

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ  
ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего профессионального образования  
«ЮЖНО-УРАЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»  
(национальный исследовательский университет)  
Факультет «Материаловедение и металлургические технологии»  
Кафедра «Материаловедение и физико-химия материалов»

РАБОТА ПРОВЕРЕНА

Рецензент

\_\_\_\_\_ 2020 г.

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ

Заведующий кафедрой

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

ПОСТРОЕНИЕ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ДИАГРАММЫ  
ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В МЕТАЛЛЕ ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ  
СТАЛИ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ X100

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА  
К ВЫПУСКНОЙ КВАЛИФИКАЦИОННОЙ РАБОТЕ

ЮУрГУ–220402.2020.154. ПЗ ВК НИР

Руководитель работы, профессор, д.т.н.

\_\_\_\_\_ Ю.Н. Гойхенберг  
\_\_\_\_\_ 2020 г.

Автор проекта

студент группы П-243

\_\_\_\_\_ И.И. Сулейманова  
\_\_\_\_\_ 2020 г.

Нормоконтролер, профессор, д.т.н.

\_\_\_\_\_ Ю.Н. Гойхенберг  
\_\_\_\_\_ 2020 г.

Челябинск 2020

## АННОТАЦИЯ

Сулейманова И.И. Построение термокинетической диаграммы превращения аустенита в металле околосшовной зоны стали группы прочности X100. – Челябинск: ЮУрГУ, П (МиМТ); 2020, 74 с. 34 ил., библиогр. список – 44 наим., 2 прил.

В данной выпускной квалификационной работе представлен литературный обзор по трубной стали группы прочности X100. Построена и проанализирована термокинетическая диаграмма превращения аустенита в металле околосшовной зоны стали марки 05Г2МФБ группы прочности X100. Проведено микроструктурное и дюрOMETрическое исследования исследуемой стали.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	8
1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР .....	11
1.1 Современные магистральные газопроводы высокого давления .....	11
1.2 Требования, предъявляемые к основному металлу и сварным соединениям труб Х100.....	13
1.2.1 Свариваемость стали группы прочности Х100.....	17
1.3 Основные принципы легирования и микролегирования высокопрочных трубных сталей .....	23
1.4 Термомеханическая контролируемая прокатка .....	27
1.4.1 Микроструктура высокопрочных трубных сталей.....	36
1.5 Сварка труб большого диаметра.....	43
1.5.1 Классификация зоны термического влияния.....	44
2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ .....	47
2.1 Материал исследования.....	47
2.2 Методы исследования.....	50
2.2.1 Изучение структуры стали.....	50
2.2.2 Построение термокинетической диаграммы .....	51
3. АНАЛИЗ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ДИАГРАММЫ И МИКРОСТРУКТУРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ СТАЛИ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ Х100.....	56
3.1 Анализ термокинетической диаграммы превращения аустенита в металле околошовной зоны стали группы прочности Х100 .....	56
3.2 Микроструктурное и дюрOMETрическое исследования превращения аустенита в металле околошовной зоны стали группы прочности Х100.....	57

4. ВЫВОДЫ.....	66
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК .....	67
ПРИЛОЖЕНИЯ.....	72
ПРИЛОЖЕНИЕ А.....	72
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	73

## ВВЕДЕНИЕ

Интерес к разработке и строительству трубопроводов высокого давления большого диаметра постоянно возрастает. Сегодня трубы из стали группы прочности X80 (K65) с рабочим давлением до 11,8 МПа уже производятся многими металлургическими компаниями. Но в ближайшем будущем предлагается увеличить значение рабочего давления труб до 15 МПа. Увеличение рабочего давления труб дает несомненное преимущество, позволяя транспортировать больший объем газа в течение заданного периода времени или в более длинные расстояния. Однако, повышение рабочего давления в трубопроводах требует увеличения толщины стенки трубы или повышения прочности трубной стали. Второй путь, преимуществами которого являются снижение стоимости строительства и металлоемкости при уменьшении толщины стенки труб, предпочтительнее. Так, например, газопроводы большой протяженности требуют дорогостоящих компрессорных станций (КС), а с повышением давления газа при использовании высокопрочных труб потребуется меньшее количество станций, что и повлияет на экономику проекта.

Ситуация, связанная с удаленными, неблагоприятными и экономически невыгодными нефтяными и газовыми месторождениями также решается за счет трубопроводов со сверхвысокими давлениями. Уменьшенный вес трубопровода значительно снижает затраты на транспортировку участков труб до строительства в полевых условиях, в то время как уменьшенная толщина стенок уменьшает время строительства из-за меньшего объема требуемого металла шва. На рисунке 1 представлен возможный прогноз экономии металла трубопровода благодаря использованию более высокопрочных сталей. Так, при использовании газопроводной компанией Ruhrgas трубопровода группы прочности X80 с толщиной стенки до 18,3 мм при строительстве было сэкономлено около 20 000 тонн металла по сравнению с трубами из стали группы прочности X70 толщиной 20,8 мм. Использование высокопрочных сталей, таких как X100 или даже X120, может привести к более значительной экономии металла [1].

Рост рабочего давления может привести к возникновению повышенных напряжений в стенке трубы, способных вызвать разрушение трубопровода. Поэтому помимо повышения прочности необходимо повысить запас вязкости труб особенно в случае пониженных температур эксплуатации. Сварка трубопроводных сталей продолжает вызывать беспокойство из-за присутствия локальной хрупкой зоны в зоне термического влияния (ЗТВ), так как трудно достичь хорошей ударной вязкости при низких температурах, если прочность шва относительно высока.

Использование труб большого диаметра (ТБД) группы прочности X100 и выше на территории России и стран СНГ, в первую очередь будет востребовано при освоении и расширении нефтегазовых месторождений. Освоение отечественными компаниями производства ТБД группы прочности X100 и выше укрепит положение компаний на международном рынке и позволит вывести нефтегазотранспортную систему на новый уровень технологического развития.

На предприятиях «Трубной Металлургической Компании» (ОАО «ТМК»), планируется освоение производства труб большого диаметра из стали группы прочности X100. В связи с этим специалистами «Российского научно-исследовательского института трубной промышленности» (ОАО «РосНИТИ») и «Волжского трубного завода» (АО «ВТЗ») проводится ряд работ, связанных с исследованием свариваемости и разработкой технологии производства сварки труб большого диаметра группы прочности X100. В настоящей работе представлены результаты построения термокинетической диаграммы превращения аустенита в металле околосшовной зоны стали группы прочности X100 и анализ микроструктуры.

# 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

## 1.1 Современные магистральные газопроводы высокого давления

Магистральные газопроводы – это высоконагруженные электросварные конструкции, работающие в экстремальных условиях под воздействием внутреннего давления и внешних неблагоприятных факторов.

В процессе эксплуатации трубопроводы испытывают разнообразные воздействия, в результате которых при неблагоприятных условиях могут возникнуть разрушения. Аварии, вызываемые внешним воздействием, являются следствием механических повреждений трубопровода при монтаже и укладке труб, движения грунта и прочее. Причиной разрушения может быть и общая коррозия или стресс-коррозия под напряжением. Часть разрушений трубопроводов при эксплуатации происходит из-за наличия дефектов в области сварного соединения, а также при возникновении напряжений выше допустимых с точки зрения статической прочности. Движущей силой разрушения служит упругая энергия, запасенная в металле трубопровода и рабочем газе, находящимся под большим давлением.

Освоение новых газовых месторождений, в том числе расположенных на северном шельфе, предопределяет необходимость прокладки газопроводов в суровых геолого-климатических условиях. Минимальные температуры строительства и эксплуатации современных газопроводов являются экстремально низкими.

Оптимальным решением в сложившейся ситуации является применение новых высокопрочных трубных сталей. Согласно международной классификации, приведенной в стандарте Американского нефтяного института API Spec 5L, трубы подразделяются на несколько групп (классов) прочности, в зависимости от уровня пределов текучести и прочности и обозначаются буквенно-цифровым кодом: символом «X», обозначающим группу прочности и минимальным гарантированным значением предела текучести в ksi (1 ksi = 6,894 МПа). Примерным российским аналогом группы прочности «X» является группа

прочности «К», где «К» обозначает группу прочности и цифра – значение временного сопротивления в  $\text{кгс/мм}^2 = 10 \text{ МПа}$ , по ГОСТ 20295-85 для магистральных труб газопроводов. Предел прочности сталей американских стандартов близок к отечественным, а пределы текучести могут и не совпадать (таблица 1).

Таблица 1 – Международная классификация групп прочности стали и их российские аналоги

Группа прочности	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$ , МПа		Предел прочности, $\sigma_B$ , МПа		Отношение, $\sigma_{0,2}/\sigma_B$
	min	max	min	max	
X52	360	530	460	760	0,95
X60	415	565	520	760	0,93
X65 (K56)	448	550	530	650	0,93
X70 (K60)	485	635	570	760	0,93
X80 (K65)	555	705	625	825	0,93
X100 (K80)	690	840	760	990	0,97
X120	830	1050	915	1145	0,99

Преимуществом применения высокопрочных труб является:

- снижение металлоемкости газопровода за счет уменьшения толщины стенки труб;
- экономия за счет сварки более тонкого материала;
- снижение пропорционально массе расходов на транспортировку труб до места строительства;
- увеличение рабочего давления с увеличением группы прочности стали и др.

В зависимости от требований к основным характеристикам проката, возможности оборудования, и принятой технологии производства (прокатка с завершением в  $\gamma$  или  $(\gamma + \alpha)$ -области и последующем охлаждении на воздухе или ускоренном охлаждении), химический состав сталей может изменяться в



достаточно широких пределах. В таблице 2 приведены варианты химического состава сталей для труб группы прочности X70 – X100, составленных с учетом технологии их изготовления и обеспечения требуемого структурно-фазового состава.

Таблица 2 – Варианты химического состава листов (труб) группы прочности X70 – X100 [2]

Группа прочности	Композиция легирования	Процесс	Толщина листа (трубы), мм	Структура
X70 (K60)	%: 0,08 C; 1,6 Mn; (Nb-V-Ti)	Технология контролируемой прокатки в ( $\gamma$ - $\alpha$ )-области с охлаждением на воздухе	15,0 – 20,0	Феррит с субзеренной структурой и перлит
	%: 0,08 C; 1,6 Mn; (Nb-V-Ti)	Технология интенсивного ускоренного охлаждения	30,0 и более	Мелкозернистый феррит и бейнит
X80 (K65)	%: 0,07 C; 1,85 Mn; 0,30 Mo; 0,20 Ni; (0,05 V; 0,05 Nb; 0,02 Ti)	Контролируемая прокатка с ускоренным охлаждением	-	Феррит и бейнит
X100 (K80)	%: 0,05~0,07 C; 0,25 Si; $\leq 2,0$ Mn; $\leq 0,01$ P; $\leq 0,001$ S; Mo, Ni, Cu, Ti, Nb, V — микродобавки	Контролируемая прокатка с интенсивным ускоренным охлаждением	-	Смесь гранулярного и верхнего бейнита
	%: 0,07 C; 0,2 Si; 2,0 Mn; 0,02 Nb; 0,001 S; другие элементы — Mo; Ni; Cu; Ti	Технология НОР (дополнительное технологическое воздействие после ускоренного охлаждения)	14,3 15,0 13,2	Бейнит с дисперсными частицами M/A+

## 1.2 Требования, предъявляемые к основному металлу и сварным соединениям труб X100

Разработка стали группы прочности X100 (K80) основана на концепции производства стали X80 (K65) с оптимизацией состава стали и режима

термомеханического контролируемого процесса, которая приводит к изменению феррито-бейнитной структуры практически полностью на бейнитную [2]. Согласно стандарту, API Spec 5L на производство бесшовных и сварных стальных труб, предназначенных для строительства транспортных трубопроводов в нефтяной и газовой промышленности, требования к химическому составу стали группы прочности X80, X100 X120 должны соответствовать значениям, приведенным в таблице 3. Различия в составе между этими сталями могут быть весьма незначительными, и существенная разница может заключаться только в режимах ускоренного охлаждения ТМСП [3].

Волжским трубным заводом (АО «ВТЗ») были разработаны исходные требования к опытным партиям ТБД группы прочности X100 (К80) размером 1220x20 мм, предназначенных для лабораторных, стендовых и полигонных испытаний – ИТ 1220 – К80 (X100) – АО ВТЗ. Химический состав металла X100 АО «ВТЗ» также приведен в таблице 3.

Таблица 3 – Химический состав трубных сталей по API Spec 5L

Масс. доля элементов, %, max	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	V	Другое, менее					Углерод. эквив., %, max	
									Cu	Ni	Cr	Mo	B	C <sub>экв</sub>	P <sub>см</sub>
API X80	0,12	0,45	1,85	0,025	0,015	≤ 0,150			0,50	1,00	0,50	0,50	0,001	0,43	0,25
API X100	0,10	0,55	2,10	0,020	0,010	≤ 0,150			0,50	1,00	0,50	0,50	0,004	-	0,25
API X120	0,10	0,55	2,10	0,020	0,010	≤ 0,150			0,50	1,00	0,50	0,50	0,004	-	0,25
ИТ X100 ВТЗ	0,08	0,35	2,10	0,015	0,004	≤ 0,150			0,50	1,00	0,50	0,50	0,0005	0,49	0,25

Из таблицы видно, что пределы легирования кремнием, марганцем в трубных сталях группы прочности X100 и X120 повышены, также можно легировать бором. По содержанию вредных примесей стали группы прочности X100 и выше имеют более высокую чистоту по сравнению со сталью X80. Чтобы обеспечить постоянную свариваемость, содержание углерода снижается до уровня не более 0,10%, Для труб группы прочности API Spec 5L X100 и выше требования

к свариваемости металла предусматривают ограничение значения углеродного эквивалента (СЭВК) до величины не более 0,43 и (Рсм) – не более 0,25, что обусловлено необходимостью предотвращения образования мартенситной структуры в околошовной зоне сварного соединения.

Требования к сталям группы прочности X100 по механическим свойствам по API Spec 5L:

- предел текучести 690-840 Н/мм<sup>2</sup>;
- временное сопротивление 760-990 Н/мм<sup>2</sup>;
- отношение предела текучести к временному сопротивлению максимум 0,97.

У высокопрочных труб трудно получить высокую ударную вязкость. Опасным видом разрушения является не только хрупкое разрушение, но и протяженные вязкие разрушения, заключающиеся в распространении трещины на большое расстояние по магистральному газопроводу, когда давление газа не успевает снизиться (скорость такой трещины варьируется от 100 до 400 м/с). Схема протяженного вязкого разрушения представлена на рисунке 2. В связи с этим предъявляются высокие требования к величине ударной вязкости металла магистральных трубопроводах на образцах Шарпи и результатам испытания падающим грузом (ИПГ или зарубежный аналог испытания DWTT – Drop-Weight Tear Test). Однако, в требованиях по вязкости до сих пор нет полной ясности. В стандарте API приведены требования к поглощенной энергии образцов с V-образным надрезом (CVN) при температуре испытания равной 0°С (таблица 4). При ИПГ, средняя площадь вязкого разрушения должна быть не менее 85 % при температуре испытания 0°С [4].

Для оценки сопротивления материала хрупкому разрушению используется испытания, при которых определяется раскрытие вершины трещины CTOD (Crack Tip Opening Displacement), испытания которого определены британским стандартом (BS 7448-91), японским стандартом сварочных инженерных работ (WES 1108-95) и американским стандартом ASTM (ASTM E1290-93).

В таблице 5 приведены требования по ударной вязкости, количеству вязкой составляющей в изломе образцов ИПГ, раскрытию в вершине трещины основного металла по требованию ИТ 1220 – К80 (Х100) – АО ВТЗ.

Таблица 4 – Требования к поглощенной энергии образцов с V-образным надрезом (CVN) для трубы из стали Х100 согласно API Spec 5L

Номинальный наружный диаметр, D, мм	Поглощенная энергия образца с V-образным надрезом (CVN) полного размера при температуре 0°С, минимум Kv, Дж
≤ 508	40
> 508 до 762	40
> 762 до 914	54
> 914 до 1219	68
> 1219 до 1422	81
> 1422 до 2134	108

Таблица 5 – Ударная вязкость, количество вязкой составляющей в изломе образцов ИПГ, раскрытие в вершине трещины основного металла по ИТ 1220 – К80 (Х100) – АО ВТЗ

Ударная вязкость KCV при температуре, Дж/см <sup>2</sup> , не менее			Количество вязкой составляющей в изломе образца ИПГ при температуре –20°С, %, не менее	Раскрытие в вершине трещины при температуре – 20 °С, мм, не менее
–20 °С	–40 °С	–60 °С		
320	250	250	85	0,20

## 1.2.1 Свариваемость стали группы прочности X100

Одним из ключевых параметров при выборе химического состава трубной стали является обеспечение ее удовлетворительной свариваемости.

Согласно ГОСТ 2601: «Свариваемость – это свойство металлов или сочетания металлов образовывать при установленной технологии сварки соединение, отвечающее требованиям, обусловленным конструкцией и эксплуатацией изделия» [5].

В сварочной практике существует понятие физической и технологической свариваемости. Под физической свариваемостью понимают возможность получения сварных соединений с химической связью. Такой свариваемостью обладают практически все технические сплавы, чистые металлы и другие. Физическая свариваемость не гарантирует получение качественного сварного соединения. Так, с увеличением содержания углерода, легирующих элементов и сварки на режимах, обуславливающих большие скорости охлаждения, механические характеристики металла шва и зоны термического влияния сварного соединения могут существенно изменяться в худшую сторону.

Технологическая свариваемость – это характеристика металла, обуславливающая его реакцию на воздействие сварки и способность образовывать сварное соединение с заданными эксплуатационными свойствами. Технологическая свариваемость рассматривается как степень соответствия свойств сварных соединений одноименным свойствам основного металла или их нормативным значениям [6].

На свариваемость оказывают влияние химический состав металла, способ и режим сварки, скорость охлаждения, определяемая величиной тепловложения при сварке, состав электродного металла, флюса, покрытия или защитного газа, конструкция сварного узла и условия эксплуатации изделия [7]. К основным показателям свариваемости относятся реакция металла на термомодеформационный цикл сварки, проявляющаяся в склонности к росту зерна, структурным и фазовым изменениям в металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ), сопротивляемость

образованию горячих / холодных трещин и соответствие свойств сварного соединения эксплуатационным требованиям по прочности, пластичности, выносливости, ползучести, жаростойкости, жаропрочности, коррозионной стойкости и другое. Методы определения показателей свариваемости весьма разнообразны и многочисленны.

Свариваемость стали в зависимости от влияния базового химического состава металла можно оценить по углеродному эквиваленту – С, %. Для трубных сталей углеродный эквивалент определяют по формуле (1) или (2). При содержании углерода  $\leq 0,12$  углеродный эквивалент рассчитывают по формуле (1), при содержании углерода  $> 0,12$  – по формуле (2) [4, 8]. Со снижением значений углеродного эквивалента уменьшается склонность свариваемых сталей к образованию холодных трещин.

$$CE_{Pcm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1)$$

$$CE_{Iw} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (2)$$

Так как закаляемость стали при сварке возрастает с повышением степени ее легированности, то по данным формулам ясно, что углерод является доминирующим химическим элементом, который отвечает за образование охрупчивающих структур в металле.

Проблемным участком при оценке свариваемости сталей для ТБД является околошовная зона (ОШЗ) зоны термического влияния. ОШЗ представляет собой участок зоны термического влияния с несколькими рядами крупных зерен, образующихся в результате нагрева выше температуры начала интенсивного роста (Тн.и.р) зерна аустенита в стали, в которой возможно частичное оплавление границ зерен [9] (рисунок 3).

Холодные трещины в околошовной зоне (ОШЗ) возникают в случае, когда уровень локальной вязкости недостаточен, чтобы противостоять термическим напряжениям и напряжениям полиморфного превращения, которые возникают в

сварном соединении в результате процессов, происходящих при сварке. Низкий уровень вязкости обусловлен наличием в микроструктуре прочной и хрупкой фаз (цементит, М-А-составляющая) и свободного водорода, который попадает из электрода.

ОШЗ реальных сварных соединений имеет сложную конфигурацию и малые размеры, поэтому исследование на образцах, вырезанных из труб затруднено. Эффективным и современным подходом к пониманию свариваемости трубных

сталей является изучение кинетики фазовых превращений аустенита ОШЗ посредством построения термокинетических диаграмм (ТКД) и оценки механических свойств на образцах, моделирующих микроструктуру металла околошовной зоны. Данный метод позволяет на основе анализа взаимосвязи состава стали, микроструктуры и свойств металла ОШЗ оптимизировать режим сварки и содержание элементов в прокате [10].

На рисунке 4 а, б и в представлены примеры термокинетических диаграмм превращения аустенита в металле околошовной зоны сталей группы прочности Х100, химический состав которых приведен в таблице 6 [11, 12, 3].

Для стали №1 при скорости охлаждения 0,1–40 °С/с и 0,1–2 °С/с наблюдаются ферритное и перлитное превращение, соответственно. С увеличением скорости охлаждения количество феррита и перлита начинает уменьшаться и появляется гранулярный бейнит и нижний бейнит. В сталях №2 и №3 не наблюдаются ферритные и перлитные превращения, что говорит о высокой устойчивости аустенита к ферритному и перлитному превращению. С повышением скорости охлаждения количество гранулярного бейнита уменьшается и увеличивается доля реечного бейнита. Мартенситное превращение в сталях №1 и №2 происходит в интервале 440 – 290°С (наблюдается при скорости охлаждения 40°С/с и выше) и в интервале 450 – 380°С при скорости охлаждения 19°С/с и выше, соответственно. В стали №3 мартенситное превращение происходит в интервале 500 – 340°С.

В таблице 7 приведены наиболее характерные значения скоростей

охлаждения металла ОШЗ при различных видах и режимах сварки труб большого диаметра. Сопоставляя данные таблицы 7 со скоростями охлаждения для сталей №1, 2 и 3 можно сделать вывод, что при сварке появление мартенсита в структуре ОШЗ для данных сталей вполне реально (рисунок 4 г, д, е).

Таблица 6 –Химический состав труб из стали группы прочности Х100

№	Ист.	Массовая доля, %															
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu,	Nb	V	Ti	B	N	Cэ	Pcm
1	[11]	0,065	0,10	1,78	0,008	0,004	0,032	0,27	0,48	0,29	0,03	-	-	-	-	0,47	0,20
2	[12]	0,05	0,12	1,87	0,004	0,001	0,83			0,089				0,005	0,47	0,19	
3	[3]	0,05	0,19	1,87	0,004	0,001	0,65	0,44	0,45	0,03	0,004	0,01	-	-	0,55	0,21	



Таблица 7 – Характерные значения скоростей охлаждения металла ОШЗ при различных видах и режимах сварки труб большого диаметра

Вид сварки	Скорость охлаждения, °С/с
Лазерная сварка технологического шва	Свыше 150
Сварка технологического шва в углекислом газе	100 – 120
Ручная дуговая сварка корневого шва	~70
Ручная дуговая сварка заполняющего валика	24 – 45
Автоматическая сварка под флюсом труб с толщиной стенки 16 – 22 мм	7 – 10
Автоматическая сварка под флюсом труб с толщиной стенки 22 – 30 мм	4 – 7
Автоматическая сварка под флюсом труб с толщиной стенки свыше 30 мм	менее 4

### **1.3 Основные принципы легирования и микролегирования высокопрочных трубных сталей**

Стали группы прочности Х100 характеризуются пониженным содержанием углерода и комплексом легирующих элементов, задерживающих ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) превращение, тем самым увеличивая объемную долю бейнита. Ниже описано влияние различных элементов на структуру и свойства стали.

Углерод является из самых простых и дешёвых легирующих элементов, способствующих повышению прочностных свойств стали. Тем не менее, преобладает общая тенденция к снижению содержания углерода, так как повышение содержания углерода приводит к существенному снижению пластичности, ударной вязкости, сопротивления хрупкому разрушению и ухудшению свариваемости сталей [13, 14]. Для сталей Х100–Х120 содержание углерода снижают до уровня не более 0,1%.

Для компенсации низкого содержания углерода и повышения прочности стали X100 легируют марганцем (до ~2,0 %) и кремнием (до 0,5 %) [2, 14]. Однако эффект упрочнения невелик и содержание этих элементов определяется исходя из баланса прочностных свойств и сопротивления разрушению. Так, например, при содержании марганца более 2,0 % происходит к резкое снижение пластичности стали, а при содержании кремния более 0,5% – повышение температуры вязко-хрупкого перехода [16].

Микролегирующие добавки ниобия, ванадия и титана образуют карбиды и карбонитриды, способствующие измельчению аустенитного зерна. Ниобий эффективен с точки зрения всех процессов структурообразования на стадиях ТМСР:

- в процессе нагрева под прокатку карбонитриды ниобия замедляют рост аустенита;

- при черновой прокатке растворенный ниобий, хоть и замедляет рекристаллизацию, но, тем не менее, позволяет ей протекать полностью, измельчая при этом зерно аустенита, но препятствуя его собирательной рекристаллизации во время междеформационных пауз;

- в чистовой стадии прокатки вследствие выделения карбонитридов ниобия в необходимом температурном интервале наблюдается интенсивное замедление рекристаллизации аустенита, что приводит к появлению мест зарождения  $\alpha$ -фазы, их быстрому зарождению и в итоге уменьшению размера зерна [12, 17, 18]. Есть утверждение, что выделения карбонитридов ниобия в аустените ускоряет образование феррита, поскольку они могут действовать как центры зародышеобразования [19]. Также ниобий улучшает свойства низкоуглеродистых сталей без ухудшения свариваемости и вязкости при низких температурах [20].

Титан образует карбонитриды, которые практически не растворяются до температуры плавления, улучшая пластичность стали в горячем состоянии [14], одновременно контролируя размер аустенитного зерна при нагреве перед горячей прокаткой. Однако при нагреве в процессе сварки (свыше 1400°C) они могут растворяться (рисунок 5), тем самым, не обеспечивая надлежащую ударную

вязкость. В таких случаях используются оксиды титана [21], а также оксиды алюминия [22].

Ванадий целесообразно использовать в комплексе с другими микродобавками, так как он оказывает не сильное влияние на рост зерна и кинетику рекристаллизации аустенита. Например, стали, содержащие микродобавки Nb и V, имеют более высокий предел текучести, чем стали, содержащие отдельные микродобавки Nb и V [19].

Легирование молибденом наиболее существенно замедляет процессы диффузионного превращения переохлажденного аустенита, способствуя получению бейнитных, бейнито-мартенситных или мартенситных структур при более медленных скоростях охлаждения. Данный эффект может быть дополнительно усилен добавками бора или ниобия. На рисунке 6 показано влияние содержания Mo на механические свойства проката системы легирования Nb-Mo стали X100 с содержанием углерода 0,056%. Предел прочности увеличивается с увеличением содержания Mo. Хотя низкотемпературная вязкость имеет тенденцию к снижению с увеличением содержания Mo, она остается на приемлемом уровне даже при содержании Mo 0,3% [23].

Для достижения удовлетворительной свариваемости трубной стали и достижения высокой вязкости в околосшовной зоне применяют систему легирования по схеме Cu-Ni-Cr. Медь, обладая ограниченной растворимостью в  $\alpha$ -железе, способствует упрочнению за счет дисперсионного твердения. Это дает возможность снизить содержание углерода в стали и, следовательно, улучшить свариваемость [16].

Из всех легирующих элементов никель в наибольшей степени снижает порог хладноломкости. Однако, при больших концентрациях никеля более 1% в стали наблюдается ухудшение хладостойкости металла [13].

Хром, как и Mo способствуют увеличению объемной доли бейнита. С увеличением содержания хрома в низкоуглеродистой стали повышается прочность,

но понижается ударная вязкость и повышается порог хладноломкости [16].

Концепция легирования по схеме медь-никель-хром позволяет свести к минимуму недостаток легирующих элементов, таких как углерод, ванадий и молибден, связанные с уменьшением ударной вязкости при их высоком содержании (смотреть рисунок 6).

По содержанию вредных примесей стали группы прочности X100 и выше имеют высокую чистоту по сравнению со сталью X80. Содержание серы не должно превышать 0,010%, фосфора 0,020%.

#### **1.4 Термомеханическая контролируемая прокатка**

Одной из первых технологических схем производства металлопроката для труб была горячая прокатка, в результате которой сталь имела грубую структуру и невысокий уровень свойств. Выходом из ситуации было применение термической обработки (нормализация или закалка с последующим высоким отпуском). Однако, последующая термическая обработка имеет ряд отрицательных факторов:

- нормализация не обеспечивает высокого комплекса свойств;
- закалка с отпуском – двойная термообработка, связанная с высокими затратами и высокой производительностью;
- термообработка крупногабаритного проката не позволяет решить проблему с неоднородностью механических свойств по сечению изделия.

Эксперименты с режимами горячей прокатки привели к созданию термомеханической контролируемой прокатки.

Термомеханическая контролируемая прокатка (ТМКП или Thermomechanically Controlled Processed – ТМСП) – это многостадийный вид термомеханической обработки металла, предусматривающий последовательную деформацию металла при непрерывном снижении температуры в областях, создающих различное заданное структурное состояние, и затем регламентированное охлаждение, обеспечивающее заданное сохранение

микроискажений строения кристаллической решетки, внесенных пластической деформацией. Основные этапы процесса ТМКП приведены на рисунке 7.

Каждый технологический этап ТМКП выполняет определенную роль в формировании структуры металла и свойств, влияя на кинетику таких физических процессов как рост зерна аустенита при нагреве заготовки под прокатку, рекристаллизация аустенита и феррита, полиморфное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, дисперсионное упрочнение.

Основными целями нагрева металла под прокатку (аустенитизации) являются:

- формирование требуемого размера и распределение размеров зерен аустенита для последующей прокатки;
- растворение необходимого количества микролегирующих элементов;
- снижение количества дефектов поверхности сляба с помощью окисления;
- формирование правильного температурного профиля заготовки.

Нагрев заготовок под прокатку влияет на величину зерна аустенита и химический состав твердого раствора вследствие растворения избыточных фаз.

При повышении температуры аустенитизации рост зерна и легирование твердого раствора способствуют повышению устойчивости аустенита. Перед проведением предварительной прокатки желательно, чтобы зерно аустенита было достаточно мелким и равномерным.

Существуют два механизма роста зерен: нормальный (собирательная рекристаллизация) и аномальный рост (вторичная рекристаллизация). В сталях с добавками сильных карбонитридообразующих элементов (Nb, Ti, V) при аустенитизации может иметь место аномальный рост (АР) зерна, заключающийся в росте небольшого количества зерен в относительно неизменной матрице при температурах существенно ниже температуры растворения частиц (рисунок 8). Для начала АР необходимы две основных предпосылки: нормальный рост зерен должен быть заторможен, тем не менее, отдельные зерна способны к росту. В простых низколегированных Si-Mn-сталях аномальный рост зерна не наблюдается, однако

при температурах нагрева 1150-1200°C зерно вырастает до очень больших размеров (200 мкм и более) [24]. Для устранения чрезмерного роста зерна аустенита при нагреве под прокатку, можно использовать дисперсные частицы, тормозящие миграцию границ зерен. Добавки V и Al задерживают аномальный рост зерна до температур 1000-1100°C, добавки Nb до 1150°C, Ti образующий очень стойкий нитрид TiN, тормозит рост зерна выше 1200°C [25].

После аустенитизации следующим этапом контролируемой прокатки является предварительная (черновая) прокатка заготовок, которая в значительной степени определяет дальнейшие процессы структурообразования и формирования конечной структуры и свойств стали.

Данный этап прокатки преследует такие цели, как:

- обжатие на заданную толщину подката
- получение мелкого зерна аустенита;
- устранение формирования смешанной структуры частичной рекристаллизации.

Управление процессом рекристаллизации на стадии предварительной деформации приводит к эффективному измельчению зерна за счет многократной рекристаллизации после каждого прохода при прокатке. При этом чем мельче аустенитное зерно перед деформацией, ниже температура прокатки и выше степень деформации при каждом пропуске, тем мельче будет рекристаллизованное зерно [2].

В начальный момент деформирования при предварительной прокатке в объеме аустенитных зерен повышается плотность дислокаций, т.е. происходит деформационное упрочнение. При дальнейшей деформации равноосные аустенитные зерна вытягиваются вдоль направления прокатки (динамический возврат). Состояние деформированного металла является термодинамически неустойчивым, в результате этого при горячей пластической деформации происходит динамическая рекристаллизация, а в промежутках междеформационных пауз успевает пройти статическая рекристаллизация.

Динамическая рекристаллизация заключается в формировании и движении в процессе деформации большеугловых границ зерен [26]. Зерна, возникшие при динамической рекристаллизации, во время своего роста подвергаются деформации, и в них формируется субструктура. Для протекания динамической рекристаллизации должны выполняться следующие условия: высокое развитие динамического возврата, высокая температура деформирования металла и небольшие скорости охлаждения.

Статическая рекристаллизация заключается в полном устранении субструктуры. Такое преобразование структуры приводит к полному восстановлению свойств металла до наклепа: возрастают пластичность и вязкость, снижаются твердость и прочность. Статическая рекристаллизация развивается при охлаждении проката в естественных условиях (например, на воздухе), или во время передачи проката со стана на стан [27, 28].

Основная задача чистой стадии прокатки с металловедческой точки зрения — сформировать требуемую структуру аустенита и конечную структуру проката.

Окончательная прокатка может завершиться либо в  $\gamma$ -области, либо в  $(\gamma + \alpha)$ -области. Если деформация завершается в  $\gamma$ -области, то формируется аустенит удлиненной «оладьеобразной» формы. Внутри деформированного аустенитного зерна наблюдаются полосы деформации, границы двойников и дислокационная ячеистая структура, увеличивающие количество мест зарождения феррита и измельчения его зерна, а также уменьшение размера зерен в направлении толщины проката (ограничивает размер пакетов бейнита и мартенсита).

Если деформация завершается в  $(\gamma + \alpha)$ -области, а именно первоначальная деформация осуществляется в  $\gamma$ -области с переходом в  $(\gamma + \alpha)$ -область, то выделяется феррит, в котором происходит полигонизация с образованием субзеренной структуры. Такая чистовая деформация обеспечивает повышение прочности, вязкости и хладостойкости проката.

Для получения стали группы прочности X100 необходимы такие

технологические схемы, которые имеют более жесткие схемы охлаждения, после завершения контролируемой прокатки. На рисунке 9 представлены следующие технологические схемы производства листа из стали X100, которые применяются изготовителями:

- контролируемая прокатка с последующим ускоренным охлаждением
  - АСС – АО «ВМЗ», Nippon Steel, POSCO,
  - НАСС – Dillinger Huettnerwerke;
- НОР – JFE Steel Corporation.

На прокатном стане 5000 АО «ВМЗ» был прокатан лист из стали X100 толщиной 19,8 мм предназначенный для производства труб большого диаметра. Листы прокатывали с окончанием прокатки ниже точки  $A_{r3}$  и последующим ускоренным охлаждением (УО). Микроструктура стали приведена на рисунке 9 г и ж. Она представляет собой дисперсную феррито-бейнитную структуру с равномерным распределением мелких частиц М/А-составляющей.

На рисунке 9 в приведена микроструктура трубной стали производства Nippon Steel группы прочности X100 толщиной 14,3 мм, состоящая из двухфазной микроструктуры – мелкозернистого феррита и бейнита.

В работе [29] приведены исследования трубной стали группы прочности X80/X100 компании POSCO. Окончательную прокатку для листов X80/X100 проводили выше или ниже температуры  $A_{r3}$ . После прокатки листы охлаждали до температуры ниже  $500^{\circ}\text{C}$  со скоростью охлаждения  $10\text{-}30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Сталь X100 имеет структуру бейнита гранулярной и речной морфологии с островками М/А-составляющей и небольшого количество цементита (рисунок 9 е, з).

На этапах разработки листового проката группы прочности X100 предприятие Dillinger Huettnerwerke исследовало несколько вариантов стали, микролегированной 0,05% Nb и 0,02% Ti, применяя разные варианты охлаждения проката [30]. Для производства листового проката с химическим составом 0,06% C, 1,92% Mn, 0,35% Si, 0,25% Ni, 0,30% Mo, 0,05% Nb, 0,02% Ti, 0,004% N применялся процесс Heavy Accelerated Cooling (НАСС) – интенсивное прерванное



ускоренное охлаждение – это один из классических вариантов АСС, но с более низкой конечной температурой охлаждения и более высокой скоростью охлаждения. В результате такого охлаждения достигается очень тонкая и однородная бейнитная микроструктура (рисунок 9 а) [2, 30, 31].

В компании JFE Steel Corporation были изготовлены трубы с высокой деформационной способностью группы прочности X100 опытного производства путем применения дополнительной операции термообработки – «НОР» процесса – Heat treatment On-line Process. Данная технологическая схема позволяет управлять процессами структурообразования даже в участке конец ускоренного охлаждения – начало замедленного охлаждения.

После завершения прокатки лист ускоренно охлаждали от температуры выше  $A_{r3}$  с завершением охлаждения в середине интервала бейнитного превращения, в результате которого формируется двухфазная структура бейнита и непревращенного аустенита. Затем производится нагрев – НОР, в процессе которого образовавшийся бейнит подвергается отпуску, и углерод, растворенный в бейните, диффундирует в непревращенный аустенит. При охлаждении на воздухе после нагрева из обогащенного углеродом аустенита образуется М/А-составляющая (рисунок 10) [32]. В результате формируются двухфазная микроструктура, состоящая из бейнита и дисперсного М/А-составляющего (рисунок 9 в).

### 1.4.1 Микроструктура высокопрочных трубных сталей

Методика определения параметров сталей с феррито-перлитной микроструктурой разработана давно и стандартизована [33]. Стандартными характеристиками микроструктуры феррито-перлитных трубных сталей являются: размер ферритного зерна, соотношение феррита и перлита и балл полосчатости. С переходом от феррито-перлитных сталей к феррито-бейнитным сталям возникли следующие проблемы. Дисперсность феррито-бейнитных сталей не разрешается в оптический и электронный микроскоп, так как невозможно определить размеры субзерен. Методы оптической и электронной микроскопии позволяют выполнить только качественный анализ микроструктуры. Методы количественной оценки параметров микроструктуры феррито-бейнитных сталей находятся на стадии разработки. Наиболее перспективным из них является метод основанный на анализе дифракционных картин обратно рассеянных электронов (Electron Back Scattered Diffraction – EBSD).

Первые классификации феррито-бейнитных трубных сталей были разработаны Комитетом по бейниту Японского института железа и стали и

Международным институтом сварки [34, 35]. Данные классификации применительно к современным высокопрочным сталям являются неполными.

Также разработаны две классификации российскими группами ученых: Эфроном Л.И., Настичем С.Ю., Морозовым Ю.Д. [2] и Смирновым М.А. Пышминцевым И.Ю., Боряковой А.Н. [36]. Обе разработанные классификации отличаются только названиями структурных составляющих (например, в классификации Смирнова М.А. и др. называется речный бейнит, а в классификации Эфрона Л.И. и др. – бейнитный феррит).

В данной работе при описании микроструктуры трубной стали группы прочности X100 будет использована классификация предложенная Смирновым М.А. и др., так как данная классификация позволяет описать и микроструктуры, образующиеся в сварном соединении (таблица 8).

Таблица 8 – Структуры низкоуглеродистых трубных сталей

Основной тип превращения	Структурные составляющие
Диффузионный	Полигональный (равноосный) феррит Аллотриоморфный (зернограничный) феррит Квазиполигональный (массивный) феррит Пластинчатый перлит Вырожденный перлит Видманштеттов феррит
Сдвиговой	Игольчатый бейнит Реечный бейнит Глобулярный (зернистый) бейнит Реечный мартенсит Двойникованный мартенсит

**Полигональный (равноосный) феррит** формируется при малых скоростях охлаждения, когда диффузионное превращение протекает при высоких температурах. Может образовываться как на границах бывших аустенитных зернах, так и внутри зерна. Данный феррит имеет полиэдрическую (равноосную) форму зерна, с низкой плотностью дислокаций.

**Аллотриоморфный (зернограничный) феррит** образуется при более высоких скоростях охлаждения, (чем полигональный феррит) то есть, когда диффузионное превращение не получает существенного развития, и в структуре преобладают продукты бейнитного превращения. Аллотриоморфный феррит формируется на границах бывших аустенитных зерен в виде сплошных или разорванных сеток.

**Квазиполигональный (массивный) феррит** образуется при более низких температурах, чем полигональный феррит. Для данного феррита характерна высокая плотность дислокаций, наличие субструктуры и неправильная форма зерен.

**Пластинчатый перлит** образуется по диффузионному механизму и представляет собой чередующиеся пластины феррита и цементита, расположенных на границах ферритных зерен.

**Вырожденный перлит** образуется при более высоких скоростях охлаждения, чем пластинчатый перлит. В таком перлите не наблюдается четкого чередования пластин феррита и цементита. Пластины цементита имеют различную толщину, и может наблюдаться цепочки частиц цементита, находящиеся на разных стадиях сфероидизации.

**Видманштеттов феррит** формируется при более высоких скоростях охлаждения в интервале более низких температур, чем температурный интервал образования полигонального феррита. Видманштеттов феррит зарождается по границам аустенитного зерна в виде отдельных параллельных пластин (колоний), также может расти от сетки аллотриоморфного феррита и зерен полигонального феррита и внутри аустенитных зерен. Кристаллы видманштеттова феррита представляют собой грубые удлинённые пластины, имеющие неровные границы (вид «микропилы») и имеют малую плотность дислокаций, чем игольчатый бейнит. Данный феррит чаще всего встречается в околошовной зоне сварного соединения.

**Игольчатый бейнит** наблюдается при повышенных скоростях охлаждения в широком интервале температур бейнитного превращения. Игольчатый бейнит состоит из вытянутых кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы с высокой плотностью дислокаций и островков вторичных фаз (перлит, М-А-составляющая). Кристаллы бейнитной  $\alpha$ -фазы имеют форму единичных реек (пластин) или небольших скоплений, ориентированные относительно друг друга произвольным образом. Часть реек обычно объединены в пакеты, где рейки располагаются параллельно друг другу (рисунок 11 а). Также встречается игольчатый бейнит, кристаллы которого, имеют игольчатую (линзообразную) форму (рисунок 11 б, в). Эти кристаллы располагаются друг к другу под определенными углами, образуя своеобразные переплетения. Такой игольчатый бейнит чаще встречается в сварном шве сварных соединений.

**Реечный бейнит** образуется в нижней части температурного интервала промежуточного превращения. Реечный бейнит состоит из тонких длинных реек, объединенных в крупные пакеты равноосной формы (рисунок 12). Внутри кристаллов реечного бейнита могут образовываться дисперсные частицы цементита или  $\epsilon$ -карбида пластинчатой формы. **Глобулярный (зернистый) бейнит** формируется в верхней части температурного интервала промежуточного превращения и состоит из кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы равноосной формы и вторичных фаз равноосной формы (остаточный аустенит, мартенсит, М-А-составляющая). Вторичные фазы хаотично располагаются в виде островков внутри кристалла бейнитной  $\alpha$ -фазы, также находятся на границах кристаллов. Глобулярный бейнит имеет высокую плотность дислокаций (рисунок 13).

**Реечный мартенсит** наблюдается при больших скоростях охлаждения мартенситного превращения и в М-А-составляющей. Кристаллы реечного мартенсита имеют рейки меньшей толщины, чем у реечного бейнита, объединены в пакеты и для

**Двойникованный мартенсит** образуется при непрерывном охлаждении в областях непревращенного аустенита, обогащенного углеродом, также может присутствовать в М-А-составляющей.

В дополнение вышеописанному необходимо добавить описание вторичных фаз, а именно, мартенситно-аустенитной-составляющей. **Мартенситно-аустенитная-составляющая (М-А-составляющая)** – это смесь двойникового мартенсита и/или реечного мартенсита и остаточного аустенита, образующаяся при переохлаждении микроскопических областей аустенита с повышенным содержанием углерода. Прочность и вязкость бейнитных сталей зависят от размера, объемной доли и морфологии М-А-составляющей. Данная структура (вторичная фаза) образуются как при высоких скоростях охлаждения, так и при скоростях, характерных для охлаждения листового проката на воздухе. Участки М-А-составляющей находятся как на границах, так и внутри зерна [36].

## **1.5 Сварка труб большого диаметра**

Для производства труб большого диаметра применяется дуговая сварка под слоем флюса, а именно: для производства прямошовных труб диаметром 426 – 1620 мм с толщиной стенки 3,0 – 32 мм и длиной 6,0 – 18 мм и спиральношовных труб диаметром 426 – 2500 мм с толщиной стенки 3,0 – 25 мм и длиной 12 – 24 м [38].

Процесс дуговой сварки (рисунок 15) заключается в создании между металлом трубы и электродом в месте стыка кромок мощного электрического разряда. Под действием тепла дуги 1 плавится основной металл 3, электродная проволока 2 и флюс 8. После остывания жидкого металла 4 образуется сварной шов 5, покрытый коркой шлака 11. Электродная проволока непрерывно подается в зону сварки, которая защищена от воздействия воздуха слоем поступающего через воронку флюса 9. Труба 6 движется вперед при этом часть неоплавившегося флюса удаляется флюсоотсосом 13, тем самым, возвращая на последующее использование для сварки. В месте стыка внутри трубной заготовки устанавливают медный башмак 7, для того чтобы при сварке наружного шва металл не протекал из ванны вниз.

### **1.5.1 Классификация зоны термического влияния**

В процессе сварки теплота, выделяемая сварочной дугой, распространяется вследствие теплопроводности в окружающий шов основной металл. Этот процесс характеризуется термическим циклом (рисунок 16 а). В результате получается сварное соединения, которое состоит из сварного шва, зоны термического влияния (ЗТВ) и примыкающих к ЗТВ участков основного металла (рисунок 16 б).

ЗТВ состоит из большого количества различных микроструктур, зависящих от максимальной температуры нагрева металла и скорости охлаждения во время кристаллизации металла шва и остывания сварного соединения. Ширина ЗТВ зависит от способа и параметров режима сварки, конфигурации и толщины свариваемого изделия [7, 9]. В результате этого ЗТВ имеет отличные от основного металла и сварного шва механические свойства. ЗТВ делят на 6 участков:

Участок неполного расплавления (или зона сплавления) (температура нагрева 1500-1530°C). Характеризуется крупными оплавленными зернами и часто развитой химической неоднородностью. Свойства зоны сплавления оказывает решающее значение на работоспособность сварного соединения и сварной конструкции в целом. На этом участке образуются трещины, усталостные разрушения при знакопеременных нагрузках, хрупкие разрушения и др.

Участок перегрева. Максимальная температура нагрева металла в этом участке превышает температуру начала интенсивного роста зерна аустенита (около 1000-1500°C). Обладает крупнозернистой структурой и в результате перегрева аустенитных зерен, пониженной пластичностью и низкой ударной вязкостью.

Участок нормализации (полной перекристаллизации) – температура нагрева незначительно выше  $A_{C3}$ . Для данного участка характерна мелкозернистая структура аустенита и повышенные механические свойства.

Участок неполной перекристаллизации – температура нагрева в интервале  $A_{C3}-A_{C1}$  обладает смешанным строением, состоит из мелких перекристаллизованных зерен и исходных зерен основного металла.

Участок рекристаллизации – температура нагрева до  $A_{C1}$ . На данном участке происходит восстановление формы зерен и прочностные характеристики металла этого участка могут несколько снизиться вследствие разупрочнения ввиду снятия наклепа.

Участок синеломкости. На данном участке структурных изменений не происходит [7].

## 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1 Материал исследования

Исследования выполнены на стали группы прочности X100 (K80). Исходным материалом служил листовой прокат из стали марки 05Г2МФБ размером 1220x20 мм производства ПАО «ММК», подвергнутый термомеханической прокатке. Сортамент и механические свойства проката представлены в таблице 9. Химический состав стали представлен в таблице 10. Микроструктура листа представляет собой ферритно-бейнитную структуру, вытянутую вдоль направления прокатки. (рисунок 17).

Для исследованной стали определялись критические точки  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , а также точки начала бейнитного  $B_n$  и мартенситного  $M_n$  превращений дилатометрическим методом и расчетным путем. Для расчета точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  использовались следующие формулы [39]:

$$A_{c1} = 723 - 10,7 \cdot Mn + 29,1 \cdot Si - 16,9 \cdot Cr + 6,38 \cdot W + 290 \cdot As \quad (2.1)$$

$$A_{c3} = 910 - 203 \cdot \sqrt{C} + 44,7 \cdot Si - 15,2 \cdot Ni + 31,5 \cdot Mo + 13,1 \cdot W + 104 \cdot V \quad (2.2)$$

Точки начала бейнитного  $B_n$  и мартенситного  $M_n$  превращений рассчитывали по формулам [39, 40].

$$B_n = 830 - 270 \cdot C - 90 \cdot Mn - 37 \cdot Ni - 70 \cdot Cr - 83 \cdot Mo \quad (2.3)$$

$$M_s = 539 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot Mn - 17,7 \cdot Ni - 12,1 \cdot Cr - 7,5 \cdot Mo \quad (2.4)$$

Расчетные данные критических точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , а также точек  $B_n$  и  $M_n$  приведены в таблице 11.

На рисунке 18 приведена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 05Г2МФБ, которая близка по химическому составу исследуемой стали.



Таблица 9 – Сортамент и механические свойства листового проката из стали группы прочности X100

Марка стали	№ плавки	Размер трубы, мм	Группа прочности	Ориентация образцов	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,5}/\sigma_B$	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	KCV <sup>-20</sup> , Дж/см <sup>2</sup>	HV <sub>10</sub>
05Г2МФБ	В101049	1220x20	X100(K80)	L	703	796	0,88	18,5	72	-	283
				T	749	812	0,92	15,0	78	288	

Таблица 10 – Химический состав исследованной стали группы прочности X100

Массовая доля элементов, %													%	
C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Mo	Ti	Cr	Ni	Cu	Al	CE	Pcm
0,04	1,92	0,26	0,002	0,007	0,03	0,079	0,30	0,015	0,37	0,48	0,24	0,036	0,57	0,22

Таблица 11 – Критические точки  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , и точки  $B_H$  и  $M_H$  исследуемой стали

$A_{c1}$ , °C	$A_{c3}$ , °C	$B_H$ , °C	$M_H$ , °C
708	886	578	448

## 2.2 Методы исследования

### 2.2.1 Изучение структуры стали

Изучение микроструктуры проводили методами световой микроскопии при увеличении  $\times 100$ ,  $\times 200$ ,  $\times 400$  после травления шлифов в 2-4% спиртовом растворе  $\text{HNO}_3$  на микроскопе Альтами МЕТ 1М (рисунок 19). Также для выявления М-А-составляющей шлифы травили в реактиве Le Pera (смесь 4% спиртового раствора пикриновой кислоты с 1% водным раствором  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  в соотношении 1:1). Известно, что при травлении реактивом Le Pera феррит окрашивается в желтый цвет, бейнит – в голубой, мартенсит – в коричневый и остаточный аустенит и М-А-составляющая в белый цвет [2]. По мнению автора, [42] в зависимости от времени выдержки бейнит окрашивается от коричневого до синего цвета, мартенсит имеет коричневато-рыжий оттенок, а феррит голубого цвета.

Оценку величины зерна и количество структурных составляющих проводили на цифровых изображениях в соответствии с ГОСТ 5639.

Измерение твердости сталей по методу Виккерса при нагрузке 10 кгс (ГОСТ 2999- 75) проводили на твердомере ИТ 5010 (рисунок 20) на образцах после механической шлифовки и полировки.

## 2.2.2 Построение термокинетической диаграммы

Оценка свариваемости в реальных условиях весьма трудоемка (особенно на стадии разработки состава стали), поэтому значительное распространение получил метод имитации термических циклов в околошовной зоне (ОШЗ) при сварке.

Данный метод позволяет дать предварительное заключение о свариваемости (разупрочнение, склонность к образованию холодных трещин, ударная вязкость зоны термического влияния) по результатам исследования фазовых превращений при непрерывном охлаждении (с построением диаграммы), структуры, твердости, ударной вязкости металла и др.

Метод основан на зависимости структуры и свойств металла ОШЗ от скорости охлаждения, которая, в свою очередь, связана с тепловложением при сварке — чем оно больше, тем меньше скорость охлаждения.

Для изучения структурных изменений, происходящих при сварке стали в ОШЗ, использовали термокинетические диаграммы распада аустенита от температуры нагрева 1350 °С. При построении диаграмм фазовых превращений использовали значение скорости охлаждения металла ОШЗ, определенное в температурном интервале 800 – 500 °С, характеризующем наименьшую устойчивость аустенита в области диффузионных превращений при непрерывном охлаждении. Для определения поведения металла в ОШЗ параллельно проводили замер твердости после имитации термического цикла сварки при изменении скорости охлаждения после сварочного нагрева.

Эксперименты были осуществлены на испытательном комплексе Gleeble 3800 (рисунок 21) с использованием образцов для дилатометра –полых цилиндров сечением 6 мм и длиной 60 мм, вырезанных из листового проката.

Образцы помещались в медные водоохлаждаемые захваты модуля RocketJaw и нагревались прямым пропусканием электрического тока. Температура

образцов контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, приваренной к центральной части образца. Охлаждение образцов осуществлялось путем теплоотвода через захваты за счет регулируемого понижения силы тока, проходящего через образец.

Нагрев образцов осуществлялся до температуры 1350°C со скоростью 260°C/с, а затем образцы охлаждались согласно режимам, представленным в таблице 12. При этом выдержка при максимальной температуре составляла 1 с, после чего следовало контролируемое охлаждение до комнатной температуры.

Таблица 12 – Режимы для построения ТКД

Интервал охлаждений, °С	Скорость охлаждения, °С/с						
	0,2	2	14	30	30	100	300
W <sub>1350-800</sub>	0,2	2	14	30	30	100	300
W <sub>800-500</sub>	0,1	1	7	15	30	60	150

В приложении А приведены экспериментальные кривые нагрева и охлаждения сталей, соответствующие режимам, указанным выше. Все кривые образцов, соответствующих одному и тому же режиму, совпадают и сливаются в диаграмме на одну линию. Разветвление кривых идет после 500 °С и меньше, что не оказывает влияния на результаты механических испытаний.

Для изучения фазовых превращений применяли дилатометрический анализ. Данный анализ также применяют для определения коэффициента теплового расширения.

Если в металлах (сплавах) при изменении температуры не происходит фазовых превращений, то их длина (объем) изменяется плавно. Если происходит фазовое превращение, то длина (или объем) растет (или убывает) скачкообразно. Например, переход  $\alpha$ -железа в  $\gamma$ -железо или перлита в аустенит сопровождается заметным сокращением объема (и длины образца), поскольку  $\gamma$ -железо и твердый раствор углерода на его основе – аустенит обладают наименьшим удельным объемом. При охлаждении переход аустенита в мартенсит сопровождается

значительным увеличением объема (длины) образца, что связано с наибольшим удельным объемом мартенсита по сравнению с аустенитом [43].

Определение критических точек и точек фазовых превращений осуществлялось по показаниям дилатометра (дилатограммам) методом касательных. Данный метод заключается в проведении касательных в местах перегиба, где место отрыва касательной от кривой принималось за искомую температуру.

На рисунке 22 представлена дилатометрическая кривая нагрева со скоростью  $260^{\circ}\text{C}/\text{с}$  и охлаждения образца со скоростью  $W_{1350-800}-W_{800-500}=300-150^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . В результате построения дилатометрической кривой определили точки: начала и конца образования аустенита  $A_{c1} = 730^{\circ}\text{C}$  и  $A_{c3} = 988^{\circ}\text{C}$ , начала бейнитного превращения  $B_s=540^{\circ}\text{C}$ , начала мартенситного превращения  $M_n = 475^{\circ}\text{C}$ , конца мартенситного превращения  $M_k = 320^{\circ}\text{C}$ . Все дилатометрические кривые нагрева и охлаждения образцов представлены в приложении Б. На рисунке 23 представлены фрагменты дилатограммы стали группы прочности X100, отвечающие участку охлаждения с разными скоростями.

### **3. АНАЛИЗ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ДИАГРАММЫ И МИКРОСТРУКТУРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ СТАЛИ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ X100**

#### **3.1 Анализ термокинетической диаграммы превращения аустенита в металле околошовной зоны стали группы прочности X100**

На рисунке 24 представлена ТКД превращения аустенита в околошовной зоне при имитируемой сварке, исследуемой стали X100. Исследуемая сталь обладает высокой устойчивостью аустенита к ферритному и перлитному превращениям, так как ферритного и перлитного превращения в исследованном диапазоне скоростей не обнаружено. Бейнитное превращение наблюдается во всем интервале скоростей охлаждения в температурном интервале 680–390°C. Мартенсит появляется в структуре, начиная со скорости охлаждения  $W_{1350-800} - W_{800-500} = 30-15^\circ\text{C}/\text{с}$  в температурном интервале 475–320°C и, температура начала мартенситного превращения составляет около 475°C, бейнитного – около 550°C.

### **3.2 Микроструктурное и дюрOMETрическое исследования превращения аустенита в металле околошовной зоны стали группы прочности X100**

Размер аустенитного зерна изменяется от 4 до 6–7 балла с увеличением скорости охлаждения, что связано с различной длительностью пребывания металла выше  $A_{c3}$  при этом.

При охлаждении со скоростями  $W_{1350-800}-W_{800-500} = 0,2-0,1 - 2-1$  °C/с распад аустенита сопровождается формированием структуры бейнита грубой игольчатой и глобулярной морфологии (рисунок 25 и 26). Островки М-А-составляющей имеют остроугольную форму и равномерно распределены на границах между рейками, пакетами и внутри них. Размер М-А-составляющей варьируется в интервале 0,7-2 мкм, однако встречаются размером до 5 мкм (рисунок 25 в).

При дальнейшем увеличении скорости охлаждения подавляется развитие глобулярного бейнита, увеличивается дисперсность игольчатого бейнита и образуется речный бейнит с небольшими дисперсными прослойками М-А составляющей ввиду малой диффузии (рисунок 27 и 28).

Появление речного мартенсита в структуре происходит при скорости охлаждения в интервале  $W_{1350-800}-W_{800-500} = 30-15 - 300-150$  °C/с. Однако, анализ микроструктуры методом оптической микроскопии не позволяет однозначно отличить речный бейнит от речного мартенсита (рисунок 29, 30 и 31).

На рисунке 32 представлена зависимость твердости металла ОШЗ исследуемой стали от скорости охлаждения. С увеличением скорости охлаждения наблюдается склонность к повышению твердости, что связано с ростом объемной доли речного бейнита и мартенсита. Критерием образования холодных трещин является твердость, превышающая 350 HV [10, 44]. Данная твердость достигается при скорости охлаждения  $W_{1350-800} - W_{800-500} = 100-60$  °C/с и более.



#### 4. ВЫВОДЫ

1. В данной выпускной квалификационной работе по микроструктурным и дюрOMETрическим исследованиям построена термокинетическая диаграмма превращения аустенита в металле околосварной зоны стали группы прочности X100. Анализ диаграммы превращения и микроструктуры, имитированной ОШЗ показал, что сталь марки 05Г2МФБ группы прочности X100 обладает высокой устойчивостью аустенита к ферритному и перлитному превращениям.

2. Установлено, что бейнитное превращение наблюдается во всем интервале скоростей охлаждения и с увеличением скорости охлаждения микроструктура бейнита изменяется от грубой игольчатой и глобулярной к дисперсной игольчатой или реечной. Мартенсит появляется в структуре, начиная со скорости охлаждения в интервале  $W_{1350-800}-W_{800-500} = 30-15 - 300-150$  °C/с. При этом твердость стали оказывается выше или равной 300HV.

3. Данная работа не завершена, так как не определена ударная вязкость имитированных образцов при различных температурах испытания. Также планируется сравнение микроструктуры и механических свойств имитированных образцов с образцами после реальной сварки.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Hillenbrand, H.-G. Technological solutions for ultra-high strength gas pipelines / H.-G. Hillenbrand, Ch. Kalwa A. Liessem // *Europipe Technical Paper*. – 2008. – P. 1–12.
2. Эфрон, Л.И. *Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали* / Л.И. Эфрон. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
3. Goodall, G.R. *Welding High Strength Modern Line Pipe Steel*. Ph.D., Canada. – 2011. – 193 p.
4. API SPECIFICATION 5L. Трубы для трубопроводов. Технические условия. – 45-е изд. – Вашингтон: Американский нефтяной институт, 2012. – 183 с.
5. ГОСТ 2601-84. Сварка металлов. Термины и определения основных понятий. – М.: Изд-во стандартов, 1984. – 57 с.
6. Макаров, Э.Л. *Теория свариваемости сталей и сплавов* / Э.Л. Макаров, Б.Ф. Якушин. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 487 с.
7. Зайцев, Н.Л. *Теоретические основы сварки плавлением: учебное пособие* / Н.Л. Зайцев. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2014. – 78 с.
8. ГОСТ ISO 3183-2015. Трубы стальные для трубопроводов нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия. – М.: Стандартинформ, 2016. – 150 с.
9. Шоршоров, М.Х. *Металловедение сварки стали и сплавов титана* / М.Х. Шоршоров. – М.: Наука, 1965. – 337 с.
10. Столяров, В.И. *Свариваемость высокопрочных сталей для газопроводных труб большого диаметра* / В.И. Столяров, И.Ю. Пышминцев, Л.А. Ефименко, О.Ю. Елагина, Ю. Д. Морозов, А.В. Назаров, Е.М. Вышемирский // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2008. – №3. – С. 39–47.
11. Liu, Y. *Physical Simulation on Microstructure and Properties for Weld HAZ of X100 Pipeline Steel* / Y. Liu, L. Yang, B. Feng, Sh. Bai, Ch. Xu // *Materials Science Forum*. – 2013. – V. 762, – P. 556–561.

12. Рингинен, Д.А. Формирование однородной структуры при термомеханической обработке в условиях стана 5000 и стабильность ударной вязкости и хладостойкости трубных сталей классов прочности X80 и X100.: дис.... канд. техн. наук / Д.А. Рингинен. – М., 2015. – 141 с.
13. Симбухов, И.А. Разработка химического состава, технологии термомеханической обработки высокопрочной стали категории прочности X120 (K90) для труб магистральных газопроводов высокого давления.: дис.... канд. техн. наук / И.А. Симбухов. – М., 2014. – 162 с.
14. Villalobos, J. Microalloyed Steels through History until 2018: Review of Chemical Composition, Processing and Hydrogen Service / J. Villalobos, A. Del-Pozo, B. Campillo, J. Mayen, S. Serna // *Metals*. – 2018. – V. 351, №8. – P. 1–49.
15. Ishikawa, N. Ultra-high-strength linepipe X100–X120 / N. Ishikawa // *Welding International*. – 2011. – V. 25, №9. – P. 657–662.
16. Матросов, Ю.И. Сталь для магистральных трубопроводов / Ю.И. Матросов, Д.А. Литвиненко, С.А. Голованенко. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
17. Варнак, О.В. Влияние структуры на склонность к деформационному старению и проявлению эффекта баушингера в низкоуглеродистых сталях для трубопроводов.: дис.... канд. техн. наук / О.В. Варнак. – Челябинск., – 2018. – 226 с.
18. Liangyun, L. Phase transformation, microstructure, and mechanical properties of X100 pipeline steels based on TMCP and HTP concepts / L. Liangyun, Ch. Zhiyuan, K. Xiangwei, Q. Chunlin, Zh. Dewen // *Materials Science*. – 2017. – V. 52, №3. – P. 1661–1678.
19. Cabibbo, M. Effect of thermo-mechanical treatments on the microstructure of micro-alloyed low-carbon steels / M. Cabibbo, A. Fabrizi, M. Merlin, G.L. Garagnani // *Materials Science*. – 2008. – V. 43, №21. – P. 6857–6865.
20. Rosado, D.B. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels / D.B. Rosado, W. De. Waele, D. Vanderschueren, S. Hertelé // *Sustainable Construction and Design*. – 2013. – V. 4, №1. – P. 1–10.

21. Nishioka, K. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization / K. Nishioka, K. Ichikawa // Science and Technology of Advanced Materials. – 2012. – №13. – P. 1–20.
22. Кузнецов, В.Д. Структура и свойства металла сварного шва, модифицированного наноксидами / В.Д. Кузнецов, Д.В. Степанов // Автоматическая сварка. – 2015. – №6-7. – С. 19-24.
23. Terada, Y. Development of API X100 UOE Line pipe / Y. Terada, M. Yamashita, T. Hara, N. Tamehiro, N. Ayukawa // Nippon Steel Technical Report. – 1997. – №72. – P. 47–52.
24. Контролируемая прокатка / В.И. Погоржельский, Д.А. Литвиненко, Ю.И. Матросов, А.В. Иваницкий. – М.: Металлургия, 1979. – 184 с.
25. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов и др. – М.: СП Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.
26. Смирнов, М.А. Основы термической обработки стали: учебное пособие / М.А. Смирнов, В.М. Счастливец, Л.Г. Журавлев. – Екатеринбург: УрОРАН, 1999. – 488 с.
27. Швейкин, В.П. Основные параметры высокотемпературной термомеханической обработки, влияющие на свойства проката / В.П. Швейкин, А.А. Федорова // Инновационные технологии в металлургии и машиностроении.: сб. науч. тр. – Екатеринбург: Изд-во УрФУ, 2014. – С. 159–164.
28. Материаловедение: учебник для вузов / Ф.К. Малыгин, Н.Е. Стариков, А.Е. Гвоздев и др. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. – 268 с.
29. Yoo, J. New Development of High Grade X80 to X120 Pipeline Steels / J. Yoo, S. Ahn, D. Seo, W. Song, K. Kang // Materials and Manufacturing Processes. – 2011. – V. 26. – №1. – P. 154–160.
30. Schwinn, V. Production and progress work of plates for pipes with strength level of X80 and above / V. Schwinn, P. Fluess, J. Bauer // Revue de Métallurgie. 2003. – V. 100. – №7-8. – P. 757–766.

31. Schwinn, V. Recent Developments and Applications of TMCP Steel Plates / V. Schwinn, J. Bauer, P. Fluess, H.-J. Kirsch, E. Amoris // *Revue de Métallurgie*. 2011. – V. 108. – №5. – P. 283–294.
32. Okatsu, M. Development of a High-Deformability Linepipe with Resistance to Strain-aged Hardening by HOP / M. Okatsu, N. Shikanai, J. Kondo // *JFE TECHNICAL REPORT*. – 2008. – №12. – P. 8–14.
33. ГОСТ 5640-68. Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты. – М.: Изд-во стандартов, 1988. – 18 с.
34. Atlas for Bainitic Microstructure, V. 1, Bainitic Comm. of ISIJ, ed. by T. Araki et al, ISIJ, Tokyo (1992).
35. Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. *Welding in the World*, 1991. – V. 29. – №7-8. – P. 160–177.
36. Смирнов, М.А. Классификация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова // *Металлург*. – 2010. – №7. С. – 45–51.
37. Xie, H. Effect of thermo-mechanical cycling on the microstructure and toughness in the weld CGHAZ of a novel high strength low carbon steel / H. Xie, L.-X. Du, J. Hu, G.-S. Sun, H.-Y. Wu, R.D.K. Misra // *Materials Science & Engineering A*. – 2015. – V. 639. – P. 482–488.
38. Технология и оборудование трубного производства: учебник для вузов / В.Я. Осадчий, А.С. Вавилин, В.Г. Зимовец, А.П. Коликов; под ред. В.Я. Осадчего. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.
39. Steven, W. The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low Alloy Steel / W. Steven, A.G. Haynes // *Journal of Iron and Steel Institute* –V. 183. – 1956. – P. 349 – 359.
40. Andrews, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures / K. W. Andrews // *Journal of Steel Institute*. – 1965. – V. 203. – P. 721 – 727.
41. Пумпянский, Д.А. Влияние скорости охлаждения на структуру низкоуглеродистой трубной стали / Д.А. Пумпянский, М.А. Смирнов, Л.Г.

Журавлев, И.Ю. Пышминцев // Вестник ЮУрГУ. Серия «Математика, физика, химия». – 2006. – № 7. – С. 137–140.

42. Ефимова, О.В. Выявление микроструктуры сталей системы легирования Х2Г2С2МФ методом цветного травления /О.В. Ефимова, А.Н. Юрченко, М.А. Мариева // УРАЛЬСКАЯ ШКОЛА МОЛОДЫХ МЕТАЛЛОВЕДОВ: сб. тр. конф. – Екатеринбург: Изд-во УРФУ, 2017. – С. 220-224.

43. Дилатометрический метод исследования стали: методическое указание / сост. Н.Л. Венедиктов. – Тюмень: Изд. ТюмГНГУ, 2003. – 12 с.

44. Лившиц, Л.С. Металловедение для сварщиков (сварка сталей) / Л.С. Лившиц. – М.: Машиностроение, 1979. – 253 с.