текстурные компоненты в результате закалки и последующего отпуска теряют интенсивность.

В результате закалки с отпуском результирующая текстура становится более однородной по толщине, нежели после процессов холодной прокатки или рекристаллизационного отжига. Тем не менее, определенные различия, такие, как преобладание во внутренних слоях компонент $\langle 100 \rangle \parallel \text{HN}$, остаются. На рисунке 13 показана на ППФ $\{100\}$ внутренних и внешних слоев стали ЭК181. Отношение интенсивности компоненты $\langle 100 \rangle \parallel \text{HN}$ во внутренних слоях к интенсивности во

внешних $I_{(100)}^{\text{внутр}} / I_{(100)}^{\text{внешн}}$ для образца после закалки и отпуска составляет 1,24, тогда как после деформации то же отношение равно 1,28. Остальные компоненты текстуры претерпевают рассеяние, значения их интенсивности в разных слоях приближается друг к другу.

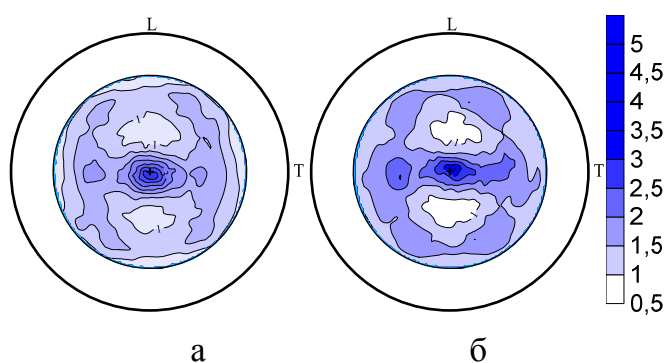


Рисунок 13. ППФ $\{100\}$ внутренних (а) и внешних (б) слоев трубы из стали ЭК181 после термообработки со стандартной закалкой

исходном состоянии были подвергнуты термообработке по режиму: закалка + отпуск (1190°C 25 сек. + 720°C 2 часа).

В текстуре образцов при их изотермической выдержке уже на малых временах выдержки (менее 1000 часов) заметно возрастает компонента $\{111\}\langle 110 \rangle$. На более длительных временах рост замедляется или останавливается, т.е. при длительной выдержке текстура является стабильной, а существенные изменения протекают именно на первых этапах старения.

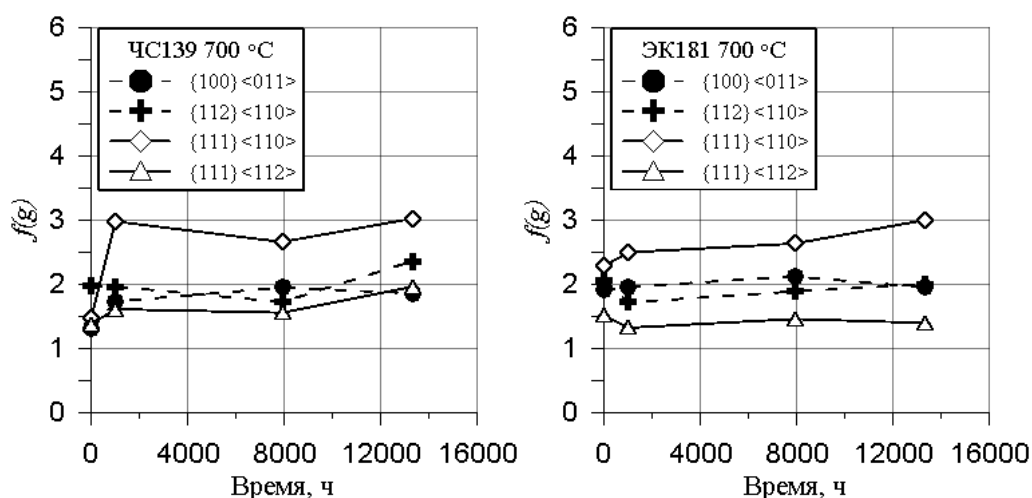


Рисунок 14. Изменение значения ФРО $f(g)$ в зависимости от времени испытания на старение при 650 и 700°C сталей ЧС139 и ЭК181

Согласно данным по уширению рентгеновских отражений от плоскостей $\{111\}$ в сталях ЧС139 и ЭК181 с увеличением времени изотермической выдержки уширение монотонно падает. Это справедливо для температур старения 650°C и 700°C . Таким образом, длительная изотермическая выдержка сталей ЧС139 и ЭК181 характеризуется восстановлением структуры, снижением механических свойств и ростом компоненты $\{111\}\langle 110 \rangle$, характерной для процесса рекристаллизации.

Оценка вклада текстуры финишной термообработки (закалка+отпуск) в анизотропию механических свойств на примере распределения модуля Юнга,

коэффициента Лэнкфорда и предела текучести позволило выявить, что текстура термообработки вносит меньший вклад в анизотропию свойств, нежели текстура деформации. При этом после термообработки уменьшается различие в характере распределения свойств и снижается разница в значении степени анизотропии между внутренними и внешними слоями, что связано с тем, что сама текстура термообработки является более однородной по толщине труб, чем текстура холодной прокатки.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Показано, что горячекатаные листы из стали 55ХН2МА-Ш характеризуются существенной послойной неоднородностью кристаллографической текстуры. Во внешних слоях преобладают текстурные компоненты $\{112\}\langle 111 \rangle$ и $\{110\}\langle 112 \rangle$, тогда как в центральных слоях – $\{100\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ и $\{554\}\langle 225 \rangle$, что обусловлено различием механизмов их формирования в присутствии градиента температуры по толщине горячекатаного листа.

2. Впервые установлено, что по сравнению с поверхностными слоями центральные слои горячекатаного листа характеризуются большей анизотропией предела текучести. Показано, что наблюдаемая анизотропия обусловлена кристаллографической текстурой и ориентированным расположением зерен цементита относительно ферритной матрицы. При растяжении центрального слоя вдоль НП активизируются системы скольжения $\{112\}\langle 111 \rangle$, а при растяжении вдоль ПН – $\{110\}\langle 111 \rangle$. Критическое сдвиговое напряжение для систем с плоскостями скольжения $\{112\}$ повышено из-за блокирования скольжения дислокаций цементитом, габитусная плоскость которого совпадает с плоскостью $\{112\}$.

3. На реакторных сталях ферритно-мартенситного класса (ЭП450 ДУО, ЭП823, ЧС139, ЭК181) установлены закономерности развития текстуры при прокатке листов и труб, выражающиеся в росте текстурных компонент $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ перечисленных в порядке убывания их интенсивности. Экспериментальными методами и с использованием моделирования текстурообразования в ОЦК-металлах с помощью программного обеспечения MTEX установлено, что текстура прокатки труб определяется Q-фактором, равным отношению обжатия по толщине стенки к обжатию по диаметру.

4. Установлено, что в результате холодной прокатки труб формируется послойная неоднородность текстуры по толщине, являющаяся следствием исходной текстурной неоднородности горячедеформированной трубной заготовки, а также различий Q-фактора для внешних и внутренних слоев трубы.

5. Впервые показано, что ДУО частицы в составе сталей замедляют формирование текстуры ввиду равновероятного упрочняющего воздействия нанодисперсных частиц на все системы скольжения.

6. Показано, что в случае отжига во внутренних слоях сталей ЭП823, ЧС139 и ЭК181 изменения текстуры и структурного состояния более интенсивные вследствие преобладания в текстуре холодной прокатки более наклепанных зерен с ориентациями $\{111\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$. В случае закалки во внутренних слоях сталей ЭП823, ЧС139 и ЭК181 обостряется компонента с плоскостями $\{100\}$ и наблюдается более высокий уровень искажения структуры зерен.

7. Установлено, что в результате длительной изотермической выдержки труб из сталей ЧС139 и ЭК181 при температурах 650 и 700 °С происходит рост текстурных компонент $\{111\}\langle 110 \rangle$ при времени выдержки до 1000 часов, после чего вплоть до 13300 часов текстура не изменяется. Этот эффект объясняется зарождением новых рекристаллизованных зерен, дальнейший рост которых в данных условиях затруднен. Структурное состояние сталей ЧС139 и ЭК181 в результате длительной изотермической выдержки характеризуется снижением уровня искажения структуры зерен, что сопровождается также снижением микротвердости.

8. Показано, что текстура определяет анизотропию механических свойств труб из сталей ЭП823, ЧС139 и ЭК181, поэтому наблюдаемая послойная текстурная неоднородность труб приводит к заметному отличию степени анизотропии свойств внутренних и внешних слоев труб.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Isaenkova M., **Dobrokhotoy P.**, et al. Practical applications of the method of generalized pole figures. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering: 17th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 17). 2015. 012075.

2. **Доброхотов П.Л.**, Исаенкова М.Г., и др. Зависимость механических свойств прокатанных листов из ферритно-мартенситных ДУО-сталей от их кристаллографической текстуры. // Вестник НИЯУ МИФИ, – 2015. – том 4, № 5. – с. 389-396.

3. Perlovich Yu., Isaenkova M., **Dobrokhotoy P.**, et al. Properties of Hot-Rolled Sheets from Ferritic Steel with Increased Strength. AIP Conference Proceedings 1896, 2017. 190019.

4. Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., **Доброхотов П.Л.**, и др. Закономерности формирования текстуры в оболочечных трубах из ферритно-мартенситных сталей на разных этапах их изготовления. // Вопросы Атомной Науки и Техники. Сер. Материаловедение и Новые Материалы. – 2017. – Вып. 4(91). – С. 74-83.

5. Perlovich Yu., Isaenkova M., **Dobrokhotoy P.**, et al. Effect of Layer-by-Layer Texture Inhomogeneity on the Mechanical Properties of Hot-Rolled Steel Sheets. Russian Metallurgy (Metally), 2018. p. 1027–1034.

6. Isaenkova M., **Dobrokhotoy P.**, et al. Conditions for development of regular structure by deformation of metal materials. AIP Conference Proceedings 2113, 2019. 040007.

7. Perlovich Yu., Isaenkova M., **Dobrokhoto P.**, et al. Modeling of Crystallographic Texture Formation in Hot-rolled Sheets of Ferritic Steel. // KnE Materials Science. – 2018 4(1) p. 199–208.
8. Perlovich Yu. A., Isaenkova M. G., **Dobrokhoto P. L.**, et al. Structure and Crystallographic Texture Changes of Ferritic Martensitic Steel Resulting from Thermal Creep and Ageing Tests. // KnE Materials Science. – 2018. 4(1) p. 242–249.
9. **Доброхотов П. Л.**, Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Никитина А.А., Перлович Ю.А., Фесенко В.А. Установление зависимости расчетных механических свойств ферритно-мартенситных ДУО сталей от особенностей их текстуры. // Сборник тезисов 12-ой курчатовской молодежной научной школы, сборник аннотаций, 2014 – с. 17.
10. **Доброхотов П. Л.**, Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Никитина А.А., Перлович Ю.А., Фесенко В.А. Зависимость механических свойств изделий из ферритно-мартенситных ДУО сталей от их кристаллографической текстуры. // Научная сессия НИЯУ МИФИ-2015 аннотации докладов, том 1, 2015 – с. 190.
11. Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Банных О.А., Банных И.О., Анцыферова М.В., **Доброхотов П.Л.** Влияние неоднородности горячекатаных стальных листов на их механические свойства. // VI Международная Конференция «Деформация и Разрушение Материалов и Наноматериалов» (Москва, 10-13 ноября 2015 г.) – 2015. – с. 383-384.
12. Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., **Доброхотов П.Л.**, Столбов С. Д. Формирование послойной неоднородности текстуры и структуры в горячекатаных ферритных сталях. // XXIII Уральская школа металлов-термистов, посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», (Тольятти, 2-6 февраля 2016 г.) – 2016. – с.170-171.
13. Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., **Доброхотов П.Л.**, Столбов С.Д., Банных И.О. Влияние послойной текстурной неоднородности горячекатаных листов из ферритных сталей на распределение напряжений. // VIII-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2016", – с.204.
14. **Dobrokhoto P.L.** The Use of Generalized Pole Figures method for texture and substructure inhomogeneity evaluation in ferritic-martensitic steels. // RACIRI Summer School 2016, Convergent science and technology for society, (21-28 august 2016). Participant's talks, – p. 13
15. Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В. А., **Доброхотов П.Л.** Послойная неоднородность текстуры и субструктуры в оболочечных трубах из ферритно-мартенситной стали. // Материалы 13-й международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов «Жизненный цикл материалов: старение и деградация материалов в процессе эксплуатации ЯЭУ», – с.66.