

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  
\_\_\_\_\_ (Винник Д.А.)  
\_\_\_\_\_ 2020 г.

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

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА  
К ВЫПУСКНОЙ КВАЛИФИКАЦИОННОЙ РАБОТЕ ЮУрГУ–  
22.03.01.2020.436.ПЗ ВКР

Руководитель работы, (к.т.н., доцент)  
\_\_\_\_\_ ( Карева Н.Т.)  
\_\_\_\_\_ 2020 г.

Автор проекта  
студент группы П - 436  
\_\_\_\_\_ (Бухарина А.И.)  
\_\_\_\_\_ 2020г.

Нормоконтролер, (к.т.н., доцент)  
\_\_\_\_\_ ( Карева Н.Т.)  
\_\_\_\_\_ 2020 г.

Челябинск 2020

## АННОТАЦИЯ

Бухарина А.И. Влияние технологических нагревов, используемых при изготовлении деталей, на исходную структуру трубной стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки. Челябинск: ЮУрГУ, П-436, 2020, 69 с., 49 ил., 10 табл., библиогр. список – 22 наим.

Трубные стали, контролируемая прокатка, структура, сталь 10Г2ФБЮ, аустенит, размер зерна, феррит, бейнит, микротвердость.

В данной работе исследовано влияние технологических нагревов, используемых при изготовлении деталей, на исходную структуру трубной стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки.

Цель работы – оценить влияние технологических нагревов на структуру, твердость и микротвердость отдельных составляющих трубной стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки путем исследования с применением металлографического анализа и измерением микротвердости.

Для достижения цели ВКР решены следующие задачи:

- 1) выполнен литературный обзор по исследуемой теме;
- 2) проведен анализ образцов на оптическом и сканирующем микроскопах;
- 3) были произведены замеры твердости стали и микротвердость структурных составляющих;
- 4) изучено влияние технологических нагревов, используемых при изготовлении деталей, на исходную структуру и твердость листовой трубной стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ.....	7
ВВЕДЕНИЕ.....	8
1 ОБЗОР ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	10
1.1 Механизм пластической деформации.....	10
1.1.1 Холодная и горячая пластические деформации.....	12
1.1.2 Горячая пластическая деформация.....	15
1.2 Контролируемая прокатка трубной стали.....	17
1.3 Классификация трубных сталей.....	21
1.4 Требуемые эксплуатационные и механические свойства трубных сталей.....	23
1.5 Сталь 10Г2ФБЮ.....	25
1.5.1 Механические свойства стали 10Г2ФБЮ.....	27
1.5.2 Химический состав стали 10Г2ФБЮ.....	28
1.6 Основные структурные составляющие трубной стали 10Г2ФБЮ.....	32
1.7 Постановка и задачи исследования.....	37
2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ.....	38
2.1 Материал исследования.....	38
2.2 Проведение обработки исследуемой стали.....	39
2.3. Исследование структуры.....	41
2.4 Исследование микротвердости.....	43
3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЯ.....	44
3.1 Анализ структуры стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки ....	44
3.2 Влияние дополнительных технологических нагревов на структуру стали 10Г2ФБЮ.....	48

3.3 Оценка влияния различных температур нагревов на твердость стали 10Г2ФБЮ и ее структурных составляющих .....	63
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	66
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК .....	67

## ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

КП – контролируемая прокатка;

УО – ускоренное охлаждение;

ТМО – термомеханическая обработка;

ИПГ (DWTT) – испытания падающим грузом (Drop Weight Tear Testing);

ПЭМ – просвечивающий электронный микроскоп;

ПФ – полиэдрический феррит;

КФ – квазиполигонизованный феррит;

ИБ – игольчатый бейнит;

М/А – мартенсит и остаточный аустенит;

ГБ – гранулярный бейнит;

ВБ – верхний бейнит;

$C_3$  – углеродный эквивалент;

$\sigma_{0,2}$  – предел текучести;

$\sigma_b$  – временное сопротивление разрыву;

$\delta$  – относительное удлинение при разрыве;

КСУ – ударная вязкость;

$K$  – коэффициент анизотропии;

$a$  – значение размера зерна по вертикальным сечениям;

$b$  – значение размера зерна по горизонтальным сечениям;

$D$  – средняя величина размера зерна;

$N$  – количество границ зерен пересеченных секущей;

$L$  – длина секущей.

## ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день в связи с интенсивным ростом развития трубопроводного транспорта, в особенности в северных районах страны, существует острая потребность в трубных сталях для магистральных трубопроводов больших диаметров с высокими показателями эксплуатационной надежности, долговечности и рядом механических свойств.

В настоящее время основным материалом для строительства трубопроводов являются стали с категорией прочности K60(X70). Низкоуглеродистая низколегированная сталь марки 10Г2ФБЮ относится к представителям сталей данной категории прочности.

Из-за условий эксплуатации стали 10Г2ФБЮ в тяжелых природно-климатических условиях она должна иметь высокий уровень прочности, высокую ударную вязкость при низких температурах и хорошую свариваемость. Достичь высокого уровня механических свойств можно с помощью легирования, а так же с помощью структуры стали, полученной при определенном режиме термомеханической обработки.

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.

Последующие технологические операции изготовления соединительных деталей трубопровода, такие как сварка, термическая обработка и т.д., сопровождающиеся высокотемпературными нагревами выше критической точки  $A_3$  и соответственно процессами рекристаллизации, которые могут воздействовать, в том числе негативно, на исходную структуру стали 10Г2ФБЮ изготовленной с помощью контролируемой прокатки.

В настоящей работе были проведены исследования твердости и состояния структуры трубной стали 10Г2ФБЮ в исходном состоянии и после дополнитель-

ных технологических нагревов для 12 образцов при различном времени выдержки и температур нагрева. Представлена зависимость изменения размера аустенитного зерна, а так же твердостных характеристик металла и его отдельных структурных составляющих от температур технологических нагревов.

## 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

В настоящей главе представлены сведения о механизме горячей и холодной пластических деформаций, а так же описан процесс контролируемой прокатки трубных сталей. Рассмотрены классификации трубных сталей, приведены основные эксплуатационные требования к данным сталям. Описана общая характеристика листовой трубной стали 10Г2ФБЮ и особенности ее структуры.

### 1.1 Механизм пластической деформации

Деформация представляет собой результат изменения межатомных расстояний и перегруппировки блоков атомов. Обычно деформация сопровождается изменением величин межатомных сил, мерой которого является упругое напряжение [1]. Деформация, при которой тело после снятия внешней нагрузки не восстанавливает свою первоначальную форму и размеры называют пластической. Такому виду деформации присуще необратимое смещение атомов. В кристаллах эти смещения атомов в большинстве случаев происходят путем движения дислокаций, что является основным атомным механизмом пластической деформации. Движение дислокаций может вызывать макропластическую деформацию образца путем либо скольжения, либо двойникования. Пластическая деформация путем двойникования при изготовлении трубной стали встречается крайне редко. Деформация путем скольжения более распространена, поэтому следует рассмотреть ее подробнее.

На рисунке 1.1 представлена схема перемещения краевой дислокации при скольжении. Под действием касательного напряжения избыточная полуплоскость в верхней части кристалла соединяется в одну атомную плоскость с расположенной ниже частью соседней атомной плоскости.



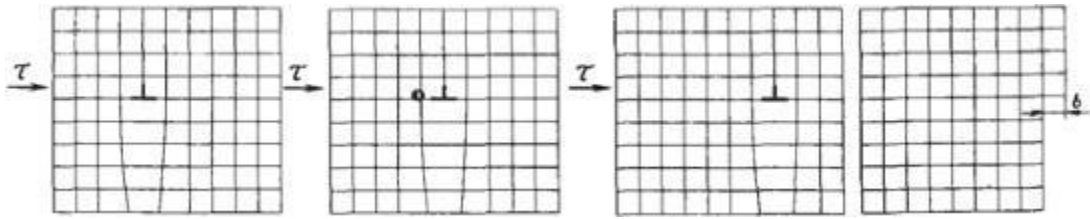


Рисунок 1.1 Схема перемещений краевой дислокации при скольжении [2].

Незначительного смещения небольшой группы атомов оказывается достаточно для перемещения дислокации на одно межатомное расстояние. При постоянно действующем напряжении дислокация передается от одной атомной плоскости к другой, последовательно вытесняя при этом каждый соседний «правильный» ряд атомов. Процесс повторяется до тех пор, пока дислокация не выйдет на поверхность кристалла и его верхняя часть сдвинется относительно нижней на одно межатомное расстояние. При этом на поверхности кристалла образуется ступенька величиной в вектор Бюргерса.

Пластическая деформация монокристаллов развивается, в первую очередь, по той системе скольжения, где касательные напряжения раньше достигают критической величины. Чем больше в металле систем скольжения, тем выше его способность к пластической деформации. Металлы, имеющие кубическую кристаллическую решетку, обладают высокой пластичностью, так как скольжение в них происходит во многих направлениях. Металлы с гексагональной плотноупакованной структурой менее пластичны и поэтому труднее, чем металлы с кубической структурой, поддаются прокатке, штамповке и другим способам деформации.

С ростом деформации скольжение распространяется на другие системы, и возникает множественное скольжение. На этой стадии дислокации перемещаются в пересекающихся плоскостях, возрастает сопротивление их движению, плотность дислокаций увеличивается на несколько порядков, возрастает внутреннее напряжение, образуется сложная ячеистая дислокационная структура, металл упрочняется.

В зависимости от температуры, при которой проходит деформация ее, классифицируют на горячую и холодную.

### 1.1.1 Холодная и горячая пластические деформации

Основная масса промышленных сплавов имеет поликристаллическую структуру. При деформации поликристаллов деформация зерен начинается сразу по нескольким системам скольжения и сопровождается изгибами и поворотами плоскостей скольжения. При холодной деформации происходит упрочнение металла, в результате прочность увеличивается, а пластичность и плотность уменьшаются, металл охрупчивается. С ростом деформации различия в ориентации между зернами уменьшаются, и изменяется микроструктура: зерна постепенно вытягиваются в направлении пластического течения. На рисунке 1.2 представлено изменение микроструктуры поликристаллического металла при различных степенях деформации.

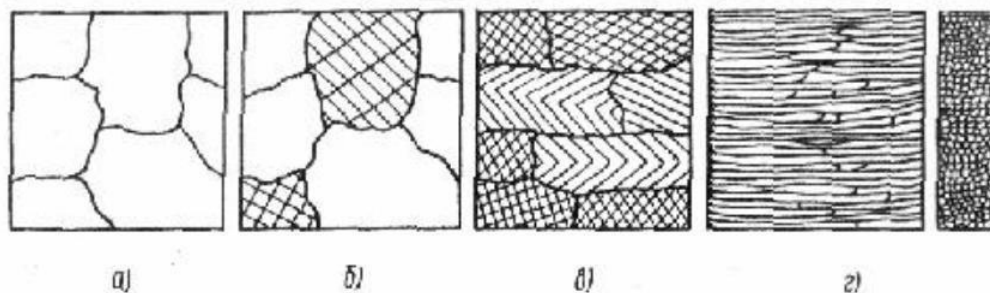


Рисунок 1.2 Изменение микроструктуры поликристаллического металла при деформации: а)  $\epsilon=0\%$ ; б)  $\epsilon=1\%$ ; в)  $\epsilon=40\%$ ; г)  $\epsilon=90\%$  [2].

Пластическая деформация поликристаллического металла протекает аналогично деформации монокристалла - путем сдвига или двойникования. Формирование металла при обработке давлением происходит в результате пластической деформации каждого зерна. Следовательно, из-за разориентировки зерен процесс пластической деформации происходит неравномерно и не одинаково во всем объеме поликристалла.

При большой деформации в результате скольжения зерна меняют свою форму. До деформации зерно имело округлую форму (рисунок 1.3 а), после деформации в результате смещения по плоскостям скольжения зерна вытягиваются в

направлении действующих сил, образуя волокнистую или слоистую структуру (рисунок 1.6 б).

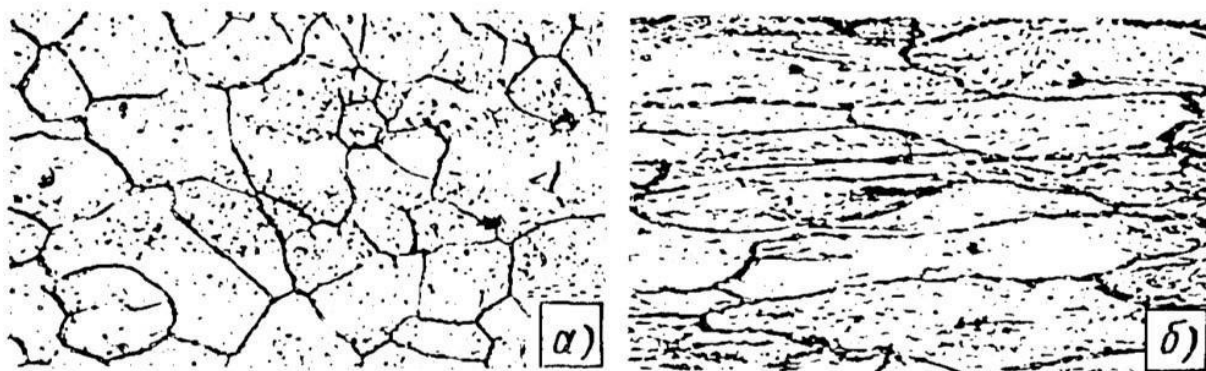


Рисунок 1.3 Микроструктура металла: а - до деформации; б- микроструктура металла после деформации ( $\times 150$ ) [3].

Вместе с процессом деформации зерен внутри него происходит дробление блоков и увеличение угла разориентировки между ними, образуется текстура деформации. Причем чем больше степень деформации, тем сильнее текстура. Её характер зависит от природы металла и вида деформации. Образование текстуры способствует появлению анизотропии механически и физических свойств.

На рисунке 1.4 представлен график за некоторых механических свойств от степени пластической деформации.

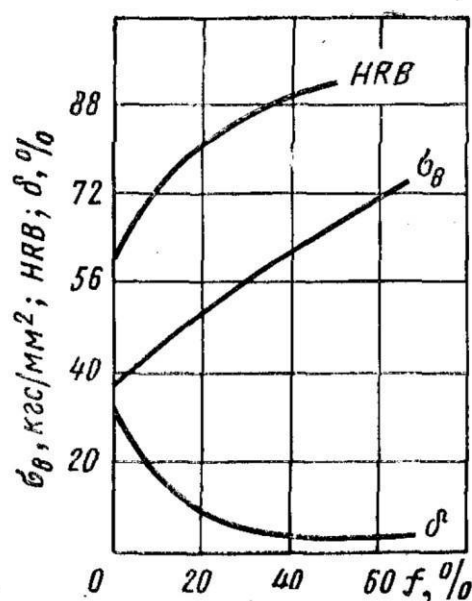


Рисунок 1.4 Влияние пластической деформации на механические свойства стали[4].

Холодная пластическая деформация сопровождается резким повышением твердости HB, HRB, прочности  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$  и упругости  $\sigma_{упр}$ , но при этом также резко снижаются показатели пластичности  $\delta$  и вязкости КСЧ металлов и сплавов, металл упрочняется, образуется наклеп.

Упрочнение металла в процессе пластической деформации объясняется увеличением числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов). Все дефекты кристаллического строения затрудняют движение дислокаций, а, следовательно, повышают сопротивление деформации и уменьшают пластичность. Наибольшее значение имеет увеличение плотности дислокаций, так как возникающее при этом взаимодействие между ними тормозит дальнейшее их перемещение. Помимо упрочнения металла связанного со скоплением дислокаций на границах зерен, есть основное упрочнение, которое при холодной пластической деформации поликристалла определяется характером множественного скольжения в каждом зерне.

Металлы, обладающие гранцентрированной кубической решеткой, упрочняются сильнее, чем металлы с объемноцентрированной решеткой. В результате

холодной деформации уменьшается плотность, сопротивление коррозии и повышается электросопротивление [5].

### 1.1.2 Горячая пластическая деформация

Холодная и горячая деформация отличаются друг от друга. Горячая обработка давлением, в отличие от холодной, обычно проводится при температурах, значительно превышающих температуру рекристаллизации. Поэтому при горячей обработке металлов давлением (прокатка, прессование, ковка, штамповка и др.) одновременно происходят два взаимно противоположных процесса. Деформация, сопровождающаяся наклепом и рекристаллизация, сопровождающаяся разупрочнением. Разупрочнение металла сопровождается процессами, которые приводят металл к равновесному состоянию.

Различают следующие стадии процесса устранения наклепа при нагреве: отдых (возврат и полигонизация), первичная рекристаллизация или рекристаллизация обработки, собирательная рекристаллизация или рост зерен, вторичная рекристаллизация (рисунок 1.5).

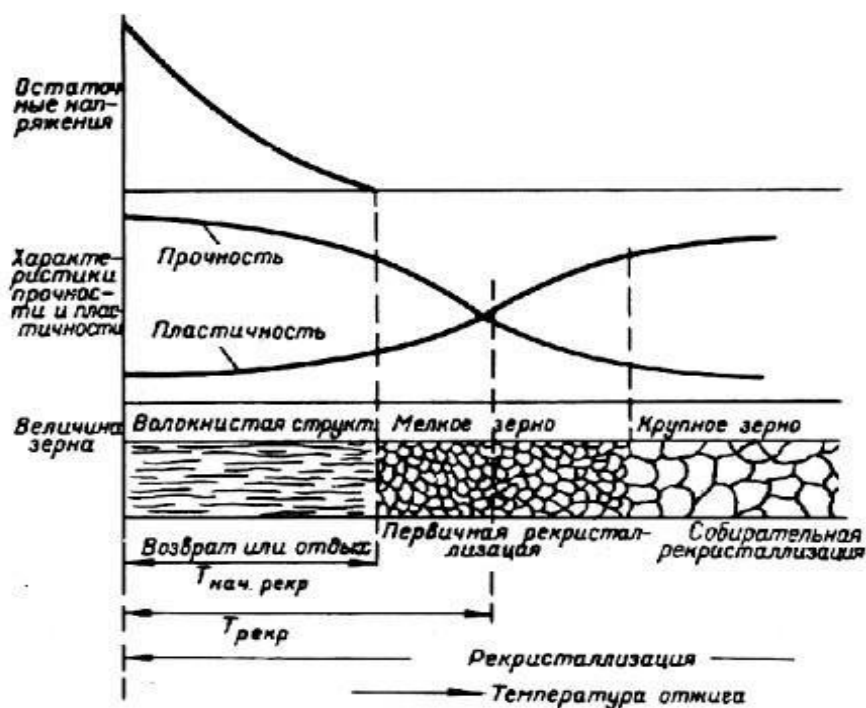


Рисунок 1.5 Схема изменения механических свойств и структуры металла после горячей деформации [5].

При отдыхе происходит частичное снятие напряжений и восстановление упруго искаженной кристаллической решетки путем перемещения атомов на небольшие расстояния при нагреве металла на относительно невысокие температуры. При отдыхе заметных изменений в микроструктуре не наблюдается, металл сохраняет волокнистое строение. В результате отдыха твердость и прочность несколько понижаются, а пластичность возрастает.

Во время полигонизации дислокации перераспределяются посредством диффузии и скольжения, что сопровождается частичной аннигиляцией. В результате этой стадии образуются так называемые «полигоны» — области внутри кристаллитов, которые отделены друг от друга малоугловыми дислокационными границами и вследствие этого не содержат дислокаций. Полигонизация может являться начальной стадией рекристаллизации, если речь идет о нагреве после больших деформаций.

Рекристаллизация сопровождается образованием и ростом новых зерен при нагреве наклепанного металла выше температуры начала рекристаллизации. Этот процесс протекает в две стадии. 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. Вначале процесс протекает медленно, происходит зарождение мелких зерен, которые растут и затем входят в непосредственное, соприкосновение друг с другом. Стадия первичной рекристаллизации длится до тех пор, пока новые неискаженные зерна не заполнят весь объем металла.

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

тельной рекристаллизации могут совершаться и до полного завершения первичной рекристаллизации. Результатом этого процесса может быть резкая неоднородность структуры по величине зерна.

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.

## 1.2 Контролируемая прокатка трубной стали

На сегодняшний день на рынке металлопроката имеет место быть большая потребность в низкоуглеродистых сталях с повышенными эксплуатационными и механическими свойствами. Такие стали должны иметь не только хорошую свариваемость, высокую прочность, ударную вязкость при низких температурах, но и обладать таким размером аустенитного зерна, который обеспечит высокую прочность, пластичность и вязкость стали. Такие свойства для низкоуглеродистых сталей можно получить при помощи контролируемой прокатки (КП).

Для низкоуглеродистых сталей контролируемую прокатку проводят при температурах выше  $1000^{\circ}\text{C}$ , в несколько циклов, с последующем понижением температуры. Затем сталь подвергают ускоренному охлаждению. Главными параметрами обработки стали являются температура исходного нагрева, температура, степень и скорость деформации при каждом цикле, а так же длительность пауз между циклами и скорость последеформационного охлаждения [6].

С помощью контролируемой прокатки стремятся получить мелкозернистую ферритную составляющую в структуре, поэтому рекристаллизация аустенита является наиболее важным процессом, так как во время охлаждения при образовании мелкого зерна аустенита наиболее вероятно получить в структуре мелкое зерно феррита (рисунок 1.6).

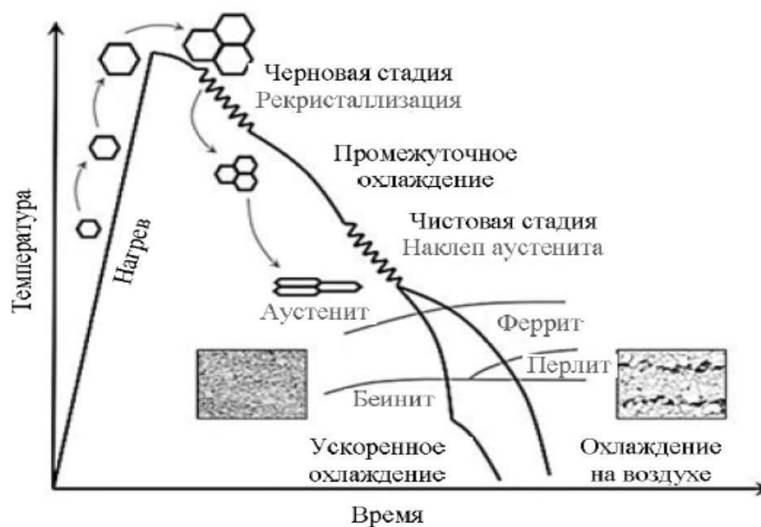


Рисунок 1.6 Общая схема контролируемой прокатки [7].

При температурах больше  $1000^{\circ}\text{C}$  рекристаллизация аустенита протекает стремительно, как при самой деформации, так и в перерывах между проходами, из-за чего зерно успевает увеличиться. Что бы избежать этого температуру окончания прокатки снижают, при этом постепенно увеличивают степень обжатия. Благодаря данным манипуляциям зародыши феррита образуются не только на границах аустенитного зерна, но и в его теле, и, следовательно, образуется мелкозернистая ферритная структура.

Существует черновая и чистовая стадия прокатки. До прекращения рекристаллизации в несколько проходов проводят так называемую черновую стадию прокатки для измельчения зерна аустенита, а затем чистовую прокатки. Чаще всего чистовую прокатку осуществляют в аустенитной или двухфазной области ( $\gamma+\alpha$ ).

На рисунке 1.7 представлены основные схемы контролируемой прокатки.



Схема рекристаллизационной контролируемой прокатки отображена на рисунке 1.7 а. При таком виде обработки черновая и чистовая стадии проводятся выше температуры рекристаллизации. Следовательно, из-за повторений процессов рекристаллизации в деформационных паузах полученная после прокатки структура является мелкозернистой феррито-перлитной.

Схема высокотемпературной контролируемой прокатки представлена на рисунке 1.7 б. Чистовая стадия ниже температуры рекристаллизации, но выше  $A_{r3}$ . Следовательно, при охлаждении зародыши феррита образуются на границах аустенитного зерна, субграницах и дислокациях. Так же, в зависимости от выбранной скорости охлаждения может сформироваться либо феррито-перлитная, либо феррито-бейнитная структуры.

Схема низкотемпературной прокатки изображена на рисунке 1.7 в. При данной схеме обработке, когда чистовая стадия прокатки приходится на аустенитную и двухфазную области, обеспечивается формирование мелкого ферритного зерна за счет динамического возврата. Следовательно, будет наблюдаться повышение уровня прочности.

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

лившиеся карбиды могут играть роль дополнительных центров образования ферритных зерен, что способствует измельчению зерна. Карбидообразующими элементами для трубных сталей чаще всего являются ниобий и ванадий.

Стоит отметить, что 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 [9].

Современные трубные стали класса прочности K60 производятся как по технологической схеме низкотемпературной контролируемой прокатки (с завершением в  $(\gamma + \alpha)$  - области) и последующим охлаждением на воздухе (иногда ускоренным охлаждением), так и по схеме высокотемпературной контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением в зависимости от требований, сортамента, имеющихся оборудования и технологий, а также экономических соображений.

Первый метод чаще применяют для проката класса прочности X70 (K60). В этом случае структура состоит из деформированного феррита и перлита. Химический состав стали характеризуется повышенным содержанием углерода, добавками легирующих (Mn и Si) и микролегирующих элементов. Для проката более высоких классов прочности или больших толщин химический состав стали обычно характеризуется пониженным содержанием углерода и комплексом легирующих элементов, повышающих устойчивость аустенита (Cr, Ni, Cu, Mo, B) [10].

В таблице 1 приведен ряд вариантов производства проката класса прочности X70 (K60), различающихся композицией легирования, схемой ТМО и конечной структурой; применяемые подходы зависят от сортамента, требований к прокату и имеющегося у производителя оборудования.

Таблица 1.1 – Варианты производства проката класса прочности X70 (K60)

Номер варианта	Класс прочности	Композиция легирования	Технологическая схема	Толщина, м	Структура
1	X70	0,08% C; 1,6% Mn; (Nb-V-Ti)*	Технология КП в ( $\gamma + \alpha$ )-области с охлаждением на воздухе	15–20 (до 25)	Феррит с субзеренной структурой и перлит
2	X70	0,08% C; 1,6% Mn; (Nb-V-Ti)	Технология интенсивного ускоренного охлаждения	Более 30	Мелкозернистый феррит и бейнит
3	X70	0,06% C; 1,65% Mn; варианты микролегирования: Cu-Ni; Mo; Nb более 0,07%	Стандартная технология УО	До 26	Бейнит + феррит
4	K60	0,09% C; 1,65% Mn; 0,45 Si; Nb-Ti	Технология КП в ( $\gamma + \alpha$ )-области с охлаждением на воздухе	25,8	Феррит + перлит
5	K60	0,07% C; 1,55% Mn (Ni-Cu-Nb-V)	УО из ( $\gamma + \alpha$ )-области	18,7	Феррит + бейнит
6	K60	0,06% C; 1,55% Mn (Ni-Cu-Mo-Nb-V)	УО из ( $\gamma + \alpha$ )-области	21,6	Феррит + бейнит

\* При совершенной технологии возможно исключение ванадия ( $C_v = 0,38-0,41$ ).

Горячая прокатка стали по регламентируемым температурно-деформационным режимам дает нам возможность получить мелкозернистую структуру с равномерным распределением дефектов кристаллической решетки, а так же повысить предел текучести, свариваемость стали и т.д.

### 1.3 Классификация трубных сталей

Трубные стали можно классифицировать по разным критериям.

*По сварному шву.* В зависимости от расположения сварного шва трубы большого диаметра подразделяются на прямошовные и спиральношовные, а также на одношовные и двухшовные. Основную долю труб большого диаметра составляют прямошовные. При формовке труб из листа на прессах сначала осуществляют операцию подгибки кромок, свободную штамповку в U-образную заготовку, а затем в O-образную. Полученные формы (O-образную и две U-образные) подвергают сварке (одним швом O-образные (диаметром 530-820мм) и двумя – в трубах 1020-1420 мм) [11].

*По классу прочности.* Прочность стали оценивается временным сопротивлением металла при растяжении. По прочности стали условно делят на 3 группы:

- обычной прочности ( $\sigma_T$  до 290 МПа);
- стали повышенной прочности ( $\sigma_T$  от 290 до 390 МПа);
- стали высокой прочности ( $\sigma_T$  от 440 МПа и выше).

В настоящее время широко применяются стали категорий прочности К60(Х70) и К70 (Х90).

*По химическому составу.* Так же возможна классификация трубных сталей по химическому составу. Она определяется суммарным процентом легирующих элементов:

- низколегированные - менее 2,5%;
- среднелегированные - 2,5...10%;
- высоколегированные - более 10%.

*По структурному составу.* Стоит отметить, что к перлитному классу относят углеродистые и легированные стали с низким содержанием легирующих элементов. К мартенситному - с более высоким, к аустенитному - с высоким содержанием легирующих элементов.

*По содержанию примесей.* По качеству, которое формируется в основном на стадии выплавки и определяется содержанием таких вредных примесей, как сера и фосфор, стали бывают:

- обыкновенного качества (массовая доля серы не более 0,05% и фосфора – до 0,04%);
- качественные (массовая доля серы до 0,04% и фосфора до 0,035%);
- высококачественные (массовая доля серы до 0,025% и фосфора до 0,025%);
- особовысококачественные (массовая доля серы до 0,015% и фосфора – до 0,025%); [12].

1.4 Требуемые эксплуатационные и механические свойства трубных сталей  
Воздействие суровых природно-климатических условий, а также больших внутренних нагрузок, связанных с внутренним давлением транспортируемого вещества, приводит к увеличению упругой энергии магистрального трубопровода, вследствие чего труба может разрушаться.

Также известно, что в условиях пониженных температур у низколегированных сталей ухудшается вязкость и пластичность, а так же возрастает склонность к хрупкому разрушению. Вдобавок, из-за транспортировки охлажденных до определенных температур газов с повышенной плотностью имеет место быть склонность к образованию трещин по хрупкому или вязкому типу.

Хрупкие (лавиновые) разрушения возникают из-за малого сопротивления металла хрупкому разрушению. Вязкие разрушения представляют большую опасность для трубопроводов из-за своей протяженности. Причиной возникновения таких разрушений является низкая ударная вязкость трубной стали.

В целях предотвращения зарождения и распространения разрушения к трубным сталям предъявляются жесткие требования по отношению к механическим свойствам.

На сегодняшний день низколегированные трубные стали должны обладать высоким уровнем свариваемости при различных условиях и режимах сварки, хорошей вязкостью, прочностью, пластичностью, а так же хорошим сопротивлением хрупкому разрушению при температурах монтажа и службы трубопровода.

В Российской Федерации технические требования на трубы для трубопроводов изложены в СНиП 2.05.06-85 «Магистральные трубопроводы». В данном документе представлены общие требования, следовательно, для конкретных условий эксплуатации формируются конкретные нормы по механическим характеристикам.

Нормируемыми характеристиками являются:

- временное сопротивление разрыву –  $\sigma_B$ ;
- предел текучести –  $\sigma_{0,2}$  или  $\sigma_T$ ;

- отношение предела текучести к временному сопротивлению  $\sigma_T / \sigma_B$ ;
- относительное удлинение при разрыве (%) (в листе оно должно быть на 2–3% больше, чем задано для трубы);
- ударная вязкость  $KCU^{-60}$  и  $KCV^{-20, -40}$ ;
- доля вязкой составляющей в изломе при испытании образцов падающим грузом (DWTТ) при температуре эксплуатации ( $-5 \dots -40$  °С) с определением процента волокна в изломе (%);
- углеродный эквивалент:

$$C_{кв} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{12} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{16} + \frac{Cu}{16} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + \frac{Nb}{10} + \frac{Ti}{8}$$

где С, Мп, V, Nb, Ni, Cu, Cr, Мо, В, Ti – массовые доли этих элементов в стали; По данным работы [13] углеродный эквивалент для трубных низкоуглеродистых сталей нормируется  $C_{кв} \leq 0,45$ . Снижение значений углеродного эквивалента уменьшает склонность свариваемых сталей к образованию холодных трещин. Из обеих формул ясно, что углерод является доминирующим химическим элементом, ответственным за образование охрупчивающих фаз в микроструктуре.

- сплошность при ультразвуковом контроле по всей поверхности листа;
- допуски на размеры листа по толщине должны соответствовать ГОСТ 19903 по повышенной точности, длине, серповидности, поверхностным дефектам, расслою, плоскостности;
- требование к микроструктуре (иногда);
- требования к технологии изготовления [14].

В таблице 1.2 приведены требования к свойствам трубной стали различной категории прочности.

Таблица 1.2 Требования к свойствам трубной стали различной категории прочности [13].

Категория прочности	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_T/\sigma_B$	ИПГ <sup>*</sup> , %	KV, Дж
K60 (X70)	485-635	570-760	$\geq 22$	$\leq 0,9$	$\geq 90$	$\geq 50$
X80 (K65)	555-705	625-825	$\geq 20$	$\leq 0,92$	$\geq 90$	$\geq 60$
K70	$\geq 590$	690 – 910	$\geq 18$	$\leq 0,92$	$\geq 90$	$\geq 78$
X90 – X100	625-840	695-990	$\geq 14$	$\leq 0,94$	$\geq 90$	$\geq 80$

\* доля вязкой составляющей в изломах «натурного» образца (во всю толщину листа) при испытании падающим грузом (ИПГ), или испытание DWTT по стандартам API

Требования, предъявляемые к металлу труб, сводятся к тому, что он должен иметь более высокую прочность, временное сопротивление разрыву, поскольку оно является основной расчетной характеристикой. Обладать высокой вязкостью и сопротивлением хрупкому разрушению при температурах строительства и эксплуатации, а также иметь хорошую свариваемость, что бы избежать дополнительной термообработки [11].

### 1.5 Сталь 10Г2ФБЮ

Сталь 10Г2ФБЮ является конструкционной низкоуглеродистой и низколегированной. Применяется для изготовления электросварных прямошовных труб группы прочности K60 для строительства трубопроводов, а также соединительных деталей газонефтепроводов.

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 по-

следующим ускоренным охлаждением, в зависимости от требований, предъявляемых к стали.

Строительные стали, к которым относится сталь 10Г2ФБЮ, обычно не цементируются и не используются для деталей, подвергающихся абразивному воздействию [15].

В таблице 1.3 представлен химический состав стали.

Таблица 1.3–Химический состав стали 10Г2ФБЮ[16]

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

В таблице 1.4 приведены данные о критических точках стали 10Г2ФБЮ.

Таблица 1.4 – Критические точки стали 10Г2ФБЮ[15]

$A_{c1}$ , °C	$A_{c3}$ , °C	$M_n$ , °C
725	865	400

На рисунке 1.8 представлена термокинетическая диаграмма стали 10Г2ФБЮ.

По оси ординат откладывается температура, а по оси абсцисс – логарифм времени. На диаграмме можно выделить следующие области:

- область устойчивого аустенита (выше критической точки );
- область переохлажденного аустенита;
- область диффузионного (перлитного превращения);
- область промежуточного (бейнитного) превращения, которое образовалось в присутствии карбидообразующих легирующих элементов;
- область бездиффузионного (мартенситного) превращения.



### 1.5.1 Механические свойства стали 10Г2ФБЮ

Так как сталь 10Г2ФБЮ применяется для изготовления электросварных прямошовных труб для строительства газопроводов, то, очевидно, что данная сталь будет работать в условиях высокого внутреннего давления, подвергаясь при этом воздействию различного рода, что способствует развитию дальнейшего разрушения стали [17].

Сталь 10Г2ФБЮ поставляется потребителю после контролируемой прокатки. В таблицах 1.5 и 1.6 приведены, в соответствии с ТУ 14-3-1573-96, механические свойства стали.

Таблица 1.5 - Свойства стали 10Г2ФБЮ по стандарту ТУ 14-3-1573-96 [18]

Сортамент	Класс прочности	$\sigma_{в}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %
Трубы	К60	590	460	20

$\sigma_{в}$  – предел кратковременной прочности, (МПа);

$\sigma_{т}$  – предел текучести, (МПа);

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

Нормы ударной вязкости при  $T = 20^\circ$  и  $T = 60^\circ\text{C}$  для труб диаметром 530 1020 мм с различной толщиной стенки из стали 10Г2ФБЮ представлены в таблице 1.6.

Таблица 1.6 Нормы ударной вязкости, KVC, Дж/см<sup>2</sup> [18]

Сортамент	Класс прочности	Наружный диаметр, мм	Толщина стенки, мм	KVC <sup>-60</sup>	KVC <sup>-20</sup>
трубы	К60	530	<10	29,4	29,4
трубы	К60	530	10- 12	39,2	29,4
трубы	К60	530	12- 24	49	29,4
трубы	К60	630	<10	29,4	29,4
трубы	К60	630	10- 12	39,2	29,4
трубы	К60	630	12- 24	49	29,4
трубы	К60	720	<10	29,4	29,4
трубы	К60	720	10- 12	39,2	29,4
трубы	К60	720	12- 30	49	29,4
трубы	К60	820	<10	29,4	29,4

трубы	К60	820	10- 12	39,2	29,4
трубы	К60	820	12- 30	49,2	29,4
трубы	К60	1020	10- 15	39,2	39,2
трубы	К60	1020	15- 32	49	39,2

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

### 1.5.2 Химический состав стали 10Г2ФБЮ

Трубная сталь 10Г2ФБЮ имеет пониженное содержание углерода. Связано это, прежде всего с негативным влиянием углерода на свариваемость стали, сопротивление хрупкому разрушению, порог хладноломкости и ударной вязкости (рисунок 1.9).

Снижение содержания углерода имеет также положительное влияние на сталь. В сталях с пониженным содержанием углерода наблюдается повышение растворимости нитридов и карбонитридов ниобия в аустените, наблюдаемое при нагреве.

Ведение в сталь легирующих элементов, а так же применение КП позволяет восполнить низкий вклад углерода в упрочнение стали.

Основным легирующим элементом трубной стали 10Г2ФБЮ является марганец, примерно до 2%. Марганец, растворяясь в феррите, значительно повышает прочность стали, улучшает сопротивление хрупкому разрушению. Кроме того, марганец, как и никель, понижает критические точки стали, что способствует измельчению ферритного зерна и перлитных участков. Так же марганец благоприятно влияет на прокаливаемость. Но содержание марганца свыше 2% приводит к появлению ликвации.

*Кремний.* Увеличение содержания Si вызывает чрезмерное твердорастворное упрочнение и усиливает действие Al, что способствует связыванию азота в нитрид TiAlN, сдерживающий рост зерна аустенита [14]. Кремний, при растворении в феррите искажает кристаллическую решетку металла, следовательно, повышается предел текучести трубных сталей и температура вязко–хрупкого перехода, по-

этому его содержание в трубных сталях ограничивают.

*Никель.* Из всех легирующих элементов никель в наибольшей степени снижает порог хладноломкости и интенсивно упрочняет феррит, при этом не снижает ударную вязкость. Никель в трубных сталях может выступать в роли твердорастворного упрочняющего элемента при сохранении высокой вязкости, так же никель повышает коррозионную стойкость и увеличивать прокаливаемость стали.

*Хром.* Хром в небольших количествах слабо влияет на стандартные свойства и не изменяет соотношения структурных составляющих, но при этом несколько укрупняет зерно. Хром в трубных сталях применяется для дополнительного твердорастворного упрочнения.

*Медь.* Влияния меди на ударную вязкость и хладостойкость зависит от ее содержания и распределения в стали. При небольших концентрациях она подобна никелю увеличивает прочность, улучшает прокаливаемость и коррозионную атмосферную стойкость. Для стали 10Г2ФБЮ медь оказывает влияние в основном на коррозионную атмосферную стойкость.

Микролегирование малоуглеродистых сталей карбидообразующими элементами, такими как титан, ниобий и ванадий, имеет большое значение для формирования высокой эксплуатационной надежности изделия.

*Ниобий.* Наиболее заметно влияние ниобия при процессах, протекающих во время горячей деформации. Благодаря ниобию при температурах нагрева ниже  $1150^{\circ}$  тормозится рост зерен аустенита, за счет образования частиц-барьеров на границе зерна. При введении в сталь ниобия повышается температура рекристаллизации до  $950 - 1000^{\circ}\text{C}$ . В общем, микролегирование ниобием благоприятно сказывается на комплекс механических свойств стали. При легировании ниобием повышается прочность и хладостойкость, так же благодаря частицам карбонитридов ниобия измельчается зерно феррита.

*Титан.* Микролегирование стали титаном способствует торможению роста зерна аустенита при нагреве и сварке. Происходит это благодаря образованию дисперсных частиц  $\text{TiN}$ . Присутствие титана в аустените в твердом растворе или в виде частиц  $\text{TiC}$  замедляет рекристаллизацию, а выделение  $\text{TiC}$  в феррите обес-

печивает дисперсионное твердение стали. В целом легирование титаном менее эффективно, чем ниобием [19].

*Ванадий.* При микролегировании стали ванадием, наблюдается монотонное повышение прочностных свойств и снижение сопротивления вязкому и хрупкому разрушению и относительного удлинения. Проведенные исследования в работе [20] показали, что микролегирование ванадием 0,10 % и азотом 0,020 % позволяет обеспечить одновременно высокие показатели прочности ( $\sigma_b \geq 600 \text{ Н/мм}^2$ ,  $\sigma_T \geq 520 \text{ Н/мм}^2$ ) и пластичности ( $\delta_5 \geq 28 \%$ ) для низкоуглеродистых трубных сталей.

*Азот.* 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.

Азот отрицательно влияет на ударную вязкость и сопротивление хрупкому разрушению низколегированных сталей при растворении его в твердом растворе или при образовании нитрида железа, вызывающего явление деформационного старения. Следует отметить, что азот в твердом растворе, как и углерод, упрочняет матрицу металла, но при этом снижает пластичность [20].

*Алюминий.* Наличие Al в твердом растворе на основе  $\gamma$ -Fe меняет растворимость карбонитридов V, Nb и Ti, но главным образом он оказывает влияние через образование фазы AlN. Особенно сильно образование AlN влияет на количество других нитридов: чем больше в сплаве Al и, соответственно, чем больше азота связано в AlN, тем меньше доля VN и TiN [16].

## 1.6 Основные структурные составляющие трубной стали 10Г2ФБЮ

Формирование структуры трубной стали происходит при контролируемой прокатке. В зависимости от технологических особенностей и химического состава сталей могут образоваться различные структуры, представляющие собой продукты распада аустенита различной степени дисперсности и различной степени неравновесности.

Структурные составляющие сталей можно разделить на две группы: основные (феррит, перлит и т.д.) и вторичные (например, бейнит). В зависимости от требований по прочности и хладостойкости феррит в сталях класса прочности X70 (К60) может быть полиэдрическим или частично состоять из зерен с совершенной субзеренной структурой. Вторая структурная составляющая: перлит (не более 15%) или бейнит (не более 25%), или квазиполигональный феррит (до 50%), а также допускается небольшое (до 2–3%) количество фазы мартенсита и остаточного аустенита [10].

*Феррит.* Полиэдрический феррит можно наблюдать в структуре на границах или в теле аустенитного зерна, а так же на границах неметаллических включений и карбидов. Для такого феррита характерна равноосная форма зерна с ровными границами, малая плотность дислокаций и отсутствие субзеренной структуры (рисунок 1.10 а). Стоит отметить, что большое количество полиэдрического феррита, а так же рост зерна могут отрицательно повлиять на уровень прочности трубной стали.

Структура квазиполигонизованного феррита отличается от полиэдрического. Для квазиполигонизованного феррита характерно наличие неправильных «рваных» границ зерен (рисунок 1.10 б). Связано это с более высокой плотностью дислокаций, часть которых перераспределяется в субграницах.

*Бейнит.* Бейнитные микроструктуры в настоящее время все в большей степени используют для получения трубных сталей с уровнем прочности и вязкости, требуемых для высоко- и ультравысокопрочных сталей.

Существует большое количество разновидностей бейнита, но в трубных сталях чаще всего встречаются пять морфологических типов низкоуглеродистого бейнита: гранулярный бейнит, верхний бейнит, вырожденный верхний, нижний и вырожденный нижний.

*Гранулярный бейнитный феррит* (рисунок 1.11). Характеризуется относительно равноосными, либо неправильной формой блоками внутри фрагментов, размер которых существенно меньше размеров исходного аустенитного зерна. Плотность дислокаций в гранулярном бейнитном феррите существенно выше, чем в квазиполигональном феррите [21]. Гранулярный бейнит определяется как микроструктура, состоящая из иррегулярного феррита со второй фазой, распределенной между его зернами. В зернах иррегулярного феррита часто выявляют травлением дислокационную субструктуру; такой феррит также называют квазиполигональным.

*Верхний и нижний бейнит.* В верхнем бейните феррит имеет реечную морфологию вследствие более низкой температуры превращения относительно температуры превращения гранулярного бейнита. Типичная структура верхнего бейнита, состоящая из удлиненных реек, организованных в пакеты с цементитом, расположенные на границах реек, показана на рисунке 1.12 а.

Вырожденный верхний бейнит образуется, когда предотвращено образование цементита, при этом микроструктура состоит из феррита реечной формы и участков обогащенного углеродом остаточного аустенита или мартенсита (М/А) на границах реек (рисунок 1.12 б).

Нижний бейнит, который формируется в низкоуглеродистых сталях, также имеет реечную морфологию феррита. Существенная разница между верхним и нижним бейнитом связана с выделениями карбидов. Нижний бейнит характеризуется выделениями цементита внутри ферритных реек (рисунок 1.12 в). При высоких скоростях превращения скачок градиента концентрации углерода, вероятно,

формируется в аустените с высоким пересыщением углеродом на межфазной границе  $\alpha - \gamma$ . Как следствие высокого пересыщения, выделения цементита появляются здесь в процессе превращения. Когда скорость превращения понижается, градиент углерода распределяется на большую дистанцию в аустените и концентрация углерода на межфазной поверхности также снижается; при этом образование цементита становится более сложным, приводя к образованию вырожденного нижнего бейнита (рисунок 1.12 г).

*Игольчатый бейнит.* Игольчатый бейнит представляет собой вытянутые реечные кристаллы бейнитного феррита с высокой плотностью дислокаций и островками вторичных фаз. Промежуточное превращение в верхней части его температурного интервала сопровождается интенсивным перераспределением углерода в области, не превращенной части аустенита. Карбиды в бейнитном феррите не наблюдаются.

*Перлит.* Как уже было описано выше в структуре стали 10Г2ФБЮ при определенном режиме термической обработки возможно образование перлита до 15 % [10]. Перлит представляет собой колонии чередующихся пластин феррита и цементита, располагающихся в виде протяженных областей по границам зерен феррита. Четко выраженное чередование феррита и цементита в вырожденном перлите не наблюдается. Как правило, пластинки цементита имеют разную толщину и очень часто они изогнуты и расщеплены на отдельные части.

*Мартенсит и остаточный аустенит (М/А).* При частичном мартенситном превращении в структуре наблюдаются островки мартенсит-аустенитной составляющей глобулярной или вытянутой формы. Высоким температурам промежуточного превращения характерны более крупные включения М/А-составляющей, низким – более мелкие.

Структура стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки имеет более высокую устойчивость аустенита: при скорости охлаждения  $1 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$  она состоит из феррита и вырожденного перлита с нерегулярным пластинчатым строением. С ростом скорости охлаждения в структуре преобладает бейнит (при  $10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ ), а при

скоростях охлаждения более  $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  структура в основном мартенситная (см. рисунок 1.8). Поэтому для сталей такого типа можно рекомендовать только «мягкое охлаждение» со скоростью  $6\text{--}12\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  для измельчения зерна или получения ферритно-перлитно-бейнитной или ферритно-бейнитной структур. К примеру, у исследуемой в данной работе низкоуглеродистой трубной стали наблюдается структура феррит + бейнит (рисунок 1.13). Оптимальным интервалом скоростей охлаждения, в которых формируется ферритно-бейнитная или полностью бейнитная структура (и отсутствует как перлит, так и мартенсит) для стали 10Г2ФБЮ составляет  $10\text{--}30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  [10].



## 1.7 Постановка и задачи исследования

Контролируемая прокатка создает улучшенный комплекс свойств листовой трубной стали. При дальнейшем изготовлении труб, соединительных деталей трубопроводов, используемые виды обработок, сопровождающиеся нагревами, в том числе высокотемпературными, могут существенно повлиять на комплекс свойств, в том числе и негативно. В связи с чем в настоящей дипломной работе выполняется исследование структуры стали 10Г2ФБЮ с применением металлографических методов с целью изучения влияния дополнительных термообработок структуру исследуемой трубной стали.

## 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1 Материал исследования

Исследование проводилось на стали промышленной плавки, используемой для сварных конструкций и бесшовных труб. Исходным материалом для исследования служил лист трубной стали 10Г2ФБЮ, подвергнутый контролируемой прокатке (рисунок 2.1).

Далее из листа вырезались темплеты, причем их ось располагается перпендикулярно направлению прокатки (рисунок 2.2).

Из полученных темплетов изготавливали образцы для структурных и физических методов исследования, а так же механических испытаний на микротвердость.

### 2.2 Проведение обработки исследуемой стали

При проведении эксперимента заготовки нагревали в камерных печах при разных температурах и разном времени выдержки, затем охлаждали на воздухе. В таблице 2.1 представлены режимы термической обработки, проведенной для каждого темплета.

Таблица 2.1 – Режим термической обработки исследуемых образцов

№	Темплет	$T_n, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{выд}}, \text{МИН}$
1	Б 263	850	10
2	Б 264	850	30
3	Б 265	850	60
4	Б 266	880	10
5	Б 267	880	30
6	Б 268	880	60
7	Б 269	910	10
8	Б 270	910	30
9	Б 271	910	60
10	Б 273	940	30
11	Б 274	940	60
12	Б 281	исх.	—

После проведенной термообработки из темплетов вырезались образцы с плос-

костью перпендикулярно направлению прокатки, из которых изготавливались металлографические шлифы для дальнейшего исследования структуры и микротвердости.

Образцы отрезались на настольном отрезном станке Delta-Abrasimet с ручной подачей отрезного круга сверху (рисунок 2.3 а). Далее они прессовывались на автоматическом станке для горячей запрессовки SimpliMet 1000 (рисунок 2.3 б). Обработка поверхности образцов проводилась на шлифовально-полированном станке (рисунок 2.3 в). Шлифование образцов производилось на абразивных шкурках с размером зерна 28...40, 18...14 и 10...14 мкм, соответственно, в течение 15 минут на каждой абразивной шкурке. На образцы подавалась нагрузка 20 Н. В процессе шлифования для охлаждения и промывки образцов применялась вода. После шлифования производилась полировка образцов на специальном сулке с продолжительностью в 15 минут с применением алмазной суспензии с зернистостью 3 мкм и 1 мкм. В процессе финальной полировки использовалась суспензия коллоидного кремния в течение 45 минут.

Далее проводились исследование структуры и твердости готовых металлографических шлифов.

### 2.3. Исследование структуры

Структуру стали изучали на инвертированном металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer (рисунок 2.4) при увеличениях  $\times 100$ ,  $\times 200$ ,  $\times 500$ ,  $\times 1000$ .

Предварительно шлифы подвергали химическому травлению для выявления аустенитного зерна в спиртовом растворе пикриновой кислоты с добавлением ингибиторов при времени травления до 40 с и температуре 60-70°C.

Индификацию структурных составляющих стали проводили с помощью цветного травления в реактиве Le Pera .

Образцы были переполнены. На финальной стадии подготовке шлифов для получения качественного результата в паузах между полировками производилось травление образцов в 2% нитале - спиртовом растворе  $\text{HNO}_3$  не более 5-7 секунд. Это позволило избавиться от «несовершенств» шлифа. После образцы промыли в воде и этаноле и высушили в потоке теплого воздуха. Травление реактивом Le Pera выполнялось в свежеприготовленном растворе, представляющий собой смесь двух растворов (1:1): 1 г  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  в 100 мл дистиллированной воды и 4 г пикриновой кислоты в 100 мл спирта. После завершения травления поверхность образцов была немедленно промыта этанолом и высушена в потоке холодного воздуха.

При травлении реактивом Le Pera феррит, бейнит, мартенсит и остаточный аустенит окрашиваются в голубой, коричневый и белый цвета, соответственно.

При определении величины аустенитного зерна применяли метод секущих по 4-5 снимкам, при стократном увеличении. На каждый снимок структуры образца с целью усреднения данных наносили по 8 секущих (рисунок 2.5).

Рисунок 2.5 – Образец исследуемой стали с разметкой секущих ( $\times 100$ ).

Расчет средней величины зерна  $D$  производили по формуле:

$$D = L / N, \quad (2)$$

мм.

Где  $N$ - количество границ зерен пересеченных секущей;  $L$ - длина секущей,

По полученным данным определяли балл зерна по номограмме для определения размера зерна (рисунок 2.6).

Исследования отдельных структурных составляющих выполнены с помощью сканирующего микроскопа «JEOL JSM –7001F» (рисунок 2.7 а), имеющего приставку – энергодисперсионный анализатор Oxford «INCA X-max 80» позволяющую осуществлять микрорентгеноспектральный анализ, в том числе отдельных частиц.

#### 2.4 Исследование микротвердости

Измерение микротвердости стали по методу Виккерса проводили с помощью автоматического микротвердомера FM-800 (рисунок 2.7 б) на образцах после механической шлифовки, полировки и дополнительного травления. При этом оценивалась микротвердость отдельных структурных составляющих стали малых по площади при нагрузке 10г. Использование наибольшего возможного нагружения- 2000 г. позволяло приблизить значение к макротвердости. Во всех случаях измерение выполнялось не менее трех раз, по результатам которых определились средние значения.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЯ

Часть технологических операций, используемых при изготовлении деталей трубопроводов, таких как сварка, промежуточные и окончательные термообработки, проводятся при высоких температурах, что может стать причиной роста зерна аустенита. Как следствие, могут наблюдаться потери в механических свойствах исходного материала. Однако, учитывая особенности химического состава и структуры трубной стали 10Г2ФБЮ, полученной путем контролируемой прокатки, можно ожидать сохранения исходной мелкозернистой структуры, учитывая присутствие в исходном листе мелкодисперсных труднорастворимых при нагревах карбидов и карбонитридов на основе V, Nb, Ti, которые сдерживают рекристаллизацию и рост зерна.

В данной главе рассмотрены влияние последующих технологических нагревов на структуру и твердость трубной стали класса прочности К60. Эксперимент проводился на 12 образцах стали 10Г2ФБЮ в поле нагревов с 850 °С до 940 °С шагом в 30 °С с длительностью выдержки 10, 30, 60 минут при каждой из исследованных температур и последующем охлаждением на воздухе.

#### 3.1 Анализ структуры стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки

Основной структурной составляющей исходного образца является полиэдрический феррит (ПФ) – светлые зерна равноосной формы, занимающие по площади порядка 80% шлифа. Игольчатый бейнит (ИБ) присутствует в структуре в виде небольших участков, объемная доля которого составляет 10% площади образца. Возможно присутствие небольшого количества перлита. Благодаря специальному цветному травлению в реактиве Le Pera было выявлено наличие мартенсит-аустенитной составляющей (М/А) в виде мелких белых вкраплений порядка 5 % площади шлифа (рисунок 3.1 б).

Появление мартенсита в структуре можно объяснить следующим образом. Образование полиэдрического феррита сопровождается обогащением непретергнутой части аустенита углеродом, что при последующем охлаждении приводит к формированию вырожденного перлита или бейнита, то есть цементит не регулярно распределен в феррите. При дальнейшем охлаждении оставшийся аустенит претерпевает частично мартенситное превращение и в структуре появляются участки М/А-составляющей.

Внутри зерен феррита можно наблюдать очень маленькие частицы округлой формы (рисунок 3.2.) Эти частицы могут являться карбидами, нитридами или карбонитридами V, Nb, Ti и т.д.

Анализ природы этих включений был выполнен на сканирующем микроскопе с помощью микрорентгеноспектральной съемки. В лучах электронов сканирующего микроскопа карбиды выглядят как белые включения на фоне более серых ферритных участков. В ходе исследования исходного образца было выявлено в нем наличие частиц NbC (рисунок 3.3 а) и TiCN в исходном образце (рисунок 3.4 а), спектры 1 и 2 соответственно (таблица 3.1).

Эти данные подтверждаются картами распределения отражение от Nb (рисунок 3.3 б) и Ti (рисунок 3.4 б), на которых в местах залегания частиц отражается наиболее яркое свечение. Приблизительный размер частиц NbC и TiNC составляет 0,27мкм и 0,13 мкм соответственно.

Таблица 3.1 Химический состав частиц спектров 1(см. рисунок 3.3) и 2(см. рисунок 3.4)

Название спектра	C	Si	S	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Nb	Mo	N
Спектр 1	7,00	0,40	0,00	0,06	0,08	0,13	1,71	90,05	0,12	0,45	-
Спектр 2	2,9	0,24	0,00	0,10	0,05	0,19	1,64	94,53	0,14	0,10	0.83

Размер аустенитного зерна определялся методом секущих. Результаты расчетов представлены на рисунке 3.5. Балл аустенитного зерна в исходном образце равен 4,5 согласно нормативной шкале.

### 3.2 Влияние дополнительных технологических нагревов на структуру стали 10Г2ФБЮ

Выбранные для исследования данной стали температуры нагревов лежат в межкритическом интервале  $A_{c1}$   $A_{c3}$  ( $725^{\circ}\text{C}$   $865^{\circ}\text{C}$ ) и расположены выше него ( $880^{\circ}\text{C}$ ,  $910^{\circ}\text{C}$ ,  $940^{\circ}\text{C}$ ).

При нагреве образцов до температур находящихся в межкритическом интервале –  $850^{\circ}\text{C}$  процесс аустенитизации не завершается, тем более при малых выдержках (10 минут) (рисунок 3.6 а, б). При последующем охлаждении из области  $\gamma+\Phi$  на воздухе образовавшийся аустенит вновь распадается в основном с образованием гранулярного бейнита. Феррит сохраняется от исходной структуры.

В сравнение с исходным образцом структура образца выдержанного 10 минут при  $850^{\circ}\text{C}$  (см. рисунок 3.6) имеет более однородный характер. Гранулярный бейнит составляет порядка 20 %, полигональный феррит 70-80%.

На рисунках 3.7 а, б представлены структуры образца подвергнутого травлению в 4%-ом растворе пикриновой кислоты. С увеличением времени выдержки образца- до 30 минут при той же температуре ( $850^{\circ}\text{C}$ ) можно наблюдать следующее изменение в структуре: наличие более крупных полиэдрических ферритных зерен, объемная доля которых составляет порядка 70% площади шлифа. Второй структурной составляющей данного образца является гранулярный бейнит. Его количество в структуре металла приблизительно равно 30%.

К данному образцу применяли цветное травление (рисунок 3.7 в, г) благодаря которому в ходе исследования было выявлено наличие М/А составляющей.

При часовой выдержке образца нагретого до температур межкритического интервала структура, по сравнению с образцами 10 и 30 минутах выдержки, становится еще более однородной (рисунок 3.8 а). Микроструктура образца представляет собой ферритную матрицу с наличием гранулярного бейнита (рисунок 3.8 б). Наблюдается увеличение размера полигонизованного феррита и его количества в объеме.

Образцы, нагретые чуть выше критической точки  $A_{c3}$  и выдержанные 10 ми-



нут (рисунок 3.10) и 30 минут (рисунок 3.11) имеют схожие структуры. Наблюдаются такие составляющие как полиэдрический феррит и гранулярный бейнит. Следует отметить, что с увеличением времени выдержки можно заметить увеличение бейнита и феррита в размере (рисунок 3.11 б).

Для образца с выдержкой 60 минут было проведено исследование микроструктуры на сканирующем микроскопе с помощью рентгеноспектрального анализа микроструктуры. Было выявлено присутствие в структуре образца частицы размером 0,12 мкм карбонитрида ниобия (рисунок 3.12). Что подтверждается химическим составом представленным таблице 3.2. Таблица 3.2 Химический состав частицы (см рисунок 3.12)

Название спектра	C	Si	S	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Nb	Mo	N
Спектр 3	3,61	0,39	0,00	0,03	0,03	0,11	1,69	93,62	0,16	0,13	0,17

При температуре 910°C и времени выдержки 10 минут в структуре наблюдается полиэдрический феррит и гранулярный бейнит (рисунок 3.13). С увеличением времени выдержки нагрева до 30 минут в объемной доле образца просматривается рост полиэдрического феррита и склонность к формированию гранулярных структур бейнита (рисунки 3 14), а также наблюдается рост зерен феррита.

При шестидесяти минутах выдержки при температуре образца выше  $A_{r3}$  (910°C) в структуре наблюдается верхний бейнит. Полиэдрический феррит сохраняется (рисунок 3.15).

Можно заметить, что для температуры нагрева много выше  $A_{r3}$  (940°C) при выдержки 30 минут гранулярный бейнит сохраняется (рисунок 3.16), но с увеличением времени выдержки до 60 минут в структуре стали образуется верхний бейнит (рисунок 3.17).

Структуры стали 10Г2ФБЮ после нагрева до 940°C и выдержке 60 минут после цветного травления в специальном реактиве Le Pera изображены на рисунке

3.18. В структуре присутствует М/А составляющая (светлые участки) не более 5-10% от площади шлифа.

При исследовании образца подвергнутого нагреву выше  $A_{r3}$  с часовой выдержкой на сканирующем микроскопе была выявлена природа частиц с помощью рентгеноспектрального анализа микроструктуры. В ходе исследования образца было выявлено наличие частиц Nb (рисунок 3.19). Судя по химическому составу исследуемых спектров указанного в таблице 3.4, в исходном образце присутствуют карбонитрид ниобия.

Таблица 3.3 Химический состав частицы (см. рисунок 3.19)

Название спектра	C	Si	S	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Nb	Mo	N
Спектр 4	3,76	0,44	0,06	0,09	0,06	0,15	0,06	92,99	0,07	0,00	0,60

В данной работе проводились исследования влияния технологических нагревов на структуру трубной стали 10Г2ФБЮ. В частности была рассмотрена закономерность роста зерен аустенита. Полученные данные о среднем значении размера аустенитного зерна и значении его балла согласно номограмме представлены на рисунке 3.20. Балл зерна практически не меняет своего значения, следовательно, можно считать, что нормализация образцов стали с нагревом до температур 850°С 940°С не вызывает существенного роста зерна аустенита.

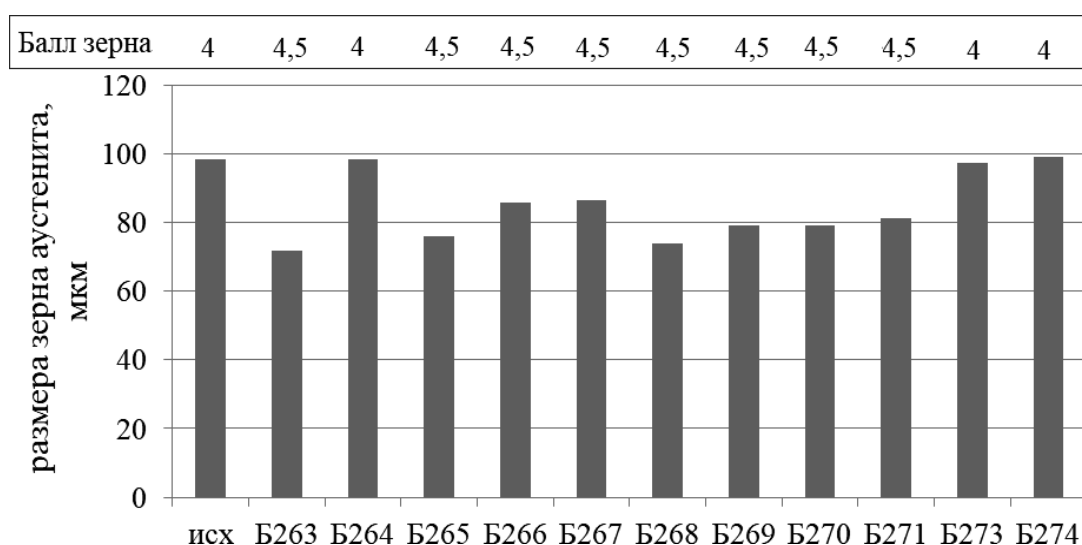


Рисунок 3.20 – Средние значения аустенитных зерен и их балл согласно номо-

грамме для образцов стали 10Г2ФБЮ.

На рисунке 3.21 представлена наглядная зависимость размера аустенитного зерна при повторных технологических нагревах и времени выдержки: 10, 30 и 60 минут.

Сравнительный анализ показал, что при температуре 850°С с увеличением времени выдержки наблюдается уменьшение размера аустенитного зерна, что подтверждается графиком зависимости среднего размера зерна аустенита от времени выдержки при нагреве до температуры лежащей в межкритическом интервале (рисунок 3.22 а). Резкое увеличение размера зерна при 30 минутах связано с незавершившейся перерекристаллизацией аустенита. При 880°С (рисунок 3.22 б) наблюдается менее выраженный скачок роста аустенитного зерна при 30 минутах выдержки (завершение процесса перерекристаллизации). У образцов с температурой нагрева намного больше межкритического интервала тенденции к росту зерна практически не наблюдается.

На рисунке 3.23 отображена зависимость размера зерна аустенита от температур нагревов образцов для 10, 30 и 60 минут выдержек. На графике видно, что с повышением температуры нагрева с 850 °С до 940°С при часовой выдержке зерно увеличивается на 20 мкм. При 30 минутах выдержки до температуры 910°С аустенитное зерно уменьшается в размерах. Связано это с наличием в структуре металла мелкодисперсных труднорастворимых при нагревах карбидов и карбонитридов на основе V, Nb, воздействие которых максимально только при температурах 850–900 °С и уменьшается при более высокой. Выше температуры 900°С размер зерна резко увеличивается из-за уменьшения количества V, Nb (C,N) частиц. При минимальном времени выдержки (10 минут) зерно увеличивается незначительно. Как уже было отмечено раньше, наблюдается тенденция роста зерна феррита при нагреве в исследуемом интервале температур с увеличением времени выдержки. На рисунке 3.24 изображена поверхность шлифа исходного образца при больших увеличениях с размерами ферритного зерна.

Для образцов различного времени выдержки при температурах 850°С 940°С наблюдается рост размера ферритного зерна (рисунок 3.25).

(880°С) значение коэффициента анизотропии монотонно возрастает и достигает максимума при температуре 880°С для каждого времени выдержки. При нагреве выше 880°С и выдержки 10 минут продолжается равномерный рост коэффициента анизотропии. При более долгих выдержках- 30 и 60 минут коэффициент анизотропии падает, и тем сильнее, чем больше время выдержки.

### 3.3 Оценка влияния различных температур нагревов на твердость стали 10Г2ФБЮ и ее структурных составляющих

Исследование твердости образцов стали 10Г2ФБЮ, а так же ее отдельных структурных составляющих, прежде всего, выполнено на исходном образце по методу Виккерса (рисунок 3.27).

Повышение температуры повторного нагрева с последующем охлаждением на воздухе способствует снижению твердости образцов и их отдельных составляющих (рисунок 3.28 а, б, в, г). Это может быть следствием уменьшения горячего наклепа, созданного контролируемой прокаткой. Причем снижается прочность отдельных составляющих.

При выдержке 10 минут твердость для образца и феррита уменьшилась на 21%, а для бейнита на 14% (рисунок 3.29 а). При выдержке 30 минут твердость образца уменьшилась на 20%, его отдельных составляющих: феррита и бейнита на 35% и 24% соответственно (рисунок 3.29 б). При часовой выдержке наблюдается резкое снижение твердости для образца и феррита: 14% и 29% соответственно и незначительно для бейнита - 3% (рисунок 3.29 в).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные исследования по влиянию повторных технологических нагревов трубной стали 10Г2ФБЮ после контролируемой прокатки показало, что дополнительная нормализация стали с температур 850°С 940°С не вызывает существенного роста зерна аустенита. Твердость стали при использовании таких дополнительных обработок уменьшается по сравнению с исходным состоянием. Величина горячего наклепа уменьшается на 20% и менее.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Николаева Е.А. Сдвиговые механизмы пластической деформации монокристаллов: учебное пособие / Е.А. Николаева – Пермь: Изд-во ПГТУ, 2011. – 50с.
2. Арзамасов Б.Н. Материаловедение / И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др. Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова – 2-е изд. – М: Машиностроение: 1986. – 384с.
3. Мирзаев, Д.А. Основы теории дефектов, прочности и пластичности кристаллов: учебное пособие / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев. — Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2013. – 338с.
4. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов – М.: Издательство «Мир», Москва 1972. – 408 с.
5. Лахтин, Ю. М. Материаловедение: Учебник для машиностроительных вузов/ Лахтин Ю. М., Леонтьева В.П. – 3-е изд., перерпб. И доп. – М.: Машиностроение. 1990. – 528 с.
6. Смирнов, М.А. Основы термической обработки стали: учебное пособие / Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. – М.: Металлургия, 1999. – 494 с.
7. Полецков П.П. Исследование влияния режимов контролируемой прокатки трубной стали на структурное состояние горячедеформированного аустенита / Полецков П.П, Гущина М.С., Алексеев Д.Ю., Емалева Д.Г, Кузнецова А.С., Никитенко О.А. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2018. Т.16. №3 С. 67-77.
8. Варнак О.В. Влияние структуры на склонность к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера в низкоуглеродистых саях для трубопроводов.: дис. ... канд, тех. наук/ О.В. Варнак. – М., 2018. – 226 с.
9. Мастеров В. А. Теория пластической деформации и обработка металлов давлением : учеб. для техникумов / В. А. Мастеров, В. С. Берковский – М.: Металлургия, 1989. – 400 с.
10. Эфрон, Л.И. Материаловедение в «большой» металлургии. Трубные стали – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.

11. Матросов Ю.И. «Сталь для магистральных трубопроводов». Москва: Металлургия, 1989 – 288с.
12. Общая классификация и обозначение металлов и сплавов: методические указания для самостоятельной работы / Сост. Т.Ю. Малеткина. – Томск: Изд-во Том. гос. ун-та, 2015. – 40 с.
13. Перспективные материалы : учебное пособие / В.Н. Лясников и др. ; под ред. Д.Л. Мерсона. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2013. – Т. V. –422 с. : пер.
14. Якушев, Е.В. Исследование и разработка экономнолегированной трубной стали класса прочности К60 для стана 2800 ОАО «Уральская сталь».: дис. ... канд. тех. наук / Е.В. Якушев. – М.,2014. –156с.
15. 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 // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017– №2. С.71 75 с.
16. 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, – 2016 – №12. С.1277 1287.
17. Матросов Ю. И. Разработка принципов микролегирования и режимов контролируемой прокатки малоперлитных сталей для труб магистральных газопроводов: автореф. дис. д-ра тех. наук. М.: 1982. 142с.
18. ТУ 14-3-1573-96. Трубы стальные электросварные прямошовные диаметром 530-1020 мм с толщиной стенки до 32 мм для магистральных газопроводов, нефтепроводов и нефтепродуктопроводов. Справочные материалы, 1997. – 32 с.
19. Анучкин, М.П. Трубы для магистральных трубопроводов / М.П. Анучкин, В.Н. Горицкий, Б.И. Мирошническо. – М.: Недра, 1986. – 231 с.
20. Науменко, В.В. Влияние ванадия и азота на формирование структуры и свойств рулонного проката классов прочности К60 (Х70) / В.В. Науменко, О.А. Багмент // Сталь. №5. 2017. С. 50 55.



21. Матросов, М. Ю. Особенности и классификация структур низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных трубных сталей / М. Ю. Матросов, И. В. Лясоцкий, А. А. Кичкина, Д. Л. Дьяконов // Сталь. – №1. – 2012. – С. 65 – 74.

22. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. 544 с.