

На правах рукописи



КОНОНОВ Александр Александрович

**ФОРМИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ
ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ
АНИЗОТРОПНОЙ СТАЛИ**

Специальность 05.16.01 — Металловедение и термическая обработка
металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Санкт-Петербург – 2017

Работа выполнена в Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

Научный руководитель:

академик РАН, доктор технических наук, профессор

Рудской Андрей Иванович, ректор ФГАОУ ВО «СПбПУ», профессор кафедры технологии и исследования материалов ФГАОУ ВО «СПбПУ»

Официальные оппоненты:

доктор технических наук, доцент **Лобанов Михаил Львович**,

профессор кафедры термообработки и физики металлов ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» (г. Екатеринбург)

кандидат технических наук **Лукьянов Алексей Александрович**,

заместитель Главного металлурга — начальник отдела главного металлурга АО «Ступинская металлургическая компания» (Московская обл., г. Ступино)

Ведущая организация:

ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина» (г. Москва)

Защита состоится «19» октября 2017 г. в 16⁰⁰ часов на заседании диссертационного совета Д 212.229.03 при Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» по адресу: 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29, главный корпус, ауд. 118.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ФГАОУ ВО «СПбПУ» и на сайте www.spbstu.ru.

Автореферат разослан «__» _____ 2017 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета Д 212.229.03

кандидат технических наук



Климова О.Г.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Технологии изготовления электротехнической анизотропной стали (ЭАС) являются одними из самых сложных в металлургии. Рыночные цены на этот металл зависят от уровня его электротехнических характеристик, таких как магнитная индукция насыщения и потери на перемагничивание. Поскольку практически вся производимая электроэнергия проходит трансформацию, то снижение потерь в трансформаторах, даже на 1 %, дает значительный экономический эффект в масштабах страны. По этой причине исследования в области электротехнических сталей ведутся в передовых исследовательских центрах (*Seoul National University, Carnegie Mellon University, Helmholtz Centre Berlin for Materials and Energy, Delft University of Technology* и др.).

В настоящее время наилучший комплекс свойств ЭАС достигается предприятиями *Posco* и *Nippon Steel*. Производимый этими заводами лист толщиной 0,3 мм характеризуется магнитными потерями $P_{1,7/50}=0,95$ Вт/кг и магнитной индукцией $B_{800}=1,94$ Тл. Необходимость повышения конкурентоспособности российского проката из электротехнической анизотропной стали обуславливает **актуальность** данной работы.

Оптимальными свойствами «цена-качество» обладают листы ЭАС с содержанием кремния 3–4 %, имеющие текстуру Госсса $\{110\}\langle 001\rangle$, минимальное содержание примесных элементов, крупное зерно феррита и малые размеры магнитных доменов. Именно острая кристаллографическая текстура $\{110\}\langle 001\rangle$ обеспечивает высокие магнитные свойства листа в направлении прокатки. Рост полномасштабной текстуры Госсса в листе происходит во время вторичной рекристаллизации, протекающей при высокотемпературном отжиге (ВТО) на заключительном этапе производства. Применение специальных ингибиторов (AlN, MnS, Cu₂S и др.) обеспечивает сдерживание нормального роста зерен матрицы во время ВТО, в результате чего происходит аномальный рост зерен с ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$. Существует несколько теорий избирательного роста госссовских зерен в результате вторичной рекристаллизации (работы Харасе, Хаякава, Хвана, Парка), ни одна из которых не нашла к настоящему времени полного подтверждения. Поэтому основная часть исследовательских работ, посвященных ЭАС сосредоточена именно в области избирательного роста зерна при вторичной рекристаллизации. Однако, для обеспечения аномального роста зерен нужной ориентировки, необходимо эту ориентировку получить в холоднокатаной полосе. Анализ выполненных ранее работ показывает, что зарождение требуемой ориентировки происходит в поверхностных слоях полосы при горячей прокатке, которая по механизму текстурной наследственности сохраняется и развивается в полномасштабную текстуру $\{110\}\langle 001\rangle$. Таким образом, структура горячекатаной полосы влияет на

развитие вторичной рекристаллизации при высокотемпературном отжиге. По этой причине при горячей прокатке необходимо обеспечить получение вполне определенного структурного состояния: повышенная плотность ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ в поверхностных слоях полосы, а также равномерное распределение мелкодисперсной ингибиторной фазы в металле.

Несмотря на то, что в мире, в том числе в России, с 1960-х годов ведутся исследования стурктуообразования при горячей прокатке (работы Булата С.И., Лифанова В.Ф., Гольдштейна В.Я., Лобанова М.Л.), механизм зарождения ориентировки Госса при горячей прокатке, которая происходит в двухфазной $\alpha + \gamma$ области при постоянно изменяющемся фазовом составе, остается не совсем ясным. Вследствие этого сохраняется открытой проблема управления образованием зерен с ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$ и, следовательно, конечными свойствами готового проката. Именно это определило цель и задачи работы.

Целью работы является *разработка практических рекомендаций для горячей прокатки электротехнической анизотропной стали на основе структурного анализа механизма зарождения зерен с кристаллографической ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$ в поверхностных слоях горячекатаной полосы.*

Для достижения поставленной цели решали следующие **задачи**:

1. Выявление влияния различных факторов, в том числе пластической деформации, статической и динамической рекристаллизации, фазовых превращений, на формирование зерен с кристаллографической ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$ при горячей прокатке ЭАС.
2. Исследование изменения фазового состава ЭАС по толщине полосы в процессе горячей прокатки и определение его влияния на процессы структурообразования в стали.
3. Исследование кинетики процессов термического разупрочнения при горячей прокатке ЭАС и выявление основного механизма разупрочнения в паузах между проходами.
4. Выявление основного механизма формирования зерен феррита с ориентировкой Госса в горячекатаной полосе и возможности управления им при горячей прокатке ЭАС.

Научная новизна диссертационной работы:

1. Предложен механизм формирования повышенной плотности кристаллографической ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ в поверхностных слоях горячекатаной полосы ЭАС, заключающийся в последовательном многократном образовании в поверхностных слоях полосы зерен феррита с ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$.
2. Показано, что основной физической причиной, в результате которой происходит формирование зерен с кристаллографической ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$ при горячей прокатке, является совместное протекание фазового

превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и динамической рекристаллизации в поверхностных слоях полосы ЭАС.

3. Установлено, что формирование полигонального феррита в поверхностных слоях полосы ЭАС возможно за счет суммирования движущих сил двух процессов — разности энергии высокотемпературной и низкотемпературной фаз и разности энергий упрочненного и рекристаллизованного состояний при превращении. Наибольшую объемную долю зерен феррита с кристаллографической ориентировкой $\{110\}\langle 001 \rangle$ можно получить при горячей прокатке в двухфазной области на падающей ветви температурной зависимости содержания аустенита.
4. Показано, что для интенсивного образования новых зерен в поверхностных слоях полосы ЭАС в процессе горячей прокатки необходимо захлаживание этих слоев, обеспечивающее протекание фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$.
5. Показано, что помимо таких факторов, как температура и деформация, на формирование зерен с ориентировкой Госсса оказывает влияние фазовый состав стали в процессе обработки. Зарождение зерен с ориентировкой Госсса происходит наиболее активно при максимальной протяженности межфазных границ, т.е. при соотношении фаз в структуре стали 50/50.

Практическая значимость полученных результатов:

Разработаны практические рекомендации, позволяющие получить горячекатаную полосу ЭАС с высокой плотностью ориентировки $\{110\}\langle 001 \rangle$ в поверхностных слоях и заключающиеся в назначении заданного химического состава стали и режимов прокатки на падающем участке температурной зависимости содержания аустенита за счет управления температурой начала и конца прокатки и распределения обжатий.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Основной механизм и закономерности формирования зерен феррита с ориентировкой $\{110\}\langle 001 \rangle$ в поверхностных слоях полосы электротехнической анизотропной стали.
2. Структурные условия получения наибольшей объемной доли зерен феррита с ориентировкой $\{110\}\langle 001 \rangle$ в структуре электротехнической анизотропной стали.
3. Технологические рекомендации для горячей прокатки электротехнической анизотропной стали, обеспечивающие получение наибольшей объемной доли зерен феррита с ориентировкой $\{110\}\langle 001 \rangle$ в структуре.

Достоверность результатов. Достоверность результатов экспериментальных исследований обеспечивается их проведением на современном сертифицированном аттестованном исследовательском оборудовании с применением современных методик структурных исследований, а также использованием лицензионного компьютерного программного обеспечения в решении температурно-деформационных задач.

Личный вклад соискателя заключается в постановке и реализации задач исследования, проведении экспериментальных исследований, обработке экспериментальных данных, анализе и интерпретации полученных результатов. Автор принимал участие в разработке методик физического моделирования и создании виртуальных моделей прокатных станков, а также готовил материалы для публикаций.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, шести глав, основных результатов и выводов, списка литературы из 182 наименований. Работа изложена на 143 страницах, содержит 77 рисунков и 10 таблиц.

Апробация результатов работы. Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на XL международной научно-практической конференции «Неделя науки СПбГПУ» (6-9 декабря 2011, Санкт-Петербург); Молодежной научной конференции «Студенты и молодые ученые – инновационной России» (23-24 мая 2013, Санкт-Петербург); 23 Международной конференции по металлургии и материалам «Metal 2014» (21-23 мая 2014, Brno, Czech Republic).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 7 печатных работ, 3 из которых — в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК РФ.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

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

Первая глава диссертации содержит литературный анализ технологий производства электротехнической анизотропной стали, обзор работ по исследованию структуры и текстуры на всех стадиях производства готового листа. Показано, что к настоящему времени сложилось мнение, что на этапе горячей прокатки ЭАС закладываются предпосылки, определяющие получение острой текстуры Госса в готовом листе, и, следовательно, высокие магнитные свойства. Неоднородность текстуры по толщине полосы, сформировавшаяся при горячей прокатке, сохраняется до заключительного отжига, при котором из поверхностных слоев листа начинается аномальный рост «ребровых» зерен. Такое развитие текстуры принято объяснять механизмом текстурной наследственности. Однако, в настоящее время нет полного понимания механизма формирования структуры и текстуры ЭАС при горячей прокатке. Понимание процессов текстурообразования горячекатаной полосы ЭАС осложняется двухфазным $\alpha+\gamma$ составом стали при температурах горячей прокатки, обусловленным высоким содержанием кремния в этих сплавах.

Во **второй главе** приводится описание используемых в работе материалов, оборудования и методик проведения экспериментов.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей

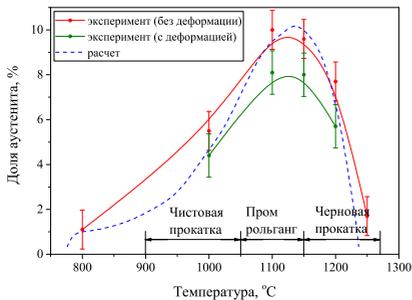
| № | Содержание химических элементов, масс. % | | | | | |
|---|--|------|-----|------|-------|-------|
| | C | Mn | Si | Cu | Al | N |
| 1 | 0,037 | 0,17 | 3,3 | 0,56 | 0,013 | 0,010 |
| 2 | 0,035 | 0,31 | 3,2 | 0,56 | 0,015 | 0,010 |
| 3 | 0,025 | 0,35 | 3,3 | 0,52 | 0,014 | 0,010 |
| 4 | 0,038 | 0,18 | 1,3 | 0,06 | 0,370 | 0,005 |

Основные исследования в работе проводили на электротехнических сталях нитридно-медного варианта производства с различным содержанием кремния и углерода. Химический состав исследуемых сталей представлен в таблице 1. Лабораторные эксперименты выполняли на лабораторных станах и термомеханическом симуляторе *Gleeble 3800*. Структуру образцов исследовали методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии с использованием встроенных компьютерных программ анализа структуры. Кристаллографическую текстуру образцов исследовали методом дифракции обратно отраженных электронов (*EBSD*) на электронном сканирующем микроскопе *Tescan Mira 3*. Математическое моделирование горячей прокатки осуществляли при помощи программного комплекса *Deform*. Расчеты фазового состава проводили с использованием программы *ThermoCalc*.

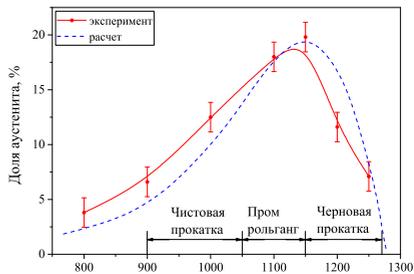
В **третьей** главе выполнено исследование фазового состава исследуемых сталей и его изменения при горячей прокатке.

Зависимость фазового состава ЭАС от температуры определяли расчетными методом с использованием компьютерных программ *ThermoCalc*, *FactSage* и *MatCalc* и экспериментальными методами на комплексе *Gleeble 3800* для образцов после предварительной деформации $\epsilon_{ист}=0,5$ и без деформации. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных показало, что наибольшую точность обеспечивают расчеты в программе *ThermoCalc* (рис. 1).

В результате расчетов установили температуру максимального содержания аустенита, а также температуру начала и конца фазовых превращений. Согласно полученным данным, в процессе горячей прокатки ЭАС фазовый состав непрерывно изменяется. При черновой прокатке протекает $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, в результате которого содержание аустенита в металле возрастает. При чистовой прокатке протекает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, и доля аустенита убывает. Как видно из рис. 1, даже небольшое изменение температуры приводит к изменению фазового состава металла. Это свидетельствует о том, что при горячей прокатке ЭАС фазовый состав полосы



а



б

Рисунок 1 – Зависимость фазового состава (объемные проценты) ЭАС от температуры при различном содержании углерода: а – 0,025 % С; б – 0,035 % С

неравномерен по толщине из-за градиента температуры. Таким образом, неравномерность фазового состава по толщине полосы может оказывать существенное влияние на протекание процессов структурообразования при горячей прокатке ЭАС и вызывать формирование неравномерной структуры по толщине горячекатаной полосы.

В четвертой главе представлен анализ структуры и текстуры на этапах промышленной горячей прокатки исследуемой стали. Показано, что после черновой прокатки ($T_{пр}=1270-1140$ °C) с суммарным обжатием ~ 85 % в металле формируется структура рекристаллизации с размером зерна 300–600 мкм, что на порядок ниже, чем в литом слябе. В центральных слоях зерно более крупное, чем у поверхности. После чистовой прокатки при температурах 1020–920 °C с суммарным обжатием до 95 % в полосе формируется неоднородная по толщине структура (рис. 2), типичная для горячекатаных полос ЭАС — в центральных слоях зерна сильно вытянуты в направлении прокатки до 300 мкм при толщине до 10 мкм, а в поверхностных — практически равноосны и имеют размер 70–100 мкм. Также по всей толщине полосы в структуре присутствуют мелкие равноосные зерна, сформировавшиеся в результате фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ во время остывания полосы. В поверхностных слоях наблюдается повышенная плотность зерен ориентировки $\{110\}\langle 001 \rangle$ — доля «ребровых» зерен в полосе составляет 6–8 % по площади. Зерна $\{110\}\langle 001 \rangle$ обнаружены по всей толщине горячекатаной полосы — среди вытянутых деформированных зерен, среди рекристаллизованных зерен и среди мелких зерен, образованных в результате фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. Таким образом, ориентировка $\{110\}\langle 001 \rangle$ при горячей прокатке может образовываться в результате протекания следующих процессов:

1. разворот кристаллической решетки в процессе деформации, вызванный высокими контактными трением;

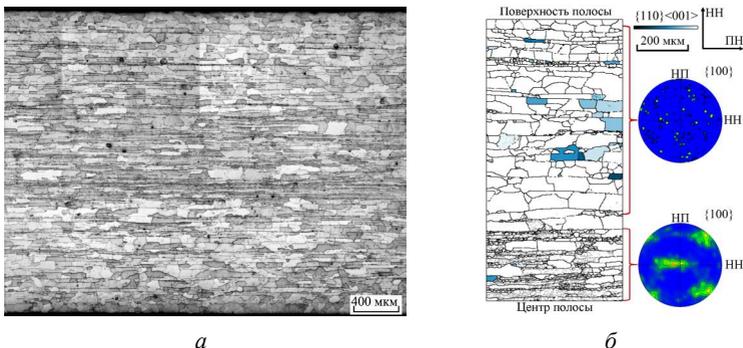


Рисунок 2 – Структура горячекатаной полосы (а) и распределение «ребровой» ориентировки в поверхностном слое (б)

- зародышеобразование преимущественной ориентировки при фазовом превращении $\gamma \rightarrow \alpha$;
- образование новой ориентации кристаллической решетки в результате процессов разупрочнения динамической или статической рекристаллизации.

В **пятой главе** выполнено исследование возможных процессов формирования ориентировки $\{110\}\langle 001 \rangle$, сформулированных в четвертой главе.

Для исследования процессов структуро- и текстурообразования при горячей прокатке провели лабораторную однопроходную горячую прокатку с обжатиями 25, 35 и 50 % при температурах 1150–950 °С. На выходе из валков стана образцы охлаждали в воде для фиксации высокотемпературной структуры. Для определения фазового состава по толщине образцов во время прокатки, провели расчет распределения температуры по толщине образцов в программе *Deform-2D*. Соотнеся данные расчета температурных полей и результаты исследования фазового состава (рис. 1), получили зависимости распределения аустенита по толщине образцов от температуры прокатки и степени деформации (рис. 3). Наибольшая неоднородность распределения аустенита перед прокаткой наблюдается при 1150 °С. За счет падения температуры металла во время прокатки количество аустенита сначала увеличивается, а затем падает. Наибольшее изменение

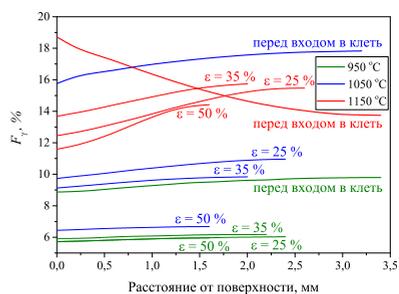


Рисунок 3 – Расчетное распределение аустенита по толщине лабораторных образцов

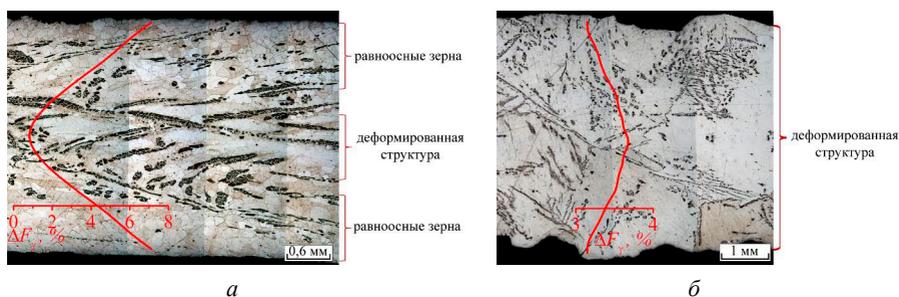


Рисунок 4 – Микроструктура образцов, прокатанных при 1150 °С с обжатием 50 % (а) и при 950 °С с обжатием 25 % (б)

доли аустенита наблюдается при температуре прокатки 1150 и 1050 °С, наименьшее — при 900 °С.

В зависимости от условий прокатки структура образцов состоит из зерен полигонального феррита (крупные зерна сформированы в результате динамической рекристаллизации, мелкие — в результате фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$), деформированной исходной ферритной матрицы и продуктов превращения аустенита. На рис. 4 видно, что динамически рекристаллизованное зерно сосредоточено вблизи поверхности образцов, где в наибольшей степени сказывается влияние подхлаживания металла за счет контакта с прокатными валками, в результате чего интенсивно протекает фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, а также в продуктах распада аустенита. Структурная неоднородность в прокатанных образцах получена и в распределении по толщине продуктов распада аустенита: в поверхностных слоях металла продуктов превращения аустенита почти не наблюдается.

Из зависимости доли рекристаллизованного металла от степени деформации и температуры (рис. 5, а) видно, что при деформации $\epsilon=50\%$ доля рекристаллизованного металла для температур прокатки 1150 °С и 1050 °С почти одинакова и составляет 70–80 %. С уменьшением деформации до $\epsilon=35\%$ доля рекристаллизованного металла при $T_{пр}=1150\text{ °С}$ остается почти неизменной, а при $T_{пр}=1050\text{ °С}$ падает в несколько раз — до 20–30 %. Сопоставляя значения доли рекристаллизованного металла в прокатанных образцах с результатами расчетов распределения температуры по сечению образцов во время прокатки (рис. 3), можно заметить, что наиболее полно динамическая рекристаллизация прошла в образцах с наибольшим переохлаждением (при условии достаточной для ее начала степени деформации $\epsilon \geq 35\%$), т.е. в тех образцах, где процессы фазового превращения протекали наиболее интенсивно.

Для более подробного исследования связи фазового превращения и динамической рекристаллизации провели *EBS*D-анализ

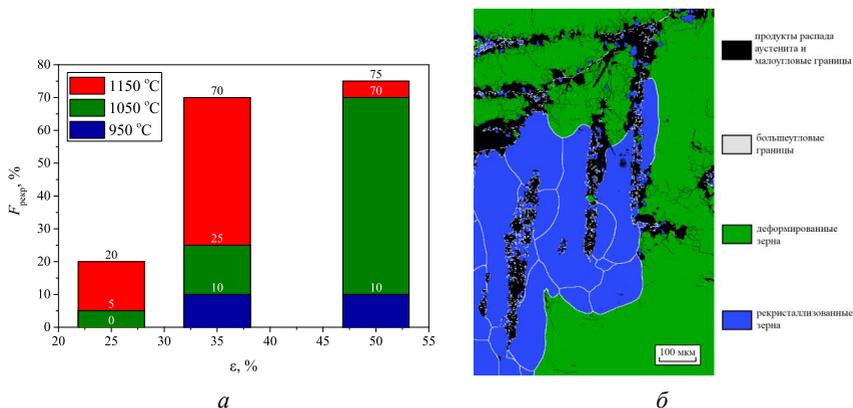


Рисунок 5 – Зависимость доли динамически рекристаллизованного металла от степени деформации при прокатке (а) и EBSD-карта образованного при деформации и рекристаллизации феррита (б)

кристаллографической текстуры, результаты которого представлены на рис. 5, б. На карте кристаллографических ориентировок зеленым цветом окрашены зерна с развитой субструктурой, которая свидетельствует о том, что в деформированном зерне происходили процессы динамического возврата. Такими зернами являются крупные исходные зерна феррита. В синий цвет окрашены зерна, в которых субструктура не развита, и которые появились в результате динамической рекристаллизации и превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. Белым цветом выделены большеугловые границы, черным — малоугловые границы и продукты распада аустенита. Как видно, новые зерна феррита сформировались вокруг включений аустенита, что подтверждает роль аустенита в формировании зерен феррита с новой кристаллографической ориентировкой. Можно предположить, что образование новых зерен во время горячей прокатки происходит за счет совместного протекания динамической рекристаллизации и фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$.

При прокатке за один проход выраженной кристаллографической текстуры в образцах не развивается (рис. 6), а динамически рекристаллизованные зерна феррита не имеют предпочтительной кристаллографической ориентации. Зерна с «ребровой» ориентировкой формируются в числе прочих ориентировок, доля которой от объема рекристаллизованных зерен составляет $\sim 3\%$.

Методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что в структуре стали частицы ингибиторной фазы AlN распределены неравномерно по толщине образцов — в поверхностных слоях плотность частиц выше, чем в центральных. При этом наибольшая неоднородность распределения частиц получена в образцах, где процессы образования

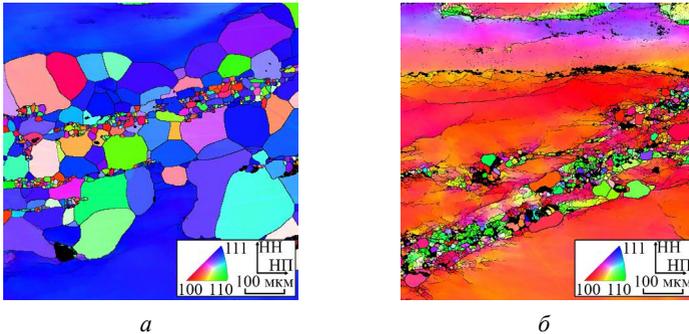


Рисунок 6 – Карты кристаллографических ориентировок для исследуемой стали, прокатанной по режимам: *a* — $T_{пр}=1150$ °C, $\epsilon=50$ %; *б* — $T_{пр}=950$ °C, $\epsilon=50$ %

новых зерен феррита, в результате совместного действия $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и динамической рекристаллизации, протекали наиболее интенсивно. Поскольку растворимость азота в аустените значительно выше, чем в феррите, то превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ сопровождается выделением частиц AlN. Аналогичное распределение частиц получено и в промышленном металле, т.е. при промышленной чистой прокатке структура полосы формируется по схожим механизмам.

Таким образом, структура поверхностных слоев горячекатаной полосы формируется в результате совместно протекающих процессов $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и динамической рекристаллизации, которые преимущественно развиваются в поверхностных слоях полосы ЭАС. Однако образованные при этом зерна феррита не имеют преимущественной кристаллографической ориентировки. Образцы, в которых новые зерна феррита не образовались, зерна $\{110\}\langle 001 \rangle$ также не формируются, следовательно, в результате деформации ориентировка $\{110\}\langle 001 \rangle$ не образуется.

Для исследования возможности образования «ребровой» ориентировки при статической рекристаллизации, которая может развиваться во время междеформационных пауз при горячей прокатке, провели лабораторную прокатку при температуре $T_{пр}=1150$ °C с обжатием $\epsilon=50$ %. Часть прокатанных образцов непосредственно после выхода из валков охлаждали в воде для фиксации структуры динамической рекристаллизации, другую часть образцов после прокатки выдерживали в печи 300 с при температуре прокатки. После этого охлаждением в воде фиксировали структуру, полученную суммарно в результате динамической и статической рекристаллизации. Характерные структуры прокатанных образцов представлены на рис. 7.

На рис. 7 видно, что во время прокатки динамическая рекристаллизация совместно с фазовым превращением развилась только в поверхностных слоях

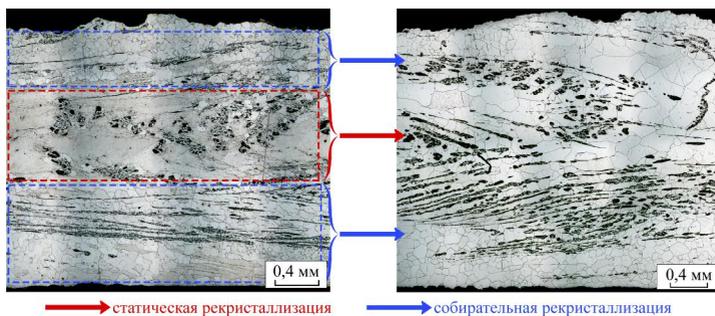


Рисунок 7 – Структура образцов: *a* — после динамической рекристаллизации ($F_{рек} \approx 55\%$); *б* — после динамической и статической рекристаллизации ($F_{рек} \approx 95\%$)

образца, а во время последеформационной выдержки в центральных слоях развилась статическая рекристаллизация. В областях с большим содержанием аустенита, продукты распада которого окрашены темным цветом на рис. 7, зерно более мелкое и немного вытянуто в направлении прокатки, т.к. строчки аустенита препятствуют росту зерен феррита в нормальном направлении к плоскости прокатки.

Кристаллографическую текстуру образцов исследовали методом *EBSD*. Локальность метода позволила снимать ориентировки только в рекристаллизованных объемах, исключая нерекристаллизованный металл, также оказалось возможным раздельно определить вклады статической и динамической рекристаллизации в формирование зерен с ориентировкой $\{110\}\langle 001 \rangle$ в горячекатаной ЭАС. Результаты *EBSD*-анализа представлены на рис. 8. Видно, что динамически и статически рекристаллизованные объемы не имеют выраженной кристаллографической текстуры, а доля ориентировки $\{110\}\langle 001 \rangle$ в этих объемах составляет $\sim 3\%$ по площади для каждого вида рекристаллизации. Суммарная доля «ребровой» ориентировки после статической рекристаллизации в объеме образца увеличилась приблизительно вдвое по сравнению с динамически рекристаллизованным металлом.

Для определения возможности формирования ориентировки $\{110\}\langle 001 \rangle$ во время фазового превращения без влияния деформации образцы нагревали в печи до температуры $1100\text{ }^\circ\text{C}$ и охлаждали на воздухе, что обеспечивало полное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$. Различный химический состав по кремнию и углероду обеспечил различный фазовый состав образцов при повышенных температурах. В зависимости от химического состава доля аустенита в металле при $1100\text{ }^\circ\text{C}$ составила $10\text{--}90\%$. В результате обработки в образцах не сформировалась кристаллографической текстуры. Доля «ребровой» ориентировки составила $2,5\text{--}4\%$, и ее количество не зависит от степени протекания фазового превращения в процессе

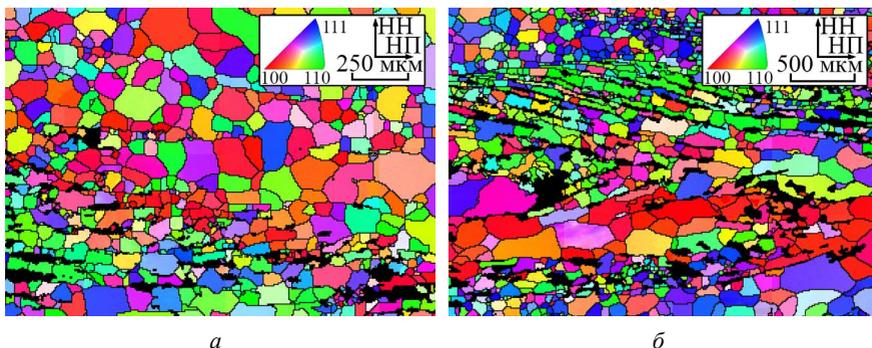


Рисунок 8 – Карты кристаллографических ориентировок для образца после прокатки и выдержки в печи при температуре прокатки: *a* — поверхностные слои образца (собирательная рекристаллизация); *б* — центральные слои образца (статическая рекристаллизация)

обработки. На основании проведенного исследования можно заключить, что образование ориентировок во время естественного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ носит стохастический характер и ориентировка $\{110\}\langle 001 \rangle$ образуется наряду с другими. Кроме того, при невысоком содержании аустенита во время превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ происходит эпитаксиальный рост феррита, то есть образования новых кристаллографических ориентировок не происходит.

Исследование процессов разворота решетки при деформации, фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, статической и динамической рекристаллизации показало, что формирование ориентировки $\{110\}\langle 001 \rangle$ в результате этих процессов происходит наряду с другими ориентировками и носит случайный характер. Установлено, что формирование структуры поверхностных слоев полосы ЭАС при горячей прокатке происходит в результате совместного протекания фазового превращения и динамической рекристаллизации. Известно, что при горячей прокатке ориентировка $\{110\}\langle 001 \rangle$ устойчива в поверхностных слоях полосы из-за особенностей очага деформации, обусловленных высоким контактным трением. Поэтому можно предположить, что госсовские зерна, образовавшиеся в поверхностных слоях полосы в результате совместного протекания фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и динамической рекристаллизации, сохраняют свою ориентировку при последующих проходах. В паузах между проходами из-за разогрева поверхностных слоев металла центральными слоями, протекает превращение $\alpha \rightarrow \gamma$, что делает возможным образование в последующем проходе новых зерен феррита за счет совместного протекания фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и динамической рекристаллизации, в том числе и с ориентировкой $\{110\}\langle 001 \rangle$. При этом старые «ребровые» зерна не меняют своей ориентировки во время деформации в силу ее устойчивости в поверхностных слоях. Кроме того,

из-за низкой потенциальной энергии такие зерна меньше подвержены повторной рекристаллизации и фазовому превращению. В результате суммарное количество «ребровых» зерен в поверхностных слоях после второго прохода увеличивается. Поэтому за некоторое количество проходов в поверхностных слоях постепенно накапливается повышенная плотность ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$. На основании высказанных предположений можно выдвинуть условия формирования повышенной плотности ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ в поверхностных слоях горячекатаной полосы:

1. Протекание во время деформации превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ в поверхностных слоях полосы.
2. Высокие степени деформации, достаточные для развития динамической рекристаллизации (более 35 %).
3. Протекание в паузах между деформациями превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ в поверхностных слоях полосы.
4. Многократное образование феррита в поверхностных слоях полосы за счет совместного протекания фазового превращения и динамической рекристаллизации.

В **шестой главе** представлены исследования формирования структуры и текстуры полосы ЭАС при многопроходной горячей прокатке. Для проверки предложенных условий формирования повышенной плотности ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ в поверхностных слоях горячекатаной полосы ЭАС провели серию многопроходных лабораторных горячих прокаток, в которых варьировали температуру прокатки ($T_{пр}$), обжатия за проход ($\epsilon_{пр.}$), фазовый состав образцов и время паузы между проходами ($t_{пауз.}$). Для обеспечения различного содержания аустенита в металле при прокатке исследование проводили на образцах, имеющих различный химический состав (масс. %): 1) Fe – 3,2 % Si – 0,035 % C; 2) Fe – 3,2 % Si – 0,025 % C; 3) Fe – 1,3 % Si – 0,04 % C. Прокатку проводили в несколько проходов, после каждого прохода образцы помещали в печь и выдерживали при температурах начала прокатки для выравнивания температуры по сечению образца. После последнего прохода образцы охлаждали на воздухе. Основные параметры прокатки представлены в таблице 2. Согласно предложенному механизму, прокатка по режиму 1 должна обеспечивать формирование максимальной плотности ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ в образце, а его структура должна быть близка к структуре промышленной горячекатаной полосы. На рис. 9 представлены *EBSD*-карты, построенные для прокатанных образцов.

Видно (рис. 9, а), что при прокатке по режиму №1 в образце сформировалась структура, типичная для горячекатанных полос ЭАС (рис. 2). Перед прокаткой ($T_{пр.}=1100$ °С) доля аустенита в образце составила ~20 %, во время деформации в поверхностных слоях образца развилась динамическая рекристаллизация совместно с превращением $\gamma \rightarrow \alpha$, а в центральных

Таблица 2 – Основные параметры многопроходной лабораторной прокатки

| № | $T_{пр.}$ °C | $T_{к.пр.}$ °C | $\epsilon_{пр.}$ % | $n_{пр.}$ шт. | $\epsilon_{сум.}$ % | $t_{пауз.}$ с | F_{γ} % | $h_{кон.}$ мм | Состав |
|---|-----------------|-------------------|-----------------------|------------------|------------------------|------------------|-------------------|------------------|--------|
| 1 | 1100 | 1000 | 50 | 4 | 92,2 | 300 | 19 | 1,90 | 1 |
| 2 | 1200 | 1100 | 50 | 4 | 91,2 | 300 | 13 | 1,65 | 1 |
| 3 | 1000 | 950 | 50 | 4 | 90,0 | 300 | 12 | 1,80 | 1 |
| 4 | 1100 | 1000 | 25 | 7 | 85,3 | 300 | 19 | 2,55 | 1 |
| 5 | 1100 | 1000 | 50 | 4 | 92,0 | 30 | 19 | 1,20 | 1 |
| 6 | 1100 | 800 | 50 | 3 | 83,9 | 0 | 19 | 2,55 | 1 |
| 7 | 1100 | 1000 | 50 | 4 | 91,5 | 300 | 9 | 1,70 | 2 |
| 8 | 1100 | 1000 | 50 | 4 | 91,0 | 300 | 90 | 1,85 | 3 |

слоях — динамический возврат. В результате этого в поверхностных слоях сформировалось равноосное зерно феррита, а в центральных — вытянутое в направлении прокатки.

Повышение температуры прокатки до 1200 °C (режим №2) привело к развитию сквозной структуры равноосного феррита в образце (рис. 9, б), которая состоит из крупных зерен, сформировавшихся в результате рекристаллизации, и большого количества мелких, образовавшихся в результате фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. При прокатке по данному режиму в образце протекает фазовое превращение $\alpha \rightarrow \gamma$, поэтому во время прокатки структура образца формируется в результате рекристаллизации (статической и динамической). Высокая температура прокатки обеспечивает протекание рекристаллизации по всему объему образца. Полученная структура схожа со структурой полосы после промышленной черновой прокатки. При понижении температуры прокатки до $T_{н.пр.}=1000$ °C (режим №3) получена структура (рис. 9, в), схожая с режимом №1, однако зерно полигонального феррита имеет меньший размер и занимает меньший объем, что обусловлено меньшими движущими силами фазового превращения и динамической рекристаллизации.

Снижение степени деформации за проход до 20 % (режим №4) привело к формированию в прокатанном образце сквозной деформированной структуры (рис. 9, г). При прокатке по данному режиму малые обжатия не позволили достичь условий протекания динамической рекристаллизации, в результате чего термическое разупрочнение проходило путем возврата, и в поверхностных слоях не сформировались зерна полигонального феррита.

Уменьшение междеформационных пауз во время прокатки (режимы №5–6) привело к формированию деформированной структуры

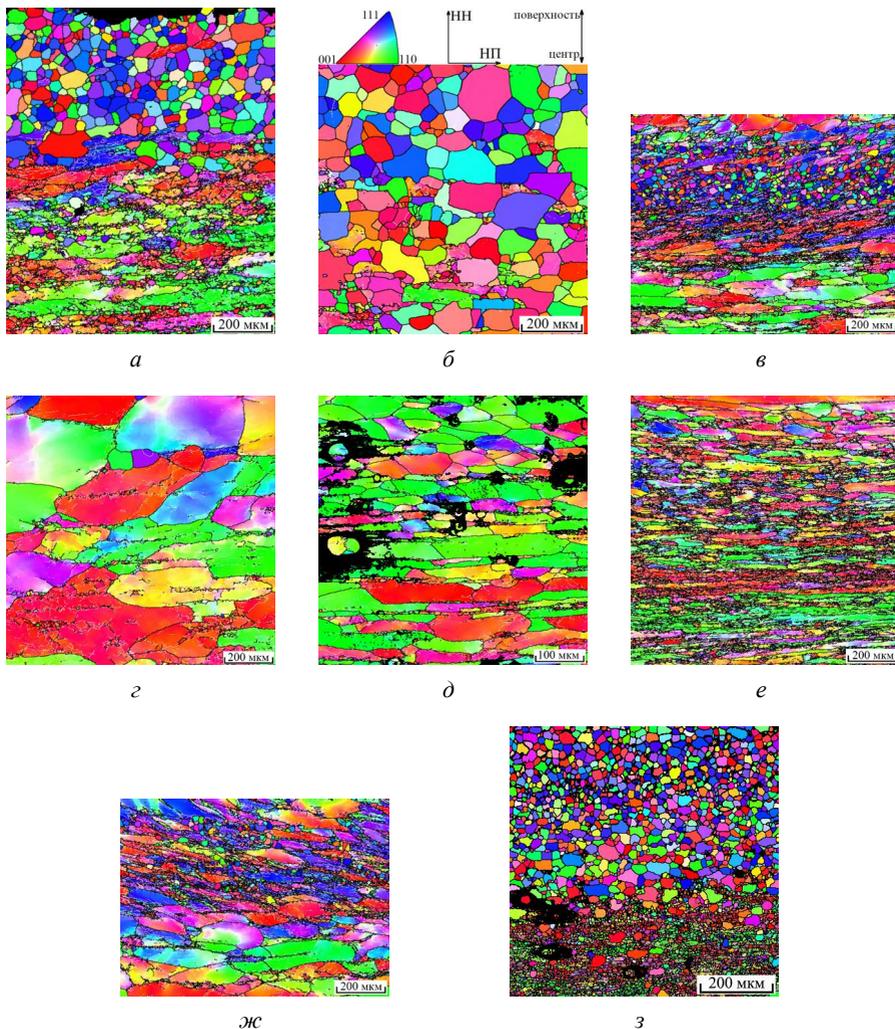


Рисунок 9 – EBSD-карты для прокатанных образцов: а — $\epsilon_{\text{сум.}}=50\%$, $t_{\text{пауз}}=300$ с, $F_{\gamma}=19\%$; б — $\epsilon_{\text{сум.}}=50\%$, $t_{\text{пауз}}=300$ с, $F_{\gamma}=13\%$; в — $\epsilon_{\text{сум.}}=50\%$, $t_{\text{пауз}}=300$ с, $F_{\gamma}=12\%$; г — $\epsilon_{\text{сум.}}=25\%$, $t_{\text{пауз}}=300$ с, $F_{\gamma}=19\%$; д — $\epsilon_{\text{сум.}}=50\%$, $t_{\text{пауз}}=30$ с, $F_{\gamma}=19\%$; е — $\epsilon_{\text{сум.}}=50\%$, $t_{\text{пауз}}=0$ с, $F_{\gamma}=19\%$; ж — $\epsilon_{\text{сум.}}=50\%$, $t_{\text{пауз}}=300$ с, $F_{\gamma}=9\%$; з — $\epsilon_{\text{сум.}}=50\%$, $t_{\text{пауз}}=300$ с, $F_{\gamma}=90\%$

в образцах (рис. 9, д–е). При коротких выдержках времени недостаточно для восстановления фазового состава поверхностного слоя образцов, поэтому после первых проходов доля аустенита в этих слоях заметно снижается, и движущие силы образования новых зерен в поверхностных слоях падают. Во время пауз между проходами статическая рекристаллизация не успевает

развиваться, и образования новых зерен не происходит, а упрочнение снимается за счет термического возврата.

Прокатка образцов с невысоким содержанием аустенита (режим №7) приводит к формированию деформированной структуры с небольшим количеством полигонального феррита в поверхностных слоях (рис. 9, ж). Из-за малого содержания аустенита движущие силы фазового превращения малы, и образование новых зерен феррита происходит в незначительной степени. Прокатка образцов с высоким содержанием аустенита (режим №8) приводит к формированию равноосных зерен феррита по всей толщине образца (рис. 9, з). Из-за высокого содержания аустенита фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ шло по всей толщине образца с наибольшей интенсивностью в поверхностных слоях из-за большого перепада температур.

На рис. 10 представлена зависимость доли «ребровой» ориентировки в прокатанных образцах. Наименьшее количество госссовской ориентировки получено при прокатке по режимам, не обеспечивающим интенсивное образование новых зерен феррита (режимы №4–6). Наибольшее количество ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ получено в образцах, прокатанных по режимам №1, 8. Прокатка по этим режимам обеспечивает высокую интенсивность образования новых зерен феррита за счет больших движущих сил фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$.

Таким образом, результаты лабораторной прокатки подтвердили предложенный механизм формирования повышенной плотности ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ в поверхностных слоях горячекатанной полосы ЭАС. На основании проведенных исследований предложено повысить максимальную долю аустенита в металле до $\sim 50\%$ за счет увеличения содержания углерода. Прокатка стали с таким химическим составом будет поводится в условиях высокой интенсивности образования новых зерен феррита за счет совместного протекания в поверхностных слоях полосы динамической рекристаллизации и фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$.

Для оценки возможности управления зарождением ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ при промышленной горячей прокатке провели исследование структурообразования при прокатке на стане 2000. Для этого рассчитали распределение температуры по толщине проката методом математического

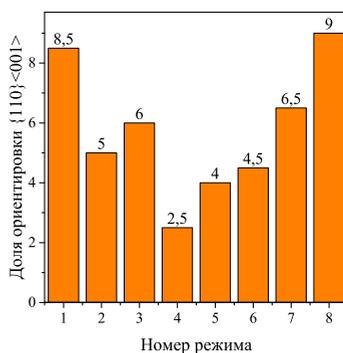


Рисунок 10 – Доля зерен с ориентировкой Госса для различных режимов прокатки

моделирования в программном пакете *Deform 2D*. Режимы рассчитываемой прокатки сведены в таблицу 3, результаты расчетов представлены на рис. 11.

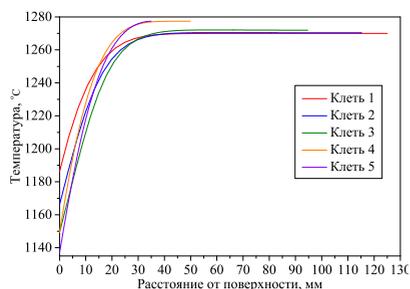
Таблица 3 – Моделируемые режимы прокатки на стане 2000 (исходная толщина 250 мм)

Черновая прокатка

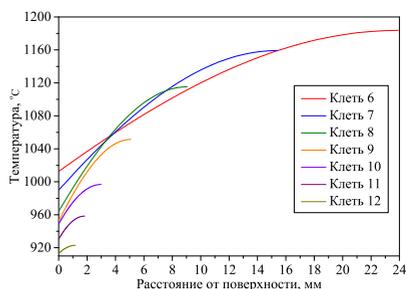
| Клеть | – | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 |
|-----------------------|-----|------|------|------|------|------|
| ε , % | – | 8,0 | 17,4 | 47,4 | 30,0 | 31,4 |
| V , м/с | 1,0 | 1,0 | 1,5 | 2,0 | 2,5 | 3,2 |
| $t_{\text{пauз}}$, с | – | 17,1 | 19,8 | 20,6 | 26,5 | 73,5 |

Чистовая прокатка

| Клеть | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 | 12 |
|---------------------------------------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|
| $\varepsilon_{\text{ист}}$ | 0,38 | 0,44 | 0,53 | 0,51 | 0,48 | 0,42 | 0,34 | 0,25 |
| $\dot{\varepsilon}$, с ⁻¹ | 8,8 | 4,0 | 9,0 | 20,0 | 42,7 | 75,5 | 120,8 | 164,4 |
| $t_{\text{пauз}}$, с | 106 | 6,15 | 3,6 | 2,2 | 1,35 | 0,9 | 0,6 | 2,2 |
| $T_{\text{пов}}$, °C | 1150 | 1000 | 990 | 970 | 960 | 940 | 920 | 910 |
| $T_{\text{цен}}$, °C | 1280 | 1180 | 1140 | 1090 | 1030 | 980 | 930 | 920 |



а



б

Рисунок 11 – Изменение температуры по толщине металла для среднего по длине сечения полосы: *а* — в черновой группе клетей; *б* — в чистой

Как видно из рис. 11, температура полосы неравномерна по толщине. Ее неравномерность должна сопровождаться неравномерным фазовым составом по толщине полосы (рис. 1). Во время черновой прокатки в поверхностных слоях полосы ЭАС протекает превращение $\alpha \rightarrow \gamma$, и к 3–4 проходу доля аустенита достигает максимально возможного содержания. В центральных слоях доля аустенита составляет $\sim 3\%$ и остается неизменной на всем протяжении черновой прокатки.

Начиная с 4 клетки черновой прокатки, доля аустенита в поверхностных слоях уменьшается, и создаются условия для совместного протекания фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и динамической рекристаллизации. В центральных слоях доля аустенита при чистовой прокатке увеличивается до клетки №8, а потом падает до конца прокатки.

Для определения возможности протекания статической рекристаллизации в междеформационных паузах при прокатке провели исследование кинетики термического разупрочнения в ЭАС при температурах 900, 1000, 1100 и 1150 °С методом двойного нагружения. Исследование показало, что скорость статической рекристаллизации и термического возврата невелика и имеет слабую температурную зависимость. За время пауз при черновой прокатке может быть релаксировано до 60–70 % накопленного упрочнения, а за время наиболее длительной паузы при чистовой прокатке разупрочнение может произойти не более чем на 30 %. При более коротких паузах релаксация напряжений происходит еще меньше. Поэтому при прокатке в чистовой группе клеток влияние статической рекристаллизации на структурообразование невелико.

На основании предложенного механизма формирования $\{110\}\langle 001 \rangle$ ориентировки, для увеличения плотности $\{110\}\langle 001 \rangle$ ориентировки в поверхностных слоях горячекатаной полосы необходимо интенсифицировать процесс образования новых зерен феррита, часть которых имеет нужную кристаллографическую ориентировку. Этого можно достичь следующими мерами:

1. повышение доли аустенита при температурах горячей прокатки за счет увеличения содержания углерода в используемом диапазоне (0,025–0,075 %);
2. сосредоточение максимальных обжатий при горячей прокатке в температурной области поверхности полосы 1100–1150 °С, т.е. при максимальной доле аустенита в поверхностных слоях металла;
3. создание дополнительных условий для захлаживания и разогрева поверхностного слоя при прокатке за счет дополнительного охлаждения валков и увеличения времени пауз между проходами.

ВЫВОДЫ

1. Разработаны практические рекомендации для горячей прокатки электротехнической анизотропной стали на основе выявления механизма формирования текстуры, позволяющие получить высокую плотность кристаллографической ориентировки $\{110\}\langle 001 \rangle$ в поверхностных слоях горячекатаной полосы, заключающиеся в назначении содержания углерода в литой стали на верхнем пределе — 0,060–0,065 %, обжатий 40–60 %

при температуре поверхности полосы 1100–1150 °С, а также увеличении времени паузы между проходами до 10–20 с.

2. Формирование структуры поверхностных слоев горячекатаной полосы происходит в результате совместного протекания процессов динамической рекристаллизации и фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. Структура центральных слоев формируется в результате протекания возврата деформированных зерен.
3. Формирование полигонального феррита при горячей прокатке исследуемой стали возможно за счет суммирования движущих сил двух процессов — разности энергий высокотемпературной и низкотемпературной фаз при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении и разности энергий упрочненного и рекристаллизованного металла. Энергии одного из этих процессов недостаточно для протекания процесса образования новых зерен феррита, в этом случае разупрочнение идет за счет термического возврата.
4. Формирование полигонального феррита при горячей прокатке происходит, в основном, в приповерхностных слоях проката, температура которых падает при соприкосновении с прокатными валками: для протекания фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ необходимо понижение температуры металла при прокатке, обеспечивающее снижение равновесного содержания аустенита в металле.
5. Зерна с кристаллографической ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$ образуются среди прочих ориентировок в каждом проходе в результате совместного протекания фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и динамической рекристаллизации в поверхностных слоях полосы. При последующих проходах «ребровые» зерна сохраняют свою ориентировку из-за ее устойчивости в этих слоях, обусловленной особенностями строения очага деформации. В результате за несколько проходов происходит накопление повышенной плотности ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ в поверхностных слоях горячекатаной полосы.
6. Наибольшую объемную долю зерен феррита с ориентировкой Госса в структуре ЭАС можно получить при пластической деформации в двухфазной области на падающей ветви температурной зависимости содержания аустенита.

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. Кононов А.А. Влияние режимов горячей прокатки на размер зерна анизотропной электротехнической стали. Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. — 2014, № 2. — 128–133 с.
2. Кононов А.А., Зотов О. Г., Шамшуринов А. И. Распределение кристаллографических ориентировок в анизотропной

- электротехнической стали на прокатных переделах. *Металловедение и термическая обработка металлов.* — 2014, №8. — 49–52 с.
3. Кононов А.А., Глухов П.А., Зотов О.Г. Моделирование температурного поля по сечению полосы анизотропной электротехнической стали в процессе горячей прокатки. *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.* — 2014, № 4 (207). — 138–145 с.
 4. Кононов А.А., Колбасников Н.Г., Рост зерен (110)[001] во время вторичной рекристаллизации анизотропной электротехнической стали, XL Неделя науки СПбГПУ : материалы международной научно-практической конференции. Ч. VI., СПб, 2011, 100.
 5. Кононов А.А., Гусак А.С., Исследование двухфазной области анизотропной электротехнической стали в процессе горячей прокатки, Студенты и молодые ученые – инновационной России : материалы работ молодежной научной конференции. – СПб, 2013, 185.
 6. Kononov A.A., Zotov O.G., Shamshurin A. I. Distribution of crystallographic orientations in an anisotropic electrical steel under rolling stages. *Metal Science and Heat Treatment.* – 2014, Vol 56, № 7–8. — 449–453 p.
 7. Kononov, A., Naumov, A. Austenite-ferrite transformation in grain-oriented electrical steel during hot rolling. — 3rd International Conference on Metallurgy and Materials, METAL 2014, Czech Republic, 2014, 353–357 p.