

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ  
ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования

«ЮЖНО-УРАЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ  
(национальный исследовательский университет)»

Факультет «Материаловедение и металлургические технологии

Кафедра «Материаловедение и физико-химия материалов»

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ

Заведующий кафедрой

\_\_\_\_\_ Д.А. Винник

\_\_\_\_\_ 2020 г.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ НАГРЕВОВ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ПРИ  
ИЗГОТОВЛЕНИИ ДЕТАЛЕЙ, НА ИСХОДНУЮ ТЕКСТУРУ ЛИСТОВОЙ  
ТРУБНОЙ СТАЛИ 10Г2ФБЮ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА  
К ВЫПУСКНОЙ КВАЛИФИКАЦИОННОЙ РАБОТЕ

ЮУрГУ – 22.03.01.2020.021. ПЗ ВК НИР

Руководитель работы, доцент, к.т.н.

\_\_\_\_\_ Н.Т. Карева

\_\_\_\_\_ 2020 г.

Автор ВКР

студент группы П - 436

\_\_\_\_\_ Э.Ш. Исрафилова

\_\_\_\_\_ 2020 г.

Нормоконтролер, доцент, к.т.н.

\_\_\_\_\_ Н.Т. Карева

\_\_\_\_\_ 2020 г.

Челябинск 2020

## АННОТАЦИЯ

Исрафилова Э. Ш. Влияние технологических нагревов, используемых при изготовлении деталей, на исходную текстуру листовой трубной стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки – Челябинск: ЮУрГУ, П – 436, 2020 г. – 74 с., 48 ил., 6 табл., библи. сп. – 35 наим.

Работа выполнена с целью исследования влияния технологических нагревов, используемых при изготовлении деталей, на исходную текстуру листовой трубной стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки.

Задачей является исследование эволюции текстуры трубной стали с помощью ППФ.

Для достижения цели ВКР решены следующие задачи:

- 1) выполнен литературный обзор по исследуемой теме;
- 2) проведено снятие текстуры образцов на дифрактометре;
- 3) проведен текстурный анализ, полученных ППФ и изучено влияние технологических нагревов на текстуру стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки.

*Ключевые слова:* деформация, контролируемая прокатка, трубная сталь 10Г2ФБЮ, текстура, прямая полюсная фигура, кристаллографическая ориентация

## СОДЕРЖАНИЕ

|  |    |
|--|----|
| АННОТАЦИЯ .....  | 5  |
| ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ .....                                   | 7  |
| ВВЕДЕНИЕ.....  | 8  |
| 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР .....                                       | 9  |
| 1.1 Механизм пластической деформации .....                       | 9  |
| 1.1.1 Холодная пластическая деформация.....                      | 14 |
| 1.1.2 Горячая пластическая деформации.....                       | 15 |
| 1.2 Контролируемая прокатка труб.....                            | 17 |
| 1.3 Трубная сталь 10Г2ФБЮ.....                                   | 21 |
| 1.4 Описание текстуры металла и методы ее определения .....      | 27 |
| 1.4.1 Текстура деформации .....                                  | 29 |
| 1.4.2 Текстура фазовых превращений $\alpha - \gamma$ .....       | 30 |
| 1.5 Классификация текстур.....                                   | 33 |
| 1.5.1 Представление текстур с помощью прямых полюсных фигур..... | 35 |
| 1.6 Постановка задачи исследования.....                          | 41 |
| 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ .....                         | 42 |
| 2.1 Материал исследования.....                                   | 42 |
| 2.1 Методика исследования .....                                  | 44 |
| 3 РЕЗУЛЬТАТЫ ЭСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ.....                    | 52 |
| 3.1 Текстура стали 10Г2ФБЮ.....                                  | 53 |
| 3.2 Анализ текстуры .....  | 65 |
| ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....   | 73 |
| СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ .....                             | 74 |

## ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

ГЦК – гранецентрированная кубическая решетка;

ОЦК – объемно-центрированная кубическая решетка;

ПН (TD) – перпендикулярное направление (transverse direction);

НП (RD) – направление прокатки в ее плоскости (rolling direction);

НН (ND) – направление нормали к плоскости прокатки (normal direction);

ППФ (DPF) – прямая полюсная фигура (direct pole figure);

ТМО – термомеханическая обработка;

ГСП – гномостереографическая проекция;

КП – контролируемая прокатка;

$\langle uvw \rangle$  – индексы кристаллографического направления;

$\{hkl\}$  – определенное семейство плоскостей.

## **ВВЕДЕНИЕ**

При изготовлении сварных труб большого диаметра, предназначенных для строительства магистральных трубопроводов, работающих при повышенном давлении, крайне важно обеспечить требуемые механические и служебные характеристики.

В настоящее время прокатка является одним из эффективных видов деформационно-термической обработки и находит все более широкое распространение при производстве листового сортового проката.

При деформировании поликристаллических конструкционных материалов формируется текстура, которая оказывает существенное влияние на их анизотропию свойств.

Последующие технологические операции изготовления, например соединительных деталей трубопровода (сварка, термическая обработка и т.д.), сопровождающиеся высокотемпературными нагревами выше критической точки  $A_3$  и соответственно процессами рекристаллизации, могут воздействовать на исходную текстуру стали 10Г2ФБЮ изготовленной с помощью контролируемой прокатки.

Контролируемая прокатка является одним из видов деформационно-термической обработки и находит все более широкое распространение при производстве листового сортового проката сталей различного назначения, особенно для стали 10Г2ФБЮ.

В настоящей работе исследовалось текстурное состояние образцов из листов трубной стали 10Г2ФБЮ в исходном состоянии и после дополнительных технологических нагревов.

Проведен сравнительный анализ текстуообразования 10 образцов из листовой трубной стали 10Г2ФБЮ при различных временах выдержки и температур нагрева.

## **1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР**

В настоящей главе представлены сведения о механизме горячей и холодной пластических деформаций, их дислокационной структуре, и о процессе контролируемой прокатки. Приведена общая характеристика листовой трубной стали 10Г2ФБЮ, ее химический состав и механические свойства.

Рассмотрена классификация текстуры деформации и методы ее определения с помощью прямых полюсных фигур (ППФ).

### **1.1 Механизм пластической деформации**

Основная масса промышленных сплавов имеет поликристаллическую структуру. При деформировании поликристаллов отсутствует стадия легкого скольжения, деформация зерен начинается сразу по нескольким системам скольжения и сопровождается изгибами и поворотами плоскостей скольжения.

Пока общая деформация мала, порядка 1 % зерна деформируются неоднородно в силу их разной ориентации по отношению к приложенным нагрузкам. С ростом деформации различия между зернами уменьшаются, и изменяется микроструктура: зерна постепенно вытягиваются в направлении пластического течения (рисунок 1.1, в) [1].

Внутри зерен повышается плотность дефектов. При значительных деформациях образуется волокнистая структура, где границы зерен различаются с трудом (рисунок 1.1, г).

При деформировании, особенно холодном, увеличиваются прочностные характеристики и понижаются пластичность и вязкость. Металлы интенсивно наклепываются в начальной стадии деформирования, затем при возрастании деформации механические свойства изменяются незначительно (рисунок 1.2). С увеличением степени деформации предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) растет быстрее временного сопротивления ( $\sigma_B$ ).

Обе характеристики у сильно наклепанных металлов сравниваются, а удлинение становится равным нулю. Такое состояние наклепанного металла является предельным; при попытке продолжить деформирование металл разрушается. Путем наклепа твердость и временное сопротивление удается повысить в 1,5 – 3 раза, а предел текучести в 3 – 7 раз [1].

При значительной деформации в металле появляется кристаллографическая ориентация зерен, которая называется текстурой деформации. Текстура деформации – это результат одновременного деформирования зерен по нескольким системам скольжения. Она зависит от вида деформирования, кристаллической структуры металла, наличия примесей и условий деформирования [1].

При волочении или экструзии возникают так называемые аксиальные текстуры, когда определенное кристаллографическое направление оказывается параллельным оси проволоки или прутка для большинства зерен (рисунок 1.3, б).

При прокатке получается более сложная текстура. В этом случае параллельно плоскости прокатки лежит кристаллографическая плоскость и направление, которое образует с направлением прокатки определенный угол  $\alpha$  (рисунок 1.3, а). Текстура деформации делает металл анизотропным.

Неравновесная структура, которая была создана холодной деформацией, у большинства металлов, устойчива при температуре 25 °С, а переход металла в более стабильное состояние происходит при нагреве.

При повышении температуры ускоряется перемещение точечных дефектов, и создаются условия для перераспределения дислокаций и уменьшения их количества.

Процессы, происходящие при нагреве, подразделяют на две основные стадии: возврат (ниже 0,3Тпл) и рекристаллизацию (при более высоких температурах); обе стадии сопровождаются выделением теплоты и уменьшением свободной энергии.

При возврате происходит изменения тонкой структуры и свойств материала, которые не сопровождаются изменением микроструктуры деформированного металла, т. е. размер и форма зерен при возврате не изменяются [3].

Рекристаллизация сопровождается зарождением и ростом новых зерен с меньшим количеством дефектов строения; в результате рекристаллизации образуются совершенно новые, чаще всего равноосные кристаллы. На рисунке 4 схематически показаны изменения строения металла в результате пластической деформации и рекристаллизации (рисунок 1.4).



Возврат, в свою очередь, подразделяют на две стадии: отдых и полигонизацию. Отдых при нагреве деформированных металлов происходит всегда, а полигонизация развивается лишь при определенных условиях (более высоких характеристик нагрева).

Отдыхом помогает уменьшить количество точечных дефектов, в основном вакансий.

Полигонизация, в свою очередь, образует в пределах каждого кристалла новые малоугловые границы. Эти границы возникают путем скольжения и переползания дислокаций и таким образом, кристалл разделяется на субзерна – полигоны, свободные от дислокаций [3].

В результате холодного пластического деформирования металл упрочняется, изменяются его физические свойства. Наклепанный металл запасает 5 – 10% энергии, затраченной на деформирование, а запасенная энергия тратится на образование дефектов решетки.

С ростом деформации различия между зернами уменьшаются, и изменяется микроструктура: зерна постепенно вытягиваются в направлении пластического течения, образуется волокнистая структура, где границы зерен различаются с трудом.

В зависимости от температуры, при которой проходит пластическая деформация, принято классифицировать горячую и холодную деформацию.

### **1.1.1 Холодная пластическая деформация**

Холодная пластическая деформация поликристаллического металла приводит к значительному изменению его структуры и свойств. Деформация начинается в наиболее благоприятно ориентированных кристаллах, а дальше распространяется и на остальные. Зерна меняют свою форму и ориентировку в

пространстве (рисунок 1.5).

Такую деформацию проводят ниже температуры рекристаллизации, поэтому холодная деформация сопровождается упрочнением (наклепом) металла [2].

После холодного пластического деформирования металлов и сплавов увеличиваются их прочностные свойства: твердость, прочность, предел текучести, упругость, но сильно снижаются пластичность, вязкость, сопротивляемость коррозии. Металл приобретает полосчатое строение, анизотропность механических, физических свойств; возникают большие внутренние напряжения.

В листовой стали наблюдается понижение пластических свойств в направлении поперек волокон. Так, например, предел прочности и временное сопротивление холоднокатаных листов независимо от степени их обжатия, выше в поперечном направлении, чем в продольном направлении, т.е. в направлении прокатки [4].

### 1.1.2 Горячая пластическая деформации

Режимы горячей обработки металлов и сплавов заданного химического состава давлением определяется в основном температурой, скоростью и степенью деформации, которые влияют в процессе деформирования на механические характеристики.

Деформацию называют горячей, если ее проводят при температуре выше температуры рекристаллизации. Высокая пластичность и низкая твердость и прочность сохраняются в течение всего процесса деформации, поэтому наклепа при горячей деформации не наблюдается, если отсутствует ускоренное охлаждение с температуры деформации, а значит и скорость разупрочнения [2].

В процессе горячей обработки в структуре металла могут одновременно протекать процессы наклепа и рекристаллизации. При этом скорость рекристаллизации тем выше, чем выше температура и степень деформации. В результате можно получить равноосную мелкозернистую структуру при соответствующих значениях степени деформации [2].

Различают рекристаллизацию первичную (обработки) и собирательную.

Первичная рекристаллизация заключается в образовании зародышей и росте новых зерен с неискаженной кристаллической решеткой. Зародыши новых зерен возникают у границ и, особенно, в местах пересечения границ зерен, у пачек скольжения и двойников. В местах, связанных с наибольшими искажениями решетки при наклепе, происходит перемещение атомов, восстановление решетки и возникновение зародышей новых равноосных зерен.

Собирательная рекристаллизация заключается в дальнейшем росте образовавшихся зерен. При этом одни зерна растут за счет других.

Процессы собирательной рекристаллизации могут совершаться и до полного завершения первичной рекристаллизации. Результатом этого процесса может быть резкая неоднородность структуры по величине зерна [3].

Таким образом, эффект разупрочняющих процессов тем больше, чем выше температура и чем меньше скорость деформации.

Относительное удлинение для сталей плавно возрастает с ростом температуры до 800 – 900 °С, а затем изменяется скачкообразно. Для большинства сталей и сплавов ударная вязкость в интервале температур 800 – 1200 °С понижается.

Деформировать металл горячим способом легче, чем холодным.

Связано это с тем, что сила сопротивления материала при горячей деформации примерно в 10 раз меньше, чем при холодной деформации, что позволяет добиваться больших степеней деформации с меньшими усилиями. Поэтому горячую деформацию целесообразно применять для изготовления крупных деталей, при обработке труднодеформируемых, малопластичных металлов и сплавов, а также заготовок из литого металла [4].

Наибольший эффект горячей деформации наблюдается при микролегировании карбидообразующими элементами низкоуглеродистых сталей. Карбиды и карбонитриды тормозят рекристаллизацию аустенита и затрудняют рост зерна.

Для проведения горячей деформации металла нужно знать все свойства исходного материала, его точный состав. Именно от этого зависит выбор температуры для обработки и качество готового изделия.

## 1.2 Контролируемая прокатка труб

Наиболее высокие механические и эксплуатационные свойства достигаются при термомеханической обработке (ТМО) или контролируемой прокатке (КП).

Контролируемая прокатка представляет собой высокотемпературную обработку низкоуглеродистой низколегированной стали и предполагает определенное сочетание основных параметров горячей деформации: температуры нагрева и конца прокатки, суммарной степени деформации, скорости охлаждения [5].

Одной из главных целей контролируемой прокатки является получение в готовом прокате мелкозернистой структуры, обеспечивающей уникальное сочетание прочностных и пластических свойств. Прокатку проводят при температурах выше 1000 °С, в несколько циклов, с последующим понижением температуры. Затем сталь подвергают ускоренному охлаждению. При такой высокой температуре возможно стремительное протекание рекристаллизации аустенита, из-за чего зерно успевает сильно увеличиться. Чтобы этого избежать снижают температуру прокатки по ее окончании и увеличивают степень обжатия, благодаря данным манипуляциям образуется мелкозернистая ферритная структура [6].

Легирующие элементы при проведении контролируемой прокатки влияют на сталь как упрочнители, растворяясь в твердом растворе, и обеспечивают дисперсионное твердение при выделении вторичных фаз, в виде нитридов, карбидов и карбонитридов, что наблюдалось при микролегировании этими элементами [7].

В качестве нитридо- и карбонитридообразующих элементов обычно используют ниобий, ванадий, алюминий титан, например как в стали 10Г2ФБЮ.

Обычно производится комплексное микролегирование данными элементами и иногда в сочетании с азотом.

Такие микролегирующие элементы вызывают измельчение зерна в твердом растворе и дисперсионное твердение в результате снижения скорости диффузии и температуры превращения. Образовавшиеся карбиды, нитриды и карбонитриды закрепляют границы зерен аустенита во время фазовых превращений.

Стали в микроструктуре, которых присутствует  $V$  и  $Nb$  реализует свои свойства только после контролируемой прокатки. Формирование полезных свойств листа осуществляется с помощью измельчения зерна феррита, полигонизация структуры, дисперсионное упрочнение карбонитридами ванадия, титана и ниобия [8].

Развитие технологии контролируемой прокатки обусловлено переходом к использованию трубопроводов в условия низких температур, на больших глубинах и агрессивных средах, а в ряде случаев и с учетом влияния разрушающих воздействий. В зависимости от места прокладки к служебным свойствам труб предъявляют различные требования. Вид, конструкция, химический состав транспортируемой среды так же оказывает большое внимание на выбор соответствующих сталей.

Процесс получения трубной стали принято делить на две стадии. Первая стадия заключается в прокатке слябов и сопровождается рекристаллизацией металла и гомогенизацией зерна аустенита. На второй стадии прокатки, где температура конца прокатки составляет  $750 - 700$  °С, рекристаллизация отсутствует и зерна аустенита приобретают вытянутую форму [9].

Из-за начавшегося полиморфного превращения и деформации в двухфазной зоне (феррит + аустенит) происходит дислокационное упрочнение образованного феррита. Мелкозернистость аустенита и феррита, высокая плотность дислокаций и тонкодисперсное распределение выделений

повышают прочностные свойства металла при хороших показателях вязкости [7].

Существует черновая и чистовая стадия прокатки (рисунок 1.5). До прекращения рекристаллизации в несколько подходов проводят черновую прокатку для измельчения зерна аустенита, а затем чистовую прокатку.

Чистовую прокатку осуществляют в аустенитной или двухфазной области ( $\gamma + \alpha$ ).

Для улучшения структуры металла (уменьшения количества перлита) и некоторого повышения прочностных свойств (на 20 Н/мм<sup>2</sup>) применяют ускоренное охлаждение непосредственно за чистовой клетью до температуры 550 – 650 °С. После ускоренного охлаждения металл подвергают замедленному охлаждению в интервале температур от 500 до 100 °С в течении 2 – 4 суток, это предотвращает возможность образования внутренних дефектов из-за неконтролируемого выделения водорода.

На рисунке 1.6 представлена возможная схема режима контролируемой прокатки для низкоуглеродистой стали [9].

Таким образом, контролируемая прокатка труб обеспечивает значительное повышение комплекса механических характеристик, таких как ударная вязкость, пластичность, прочность, сопротивление хрупкому разрушению.

Трубные стали должны быть изготовлены из стали, которая не только обеспечивает их высокую прочность и вязкость, но и достаточную деформируемость при монтаже и эксплуатации деталей трубопровода [8].

При проведении контролируемой прокатки в низкоуглеродистой стали важно строго регламентировать и контролировать параметры нагрева слябов, горячей деформации и охлаждения, для получения требуемых механических свойств. Поэтому процесс контролируемой прокатки на современных станах автоматизирован.

### 1.3 Трубная сталь 10Г2ФБЮ

Сталь марки 10Г2ФБЮ относится к группе низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей класса прочности К60, благодаря дополнительному микролегированию ванадием, ниобием, алюминием и использованию при изготовлении листа контролируемой прокатки [7].

Применяется для изготовления электросварных прямошовных труб группы прочности К60 для строительства газопроводов, нефтепроводов и нефтепродуктопроводов, а также соединительных деталей газонефтепроводов [10].

Изготавливается данная сталь во многих странах, в том числе и в России с применением технологической схемы низкотемпературной контролируемой прокатки, которая завершается в  $(\gamma+\alpha)$ -области и с последующим охлаждением на воздухе и с применением высокотемпературной контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением, в зависимости от требований, предъявляемых к стали [7].

Химический состав стали представлен в таблице 1 по ГОСТ 19281 – 2014.

Таблица 1 – Химический состав стали 10Г2ФБЮ [11]

| C,%           | Si,%         | Mn,%           | Ni,%      | S, %        | P,%        | Cr,%      | V,%               | N, %        | Nb,%              | Ti, %           | Al, %     | Cu,%      |
|---------------|--------------|----------------|-----------|-------------|------------|-----------|-------------------|-------------|-------------------|-----------------|-----------|-----------|
| 0,9 –<br>0,12 | 0,15<br>–0,5 | 1,55 –<br>1,75 | до<br>0,3 | до<br>0,006 | до<br>0,02 | до<br>0,3 | 0,08<br>–<br>0,12 | до<br>0,012 | 0,02<br>–<br>0,05 | 0,01 –<br>0,035 | –<br>0,05 | до<br>0,3 |

Сталь доэвтектоидная, поэтому исходя из диаграммы Fe – C, выбранная сталь имеет две критические точки (таблица 2).



Таблица 2 – Критические точки стали 10Г2ФБЮ [11]

|      |      |            |
|------|------|------------|
| , °C | , °C | $M_n$ , °C |
| 725  | 860  | 400        |

На рисунке 1.7 приведена диаграмма термокинетического распада аустенита стали 10Г2ФБЮ.

По оси ординат откладывается температура, а по оси абсцисс – логарифм времени.

На диаграмме можно выделить следующие области: 1) область устойчивого аустенита (выше критической точки ); 2) область переохлажденного аустенита; 3) область диффузионного (перлитного превращения); 4) область промежуточного (бейнитного) превращения, которое образовалось в присутствии карбидообразующих легирующих элементов; 5) область бездиффузионного (мартенситного) превращения.

Сталь 10Г2ФБЮ поставляется потребителю после контролируемой прокатки и в соответствии с ТУ 14-3-1573-96 она должна иметь следующие механические свойства, которые представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Механические свойства стали 10Г2ФБЮ [10]

|                  |                  |              |                            |
|------------------|------------------|--------------|----------------------------|
| $\sigma_T$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | $KCU$ , кДж/м <sup>2</sup> |
| 460              | 590              | 20           | 392                        |

$\sigma_B$  – предел кратковременной прочности, (МПа);

$\sigma_T$  – предел текучести, (МПа);

$\delta$  – относительное удлинение при разрыве, (%);

$KCU$  – ударная вязкость, (кДж/м<sup>2</sup>).

Легирующие элементы качественно и количественно подобраны таким

образом, чтобы обеспечить необходимый комплекс окончательных свойств данной стали, а также улучшить технологические свойства: деформируемость, прокаливаемость, свариваемость [11].

Сталь 10Г2ФБЮ является микролегированной низкоуглеродистой, поэтому основную роль в формировании эксплуатационных свойств выполняют карбонитридообразующие элементы: титан, ниобий, ванадий.

Снижение содержания углерода в связи с повышением температуры превращения ведет к укрупнению ферритного зерна и выделений карбонитридов, поэтому важно поддерживать температуру  $A_{r3}$  на достаточно низком уровне путем увеличения содержания аустенитообразующих элементов ( $Mn$ ,  $Ni$ ,  $Cu$ ), следует также учитывать и влияние ускоренного охлаждения.

*Марганец* увеличивает прочность стали и понижает температуру двухфазного превращения. Благоприятно марганец влияет на прокаливаемость. Но он характеризуется повышенной склонностью к ликвации и может ухудшать свариваемость [12, 13].

*Кремний* сильно упрочняет твердый раствор и усиливает действие алюминия, благодаря чему происходит связывание азота в нитрид  $TiAlN$ , сдерживающий рост зерна аустенита. Такой процесс происходит, когда  $Al$  начинает конкурировать с титаном за азот, вследствие чего  $Al$  будет связывать его в  $AlN$ , а титан будет стремиться к образованию карбонитридов.

*Алюминий* служит основным раскислителем и заметно влияет на карбонитридообразование в стали 10Г2ФБЮ даже в небольшом количестве (рисунок 1.8). Например,  $Al$  в твердом растворе на основе  $\gamma-Fe$  меняет растворимость карбонитридов  $V$ ,  $Nb$  и  $Ti$ . Главным образом он оказывает влияние через образование фазы  $AlN$  [12].

В зависимости от того, в каком состоянии находится в металле азот – в твердом растворе или в виде прочных нитридов, он может по-разному влиять

на основные свойства стали. В первую очередь в стали образуются нитриды титана и ванадия, а при избытке микролегирующих элементов образуются карбиды, карбонитриды, которые выделяются на границах и внутри зерен.

Рисунок 1.8 – Зависимость равновесного фазового состава  $(V,Ti)N$  стали 10Г2ФБЮ от температуры и количества  $Al$  в стали [8]

Микродобавки (*ниобий, титан, ванадий*) являются карбонитриобразующими элементами, которые препятствуют росту зерна при нагреве и в ходе черновой прокатки, при этом содержание этих элементов не превышает сотых долей процента, особенно нитрид титана.

*Ванадий* полезен при более низких температурах, а *ниобий* во всех требуемых интервалах температур деформирования.

*Легирование ниобием* до 0,02 – 0,05% положительно влияет на показатели предела текучести и временного сопротивления разрыву, а также наблюдается повышение хладостойкости. Карбонитриды ниобия оказывают значительное влияние на параметры структурообразования при контролируемой прокатке за счет торможения рекристаллизации аустенита при температурах чистой стадии (ниже 950 °C) [14, 15].

Правильный подбор температурно-деформационного режима контролируемой прокатки с учетом интервала интенсивного выделения карбонитридной фазы в аустените позволяет управлять содержанием ниобия в твердом растворе и обеспечивать выделение дисперсных частиц  $NbC$  в феррите [16].

Добавка *титана* и вытесненный с помощью кремния из твердого раствора азот, образуют нитрид  $TiN$ , который тормозит рост зерна. Обычно титан применяют для связывания свободного азота. Связывание свободного азота необходимо для уменьшения его негативного воздействия на пластичность и вязкость трубной стали [17].

*Никель* при содержании до 0,3% выступает в роли твердорастворного

упрочняющего элемента при сохранении высокой вязкости; повышает коррозионную стойкость; увеличивает прокаливаемость; понижает температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения.

*Хром* аналогично никелю повышает сопротивление коррозии и упрочняет сталь 10Г2ФБЮ, не уменьшая вязкостных свойств.

*Медь* при небольшой концентрации (до 0,3%) увеличивает прочность стали, улучшает прокаливаемость и коррозионную стойкость.

*Сера* и *фосфор* являются вредными примесями, и их содержание в стали 10Г2ФБЮ ограничивается 0,006 и 0,02 % соответственно. При снижении содержания серы значительно повышается ударная вязкость за счет снижения количества сульфидов. Снижение содержания фосфора повышает механические свойства и уменьшает анизотропию свойств [13, 18].

С понижением концентрации углерода увеличивается вязкость стали, сегрегационная неоднородность слябов, также снижается сегрегация таких элементов как сера, марганец, ниобий и фосфор, которые присутствуют в данной стали, улучшается свариваемость и повышается сопротивление хрупкому разрушению образцов.

В сталях с повышенным содержанием углерода наблюдается повышение растворимости нитридов и карбонитридов ниобия в аустените, наблюдаемое при нагреве. Большая часть ниобия может переходить в твердый раствор при температуре нагрева под прокатку до 1200 °С, что позволяет ниобию эффективно воздействовать на микроструктуру стали в процессе проведения контролируемой прокатки [11].

Таким образом, что современная концепция легирования трубной стали 10Г2ФБЮ предполагает:

- содержания углерода до уровня 0,9 – 0,12 %;
- увеличение содержания марганца до 1,55 – 1,75 %;
- эффективное использование карбонитридообразующих элементов при

контролируемой прокатке;

– снижение содержания вредных примесей серы и фосфора до 0,006 % и 0,02 %.

Микролегирование стали 10Г2ФБЮ является важнейшим фактором, определяющим возможность реализации положительных эффектов КП:

- 1) торможение роста зерна аустенита;
- 2) снижение температуры рекристаллизации аустенита;
- 3) дисперсионное упрочнение;
- 4) удаление азота из твердого раствора и модифицирование неметаллических включений.

#### **1.4 Описание текстуры металла и методы ее определения**

Кристаллографической текстурой принято называют преимущественную ориентировку определенных кристаллографических плоскостей и направлений в разных зернах поликристалла относительно внешних плоскостей и направлений. Направление в изделии, параллельно которому устанавливается определенное кристаллографическое направление кристаллов, называется осью ориентировки.

Текстура возникает во всех случаях, когда имеется преимущественная направленность внешних сил, действующих на тело. Например, при затвердевании расплава – это направление отвода тепла, при электролизе – направление электрического тока, в случай пластической деформации – направление изменения размеров. Практически при всех технологических воздействиях возникает текстура [20].

Наличие текстуры приводит к тому, что зерна в них ориентированы не хаотично, а располагаются так, что вдоль некоторых внешних направлений или плоскостей присутствуют определенные кристаллографические

направления или плоскости некоторого количества кристаллов, составляющих поликристалл.

Текстура, нарушающая хаотическую ориентировку кристаллов, приводит к тому, что поликристаллические материалы становятся анизотропными, т.е. свойства таких материалов зависят от направления испытаний.

Различают текстуры однокомпонентные и многокомпонентные в зависимости от числа преимущественных ориентаций (рисунок 1.9).

Текстурирование в настоящее время становится все более важным для современных материалов, поскольку вследствие него возникает анизотропия свойств.

Анизотропия прочности, которая обусловлена кристаллографической текстурой, влияет на комплекс свойств труб большого диаметра.

Анизотропия предела текучести проявляется в сталях после контролируемой прокатки [20].

Анизотропия ударной вязкости также зависит от текстуры. Так, плоскость скола в феррите –  $\{100\}$ , и поэтому, склонность материала трубы к хрупкому разрушению зависит от частоты встречаемости этих плоскостей на поверхности разрушения.

Необходимость управления текстуообразованием предопределила развитие методик, которые позволяют производить качественный и количественный

анализ преимущественных кристаллографических ориентировок. Наиболее распространенным физическим методом определения текстуры является рентгенографический метод. Но, с помощью данного метода был возможен лишь полуколичественный анализ. Поэтому были созданы специальные дифрактометры, которые позволяли регистрировать дифракционную картину с помощью счетчиков, и тогда стал возможен количественный анализ определения текстуры [21].

Текстура является весьма распространенным явлением в металлах и возникает при действии на его кристаллы определенным образом направленных внешних или внутренних сил. Наибольший интерес представляют текстуры, возникающие при пластической деформации и рекристаллизационном отжиге, поскольку эти обработки являются наиболее распространенными [21].

#### **1.4.1 Текстура деформации**

Поскольку деформация происходит в самых благоприятно ориентированных системах скольжения или двойникования, то изменения ориентации, происходящие в процессе деформирования, не являются случайными. В результате чего деформированный металл приобретает преимущественную ориентацию – текстуру.

Если множество зерен имеют одинаковую ориентацию (плоскости и направления) в пространстве металла, то говорят, что металл обладает преимущественной кристаллографической текстурой (или текстурован). Металл может иметь несколько преимущественных ориентаций зерен, или несколько типов текстуры.

Кристаллографические текстуры во многом определяют анизотропию механических и физических свойств металлов, поэтому их изучению

уделяется большое внимание [20 – 22].

Можно отметить, что управление текстурой дает возможность регулировать пластичность, что особенно важно для холодной деформации малопластичных металлов; дает возможность снижения сопротивления деформации а, следовательно, и энергозатрат на деформацию и себестоимость готового изделия.

Текстура деформированного металла зависит от многих факторов, среди которых следует отметить исходную текстуру литого металла, тип кристаллической решетки, температуру, степень и скорость деформации, условия трения на контакте металла с деформирующим инструментом, схему напряженно-деформированного состояния. Зачастую эти факторы оказывают на процессы текстурообразования противоположное влияние [21, 22].

#### **1.4.2 Текстура фазовых превращений $\alpha - \gamma$**

Как известно, при контролируемой прокатке по всей толщине листа формируется структура, которая состоит из вытянутых в направлении прокатки деформированных аустенитных зерен.

После горячей прокатке в процессе охлаждения внутри каждого зерна матричной фазы будет наблюдаться по-разному ориентированные зародыши новой фазы. Образующиеся из этих зародышей колонии (зерна) новой фазы разделены границами, разориентировки которых кристаллографически обусловлены.

Определенные соотношения кристаллографические ориентаций при фазовых превращениях, накладывают строгие ограничения на разориентировки кристаллов в новой фазе, которые образуются в пределах одного зерна исходной фазы. В этом смысле границы между зернами новой фазы, по параметрам разориентировки, оказываются не произвольными,



а кристаллографически обусловленными. Параметры кристаллографически обусловленных границ, возникающих после превращений с выполнением ориентационных соотношений, приведенных в таблице 1.4 [23 – 26].

Появление ограниченного числа ориентировок в результате сдвигового  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, в материале с исходно сложной многокомпонентной текстурой, предполагает наличие неких структурных факторов, существенно ограничивающих возникновение всех возможных ориентаций кристаллитов при фазовой перекристаллизации.

Таблица 1.4 – Ориентационные соотношения [23]

| Исходная фаза | Конечная фаза | Тип ориентационного соотношения   |
|---------------|---------------|---|
| ГЦК           | ОЦК           | Соотношение Курдюмова – Закса<br>$\{111\}_{\text{ГЦК}} \parallel \{110\}_{\text{ОЦК}}$ ;<br>$\langle 110 \rangle_{\text{ГЦК}} \parallel \langle 111 \rangle_{\text{ОЦК}}$ |
| ОЦК           | ГПУ           | Соотношение Бюргера<br>$\{011\}_{\text{ОЦК}} \parallel \{001\}_{\text{ГПУ}}$ ;<br>$\langle 111 \rangle_{\text{ОЦК}} \parallel \langle 100 \rangle_{\text{ГПУ}}$           |
| ГПУ           | ОЦК           | $\{001\}_{\text{ГПУ}} \parallel \{011\}_{\text{ОЦК}}$ ;<br>$\langle 100 \rangle_{\text{ГПУ}} \parallel \langle 111 \rangle_{\text{ОЦК}}$                                  |
| ГЦК           | ГПУ           | $\{111\}_{\text{ГЦК}} \parallel \{001\}_{\text{ГПУ}}$ ;<br>$\langle 110 \rangle_{\text{ГЦК}} \parallel \langle 100 \rangle_{\text{ГПУ}}$                                  |
| ГПУ           | ГЦК           | $\{001\}_{\text{ГПУ}} \parallel \{111\}_{\text{ГЦК}}$ ;<br>$\langle 100 \rangle_{\text{ГПУ}} \parallel \langle 110 \rangle_{\text{ГЦК}}$                                  |

Данный факт играет важную роль в формировании прочностных и пластических свойств низкоуглеродистых конструкционных сталей, основой структуры которых являются продукты сдвигового  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения: бейнит или мартенсит [23].

Сдвиговое  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение должно происходить с выполнением определенных ориентационных соотношений (ОС) Нишиямы-Вассермана (Н-В) или Курдюмова-Закса (К-З). Ориентации в кристалле аустенита и бейнитного феррита показаны соотношением Курдюмова-Закса  $\{111\}_{\gamma} \parallel$

$\{011\}_\alpha$ ,  $\langle 011 \rangle_\gamma \parallel \langle 111 \rangle_\alpha$ , которые представлены на рисунке 1.10 [23].

В результате сдвиговых фазовых превращений, и отсутствия ограничений на места зарождения новой фазы, при  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении из одной ориентировки аустенита может возникать 12 (при выполнении ОС НВ) или 24 (при выполнении ОС К-3) ориентировок аустенита.

Вопрос о механизмах формирования в структуре низколегированных трубных сталей, претерпевающих сдвиговое полиморфное превращение, ориентировок с плоскостями  $\{100\}$ , параллельными направлению деформации в технологических процессах, представляется достаточно важным с точки зрения разрушения трубопроводов в процессе их эксплуатации.

### 1.5 Классификация текстур

Текстура классифицируется в соответствии с симметрией пространственного распределения ориентировок зёрен.

Аксиальная текстура (неограниченная или осевая) – это простейший тип текстуры и характеризуется тем, что определенные кристаллографические направления типа  $\langle uvw \rangle$ , называемые осью текстуры, во всех зернах параллельны некоторому внешнему направлению (оси ориентировки) [27].

Зерна материала с осевой текстурой занимают такие ориентировки, которые получаются вращением одного кристалла вокруг оси ориентировки.

Обозначение текстуры  $\langle uvw \rangle$ , где  $\langle uvw \rangle$  – индексы кристаллографического направления, ориентированного вдоль направления силы, вызвавшей образование текстуры. Чем больше угол, на который у части кристаллитов направление  $\langle uvw \rangle$  отклоняется от направления идеальной оси текстуры, тем больше степень рассеяния текстуры [27, 28].

Аксиальная текстура еще называют текстурой волочения, так как она образуется под воздействием сил, действующих предпочтительно в одном направлении (волочение, экструзия, сжатие, осаждение из газовой среды,

кристаллизация и др.).

Текстура конусного волокна (спиральная), особенность данной текстуры в том, что она образует вокруг оси ориентировки направления  $\langle uvw \rangle$  коническую поверхность с углом полураствора  $\varphi$ . Если  $\varphi=0$ , то получается аксиальная текстура, а при  $\varphi=90^\circ$  текстура называется кольцевой.

Такой текстурой могут обладать ориентированные пленки металла, напыленного на трубчатые изделия.

Текстура прокатки (ограниченная текстура) характеризуется тем, что определенные направления прокатки  $\langle uvw \rangle$  и плоскости  $\{hkl\}$  во всех зёрнах параллельны.

Наиболее часто такая текстура встречается в листовых прокатанных материалах, в которых  $\{hkl\}$  параллельны плоскости, а  $\langle uvw \rangle$  параллельна прокатки. В таких текстурах зерна не имеют ни одной вращательной степени свободы [27].

Текстура прокатки образуется тогда, когда на образец действуют силы сжатия в нескольких направлениях, сначала в направлении, перпендикулярном плоскости прокатки (НН – направление нормали к плоскости прокатки) и силы растяжения вдоль направления прокатки (НП).

Обозначают текстуру прокатки парой символом –  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ , состоящих из индексов соответствующих кристаллографических плоскостей и направлений.

Индексы  $\{hkl\}$  и  $\langle uvw \rangle$  связаны между собой условием зональности (направление НП лежит в плоскости прокатки), которое выражается как  $hu + kv + lw = 0$ . Рассеяние текстуры прокатки означает, что плоскости  $\{hkl\}$  у части зерен несколько отклонены от плоскости листа, а направления  $\langle uvw \rangle$  – нестрого параллельны НП [28].

Указанные текстуры могут быть многократными, например, когда в образце имеется несколько типов преимущественных ориентировок зёрен, т.е.

несколько компонентов текстуры, которые характеризуются разной силой, пропорциональной доле зёрен в той или иной ориентировки.

На рисунке 1.11 приведены схемы расположения кристаллитов в текстурированных материалах.

### 1.5.1 Представление текстур с помощью прямых полюсных фигур

Задача текстурного анализа получение картины распределения ориентации кристаллов в исследуемом объеме образца. Поэтому для ее решения достаточно лишь проследить за распределением плоскостей одного типа.

Для прокатанного материала важными осями являются: направление прокатки (НП), направление нормали к плоскости (НН) и поперечное направление (ПН) (рисунок 1.12) [27].

При построении дифрактограмм извлекается информация только о кристаллографических плоскостях, параллельных поверхности, поэтому необходима дополнительная информация, которая может быть получена с помощью прямых полюсных фигур (ППФ).

Для описания и анализа текстур удобно использовать прямые полюсные фигуры.

Прямая полюсная фигура (ППФ) представляет собой гномостереографическую проекция (ГСП) определенного семейства плоскостей  $\{hkl\}$  во всех зёрнах поликристалла на выбранную плоскость образца.

Главное отличие «гномо» проекции от обычной заключается в том, что любая точка на ней изображает не направление, а плоскость.

При аксиальной текстуре плоскость проекции может быть либо параллельна оси текстура, либо перпендикулярна. В случае ограниченной текстуры проекцию выполняют на плоскость прокатки.

ППФ обозначают индексами плоскостей  $\{hkl\}$ , для которых выполнена

проекция. Области, в которых присутствуют проекции соответствующих плоскостей, отмечаются на ППФ штриховкой. Вид ППФ зависит от типа текстуры и индексов плоскостей  $\{hkl\}$  [27 – 30].

На рисунке 1.13 (а, б) показаны схемы прямых полюсных фигур с аксиальной текстурой, в данном случае оси текстуры параллельны плоскости проекций, а угол оси текстуры с нормалью к отражающим плоскостям составляет  $\Delta\rho$ . Вид ППФ с ограниченной текстурой представлен на рисунке 1.14 [27].

Вид проекции полностью определяется пространственным расположением кристалла (ориентацией относительно внешних направлений НП, НН и ПН) и выбором семейства плоскостей  $\{hkl\}$ , и, следовательно, может использоваться для анализа ориентировки кристаллического образца (рисунок 1.16) [27].

Положение точек полюсной фигуры определяется двумя углами  $\alpha$  и  $\beta$ , где  $\alpha$  радиальная координата, изменяющаяся от 0 до  $90^\circ$ , а  $\beta$  – азимутальная координата, изменяющаяся от 0 до  $360^\circ$  (рисунок 1.17, а).

Для упрощения измерений угловых координат точек используют стандартные сетки.

Если ось, проходит через северный и южный полюсы сферы проекций, и спроектирована перпендикулярно к плоскости проекции, то стереографическая проекция всех параллелей и меридианов образует сетку Болдырева (рисунок 1.17, б) [27, 28].

Если ось, проходящая через северный и южный полюсы сферы, параллельна плоскости проекции, то линии долготы и широты образуют стереографическую сетку, называемую сеткой Вульфа (рисунок 1.18, в).

Для равноплощадных проекций используются сетки Шмидта (рисунок 1.15, г).

## **1.6 Постановка задачи исследования**

Текстура важный компонент воздействия на свойства деформированных материалов. Она способствует анизотропии свойств стали, обуславливает особый вид разрушения, может повышать хладостойкость.

Причем степень совершенства текстуры деформации обуславливает уровень воздействия на свойства материалов. Технологические нагревы текстурованной стали в процессе изготовления из нее соединительных деталей трубопроводов, сопровождающихся рекристаллизацией, могут изменить текстуру: ослабить ее, усложнить новыми компонентами, в связи, с чем изменение текстуры – актуальная задача.

В данной работе создана попытка оценить эволюцию текстуры листа трубной стали 10Г2ФБЮ, изготовленной с помощью контролируемой прокатки после дополнительных технологических нагревов с разными выдержками.

Такие нагревы могут использоваться при термообработке, сварки и других операциях.

## 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1 Материал исследования

В качестве материала исследования использовались образцы трубной стали 10Г2ФБЮ.

Вырезка образцов производилась из листа трубной стали 10Г2ФБЮ (рисунок 2.1), и вырезались темплеты для дальнейшего исследования кристаллографической текстуры (рисунок 2.2).

Полученных темплеты были подвержены термической обработки при разных температурах и разных временах выдержки. По три темплета помещали в нагретую печь для выдержек.

Охлаждение темплетов проводилось на воздухе.

В таблице 2.1 приведен полный режим термической обработки, проведенный для каждого темплета.

Таблица 2.1 – Режим термической обработки исследуемых образцов

| Темплет    | $T_n$ , °C | $t_{\text{выд}}$ , МИН |
|------------|------------|------------------------|
| Б 263      | 850        | 10                     |
| Б 264      | 850        | 30                     |
| Б 265      | 850        | 60                     |
| Б 266      | 880        | 10                     |
| Б 267      | 880        | 30                     |
| Б 270      | 910        | 30                     |
| Б 271      | 910        | 60                     |
| Б 273      | 940        | 30                     |
| Б 274      | 940        | 60                     |
| Б 281(исх) | –          | –                      |

## 2.1 Методика исследования

Образцы вырезались на специальной отрезной машине с ручной подачей отрезного круга сверху (рисунок 2.3, а) по намеченной плоскости до определенных размеров и затем запрессовывались в таблетку с помощью автоматического станка для горечей запрессовки (рисунок 2.3., б).

Запрессованные образцы, вырезанные поперек направлению прокатки, обрабатывались на шлифовально-полировочном станке (рисунок 2.3, в). Шлифование образцов производилось на абразивной шкурке различной дисперсности Р400, Р800, Р1200 с размером зерна 28...40, 18...14 и 10...14 мкм, в течение 15 минут на каждой. На образцы подавалась нагрузка около 20 Н. В процессе шлифования для охлаждения и смазывания применялась вода.

Далее, после шлифования проводилась полировка образцов на специальном сукне с продолжительностью в 15 минут. В качестве смазывания применялась алмазная суспензия с зернистостью 0,1 мкм и 0,3 мкм. В процессе финальной полировки использовалась суспензия коллоидного кремния в течение 45 минут.

Текстурный анализ образцов производился в специальной лаборатории на дифрактометре марки Rigaku с использованием текстурной приставки (рисунок 2.4).

Дифрактометр имеет комплекс управляющих программ и обрабатывающий комплексом PDXL (X-ray Powder Diffraction Software) с базой стандартов PDF-2 и программным комплексом для анализа текстур LaboTex 3.0.

В дифрактометре есть специальный счетчик квантов рентгеновского излучения, который позволяет определять интенсивность и направление дифрагированных лучей с высокой точностью.



Текстурная приставка позволяет при фиксированном угле отражения  $\theta$  рентгеновских лучей для  $HKL$  (110) осуществлять наклон образцы на угол  $\alpha = 0 \div 60^\circ$  относительно нормали к плоскости гониометра и поворачивать образец в своей плоскости на угол  $\beta = 0 \div 360^\circ$  [30].

Съемка проведена в медном излучении.

Регистрация интенсивности отраженных лучей осуществлялась по точкам через каждые  $5^\circ$  по углам  $\alpha$  и  $\beta$ .

Главной частью дифрактометра является гониометр, который позволяет позиционировать источник рентгеновского излучения (рентгеновской трубки) и детектора относительно плоскости образца и определения углов между ними (рисунок 16). Рентгеновская трубка и детектор движутся по окружности гониометра примерно с одинаковой скоростью, и при этом формируется дифрактограмма, в виде графика зависимости интенсивности  $I$  от угла  $2\theta$  [30, 31].

Анализ ограниченной текстуры прокатки возможен только при построении прямых полюсных фигур (ППФ), данный анализ основан на измерении интенсивности  $I$  дифракционных отражений от определенных плоскостей  $\{hkl\}$ , для разных положений образца, которые создаются вращением образца вокруг определенных направлений  $\langle uvw \rangle$ .

Результатом такой съемки является определение углов и направлений, в которых лежат исследуемые плоскости относительно направления прокатки (НП) и относительно плоскости образца [31].

Принцип текстуры прокатки в том, что определенные направления прокатки  $\langle uvw \rangle$  и плоскости  $\{hkl\}$  во всех зёрнах параллельны. Плоскость прокатки является плоскостью проекции, а направление прокатки совмещают с вертикальным диаметром.

Координаты точек на плоскости проекции можно задать двумя углами:  $\alpha$  – отсчитывается от центра проекций и  $\beta$  – отсчитывается от вертикального

диаметра против часовой стрелки [31].

Для анализа текстуры прокатки удобнее выбирать отражения от плоскостей  $\{110\}$ , так как это отражение имеет малый фактор повторяемости, и тогда ППФ будет иметь более простой вид. Схема съемки образцов представлена на рисунке 2.5.

При падении пучка рентгеновских лучей на исследуемый образец будет образовываться интерференционная картина в виде системы дебаевских конусов.

Съемку проводили, наклоняя образец на угол  $\alpha$  по отношению к первоначальному положению образца, и далее регистрировали интенсивность отражения  $I(\alpha)$ .

При проведении съемки источник и счетчик должны быть неподвижны, а положение образца можно менять наклоном относительно горизонтальной оси, т.е. изменять угол  $\alpha$  и вращением вокруг нормали к поверхности образца, т.е. изменять угол  $\beta$  (рисунок 2.6) [32].

В начальный момент съемки в отражающее положение выводятся плоскости  $\{hkl\}$  ориентированные относительно плоскости прокатки, параллельные ей [30, 31].

При описании все ППФ изменяют положение образца по углу  $\alpha$  от 0 до 90° и по углу  $\beta$  от 0 до 360°. Обычно угол  $\alpha$  меняют дискретно и производят регистрацию кривой  $I(\beta)$  при  $\alpha = \text{const}$  (рисунок 2.7).

В случае беспорядочного распределения в образце плоскостей  $\{hkl\}$  (отсутствие текстуры) интенсивность дифрагированных лучей по всей окружности будет одинаковой. При наличии текстуры интенсивность вдоль кольца Дебая не будет равномерной. Появятся текстурные максимумы, которые соответствуют повышенной вероятности распределения плоскостей

под некоторыми углами к НН образца (рисунок 2.8) [31].

Положение текстурных максимумов определяет преимущественные кристаллографические ориентировки, описывающие текстуру. Для более полного анализа текстуры обычно используют отражения для двух-трех плоскостей с низкими индексами  $\{hkl\}$ .

Плоскости с высокими индексами дают более размытую картину расположения текстурных максимумов из-за высокого фактора повторяемости [33].

Значения  $I(\alpha, \beta)$ , полученные в результате съемки наносятся на полярную сетку, центр которой совпадает с проекцией нормали к плоскости прокатки, а вертикальный диаметр – с направлением прокатки. За исходную точку отсчета принимается направление прокатки (НП) [33].

Через точки с близкой интенсивностью проводились изолинии, очерчивая при этом на полюсной фигуре области сгущения нормалей.

Вид полюсной фигуры напоминает топографическую карту, на которой отображаются цветные линии вокруг полюсов. Удобнее всего анализировать полюсные фигуры в цветном изображении, так как каждый цвет отображает интенсивность полюса в отраженной плоскости.

При анализе ориентировок в качестве лабораторной принята следующая система координат: оси, связанные с направлением прокатки ( $X \parallel \text{НП}$ ), нормалью к ее плоскости ( $Y \parallel \text{НН}$ ) и перпендикулярным им направлениям ( $Z \parallel \text{ПН}$ ), которое совпадает с нормалью плоскости металлографического шлифа. Данные направления образуют правую тройку векторов [33].

### 3 РЕЗУЛЬТАТЫ ЭСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В ходе данной дипломной работы текстура исследовалась в 10 образцах из стали 10Г2ФБЮ в поле нагревов с 850 °С до 940 °С шагом в 30 °С и с длительностью выдержки 10, 30, 60 минут и последующим охлаждением на воздухе.

Анализ текстуры был получен дифрактометрическим методом с использованием ППФ, данный метод изучения текстур является достаточно информативным.

Изученная сталь 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки, и поэтому в задачу работы входило изучение исходной текстуры прокатки. Как известно, текстуру прокатки принято обозначить парой символом –  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ , состоящих из индексов соответствующих кристаллографических плоскостей и направлений.

По завершению прокатки структуры образцов имеют выраженную кристаллографическую текстуру.

В результате исследования была получена текстура стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки в виде ППФ. Полученный массив данных отображался на сетке Болдырева. Для определения кристаллографических ориентировок проводилось совмещение построенной полюсной фигуры со стандартными проекциями кристалла: [110], [001], [111], [113].

Был проведен сравнительный анализ полученных текстур с исходной текстурой образца. Далее, были построены зависимости интенсивности текстуры каждого образца от угла  $\beta$ : при одной температуре нагрева, но разной времени выдержки, а затем при одной времени выдержки и разной температуре.

### 3.1 Текстура стали 10Г2ФБЮ

С помощью дифрактометра высокого разрешения Rigaku были получены следующие ППФ с целью изучения текстуры исследуемой стали 10Г2ФБЮ для каждого образца. ППФ были построены по координатной сетке Болдырева. На рисунке 3.1 представлена ППФ стали в исходном состоянии после контролируемой прокатки.

Далее, образцы подвергались дополнительному нагреву при 850 °С, 880 °С, 910 °С, 940 °С и выдерживались при 10, 30 и 60 минутах. Полученные результаты представлены на рисунках 3.2 – 3.10.

В приведенных текстурах, полученных в виде ППФ можно заметить, что кристаллиты исследуемых образцов близких по ориентации образуют практически однородные микрообласти и в пределах этой области отделены друг от друга разориентацией менее чем на 10°.

Текстуры для проведения анализа были сняты при изменении угла  $\alpha$  от 0 ÷ 60°, так как при увеличении угла до 90° рентгеновский луч начинает скользить и можно получить размытое изображение текстуры.

Обработка полученных текстур проводилась следующим образом: ППФ совмещали со стандартными проекциями кубического кристалла и, вращая, добивались совпадения максимумов текстуры с полюсами на сетке, имеющих индексы плоскостей для которых построена полюсная фигура.

Снятые кристаллографические ориентировки для самых интенсивных полюсов приведены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Основные кристаллографические ориентировки исследуемых образцов

| <b>Б263</b>           | <b>Б264</b>           | <b>Б265</b>           | <b>Б266</b>           | <b>Б267</b>           | <b>Б270</b>           | <b>Б271</b>           | <b>Б273</b>           | <b>Б274</b>           | <b>Б281</b>     |
|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------|
| <b>850°С, 10 мин.</b> | <b>850°С, 30 мин.</b> | <b>850°С, 60 мин.</b> | <b>880°С, 10 мин.</b> | <b>880°С, 30 мин.</b> | <b>910°С, 30 мин.</b> | <b>910°С, 60 мин.</b> | <b>940°С, 30 мин.</b> | <b>940°С, 60 мин.</b> | <b>исходный</b> |
| {110}<110>            | {110}<551>            | {110}<110>            | {110}<110>            | {110}<110>            | {110}<110>            | {110}<110>            | {110}<111>            | {110}<111>            | {110}<111>      |
| {110}<112>            |                       | {110}<112>            | {110}<112>            | {110}<112>            | {110}<112>            | {110}<112>            | {110}<310>            | {110}<310>            | {110}<310>      |
|                       |                       |                       | {110}<111>            | {110}<111>            |                       | {110}<111>            |                       |                       |                 |
| {001}<001>            | {001}<117>            | {001}<001>            | {001}<001>            | {001}<001>            | {001}<001>            | {001}<001>            | {001}<102>            | {001}<102>            | {001}<102>      |
| {001}<201>            |                       | {001}<201>            | {001}<201>            | {001}<201>            | {001}<201>            | {001}<201>            | {001}<012>            | {001}<012>            | {001}<012>      |
|                       |                       |                       | {001}<101>            | {001}<101>            |                       | {001}<101>            |                       |                       |                 |
| {111}<111>            | {111}<335>            | {111}<111>            | {111}<111>            | {111}<111>            | {111}<111>            | {111}<111>            | {111}<113>            | {111}<113>            | {111}<113>      |
| {111}<001>            |                       | {111}<001>            | {111}<001>            | {111}<001>            | {111}<001>            | {111}<001>            | {111}<513>            | {111}<513>            | {111}<513>      |
|                       |                       |                       | {111}<113>            | {111}<113>            |                       | {111}<113>            |                       |                       |                 |
| {113}<113>            | {113}<135>            | {113}<113>            | {113}<113>            | {113}<113>            | {113}<113>            | {113}<113>            | {113}<011>            | {113}<011>            | {113}<011>      |
| {113}<-353>           |                       | {113}<-353>           | {113}<-353>           | {113}<-353>           | {113}<-353>           | {113}<-353>           | {113}<001>            | {113}<001>            | {113}<001>      |
|                       |                       |                       | {113}<011>            | {113}<011>            |                       | {113}<011>            |                       |                       |                 |

*Примечание:* серым цветом указаны самые интенсивные текстурные компоненты

### 3.2 Анализ текстуры

Формирование текстуры в листе трубной стали 10Г2ФБЮ, изготавливаемой по технологии контролируемой прокатки – процесс сложный и многостадийный.

Известно, что при деформировании, в металле образуются дислокации, которые перемещаются не случайным образом, а в наиболее благоприятно ориентированных системах скольжения и потому, деформированный металл приобретает преимущественную ориентацию, иначе текстуру.

При КП в начале осуществляется горячая деформация в  $\gamma$ -области выше температуры рекристаллизации аустенита в несколько проходов, в паузах между которыми развивается рекристаллизация, позволяющая существенно измельчать зерно аустенита.

Окончательное деформирование осуществляется либо в нижней части  $\gamma$ -области вблизи критической точки, либо в двухфазной ( $\gamma+\alpha$ )-области, в результате чего к концу деформирования в режиме КП фиксируются горяченаклепанные текстурованные  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фазы.

Далее следует охлаждение деформированного листа низкоуглеродистой, низколегированной трубной стали 10Г2ФБЮ, сопровождающиеся распадом переохлажденного аустенита согласно термокинетической диаграмме (см. рисунок 1.7).

При этом сдвиговый  $\gamma \rightarrow \alpha$  переход (в данной стали образуется бейнитный феррит) должен протекать с выполнением соотношения Курдюмова-Закса [34]:  $\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$ ,  $\langle 011 \rangle_\gamma \parallel \langle 111 \rangle_\alpha$ , конкретно  $\langle 110 \rangle_{\text{ГЦК}} \parallel \langle 111 \rangle_{\text{ОЦК}}$ .

Окончательная текстура стали после такой обработки представлена на рисунке 3.1 с помощью ППФ, полученной в данной работе при съемке отражений линии 110.

Отчетливо видно, что максимумы отражений по направлению прокатки симметричны относительно центра сетки Болдырева, но наблюдается различие в значениях интенсивности.

Основные компоненты текстуры листа обозначены в таблице 3.1 и указаны на ППФ (рисунок 3.1):  $\{110\}\langle 111\rangle$ ,  $\{001\}\langle 102\rangle$ ,  $\{111\}\langle 113\rangle$ ,  $\{113\}\langle 011\rangle$ .

Дополнительная термообработка, нагрев (850 °С, 880 °С, 910 °С, 940 °С) слабо повлиял на основные компоненты текстуры исходного состояния (рисунки 3.2 – 3.9).

Внешний вид ППФ в основном воспроизводится, однако интенсивность меняется (характер изменения интенсивности полюсов на ППФ выделен различными цветами) на основании угла  $\beta$  при разных углах  $\alpha$ .

По результатам обработки данных посредством построения ППФ у исследуемых образцов после дополнительных нагревов были выделены сильно выраженные рассеянные ориентировки, состоящие из следующих компонент:  $\{110\}\langle 110\rangle$ ,  $\{110\}\langle 111\rangle$ ;  $\{001\}\langle 001\rangle$ ,  $\{001\}\langle 102\rangle$ ;  $\{111\}\langle 111\rangle$ ,  $\{111\}\langle 113\rangle$ ;  $\{113\}\langle 113\rangle$ ,  $\{113\}\langle 011\rangle$ .

Причем три компоненты при 940 °С полностью идентичны исходной текстуре:  $\{110\}\langle 111\rangle$ ,  $\{001\}\langle 102\rangle$ ,  $\{111\}\langle 113\rangle$ ,  $\{113\}\langle 011\rangle$ . В интервале температур 850 °С – 910 °С наблюдается некоторое рассеяние текстуры, но в общем случае характер текстуры не меняется по сравнению с текстурой исходного образца.

Следовательно, с увеличением времени нагрева с 850 °С до 940 °С и времени выдержки характер текстуры не меняется, во всех образцах она практически идентична, но наблюдается некоторое усиление интенсивности, которую можно наблюдать на графиках зависимости  $I$  от угла  $\beta$  при  $\alpha = \text{const}$  (рисунки 3.10 – 3.12 при одной времени выдержки и рисунки 3.11 – 3.16 при одной температуре нагрева).



По приведенным зависимостям видно, что интенсивность текстуры при увеличении температуры нагрева растет. Так же стоит заметить, что при нагреве из межкритического интервала при 880 °С до текстурные максимумы образцов практически совпадают и в интервале температур 880 °С – 910 °С интенсивность заметно выше, чем при температурах 850 °С и 940 °С.

Возможно, это связано с интенсивным увеличением роста зерна феррита и присутствием в структуре стали 10Г2ФБЮ мелкодисперсных карбидов, которые сдерживают рост зерна.

Далее, идет нагрев при более высокой температуре 940 °С, намного выше критической точки  $A_3$ , но изменение характера текстуры образцов не меняется, усиливаются следующие кристаллографические рассеянными ориентировками:  $\{110\}\langle 111\rangle$ ,  $\{001\}\langle 012\rangle$ ,  $\{001\}\langle 102\rangle$ ,  $\{111\}\langle 113\rangle$ ,  $\{113\}\langle 001\rangle$ .

Таким образом, можем наблюдать многокомпонентную сложную текстуру: в образцах имеется несколько типов преимущественных ориентировок зёрен, которые характеризуются разной силой интенсивности, пропорциональной доле зёрен в той или иной ориентировке.

Известно, различия в текстуре по толщине стенки, связанные с изменением температуры конца контролируемой прокатки и скорости последующего охлаждения и дополнительного нагрева [35].

В результате текстура центральных слоев может быть выражена более отчетливо, и рассеяние ее меньше, чем для наружных слоев. В наружных слоях часто могут появляться новые ориентировки, вообще не присущие текстуре деформации.

Важно отметить, что наблюдаемые в данной работе основные ориентировки после контролируемой прокатки и после дополнительных технологических нагревов совпадают.

Это значит, что в материалах реализуется определенная текстурная

наследственность, т.е. основные кристаллографические компоненты текстуры деформированного аустенита трансформируются в набор ориентировок при охлаждении.

При последующем нагреве кристаллографические ориентировки трансформируются в текстуру аустенита, совпадающую с текстурой  $\gamma$ -фазы при ее горячей деформации [35].

Таким образом, в ходе проведенного эксперимента в исследуемых образцах низкоуглеродистой низколегированной листовой трубной стали 10Г2ФБЮ со структурой, сформированной в результате контролируемой прокатки, и при дальнейших технологических нагревах наблюдается выраженная текстурная наследственность.

Она проявляется при обработке стали, включающей двойную фазовую перекристаллизацию  $\alpha_{\text{кп}} \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_{\text{ТО}}$  (где  $\alpha_{\text{ТО}}$  – бейнит или феррит), в конечной структуре воспроизводится текстура исходного образца после контролируемой прокатки независимо от повышения температуры и времени выдержки в исследованных интервалах температур и выдержек наблюдалось лишь усиление интенсивности.

## **ЗАКЛЮЧЕНИЕ**

Сталь 10Г2ФБЮ в исходном состоянии после контролируемой прокатки имеет ярко выраженную многокомпонентную текстуру, которая в основном состоит из следующих кристаллографических ориентировок:  $\{110\}\langle 110\rangle$ ,  $\{110\}\langle 111\rangle$ ;  $\{001\}\langle 001\rangle$ ,  $\{001\}\langle 102\rangle$ ;  $\{111\}\langle 111\rangle$ ,  $\{111\}\langle 113\rangle$ ;  $\{113\}\langle 113\rangle$ ,  $\{113\}\langle 011\rangle$ .

Дополнительные технологические нагревы в интервале температур 850 °С – 940 °С в режиме нормализации в целом сохраняют характер текстуры листа, созданной при его изготовлении с помощью контролируемой прокатки, т.е. реализуется текстурная наследственность.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Арзамасов Б.Н. Материаловедение / И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапове и др. Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова – 2-е изд. – М: Машиностроение: 1986. – 384 с.
2. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов – М.: Издательство «Мир», Москва 1972. – 408 с.
3. Гуляев А. П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
4. Геллер Ю. А., Рахштадт Л. Г. Материаловедение, М.: Металлургия. 1975. – 345 с.
5. Смирнов, М.А. Основы термической обработки стали: учебное пособие / Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г. – М.: Металлургия, 1999. – 494 с.
6. Полецков П.П. Исследование влияния режимов контролируемой прокатки трубной стали на структурное состояние горячедеформированного аустенита / Полецков П.П, Гущина М.С., Алексеев Д.Ю., Емалеева Д.Г, Кузнецова А.С., Никитенко О.А. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. Т.16.– 2018 – №3 – С. 67 – 77.
7. Погоржельский В.И. Контролируемая прокатка / В.И. Погоржельский, Д.А. Литвиненко, Ю.И. Матросов – М.: Металлургия, 1979. – 184 с.
8. Эфрон, Л. И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали / Л. И. Эфрон – М.: Металлургия, 2012. – 696 с.
9. Матросов, Ю. И. Использование ускоренного охлаждения для повышения механических и технологических свойств толстолистового проката для изготовления газопроводных труб большого диаметра / Ю. И. Матросов, Л. И. Эфрон, В. И. Ильинский, И. Ю. Северинец., Ю. И. Липунов, К. Ю. Эйсмонтд // М.: Металлургия – 2005. – № 6. – С. 49 –54
10. Трубное производство: 2-е изд., испр. и доп. / Б. А. Романцев, А. В.

- Гончарук, Н. М. Вавилкин., С. В. Самусев – НИТУ МИСиС – 2011. – 940 с.
11. Малинов, Л.С. Способы повышения свойств стали 10Г2ФБ, обеспечивающие ее применение по новому назначению и энергосбережение / Л.С. Малинов, Д.В. Бурова, И.Е. Малышева // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении №2 – 2017. – С. 71 – 75
  12. Горбачев, И.И. Расчеты влияния легирующих добавок (Al, Cr, Mn, Si) на растворимость карбонитридов в малоуглеродистых низколегированных сталях / И.И. Горбачев, В.В. Попов, А.Ю. Пасынков // Физика металлов и металловедение, том 117, №12 – 2016. – 1277 – 1287 с.
  13. Макеев Д.Н. Влияние вводимых легирующих элементов на свойства стали / Вестник СГТУ, Машиностроение и машиноведение. 2012. – № 3 (67) – С. 92 – 98
  14. Naumenko V.V. Microalloying the Low-Carbon Pipe and Tube Purpose Steels with the Vanadium and Nitrogen. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. – 2017; – С. 69 – 74.
  15. Камаль М. Влияние микролегирования ванадием и ниобием на структуру, свойства и склонность к хрупкому разрушению малоуглеродистых и низколегированных сталей: автореферат дис. к.т.н. / М. Камаль – М.: Металлургия, 1985. – 188 с.
  16. Диаграммы горячей деформации. Структура и свойства сталей: справ. изд / М.Л. Бернштен, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин – М.: Металлургия – 1989. – 544 с.
  17. Жилиев В. А. Влияние легирования карбонитрида титана переходными металлами IV–VI групп на взаимодействие с расплавом никеля / В. А. Жилиев, Е. И. Патраков, Институт химии твердого тела (ИХТТ) УрО РАН, г. Екатеринбург, 2014. – С. 30 – 35

18. Меськин В.С. Основы легирования стали / В.С. Меськин , Ю.М. Лахтин – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии – 1959. – 690 с.
19. Вышемирский Д.Е. Обоснование критического значения эквивалента углерода на основе оценки свариваемости сталей для труб класса прочности К65 и К70: дисс. к.т.н. / Д.Е. Вышемирский. – М.: Металлургия, 2017. – 129 с.
20. Humphreys F. J. Recrystallization and related annealing phenomena. Second edition / F. J. Humphreys, M. Hatherly – 2004. – 557 p.
21. Бородкина М. М. Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов / М. М. Бородкина, Э. Н. Спектор – М.: Металлургия, 1981. – 272 с.
22. Золоторевский Н. Ю. Большеугловые границы, возникающие при фазовых превращениях / Е. В. Нестерова, А. С. Рубцов, В. Р. Рыбин, Н. Ю. Золоторевский // Поверхность. Физика, химия, механика, 1982. – № 5. – С. 30 – 35.
23. Вишняков Я. Д. Теория образования текстур в металлах и сплавах: учеб. пос. / Я. Д. Вишняков, А. А. Бабарэко, С. А. Владимиров, И. В. Эгиз. М.: Издательство «Наука» Институт металлургии имени А. А. Байкова, 1979. 329 с.
24. Gong W., Tomota Y.. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel / W. Gong, Y. Tomota, A. M. Paradowska, J. F. Kelleher, S. Y. Zhang // Acta Materiala. 2013. – № 61. – P. 4142 – 4154
25. Счастливец В. М. Некоторые структурные особенности закаленных монокристаллов конструкционной стали, выращенных из расплава / Д. П. Родионов, В. Д. Садовский, Л. В. Смирнов // Физика металлов и металловедение, 1970. – Т. 30. № 6. – С. 1238 – 1244

26. Сильникова Е.Ф. Сопротивление деформации текстурованного металла / Е.Ф. Сильникова // Ленинград. Политехн. Институт. – 1981. – С. 36 – 42
27. Иванов А.Н. Дифракционные методы исследования материалов / А.Н. Иванов – Москва, 2008. – 98 с.
28. Вассерман Г. Текстура металлических материалов / Г. Вассерман, И. Гревен. – М.: Металлургия. – 1969. – 655 с.
29. Методы исследования текстур в материалах: учеб.метод. пособие / М. Л. Лобанов, А. С. Юровских, Н. И. Кардолина, Г. М. Русаков. – Екатеринбург: Изд – во Урал. ун-та, 2014. – 115с.
30. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Усманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, Л.Н. Расторгуев. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
31. Ермаков Б. С. и др. Исследование кристаллографической текстуры трубной стали // Письма о материалах. – 2020. – Т. 10. – №. 1. – С. 48 – 53.
32. Мокрова С. М., Милич В. Н. Метод расшифровки данных текстурного рентгенодифракционного анализа по одной прямой полюсной фигуре на основе оценки достоверности кристаллографических ориентаций // Химическая физика и мезоскопия. – 2018. – Т. 20. – №. 1. – С. 151 – 163
33. Горбатенко В. П., Лукін А. В. Особливості структуроутворення високоміцних будівельних сталей під час контрольованої прокатки та наступної термічної обробки //Металеві конструкції. – 2010. – №. 2. – С. 113 – 121.
34. Макарова Е.А. Особенности формирования кристаллографической текстуры в стальных бесшовных трубах при горячей деформации и термической обработке: маг. дисс. / Е.А. Макарова. – М.: Металлургия, 2018. – 68 с.
35. Лобанов М. Л. и др. Структурная и текстурная наследственность при  $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной

стали // Вестник Южно-Уральского государственного университета.  
Серия: Metallургия. – 2016. – Т. 16. – №. 2.