

ОАО «Российский научно-исследовательский институт  
трубной промышленности»

На правах рукописи



**Струн Алексей Олегович**

**ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ ТРУБ  
БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА КЛАССОВ ПРОЧНОСТИ К60, К65  
ИЗ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ФЕРРИТО-БЕЙНИТНЫХ СТАЛЕЙ**

Специальность - 05.16.01 Металловедение и термическая обработка  
металлов и сплавов

**ДИССЕРТАЦИЯ**  
на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
доктор технических наук,  
Пышминцев И.Ю.

Челябинск 2014 г.

## Содержание

<b>Введение .....</b>	<b>4</b>
<b>Глава 1. Литературный обзор .....</b>	<b>8</b>
1.1 Общие сведения о системе транспорта газа в Российской Федерации .....	8
1.2 Современные магистральные газопроводы высокого давления .....	10
1.3 Уровень требований к основному металлу и сварным соединениям труб К60, К65 .....	13
1.4 Производство современных высокопрочных трубных сталей .....	17
1.5 Принципы легирования сталей ТМСП .....	24
1.6 Подходы к оценке микроструктуры высокопрочных трубных сталей .....	28
1.7 Микроструктура сварных соединений труб К60, К65 .....	32
1.8 Распространение вязких протяженных разрушений в газопроводах из труб .....	40
1.9 Постановка задач исследования .....	45
<b>Глава 2. Материалы и методика исследования .....</b>	<b>46</b>
2.1 Материалы для исследования .....	46
2.2 Методика исследования .....	48
2.2.1 Оценка микроструктуры и фрактография .....	48
2.2.2 Механические испытания образцов .....	48
2.2.3 Специальные виды механических испытаний .....	49
2.2.4 Гидравлические испытания .....	49
2.2.5 Полигонные пневматические испытания .....	51
<b>Глава 3. Влияние параметров микроструктуры на механические свойства основного металла и сварных соединений труб К60, К65 .....</b>	<b>55</b>
3.1 Микроструктура и механические свойства основного металла труб К60, К65, произведенных по различным технологиям контролируемой прокатки .....	55
3.2 Микроструктура и трещиностойкость сварных соединений труб К60, К65 .....	69
3.2.1 Оценка трещиностойкости сварных соединений .....	69
3.2.2 Анализ параметров микроструктуры сварных соединений труб К60, К65 .....	74
3.2.2.1 Определение погонной энергии сварки и параметров зерна аустенита на участке крупного зерна вблизи линии сплавления .....	74
3.2.2.2 Внутризеренная структура участка крупного зерна ЗТВ труб К60, К65 .....	84
3.2.3 Механизм распространения трещины на участке крупного зерна вблизи линии сплавления .....	97
<b>Выводы по третьей главе .....</b>	<b>98</b>
<b>Глава 4. Особенности разрушения сварных труб большого диаметра К60, К65 .....</b>	<b>100</b>
4.1 Закономерности распространения протяженного вязкого разрушения в трубах .....	100
4.1.1 Деформации, возникающие при распространении вязкого протяженного разрушения .....	100
4.1.2 Энергоемкость распространения трещины .....	105
4.1.3 Определение скорости распространения протяженного вязкого разрушения .....	110
4.1.4 Определение скорости декомпрессии газа .....	113

4.1.5 Влияние сварных соединений на распространение вязкого протяженного разрушения .....	114
4.2 Влияние локальной хрупкости сварных соединений на несущую способность труб .....	118
<b>Выводы по четвертой главе .....</b>	<b>124</b>
<b>Глава 5. Новые методики и критерии оценки сопротивления протяженному .....</b>	<b>125</b>
<b>вязкому разрушению основного металла труб .....</b>	<b>125</b>
5.1 Испытание образцов Шарпи на ударный изгиб.....	125
5.2 Модифицированное испытание трубных сталей с использованием образцов на ударный изгиб.....	126
5.3 Испытание образцов на статическую трещиностойкость.....	132
5.4 Определение трещиностойкости на стадии стабильного вязкого распространения трещины.....	134
<b>Выводы по пятой главе.....</b>	<b>142</b>
<b>Общие выводы по работе.....</b>	<b>143</b>
<b>Список использованных источников.....</b>	<b>146</b>

## Введение

**Актуальность работы.** На сегодняшний день в мире наблюдается устойчивая тенденция к увеличению объема потребления энергоресурсов, основную долю которых составляют углеводороды. Крупнейшая в мире газодобывающая и газораспределительная компания ОАО «Газпром» в настоящий момент активно расширяет и обновляет систему транспорта природного газа в Российской Федерации. Современные магистральные газопроводы прокладывают в сложных климатических условиях в районах северного шельфа, Восточной Сибири, северо-европейской части страны. Для повышения пропускной способности газопроводы проектируют на повышенное давление, не применяемое ранее. При этом подавляющее большинство новых проектов характеризуется экстремально низкими температурами строительства и эксплуатации.

Для данных предельных условий эксплуатации экономически выгодно применение труб большого диаметра, изготовленных из сталей высоких классов прочности (K65 и выше) [1, 2, 3]. Опыт применения труб высоких классов прочности при строительстве магистральных газопроводов на территории Российской Федерации ограничен. Первым и пока единственным проектом магистрального газопровода, реализованным на территории РФ из труб K65, является магистральный газопровод «Бованенково-Ухта», предназначенный для вывода газа с полуострова Ямал в Единую систему газоснабжения. Основными факторами, сдерживающими широкое применение труб высоких классов прочности, являются: неопределенность в вопросе их сопротивления протяженному вязкому разрушению и относительно низкие свойства сварных соединений в сравнении со свойствами основного металла трубы.

Возникновение риска распространения вязкого протяженного разрушения в современных магистральных газопроводах обусловлено понижением температуры их эксплуатации и одновременным повышением внутреннего давления, вследствие чего увеличилась запасенная энергия сжатого газа. Остановка распространения вязкого разрушения должна обеспечиваться посредством свойств основного металла труб. Существующие подходы к определению уровня вязких свойств основного металла труб необходимого для остановки вязкого разрушения разрабатывались на рубеже 60-70-х годов XX-го века для труб «низких» классов прочности, а именно K46-K56 с ударной вязкостью не более 125 Дж/см<sup>2</sup>. Прогресс сталеплавленного, листопрокатного и трубного производств сделал возможным получения новых типов микроструктур трубных сталей, в результате чего были созданы новые высокопрочные стали класса прочности K65 и выше, а также существенно улучшены вязкие свойства традиционной для трубной промышленности стали класса прочности K60. Показатель вязких свойств стали – ударная вязкость, современных труб K60, K65 выросла более чем в два раза по сравнению со сталями «низких» классов прочности и составляет более 250 Дж/см<sup>2</sup>. Очевидно, что существующие подходы к определению уровня вязких свойств основного металла необходимого для остановки вязкого разрушения нуждаются в проверке применительно к новым сталям. К настоящему времени предпринято немало усилий для изучения особенностей разрушения высокопрочных сталей при высоком давлении и разработки более корректных методов оценки минимально необходимой вязкости [4, 5]. Тем не менее, все новые методы находятся на стадиях достаточно далеких от завершения и принятия инженерным сообществом. Исследование особенностей разрушения и разработка новых методик оценки сопротивления вязкому разрушению основного металла



высокопрочных труб являются одними из основных задач стоящих в настоящее время перед трубной отраслью России. Актуальным вопросом является изучение сложной гетерофазной микроструктуры высокопрочных трубных сталей К65, а также трубных сталей К60, изготовленных с использованием новых технологий, с целью установления взаимосвязи между параметрами их микроструктуры и механическими свойствами, в том числе сопротивлением протяженному вязкому разрушению.

Использование новых трубных сталей закономерно привело к необходимости повышения механических свойств сварных соединений труб. Несмотря на повышение требований к сварным соединениям, их уровень механических свойств существенно ниже, чем у основного металла. Применяемая технология электродуговой сварки труб плавлением априори не позволяет получить механические свойства сварного соединения близкие к свойствам основного металла.

Уровень требований к основному металлу труб класса прочности К60, К65 по ударной вязкости составляет 170 и 250 Дж/см<sup>2</sup>, соответственно, при минимальной температуре эксплуатации. В свою очередь требования к величине ударной вязкости по центру шва и зоне термического влияния составляет всего 70 Дж/см<sup>2</sup> при температуре испытания минус 20°С. Подобная разница в требованиях характерна и для другого вида испытания – испытания на статическую трещиностойкость (определение величины раскрытия в вершине трещины - CTOD). Ситуация усугубляется тем, что сварное соединение характеризуется выраженной неоднородностью свойств и при этом является концентратором напряжений, что в совокупности создает благоприятные условия для зарождения, подрастания и распространения трещин. Относительно низкие механические свойства сварных соединений в сравнении со свойствами основного металла, могут привести к тому, что прочность труб будет определяться свойствами сварных соединений, как наиболее «слабого звена». Вопрос влияния относительно низких механических свойств сварного соединения на процессы инициирования и распространения разрушения в прямошовных и спиральношовных трубах К60, К65 при наличии трещиноподобного дефекта или при его отсутствии вследствие ограниченного количества экспериментальных данных малоизучен.

Механические свойства сварного соединения определяются типом и параметрами его микроструктуры, которая в свою очередь зависит от термического цикла сварки, химического состава основного металла трубы и сварочных материалов. Наиболее проблемным местом сварных соединений труб К60, К65 является зона термического влияния (далее ЗТВ). Несмотря на то, что проблеме относительно низких свойств сварных соединений посвящено довольно много исследований [6, 7, 8] вопросы установления взаимосвязи между параметрами микроструктуры и механическими свойствами ЗТВ сварного соединения, а также определения влияния химического состава основного металла на параметры микроструктуры, образующейся в ЗТВ, применительно к трубам К60, К65 являются актуальными и представляют большой научный и практический интерес.

**Цель работы** - определение взаимосвязи между параметрами микроструктуры, механическими и эксплуатационными свойствами основного металла и сварных соединений труб большого диаметра классов прочности К60, К65, предназначенных для строительства линейной части современных магистральных газопроводов, а также установление особенностей разрушения таких труб под действием внутреннего давления

для разработки методик и критериев оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению.

**Научная новизна** результатов работы заключается в следующем:

1. На основе анализа очага вязкого разрушения основного металла труб классов прочности К60, К65 установлено, что способность к остановке вязкой трещины определяется величиной работы пластической деформации в зоне разрушения, которая в зависимости от типа микроструктуры, сформированной при термомеханическом упрочнении исходного листа, может существенно различаться.

2. Показано, что низкое сопротивление протяженному вязкому разрушению наблюдается в сталях с повышенным содержанием крупных зерен бейнитной  $\alpha$ -фазы и «вторых фаз» в виде вырожденного перлита и МА составляющей, имеющих форму прерывистых полос, вытянутых в направлении прокатки. Наличие такой микроструктуры способствует образованию в изломе многочисленных расщеплений в плоскости прокатки, что приводит к уменьшению размера зоны пластической деформации в окружном направлении на величину до двух раз по сравнению со сталями, характеризующимися равномерным распределением «вторых фаз» в матрице более равноосной и мелкой бейнитной  $\alpha$ -фазы.

3. Разработана методика определения энергоемкости распространения вязкой трещины в основном металле труб. Показано, что энергоемкость разрушения максимальна на стадии зарождения разрушения и мало меняется на стадии его распространения и в трубах К65 не выдержавших испытание составляет 1000-1400 Дж/см<sup>2</sup>.

4. Определено, что уровень трещиностойкости участка крупного зерна ЗТВ вблизи линии сплавления зависит от типа и параметров внутризеренной микроструктуры. Наиболее высокий уровень CTOD обеспечивают структуры дисперсного игольчатого и реечного бейнита. Низкие значения CTOD наблюдаются при образовании глобулярного и грубого игольчатого бейнита.

5. Экспериментально доказано, что участок крупного зерна вблизи линии сплавления шириной до 4 зерен аустенита является зоной локальной хрупкости сварных соединений труб К60, К65, которая оказывает негативное влияние только на протяженность разрушения. При этом условия инициирования разрушения в трубах (давление разрушения) при расположении трещиноподобного дефекта в основном металле или в такой зоне локальной хрупкости сварного соединения практически одинаковые.

#### **Практическая значимость результатов работы.**

Установленные закономерности разрушения труб К60, К65 использованы при подготовке к проведению серии полномасштабных гидравлических и пневматических испытаний труб и интерпретации их результатов для проектов уникальных в техническом отношении магистральных газопроводов «Бованенково-Ухта» и «Южный Поток». Разработанные методики оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению основного металла труб включены в нормативный документ ОАО «Газпром» - Рекомендации Газпром 133-2011 «Методики оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению высокопрочных сталей на основе комплексных испытаний основного металла труб в заводских и лабораторных условиях». Выбранные критерии оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению основного металла труб включены в СТО Газпром 2-4.1-741-2013 «Технические требования к основному металлу труб К65(Х80) и методы их контроля».

Рекомендации по выбору химического состава трубной стали К60 были использованы ОАО «ВТЗ» при формировании технических требований к прокату для изготовления труб под проект газотранспортной системы «Сила Сибири» при разработке ТУ 14-101-946-2013 «Прокат толстолистовой для электросварных прямошовных труб магистральных газопроводов на рабочее давление до 9,8 МПа включительно, пересекающих зоны активных тектонических разломов».

#### **Апробация работы**

Основные положения и результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на российских и международных научно-технических конференциях и семинарах: XIX научно-технической конференции «Трубы», г. Челябинск 2011; международная конференция «Производство, испытания и практическое использование ТБД классов прочности X80/X90» г. Москва, апрель 2011; «International Pipeline Conference & Exposition», г. Калгари (Канада), октябрь 2008; семинар «Welding of High Strength Pipeline Steels», г. Араша (Бразилия), ноябрь 2011; семинар «Ductile Fracture Mechanisms», г. Рим (Италия), февраль 2012; «Pipeline Technology Conference», г. Остенд (Бельгия), октябрь 2013.

## Глава 1. Литературный обзор

В настоящей главе приведены общие сведения о состоянии мировой и Российской трубной отрасли. Показана область применения, преимущества, проблемы и перспективы использования современных высокопрочных трубных сталей. Выполнен анализ технических требований, предъявляемых к основному металлу и сварным соединениям современных высокопрочных труб. Рассмотрены разновидности технологий производства листового проката, а также существующие подходы к легированию трубных сталей. Описаны установленные ранее особенности параметров микроструктуры основного металла и сварных соединений высокопрочных труб и их влияние на трещиностойкость.

Основные риски применения высокопрочных труб связаны с возможностью распространения протяженного вязкого разрушения по газопроводу и относительно низкими свойствами сварных соединений. Требуемый уровень трещиностойкости труб должен быть обеспечен путем формирования в основном металле и сварном соединении труб целевой микроструктуры, параметры которой должны быть заранее известны. В соответствующих разделах литературного обзора рассмотрен текущий уровень понимания научным сообществом этих проблем и разработанные ранее подходы к их решению.

### 1.1 Общие сведения о системе транспорта газа в Российской Федерации

На территории Российской Федерации магистральные газопроводы, транспортирующие природный газ, объединены в Единую систему газоснабжения (ЕСГ, рисунок 1.1). ЕСГ России является крупнейшей в мире системой транспортировки газа и представляет собой уникальный технологический комплекс, включающий в себя объекты добычи, переработки, транспортировки, хранения и распределения газа. ЕСГ России принадлежит ОАО «Газпром».

Общая протяженность ЕСГ составляет 160,4 тыс. км [9]. В транспорте газа используются 215 компрессорных станций с общей мощностью газоперекачивающих агрегатов около 42 млн кВт, 25 подземных хранилищ, 6 комплексов по переработке газа и газового конденсата, 3881 газораспределительных станции. Рабочее давление в системе в основном составляет 5,5 и 7,5 МПа. Порядка 60 % магистральных газопроводов имеют диаметр от 1020 до 1420 мм.

Годовой объем транспортировки газа составляет порядка 556 млрд. куб. м. в год. При этом объемы потребления газа на внутреннем рынке постоянно увеличиваются, что обуславливается периодом устойчивого экономического роста страны. Энергетическая стратегия России предусматривает увеличение объемов добычи газа в 2020 году до 803-837 млрд. куб. м., а в 2030 году до 885-940 млрд. куб. м. Поэтому пропускную способность ЕСГ необходимо наращивать. С одной стороны это позволит удовлетворить существующий спрос российских потребителей и выполнить международные обязательства по контрактам, а с другой, значительно увеличит нагрузку на газотранспортную систему.

Еще одним фактором предопределяющим необходимость скорого расширения и обновления ЕСГ является ее возраст. Подавляющее большинство магистральных газопроводов (порядка 55 %) построено в 70-80-х годах прошлого века. Возраст отдельных участков системы достигает 60 лет. Для обеспечения стабильности функционирования газовых



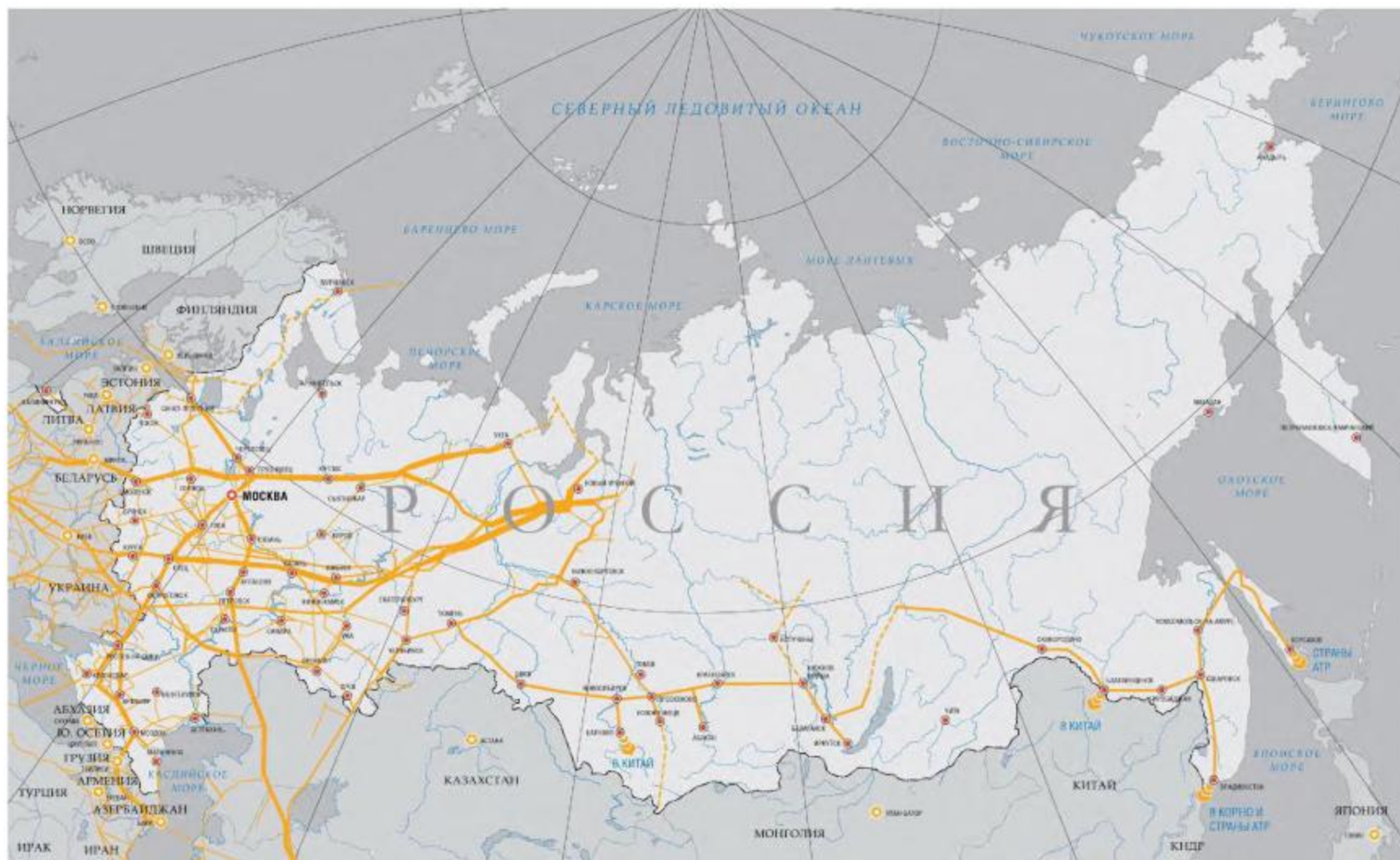


Рисунок 1.1. ЕСГ России [10].

магистралей внедряются прогрессивные методы диагностики, заблаговременно проводятся планово-предупредительные и ремонтные работы. В 2010 г. «Газпром» направил на реконструкцию и техническое перевооружение ЕСГ около 39,6 млрд. руб. Тем не менее необходимость строительства новых газопроводов высокого давления взамен существующих и для освоения еще неразработанных месторождений не вызывает сомнений.

## **1.2 Современные магистральные газопроводы высокого давления**

Рост потребления природного газа привел к необходимости повышения пропускной способности магистральных газопроводов и освоению новых газовых месторождений, которые, как правило, расположены вдали от регионов потребления. Повышение пропускной способности достигается посредством увеличения диаметра и рабочего давления в газопроводе. В новых проектах надземных магистральных газопроводов рабочее давление увеличилось до 11,8 МПа. Для подводных газопроводов максимальный уровень рабочего давления на сегодняшний день составляет 28,45 МПа (подводная часть «Южного потока»).

Освоение новых газовых месторождений, в том числе расположенных на северном шельфе, предопределяет необходимость прокладки газопроводов в суровых геолого-климатических условиях. Трассы газопроводов проходят в районах повышенной сейсмичности, с многолетнемерзлыми грунтами сплошного типа с повышенной просадочностью при оттаивании и большой льдистостью, и часто имеют подводные переходы. Минимальные температуры строительства и эксплуатации современных газопроводов являются экстремально низкими и составляют минус 40° и минус 20 °С, соответственно. Основные показатели некоторых российских магистральных газопроводов приведены на рисунке 1.2.

Оптимальным техническим решением в сложившейся ситуации является применение новых высокопрочных трубных сталей (K65<sup>1</sup> и выше). Преимуществом применения высокопрочных труб является снижение металлоемкости газопровода за счет уменьшения толщины стенки трубы. Замена стали K60 на K90 по мнению участников исследовательского проекта компании «Еххон Мобил» обеспечивает снижение массы труб, что с учетом разницы цен на материал в 30-40%, оценивается приблизительно в 7% экономии [11]. При этом при равном наружном диаметре проходное сечение более тонкостенных высокопрочных труб увеличивается [12]. Экономия достигается также за счет сварки более тонкого материала. Кроме этого расходы на транспортировку труб до места строительства снижаются пропорционально массе. Эффект достигаемый от снижения удельной стоимости материалов, транспортных и операционных расходов, сокращение сроков строительства и других преимуществ применения сталей K65-K90 оценивается в 5-15% от стоимости трубопровода.

История строительства газопроводов из высокопрочных труб не продолжительна и включает несколько опытных коротких участков, проложенных в рамках исследовательских проектов и отдельные газопроводы из труб K65. В таблице 1.1 приведены некоторые данные по таким работам.

<sup>1</sup> буква «К» обозначает класс прочности, цифра «60» - минимальное гарантированное значение временного сопротивления в поперечном направлении, выраженное в кгс/см<sup>2</sup>



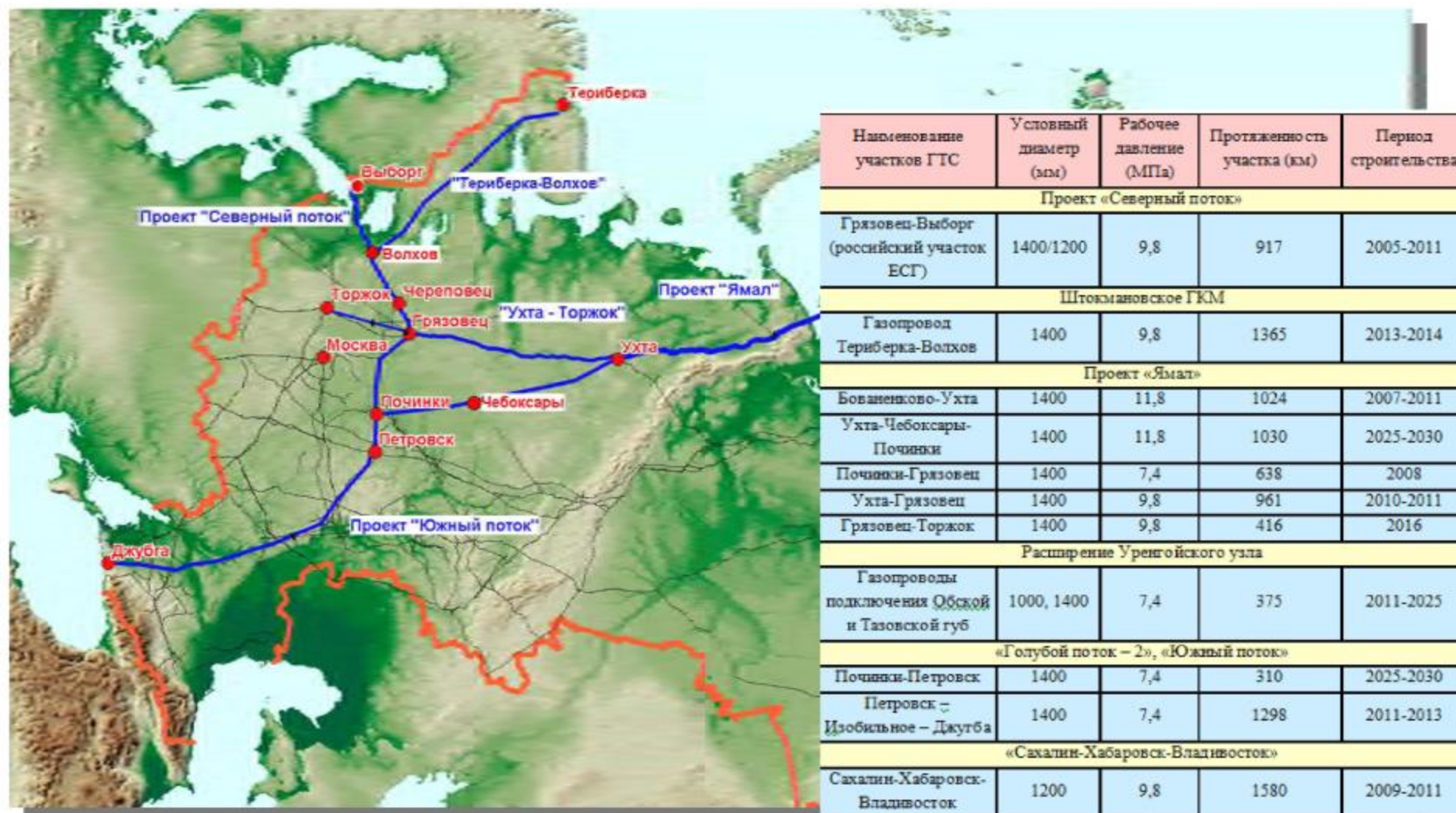


Рисунок 1.2. Места прокладки и основные показатели российских магистральных газопроводов [9].

Таблица 1.1. История применения сталей K65 при строительстве магистральных газопроводов зарубежом [13]

Проект	Собственник	Местонахождение	Диаметр		Толщ.стен. мм	Длина км	МАОР* МПа	f** -	Год
			дюйм.	мм					
Мегал II	Megal	Германия	44	DN 1100	14	3.2	9.37	0,72	1985
Транзитный газопровод		Чехословакия	56	DN 1422	16	1.5	9.89	0,72	1985
Станция Эмпресс Комп.	NOVA (TCPL)	Альберта (Канада)	42	DN 1050	11	1.6	8.1	0,80	1990
Т/провод Уэме-Шлуктем	RuhrGas	Германия	48	DN 1200	18.4/19.3	250	10	0,62	1992/3
Вост.Альберта-Махтэвин	NOVA	Вост.Альберта (Канада)	48	DN 1200	12.1	54	8.65	0,80	1994
Центральный магистр. обвод	TCPL	Центр. Альберта (Канада)	48	DN 1200	12.0/16.0	91	8.65	0,80	1997
Восточный магистр. обвод	TCPL	Вост.Альберта(Канада)	48	DN 1200	12.0/16.0	27	8.65	0,80	1997
Петерс Грин-Южный Миммс	Transco	Великобритания	48	DN 1200	-	1	7.5		1998
Дройтон-Саттон он зэ хилл	Transco	Великобритания	48	DN 1200	-	25	7.5		2000
Хаттон-Силк Уиллоубай	Transco	Великобритания	48	DN 1200 1	5.1/21.8	112	7.5		2001
Канадиэн Рисорсиз Стим	Канада	Канада	24	DN 600	25.4	18	-	-	2001
Рим - Брисбэйи	Resources	Рим-Брисбэйи (Австрия)	16	DN 400	8.83	16	10.2	0,72	2001
Кембридж-Мэтчинг Грин	Transco	Великобритания	48	DN 1200 1	4.3/20.6	46	7.5		2002
Сент-Фергус- Абердин	Transco	Великобритания	48	DN 1200 1	5.1/21.8	72	7		2002
Бэктон-Кингс Лини	Transco	Великобритания	48	DN 1200	14.3/20.6	69	7.5		2003
Абердин - Локсайд	Transco	Великобритания	48	DN 1200	15.9/22.9	50	8.4		2004
Чейси Плейиз	CIG	США	36	DN 915	11.8/16.9	618	10	0,72	2004
Гэнстед-Эсселби	Transco	Великобритания	48	DN 1200	14.3/20.6	52	7		2006
Хербрэндстон-Дэрвен Фор	Transco	Великобритания	48	DN 1200	-	60	-	-	2007/8
Милфорд Хэви-Абердулэс	Transco	Великобритания	48	DN 1200	-	120	-	-	2007/8
Фелиндре-Брекон-Тирли	Transco	Великобритания	48	DN 1200	-	180	-	-	2007/8
Пэннэл-Незэр Келлет	Transco	Великобритания	48	DN 1200	14.3/20.6	93	-	-	2007/8
Эсселби-Пэннэл	Transco	Великобритания	48	DN 1200	14.3/20.6	62	-	-	2007/8
Саутист Сэплай	Spectra Energy	США	42	DN 1050	10.8	48	8.96	0,80	2007/8
Рокиз Экспресс	Kinder Morgan	США	42	DN 1050	-	600		0,80	2007/8
Цзинин	CNPC	Китай	42	DN 1050	15.3	5.7	-	0,60	2008
			42	DN 1050	18.4	2.2	-	0,50	2008
Второй Запад-Восток	CNPC	Китай	48	DN 1200	18.4	4000	10	0,72	2009

Примечание: \*МАОР- максимально допустимое рабочее давление

\*\*SMYS – отношение напряжения в поперечном направлении при эксплуатации к минимально гарантированному пределу текучести основного металла трубы (коэффициент запаса)

Опыт применения труб К65 при строительстве магистральных газопроводов на территории Российской Федерации практически отсутствует. Впервые российские производители и потребители труб столкнулись с необходимостью освоения нового класса прочности труб в 2007 году при реализации проекта магистрального газопровода (далее МГ) «Бованенково-Ухта», который предназначен для вывода газа с полуострова Ямал в ЕСГ (рисунок 1.2). Технология производства труб К65 с толщиной стенки 23,0, 27,7 и 33,4 мм для МГ «Бованенково-Ухта» была освоена на четырех российских трубных заводах: ОАО «Волжский Трубный Завод», ЗАО «Ижорский трубный Завод», ОАО «Челябинский трубопрокатный завод» и ОАО «Выксунский Metallургический Завод». Прокат для труб поставляли: ОАО «Северсталь», ОАО «Магнитогорский Metallургический Комбинат», «Europipe» GmbH, JSC «Sumitomo Metal Industry» и еще несколько зарубежных metallургических компаний.

Трубные стали К60 также используют для строительства современных МГ. Данные стали можно считать традиционными для трубной отрасли, поскольку они используются для строительства МГ начиная с 70-х годов XX века. Однако нынешний уровень развития metallургических технологий привел к существенному улучшению вязких свойств класса прочности проката К60, посредством качественного изменения типа его микроструктуры. Трубы К60 в «классическом» исполнении использовались для строительства МГ с рабочим давлением до 7,5 МПа, включительно. Трубы К60 с повышенными вязкими свойствами наравне с трубами К65 применяются для строительства современных МГ на рабочее давление до 11,8 МПа. Трубные стали К60 с повышенными вязкими свойствами нельзя отнести к высокопрочным сталям, но можно к современным. Далее при упоминании труб К60 будут иметься в виду трубы К60, изготовленные с применением новых технологий листопркатного и сталелитейного производств.

Современные проекты МГ высокого давления сооружают из прямошовных одношовных труб. Спиральношовные трубы из высокопрочных сталей также применяют для строительства МГ высокого давления, хотя гораздо реже. В 2011 году на территории Китая из спиральношовных труб был сооружен «Второй западно-восточный газопровод» на рабочее давление от 10 до 12 МПа [14]. Общая длина газопровода составляет 9035 км. При этом 4775 км построено из труб К65 диаметром 1020-1220 мм с толщиной стенки от 15,3 до 33,0 мм. Общая доля спиральношовных труб в проекте составляет 73%.

### **1.3 Уровень требований к основному металлу и сварным соединениям труб К60, К65**

Базовым стандартом для нормирования свойств труб К60, К65 начиная с момента его появления, стал ISO 3183 «Нефтяная промышленность – Трубы стальные для трубопроводных транспортных систем», гармонизированный с часто используемым американским стандартом API Specification 5L, 44 издание. В России международный стандарт был дословно переведен и в 2007 году появился ГОСТ Р ИСО 3183 «Трубы стальные для трубопроводов. Технические условия». Помимо указанного стандарта в России также часто используют разработку российского технического комитета (ТК 357) - ГОСТ Р 52079, вышедший в 2003 году.

Для обеспечения безопасного транспорта газа нормируют следующие показатели основного металла (далее ОМ) и сварных соединений труб: прочностные свойства ( $\sigma_t$ ,  $\sigma_b$ ,  $\sigma_t/\sigma_b$ ), пластические свойства ( $\delta_5, \psi$ ), вязкие свойства (ударная вязкость, доля вязкой



составляющей в изломе), твердость (HV), трещиностойкость (CTOD), химический состав (только для ОМ), показатели свариваемости ( $C_{\text{экв}}$ ,  $P_{\text{см}}$ ).

Требования к химическому составу основного металла труб, указанные в ISO 3183 приведены в таблице 1.2. Как видно, тенденция к применению высокопрочных труб нашла отражение в стандарте, посредством включения в него перспективных групп прочности от K65 (X80) до K90 (X120). Можно наблюдать, что с увеличением группы прочности стали наблюдается снижение содержания количества углерода с одновременным повышением содержания легирующих элементов. Подобное изменение химического состава обусловлено появлением новых способов термической обработки. Подробные сведения о способах производства и схемах легирования проката K60, K65 приведены в следующих двух разделах настоящей диссертации.

Таблица 1.2. Требования к химическому составу основного металла труб

Наименование стали <sup>а</sup>	Массовая доля по результатам анализа плавки и продукции %, максимум									Углеродный эквивалент %, максимум	
	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Другое	$CE$	$P_{\text{см}}$
L290M или X42M	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	б	0,43	0,25
L320M или X46M	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	б	0,43	0,25
L360M или X52M	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	0,15	0,15	0,15	б	0,43	0,25
L390M или X56M	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	0,15	0,15	0,15	б	0,43	0,25
L415M или X60M	0,12 <sup>в</sup>	0,45 <sup>в</sup>	1,60 <sup>в</sup>	0,025	0,015	г	г	г	д	0,43	0,25
L450M или X65M	0,12 <sup>в</sup>	0,45 <sup>в</sup>	1,60 <sup>в</sup>	0,025	0,015	г	г	г	д	0,43	0,25
L485M или X70M	0,12 <sup>в</sup>	0,45 <sup>в</sup>	1,70 <sup>в</sup>	0,025	0,015	г	г	г	д	0,43	0,25
L555M или X80M	0,12 <sup>в</sup>	0,45 <sup>в</sup>	1,85 <sup>в</sup>	0,025	0,015	г	г	г	е	0,43 <sup>в</sup>	0,25
L625M или X90M	0,10	0,55 <sup>в</sup>	2,10 <sup>в</sup>	0,020	0,010	г	г	г	е	—	0,25
L690M или X100M	0,10	0,55 <sup>в</sup>	2,10 <sup>в</sup>	0,020	0,010	г	г	г	е,ж		0,25
L830M или X120M	0,10	0,55 <sup>в</sup>	2,10 <sup>в</sup>	0,020	0,010	г	г	г	е,ж		0,25

Примечание:

а) По международным правилам трубные стали классифицируются по группам прочности. Группу прочности обозначают буквой «L» или «X» и далее указывают число, соответствующее минимальному гарантированному пределу текучести в поперечном направлении, выраженному в мега паскалях (буква «L») или выраженному в несистемной единице измерения «psi» (буква «X»). Буква «M» в обозначении стали означает, что трубы произведены по технологии контролируемой прокатки. Стали класса прочности K60 и K65, соответствуют сталям группы прочности X70 и X80 соответственно.

б) Если не согласовано иное, максимум 0,50% для меди, максимум 0,30% для никеля, максимум 0,30% для хрома и максимум 0,15% для молибдена.

в) Если не согласовано иное.

г) Если не согласовано иное, суммарное содержание ниобия, ванадия и титана должно быть  $\leq 0,15\%$ .

д) Если не согласовано иное, максимум 0,50% для меди, максимум 0,50% для никеля, максимум 0,50% для хрома и максимум 0,50% для молибдена.

е) Если не согласовано иное, максимум 0,50% для меди, максимум 1,00% для никеля, максимум 0,50% для хрома и максимум 0,50% для молибдена.

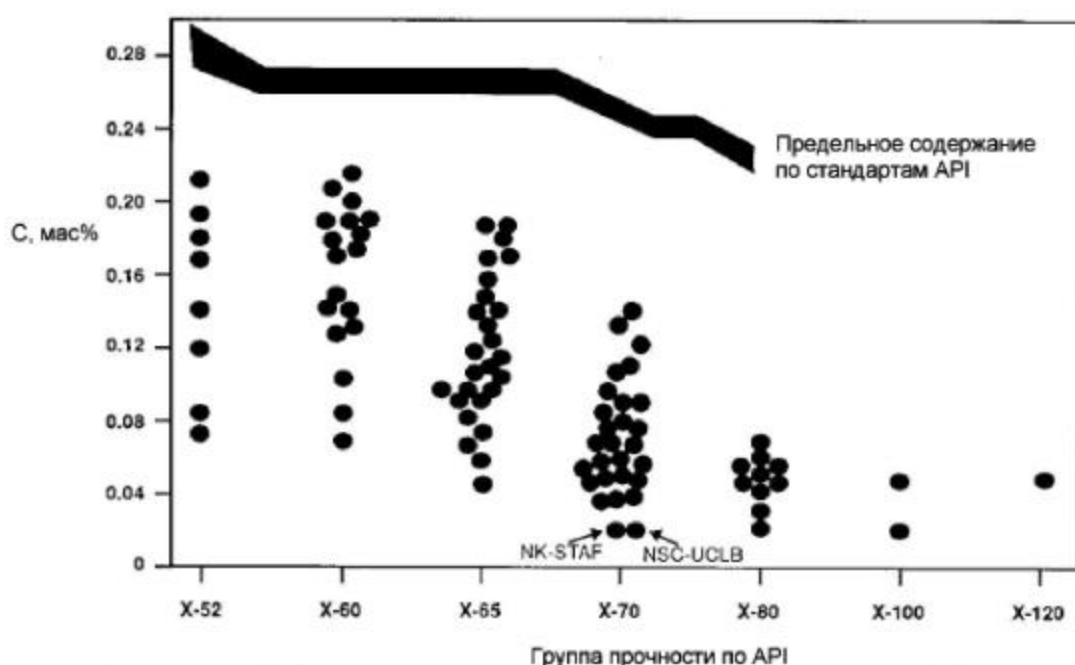
ж) Максимальное содержание бора не более 0,0040%.

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

трубных сталей используется значение углеродного эквивалента  $C_{экв}$ , которое рассчитывается по формуле:

$$C_{экв} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (1.1)$$

Его величина не должна превышать 0,43 (таблица 1.2). Для сталей К65 характерно увеличение углеродного эквивалента вплоть до 0,50 за счет увеличения содержания легирующих элементов. При этом массовая доля углерода, как правило, не превышает 0,10 %. На рисунке 1.3 приведены данные по содержанию углерода в промышленных плавках сталей различных групп прочности. Углерод в последние годы все шире признается наиболее неблагоприятным упрочняющим элементом, ухудшающим комплекс механических и технологических свойств стали, что приводит к снижению его концентраций много ниже предельных концентраций, разрешенных стандартами.



Рисунке 1.3. Обобщение данных по 97 плавкам 25 производителей [15].

При снижении содержания углерода ниже 0,10-0,12% характер взаимосвязи между свариваемостью стали и значением углеродного эквивалента нарушается. Учитывая низкое содержание углерода и повышенное содержание микролегирующих элементов для оценки свариваемости трубных сталей с содержанием углерода менее 0,12% вместо стандартного углеродного эквивалента используют параметр  $P_{cm}$ , который определяют по формуле:

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1.2)$$

Данный параметр служит для определения критического состояния холодного растрескивания, связанного с повышенным содержанием водорода в зоне термического влияния сварного соединения [16]. Этот параметр, как и углеродный эквивалент, коррелирует с устойчивостью переохлажденного аустенита и возможностью

формирования низкотемпературных продуктов превращения в зоне термического влияния. Считается, что для обеспечения удовлетворительной свариваемости величина  $R_{cm}$  не должна превышать 0,23.

В таблице 1.3 приведен типичный уровень требований к прочностным и пластическим свойствам основного металла и сварного соединения труб К60, К65, указанный в ISO 3183, нормативных документах ОАО «Газпром» и технических требования (ТТ) и технических условиях (ТУ) на трубы заводов-изготовителей. Требования к трубам класса прочности К60, К65 в зависимости от проекта могут незначительно отличаться. К примеру, в отдельных случаях в качестве дополнительных параметров в нормативно-технической документации могут быть указаны требования к величине равномерного удлинения, относительного сужения.

Таблица 1.3. Прочностные свойства труб К60, К65

Класс прочности	Основной металл					Сварной шов	
	$\sigma_t$ , МПа		$\sigma_b$ , МПа		$\sigma_t/\sigma_b$	$\delta_5$ , %	$\sigma_b$ , МПа
	мин.	макс.	мин.	макс.			не менее
К60	485	635	570	760	0,90	20,0	570
К65	555	705	625	825	0,92	18,0	625

Твердость основного металла труб, ЗТВ и сварного шва должна быть не более 260 HV для труб К60 и не более 280 HV для труб К65. Данное требование позволяет избежать образования закалочных структур в ЗТВ и в металле шва. Существующие требования к твердости являются условными и выполняются автоматически.

Для обеспечения должной хладноломкости и сопротивления растяженному вязкому разрушению в нормативной документации на трубы К60, К65 указаны требования к ударной вязкости. Требования к величине ударной вязкости существенно изменяются от проекта к проекту. Причина этого заключается в том, что характер зависимости между величиной ударной вязкости и сопротивлением разрушению полномасштабных труб для сталей высоких классов прочности неочевиден. Корреляции между результатами полномасштабных полигонных испытаний труб и результатами испытаний образцов на ударный изгиб, которая была установлена для сталей относительно низких групп прочности, у сталей К60, К65 не наблюдается. Требования к величине ударной вязкости ОМ и сварных соединений труб класса прочности К60 и К65, указанные в различной нормативно-технической документации, приведены в таблице 1.4.

Как видно, из данных таблицы 1.4, требования к ударной вязкости основного металла трубы выше, чем требования к ударной вязкости сварного соединения. Особенно это ярко прослеживается в требованиях ОАО «Газпром». Фактическая ударная вязкость основного металла труб К65 составляет порядка 250 Дж/см<sup>2</sup> при этом уровень ударной вязкости по центру шва или ЗТВ, за редким исключением, не превышает 100 Дж/см<sup>2</sup>.

Для предотвращения хрупкого разрушения труб проводят испытания падающим грузом (ИПГ) на полнотолщинных образцах, с прессованным надрезом. Температуру испытания принимают равной температуре эксплуатации трубопровода. Испытанию подвергают только основной металл трубы. Доля вязкого разрушения в изломе образцов для ИПГ должна составлять не менее 85%.



Таблица 1.4. Уровень требований к ударной вязкости ОМ и сварных соединений современных труб

Наименование НТД	Класс прочности	Ударная вязкость KCV, Дж/см <sup>2</sup>		
		температура испытания	основной металл	сварное соединение
ISO 3183	K65 K60	0°C	85	50
МГ «ВСТО»*	K60	минус 10°C	79	39
МГ «Бованенково-Ухта», СТО «Газпром»	K65	минус 40°C	250	70
	K60	минус 20°C	170	63**

Примечание: \* - МГ «Восточная Сибирь – Тихий океан»;

\*\* - температура испытания минус 40°C.

Еще одним, относительно новым, видом механических испытаний является испытание по определению статической трещиностойкости. Данный вид испытаний позволяет определить несущую способность трубы при наличии трещиноподобного дефекта. При проведении испытания на статическую трещиностойкость определяют параметр нелинейной механики разрушения раскрытие в вершине трещины (далее CTOD – crack tip opening displacement). Уровень требований к трубам K60, K65 следующий: минимальное допустимое раскрытие в вершине трещины должно составлять не менее 0,20 мм для ОМ, не менее 0,15 мм по центру шва и не менее 0,10 мм по ЗТВ.

Согласно ISO 3183, испытание на статическую трещиностойкость проводят при первичной аттестации технологии изготовления труб. Также данный вид испытаний указан в качестве обязательного в спецификациях на трубы для современных МГ, таких как: «Северный поток», «Южный поток», «Бованенково-Ухта» и другие. В ТТ ОАО «Газпром» данный вид испытаний признан обязательным для основного металла труб повышенной надежности, предназначенных для эксплуатации при рабочем давлении свыше 9,8 МПа.

#### 1.4 Производство современных высокопрочных трубных сталей

Технология производства трубных сталей, начиная с момента ее создания в 40-х годах прошлого века, претерпела значительные изменения. На протяжении всей истории развития она постоянно совершенствовалась в направлении повышения прочности и вязкости трубной стали. Одновременно с этим она должна была иметь необходимую производительность и обеспечивать удовлетворительную свариваемость. Эволюция технологии производства и химического состава трубных сталей приведена на рисунке 1.4.

Первоначально листовой прокат для труб большого диаметра изготавливали из низкоуглеродистых марок сталей по технологии горячей прокатки с последующей нормализацией. Необходимый уровень прочности данных сталей обеспечивался посредством повышенного содержания углерода и микродобавок ванадия, обеспечивающего упрочнение дисперсионными частицами (рисунок 1.4). Дальнейшее повышение прочности трубных сталей связано с разработкой новой технологии изготовления листового проката, получившей название контролируемая прокатка (далее

КП). В соответствии с наименованием данной технологии изготовления проката ее отличительными признаками являются: контроль температур начала и окончания прокатки, величины деформации раската, распределения деформации по температурным интервалам. Внедрение КП привело к переходу к зернограничному, субзеренному и дислокационному механизмам упрочнения стали взамен механизма упрочнения, обусловленного наличием перлита. Это позволило снизить содержание углерода в трубных сталях, что повысило их свариваемость. В результате снижения доли перлита в микроструктуре ударная вязкость трубных сталей возросла в несколько раз и составляла более 40 Дж/см<sup>2</sup>.



Рисунок 1.4. Эволюция технологии производства трубных сталей [17].

Следующий этап развития технологии производства трубной стали связан с введением операции ускоренного охлаждения проката сразу после проведения КП. Первая в мире установка ускоренного охлаждения листового проката была смонтирована в 1980 году [18]. Установки ускоренного охлаждения располагаются после машины для предварительной правки, перед операцией горячей правки проката. Схематично технологический процесс производства листового проката показан на рисунке 1.5.



Рисунок 1.5. Схема проведения КП с ускоренным охлаждением или ТМСП.

Применение ускоренного охлаждения позволило существенно увеличить прочность и вязкость трубных сталей. Произошел переход от феррито-перлитного типа микроструктуры к феррито-бейнитному. Одновременное резкое повышение прочности и пластичности обусловлено уменьшением размера субзерен, а именно появлением в структуре трубных сталей низкотемпературных продуктов распада деформированного

аустенита. Для сталей К60, К65, К70 это бейнит. Для более высоких классов прочности мартенсит. Взамен упрочнения, обусловленного наличием перлита, получили еще большее развитие механизмы зернограницного, субзеренного и дисперсионного упрочнения, а также упрочнение, обусловленное наличием продуктов низкотемпературного распада аустенита. Это привело к снижению массовой доли содержания углерода до уровня менее 0,08%. Стали КП с УО легируют Mn, Nb, V, Ti, Mo, Cr, Cu, Ni. Роль каждого из этих химических элементов будет объяснена в следующем подразделе данной главы.

Схематично эволюция микроструктур трубных сталей показана на рисунке 1.6. Следует отметить, что прокат одного класса прочности может быть изготовлен по различным технологиям и может иметь разные типы микроструктур. Так, к примеру, прокат К60 может иметь как феррито-перлитный, так и феррито-бейнитный тип микроструктуры.

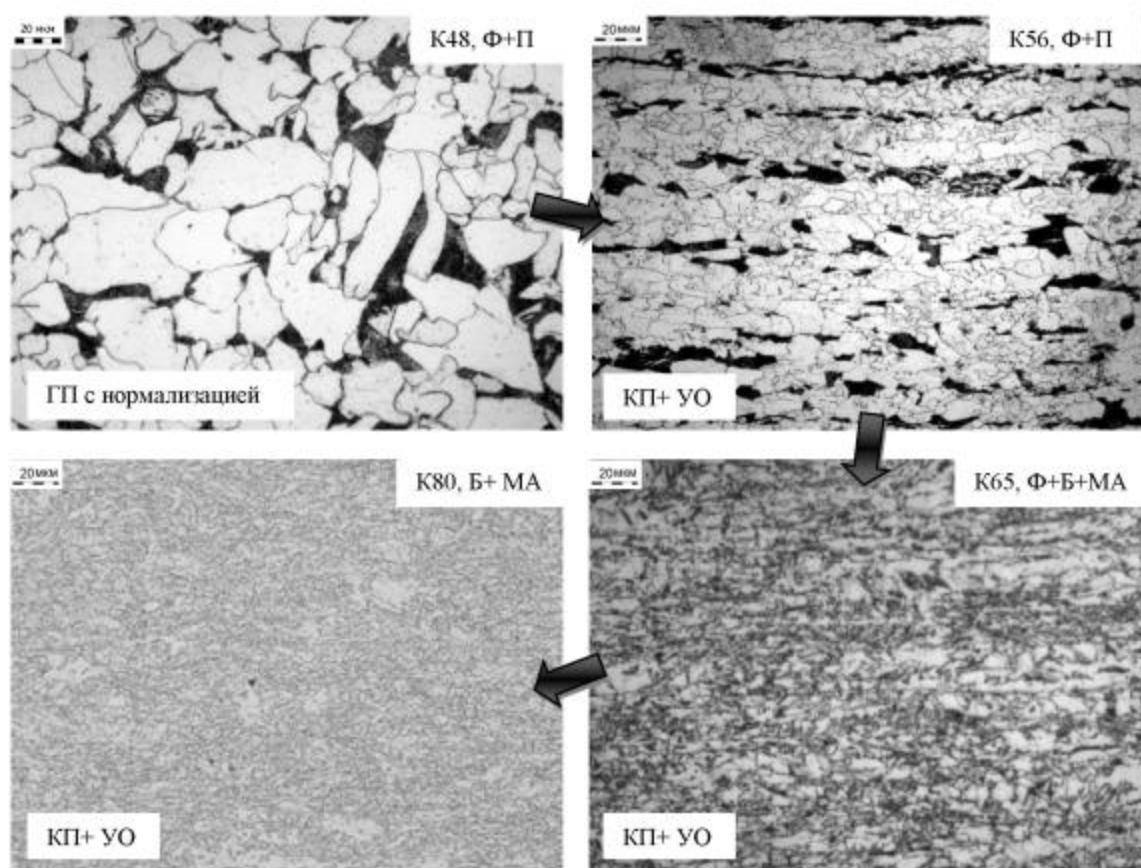


Рисунок 1.6. Эволюция микроструктур трубных сталей.

Завершая экскурс в историю развития производства трубных сталей, следует отметить, что повышение прочности и вязкости трубных сталей не было бы возможным без соответствующего развития сталеплавильного производства. Повышение вязкости стали, помимо совершенствования технологий изготовления проката, обеспечивалось развитием методов конвертерной и электропечной выплавки сталей с внепечной обработкой и непрерывной разливкой. Новые технологии в сталеплавильном производстве сделали возможным точный контроль химического состава трубных сталей,

получение сверхнизкого содержания газов и примесей, модифицирование формы (сфероидизирование) и уменьшение количества неметаллических включений.

Сочетание КП с последующим ускоренным охлаждением получило название термомеханическая контролируемая обработка (далее ТМСП – Thermo-Mechanical Controlled Processing). Технология ТМСП используется для производства современных трубных сталей К60 и выше. Попытки дальнейшего повышения свойств трубных сталей привели к возникновению нескольких разновидностей ТМСП. К основным разновидностям ТМСП можно отнести: трехстадийную прокатку, прокатку в двухфазной области, высокотемпературную обработку, прокатку с последующей термической обработкой. Некоторые исследователи [19] выделяют три варианта КП: рекристаллизационную, высокотемпературную и низкотемпературную. Данная классификация появилась довольно давно и не учитывает разновидности ТМСП появившиеся недавно.

Далее рассмотрим «классическую» схему проведения ТМСП, приведенную на рисунке 1.7. На её примере опишем особенности основных разновидностей ТМСП.

Температура нагрева сляба под прокатку должна обеспечить растворение максимально возможного количества карбидов ниобия, ванадия и титана. Это позволяет более эффективно сдерживать рост зерна аустенита и формировать дефекты кристаллического строения, за счет выделения дисперсионных частиц при проведении прокатки. Обычно нагрев сляба под прокатку осуществляют до температур порядка  $1200 \pm 50^\circ\text{C}$  с выдержкой до 3 часов.

Контролируемую прокатку выполняют в две стадии черновую и чистовую. Технически КП может быть осуществлена как на двухклетевом, так и на реверсивном стане. Целью КП является уменьшение размера зерна аустенита и формирование дефектов кристаллического строения (точечных, линейных и поверхностных), что приводит к измельчению размера субзерна конечной микроструктуры и, как следствие, к улучшению свойств готового проката.

Черновую стадию прокатки проводят выше температуры рекристаллизации аустенита (рисунок 1.7). Задачей черновой стадии прокатки является измельчение зерна аустенита. Рост зерна аустенита, обусловленный проявлением эффекта возврата и рекристаллизацией, сдерживается выделением дисперсионных частиц по его границам. Степень деформации раската в результате проведения черновой прокатки обычно составляет порядка 40%.

Чистовую стадию прокатки выполняют при температуре ниже температуры полного торможения рекристаллизации аустенита, но выше температуры начала выделения феррита из аустенита ( $A_{c3}$ ). При чистовой прокатке происходит дальнейшее измельчение зерна аустенита путем «раскатывания» и формирования внутри него дефектов кристаллического строения (рисунок 1.7). Это позволяет увеличить суммарную площадь границ зерна на единицу объема [20]. В процессе чистовой прокатки зерна аустенита приобретают «блинообразную» форму. Данный процесс получил название «pancaking», что в дословном переводе с английского означает «печь блины». После чистовой прокатки зерна аустенита имеют размер более 250 мкм в плоскости прокатки и порядка 25 мкм в направлении перпендикулярном к плоскости прокатки.



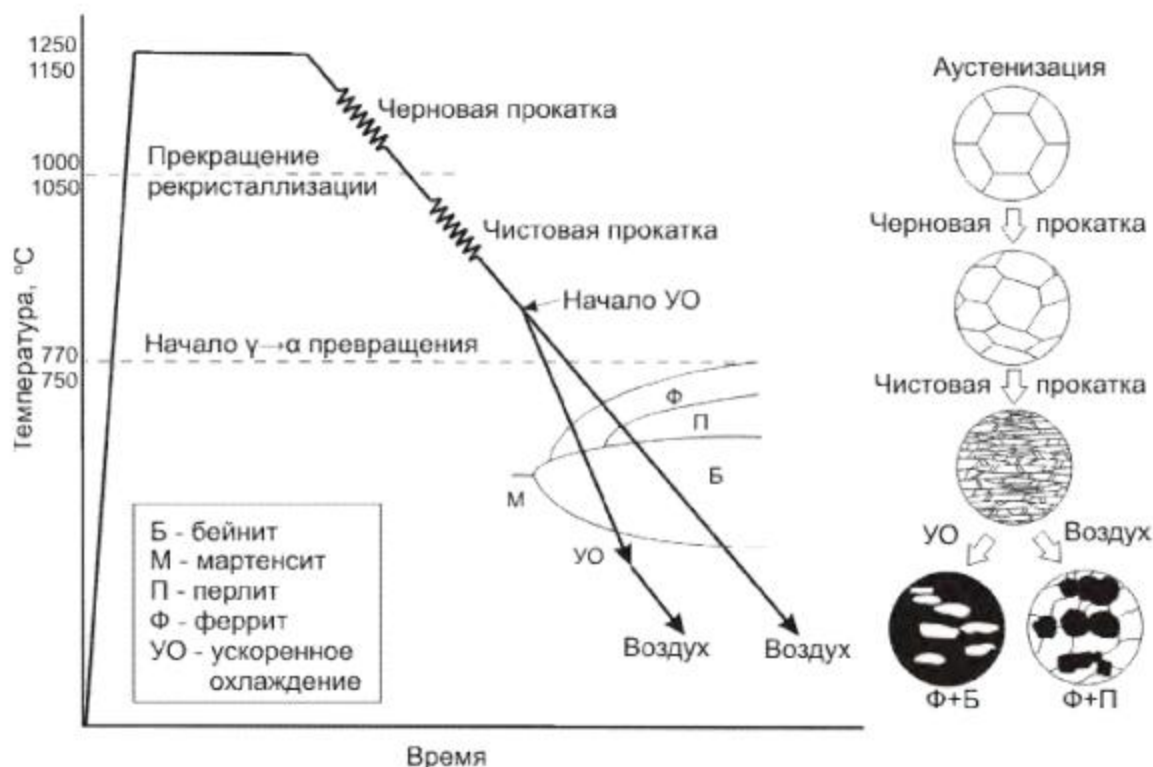


Рисунок 1.7. Принципиальная схема проведения ТМСП.

Рассмотрим разновидности ТМСП связанные со смещением температур черновой и чистовой стадии прокатки. Отличительной особенностью трехстадийной прокатки является то, что черновая прокатка происходит в две стадии. При этом вторая стадия черновой прокатки выполняется при температурах близких к температуре рекристаллизации. Понятие «температура рекристаллизации» носит условный характер, поскольку условия протекания рекристаллизации при проведении КП являются скорее динамическими, чем статическими. Фактически, рекристаллизация происходит в интервале температур. Считается, что завершение черновой стадии прокатки вблизи температуры полного торможения рекристаллизации способствует лучшей проработки структуры аустенита, что приводит к получению более мелкодисперсной микроструктуры готового проката. Этот технологический прием также может быть использован при проведении прокатки по классической «схеме» в два этапа.

Еще одной разновидность ТМСП является высокотемпературная прокатка – High Temperature Processing (далее НТР). Данная технология прокатки требует более высокого содержания карбидообразующих элементов, что приводит к повышению температуры рекристаллизации аустенита и позволяет закончить чистовую прокатку и начать ускоренное охлаждение при более высоких температурах. НТР обладает следующими преимуществами: уменьшение нагрузки на прокатный стан, однородность механических свойств, которая обеспечивается меньшим размером аустенитного зерна перед чистовой прокаткой, более экономная схема легирования.

Особенностью низкотемпературной КП (прокатки в двухфазной области) является смещение температуры окончания чистовой стадии прокатки в интервал температур  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. Это позволяет повысить прочность проката, за счет наклепа феррита,

однако приводит к сильной анизотропии свойств, снижению коррозионных свойств проката [21], вследствие этого данная разновидность ТМСР практически не применяется.

Заключительной технологической операцией «классической» схемы ТМСР является ускоренное охлаждение (УО). Как уже было указано выше, целью данной технологической операции является смещение превращения аустенита в сторону низких температур для появления в структуре продуктов промежуточного и мартенситного превращений. Скорость УО в первых спрейерных секциях может достигать  $25^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . В следующих ламинарных секциях она составляет порядка  $10\text{--}12^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Интервал температур УО оказывает определяющее влияние на свойства и параметры микроструктуры трубных сталей. На рисунке 1.8 показано влияние начала температуры УО на объемную долю содержания бейнита. На данном рисунке по оси абсцисс отложена разница между температурой начала УО и температурой начала выделения феррита из аустенита,  $A_{r3}$ . При температуре начала УО выше температуры  $A_{r3}$  объемная доля бейнита составляет 100% и уменьшается при снижении температуры начала УО ниже  $A_{r3}$ , что обусловлено выделением феррита.

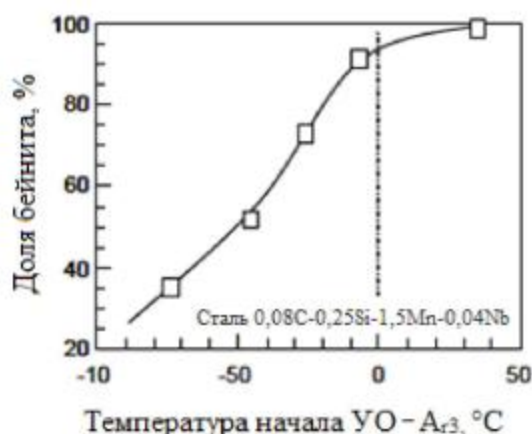


Рисунок 1.8. Влияние температуры начала УО на объемную долю бейнита [22].

Выбор температуры окончания УО позволяет управлять твердостью бейнитной фазы. При высоких температурах окончания ускоренного охлаждения (выше  $560^{\circ}\text{C}$ ) после охлаждения на воздухе внутри бейнитной фазы образуется цементит. При пониженных температурах окончания УО (около  $300^{\circ}\text{C}$ ) внутри бейнитной фазы происходит образование мартенсит-аустенитной составляющей (далее МА-составляющей).

После проведения УО прокат проходит операцию горячей правки и медленно охлаждается на межоперационном складе, что позволяет избежать образования флокенов.

Существует еще один уникальный способ изготовления проката, который заключается в проведении термообработки проката в линии листопрокатного стана. Данный способ реализован только на заводе японской компании «Japan Future Enterprise», расположенном в г. Фукуяма [23]. Конструктивно установка для дополнительной термообработки выполнена в виде индукционных катушек (рисунок 1.9). Соответственно, нагрев металла происходит токами высокой частоты с поверхности проката, в результате чего наблюдается градиент температур по толщине листового проката. Максимальная мощность теплового потока при проведении термообработки составляет порядка  $10^5\text{--}10^7$  Вт/ $\text{м}^2$ .



Рисунок 1.9. Установка для проведения дополнительной операции термообработки листового проката [24].



Сочетание установки ускоренного охлаждения и дополнительной операции термообработки токами высокой частоты позволяет реализовать сложные режимы термообработки листового проката, отличающиеся от традиционных режимов контролируемой прокатки. Схема термообработки листового проката при использовании дополнительной операции термообработки и в случае традиционной контролируемой прокатки показаны на рисунке 1.10. Операция дополнительной термообработки проката выполняется сразу за машиной горячей правки. Это позволяет управлять превращением аустенита, распределением карбидов и формированием «второй» фазы, вследствие чего формируются особые типы микроструктур, имеющие уникальные механические свойства.



Рисунок 1.10. Схемы термообработки листового проката с использованием операции дополнительной термообработки проката и без нее [25].

Одним из типов микроструктуры, который позволяет получить операция дополнительной термообработки, является феррито-бейнитная микроструктура с дисперсионным распределением МА-составляющей. Механизм получения данного вида микроструктуры показан на рисунке 1.11 и заключается в следующем. УО проката завершается при температуре выше окончания бейнитного превращения. В этот момент микроструктура состоит из бейнита и непревращенного аустенита (рисунок 1.11, а). Непосредственно после УО производят нагрев листового проката с помощью индукторов. В результате такого нагрева углерод из бейнита диффундирует в непревращенный аустенит (рисунок 1.11, б). После нагрева обогащенный углеродом непревращенный аустенит при охлаждении на воздухе частично трансформируется в МА-составляющую (рисунок 1.11, в).



Рисунок 1.11 Механизм образования бейнитной микроструктуры с дисперсным распределением МА-составляющей при проведении операции дополнительной термообработки [25].

Учитывая выше приведенное разнообразие схем ТМСП, комплекс свойств одного класса прочности может быть обеспечен посредством формирования различных типов микроструктур или микроструктуры одного типа, но с разными параметрами ее составляющих. В связи с этим исследование фазового состава и параметров микроструктур трубных сталей К60, К65 и их влияния на комплекс механических свойств представляет огромный научный и практический интерес.

### 1.5 Принципы легирования сталей ТМСП

Трубные стали ТМСП содержат следующие химические элементы: марганец (Mn), кремний (Si), углерод (C), ниобий (Nb), никель (Ni), медь (Cu), молибден (Mo), ванадий (V), алюминий (Al), сера (S), фосфор (P), азот ( $N_2$ ), водород ( $O_2$ ), кальций (Ca), бор (B) и, конечно, железо (Fe). Элементы за исключением Fe перечислены в порядке максимально возможной массовой доли их содержания в трубной стали. Химические элементы, входящие в состав трубной стали, можно разделить на следующие группы исходя из их назначения:

Nb, V, Ti – обеспечивают выделение дисперсионных частиц (карбидов, нитридов, карбонитридов) на всех этапах КП;

B, Mo, Mn – обеспечивают устойчивость переохлажденного аустенита;

Ni, Cr, Cu – обеспечивают получение требуемого комплекса механических свойств и повышают устойчивость переохлажденного аустенита, однако в значительно меньшей степени, чем элементы предыдущей группы;

Si, Al, Ca – неизбежные технологические примеси, вводимые в трубную сталь для ее раскисления (Si, Al), модификации формы неметаллических включений (Ca);

P, S,  $O_2$ ,  $N_2$  – вредные примеси.

Данное деление следует считать условным, поскольку вышеперечисленные химические элементы также оказывают многогранное влияние на свойства трубных сталей (прочность, пластичность, хладноломкость, свариваемость, коррозионную стойкость и прочие). Исходя из влияния химических элементов на любое из вышеуказанных свойств трубной стали можно предложить альтернативные классификации.

С точки зрения проведения ТМСП первоочередным требованием к химическому составу стали следует считать обеспечение достаточного для практического использования интервала температур между температурой окончания рекристаллизации аустенита и температурой начала фазового превращения. Химическими элементами, повышающими температуру окончания рекристаллизации аустенита, являются Nb, V, Ti, Al. Их влияние на температуру окончания рекристаллизации было изучено в работе [26] и показано на рисунке 1.12.

Из представленных на рисунке 1.12 данных, очевидно, что легирование Nb оказывает наиболее эффективное влияние на повышение температуры рекристаллизации аустенита. Ниобий является необходимым элементом для проведения ТМСП. Воздействие Nb на структуру стали на различных стадиях ТМСП показано на рисунке 1.13. На стадии нагрева под прокатку частицы Nb ( $NbC$ ,  $NbN$ ,  $NbCN$ ) выделяются по границам зерна аустенита и сдерживают его рост (pinning effect). На стадии чистовой прокатки частицы Nb предотвращают протекание рекристаллизации аустенита.

В интервале температур фазового превращения при ускоренном охлаждении дисперсные частицы ниобия выделяются в феррите и бейнитной  $\alpha$ -фазе и повышают их прочность (дисперсионное упрочнение). С понижением температуры размер выделяющихся дисперсионных частиц ниобия уменьшается (рисунок 1.13). Выделения Nb образовавшиеся при нагреве сляба под прокатку малоэффективны на стадии КП и УО, поэтому на протяжении всего процесса ТМСП необходимо поддерживать достаточное содержание Nb в твердом растворе. Для повышения растворимости Nb в аустените используется Ti и в какой-то мере V. Титан связывает  $N_2$  и обеспечивает формирование карбида ниобия взамен нитрида или карбонитрида, который имеет лучшую растворимость в аустените. Нитриды титана стабильны при высоких температурах и также как частицы ниобия сдерживают рост зерна аустенита при нагреве сляба под прокатку. Для эффективного микролегирования ниобием добавка Ti должна быть в соотношении близком к стехиометрическому с  $N_2$  ( $Ti \geq 3,42N$ ).

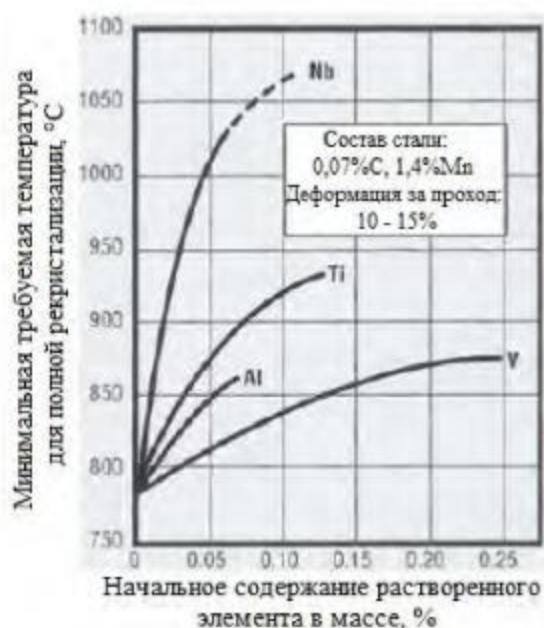


Рисунок 1.12 – Влияние химических элементов на температуру рекристаллизации аустенита [27].



Рисунок 1.13. Воздействие ниобия на структуру на различных этапах ТМСП [28].



Воздействие V на структуру стали на различных стадиях ТМСП аналогично описанному выше воздействию Nb. Ванадий является высокоэффективным элементом для дисперсионного упрочнения стали, осуществляемого благодаря выделению частиц карбонитрида V при выполнении УО. Дополнительное легирование трубной стали V позволяет сдерживать рекристаллизацию аустенита посредством выделения нитридов и снижает необходимое количество добавок Nb.

При выборе химического состава трубной стали с точки зрения металловедения первостепенной является задача обеспечения устойчивости переохлажденного аустенита достаточной для образования низкотемпературных продуктов его распада. Считается, что ниобий, ванадий и титан оказывают нейтральное влияние на устойчивость аустенита [29]. С одной стороны карбиды и карбонитриды являются готовыми центрами зарождения феррита и снижают концентрацию углерода в твердом растворе. Однако с другой стороны они тормозят диффузионное перераспределение углерода в переохлажденном аустените.

Устойчивость переохлажденного аустенита трубных сталей повышается посредством их легирования следующими химическими элементами: C, B, Mn, Mo, Ni, Cr, Cu. Наиболее сильное влияние на устойчивость переохлажденного аустенита оказывают C и B. Современные трубные стали K60, K65 имеют ультранизкое содержание углерода – менее 0,10%. Это связано с необходимостью обеспечения их высокой хладноломкости, вязкости и свариваемости. Считается, что B целесообразно использовать только при изготовлении перспективных марок сталей K70, K75 и выше [30].

Молибден является довольно эффективным элементом для повышения устойчивости переохлажденного аустенита. Он тормозит диффузионные процессы приблизительно в три раза сильнее, чем Mn и Cr. Легирование трубной стали 0,20% Mo позволяет обеспечить подавление перлитного превращения [31].

Легирование Mn позволяет повысить прокаливаемость и прочность трубной стали. Однако его содержание более 2,0% приводит к повышенной ликвации. Содержание Mn в трубных сталях K60, K65 как правило составляет от 1,6 до 1,85 %. Легирование трубных сталей K60, K65 Mo и Mn в количествах указанных выше позволяет обеспечить достаточную устойчивость переохлажденного аустенита для образования низкотемпературных продуктов фазового превращения.

Легирование трубных сталей Ni, Cr, Cu скорее обусловлено их влиянием на механические свойства трубной стали, чем на устойчивость переохлажденного аустенита. Тем не менее, в некоторых экзотических схемах легирования, характеризующихся отсутствием Mo и относительно низким Mn, с помощью повышенного содержания данных химических элементов возможно обеспечить необходимую устойчивость аустенита.

Медь и хром позволяют повысить прочность трубной стали посредством упрочнения твердого раствора. Одновременно с этим они позволяют несколько повысить коррозионную стойкость в ряде сред. В трубных сталях K60, K65 их содержание составляет порядка 0,20%, либо они практически отсутствуют, т.е. содержатся в количестве их содержания в черном леме.

Никель позволяет повысить прочность и вязкость трубной стали одновременно. Он является дорогостоящим элементом. Его содержание в трубных сталях K60, K65 колеблется в пределах от 0,15 до 0,25%.

Кремний увеличивает прочность, посредством твердорастворного упрочнения и увеличения области образования феррита. Его добавляют в сталь при раскислении. Содержание Si в трубных сталях от 0,15 до 0,4%.

На практике при изготовлении трубных сталей К60, К65 в зависимости от особенностей сталеплавильного и листопрокатного оборудования, опыта и предпочтений технических специалистов, работающих на предприятии получили распространение следующие концепции легирования:

- Nb-V. Содержание Nb от 0,030 до 0,075%, V от 0,010 до 0,040%;
- Nb-Cr. Содержание Nb от 0,030 до 0,075%, Cr от 0,10 до 0,25%;
- смешанная. Стали этой группы содержат Nb, V, Cr;
- экономная. Стали этой группы минимально легированы ниобием и не содержат

НТР и стали с повышенным содержанием Ni (порядка 0,6%) и Cu (порядка 0,5%), содержащие Cr, но с низким содержанием ниобия (до 0,03%) и без V, Mo.

Трубные стали К60, К65 первых четырех групп всегда содержат: от 0,04 до 0,10% углерода (К65 до 0,08%), от 1,6 до 1,85 % Mn, от 0,15 до 0,40% Si, от 0,10 до 0,20% Mo и до 0,15 до 0,3% Ni, а также могут быть легированы от 0,15 до 0,3% Cu.

Как уже было указано, стали изготавливаемые по технологии НТР имеют специальную концепцию легирования, которую следует считать экономной. Для осуществления КП при температурах на 50-100 °С выше, чем в «классической» схеме КП они легированы порядка 0,10 % Nb. При этом они имеют пониженное содержание Mn и, как правило, не легированы Mo. Для обеспечения заданного класса прочности стали этой группы имеют повышенное содержание Cr. Для наглядности вышеперечисленные концепции легирования представлены в таблице 1.5.

Таблица 1.5. Основные концепции легирования сталей К60, К65

Концепция легирования	Массовая доля, %				
	Nb	V	Cr	Mo	Ni
Nb-V	0,030-0,075	0,010-0,040		0,10-0,20	0,15-0,3
Nb-Cr	0,030-0,075		0,10-0,25	0,10-0,20	0,15-0,3
смешанная	0,030-0,075	0,010-0,040	0,10-0,25	0,10-0,20	0,15-0,3
экономная	< 0,040			0,10-0,20	0,15-0,3
сталь для НТР	> 0,090		> 0,20		0,15-0,3
специальная композиция	< 0,030		> 0,25		> 0,60 (и > 0,45 Cu)

Разнообразие схем легирования позволяет получить трубы одного класса прочности, но с разными химическими составами. Для определения наиболее оптимальной технологии производства проката представляется целесообразным оценить свариваемость трубных сталей. К сожалению, на сегодняшний день данной проблеме уделяется не достаточное внимание. Имеющиеся литературные данные о влиянии химического состава основного металла трубы на свариваемость приведены в разделе 1.7 настоящей диссертационной работы.

## 1.6 Подходы к оценке микроструктуры высокопрочных трубных сталей

Как отмечалось выше, в трубной отрасли произошел переход от феррито-перлитных сталей к феррито-бейнитным. Методика определения параметров сталей с феррито-перлитной микроструктурой разработана довольно давно и стандартизирована [32]. Стандартными характеристиками микроструктуры феррито-перлитных трубных сталей являются: размер зерна феррита, соотношение феррита и перлита и балл полосчатости. Иначе обстоят дела с определением параметров феррито-бейнитных трубных сталей. Проблема состоит в том, что они имеют настолько дисперсную микроструктуру, что не разрешаются в оптический и электронный микроскоп (невозможно определить размеры субзерен). Исследование данных сталей методами оптической и электронной микроскопии позволяет выполнить только качественный анализ микроструктуры. Методы количественной оценки параметров микроструктуры феррито-бейнитных сталей находятся на стадии разработки. Наиболее перспективным из них следует считать метод основанный на анализе дифракционных картин обратно рассеянных электронов (Electron Back-Scattered Diffraction – EBSD). Метод заключается в направлении пучка электронов на наклоненный образец и получении на флуоресцентном экране картин, формируемых отраженными электронами. Эти картины характеризуют ориентировку и структуру кристаллов материала. Метод EBSD позволяет количественно оценить фазовый состав феррито-бейнитных сталей, их текстуру, размер и разориентировку зерен [33]. Основными недостатками данного метода принято считать: высокие требования к подготовке образцов, малую площадь исследуемой области и продолжительное время анализа полученных данных. В последнее время этот метод всё чаще использует для анализа микроструктур феррито-бейнитных сталей. Значимый вклад в продвижении применения метода EBSD для анализа структуры современных трубных сталей K65 был сделан отечественными учеными И.Ю. Пышминцевым, А.М. Гервасьевым [34].

Существующие классификации феррито-бейнитных микроструктур трубных сталей основаны на результатах исследования данных материалов методами оптической и электронной микроскопии. Первые классификации феррито-бейнитных трубных сталей были разработаны Комитетом по бейниту Японского института железа и стали [35] и Международным институтом сварки [36]. В первой классификации структурные составляющие разделены на две группы: основные (феррит, бейнитный феррит и др.) и дополнительные «вторичные» фазы (цементитные частицы, остаточный аустенит и др.). На две группы разделены структурные составляющие и в классификации Международного института сварки. Однако в этой классификации деление проводят по характеру превращений. Различают группу структур, возникающую при диффузионном превращении, и группу, формирующуюся при сдвиговом превращении. Данные классификации были предложены в начале 90-х годов XX века и применительно к современным высокопрочным сталям являются не полными. К примеру, в классификации Комитета по бейниту отсутствует структурная составляющая называемая игольчатым бейнитом.

Одними из последних работ в данной области являются две классификации, разработанные российскими группами ученых: Эфроном Л.И., Настичем С.Ю., Морозовым Ю.Д. [19] и Смирновым М.А., Пышминцевым И.Ю., Боряковой А.Н. [37]. Обе разработанные классификации близки и фактически отличаются только названиями



структурных составляющих. К примеру, одна и та же структурная составляющая в классификации Смирнова М.А. и др. называется реечным бейнитом, а в классификации Эфрона Л.И. и др. бейнитным ферритом.

В данной работе при описании микроструктуры феррито-бейнитных трубных сталей будет использоваться классификация предложенная Смирновым М.А. и др., поскольку она является более подходящей для данной работы. Она включает большее количество структурных составляющих и позволяет также описать микроструктуры, образующиеся в сварном соединении. Основные структурные составляющие классификации, разработанной М.А. Смирновым с соавторами, перечислены в таблице 1.6.

Таблица 1.6. 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
Сдвиговый	Игольчатый бейнит Реечный бейнит Глобулярный (зернистый) бейнит Реечный мартенсит Двойникованный мартенсит

Исходя из специфики настоящей работы целесообразно дать краткую характеристику типам бейнита (игольчатый, глобулярный, реечный), наблюдающимся в микроструктуре современных высокопрочных сталей.

Игольчатый бейнит образуется при повышенных скоростях охлаждения, обеспечивающих в той или иной мере подавление диффузионного превращения. Он состоит из вытянутых кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы с высокой плотностью дислокаций и островков «вторых» фаз (рисунок 1.14). Кристаллы бейнитной  $\alpha$ -фазы имеют форму пластин (реек). «Вторыми» фазами являются: участки МА-составляющей и перлит. Иногда в структуре встречаются участки, в которых МА-составляющая соседствует с перлитом, что, является результатом их образования из одного участка аустенита (рисунок 1.15).

Реечный бейнит образуется при температурах соответствующих нижней части температурного интервала промежуточного превращения. Он состоит из тонких длинных реек, объединенных в крупные пакеты относительно равноосной формы. На границах реек обычно присутствуют тонкие прослойки остаточного аустенита (рисунок 1.16).

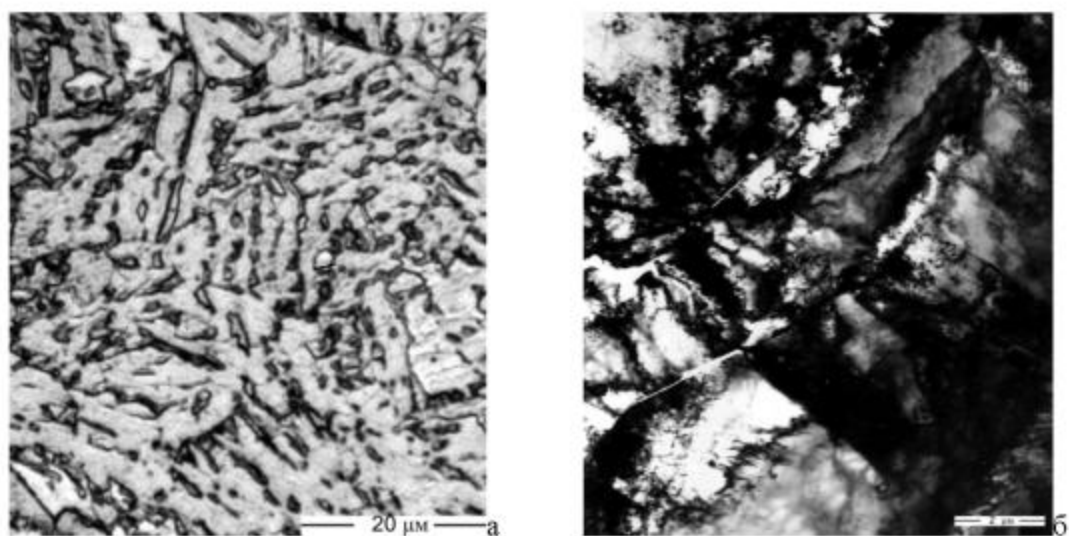


Рисунок 1.14. Игольчатый бейнит: а – оптическая микроскопия, б – просвечивающая электронная микроскопия.

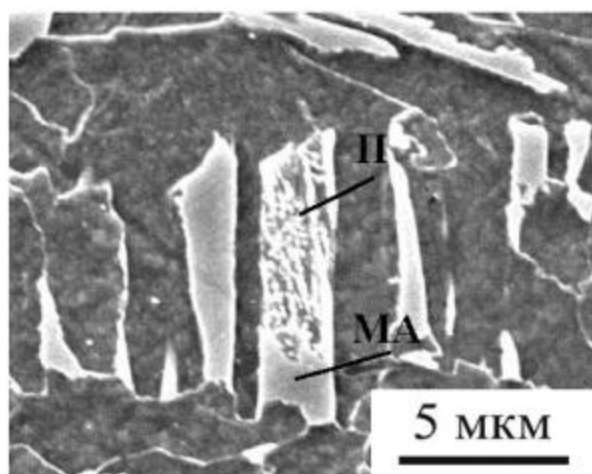


Рисунок 1.15. Образование МА-составляющей около перлитного участка. Сканирующая электронная микроскопия.

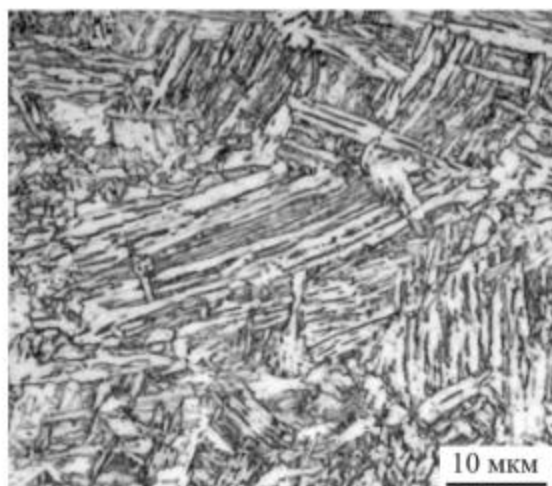


Рисунок 1.16. Речный бейнит.

Глобулярный бейнит состоит из кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы относительно равноосной формы и «островков» остаточного аустенита, мартенсита и МА-составляющей (рисунок 1.17). Островки «вторых» фаз также имеют форму, близкую к равноосной. Они находятся как на границах, так и внутри кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы. В последнем случае нет какой-либо четко выраженной направленности в их расположении.

Формирование глобулярного бейнита происходит в верхней части температурного интервала промежуточного превращения. В работе [38] указывается, что игольчатый и глобулярный бейнит появляются в одном температурном интервале, но глобулярный бейнит возникает при более медленном охлаждении, чем игольчатый.

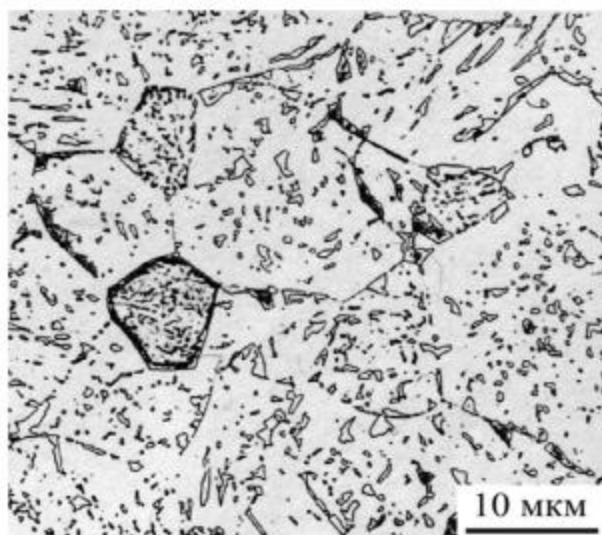


Рисунок 1.17. Глобулярный бейнит [39].

Поскольку одной из задач настоящей диссертационной работы является изучение особенностей разрушения труб К60, К65 (основного металла и сварного соединения) далее приведем результаты исследований выполненных ранее в данном направлении. Следует отметить, что количество таких работ довольно ограничено. Это обусловлено тем, что производство данных труб освоено сравнительно недавно.

Особенностью разрушения трубных сталей является наличие расщеплений<sup>II</sup> в изломе. В работе [40]<sup>III</sup> впервые было показано, что образование расщеплений оказывает негативное влияние на сопротивление основного металла труб К65 останавливать протяженное вязкое разрушение. Увеличение количества (плотности) расщеплений в изломе приводит к увеличению протяженности вязкого разрушения. Принимая во внимание важную роль расщеплений в процессе разрушения сталей К65 в работе [41] была сделана попытка обнаружить особенности структуры стали, которые определяют ее склонность к образованию расщеплений. Авторы данной работы установили, что в стали обладающие низким сопротивлением протяженному вязкому разрушению имеют следующие особенности микроструктуры:

- крупные участки игольчатого бейнита, состоящие из реек с близкой ориентировкой;

<sup>II</sup> расщепление – хрупкая трещина, расположенная в плоскости прокатки листа.

<sup>III</sup> диссертант является одним из авторов данной работы.

– грубые образования МА-составляющей.

Микроструктура основного металла трубы К65, имеющее низкое сопротивление растяженному вязкому разрушению приведена на рисунке 1.18.

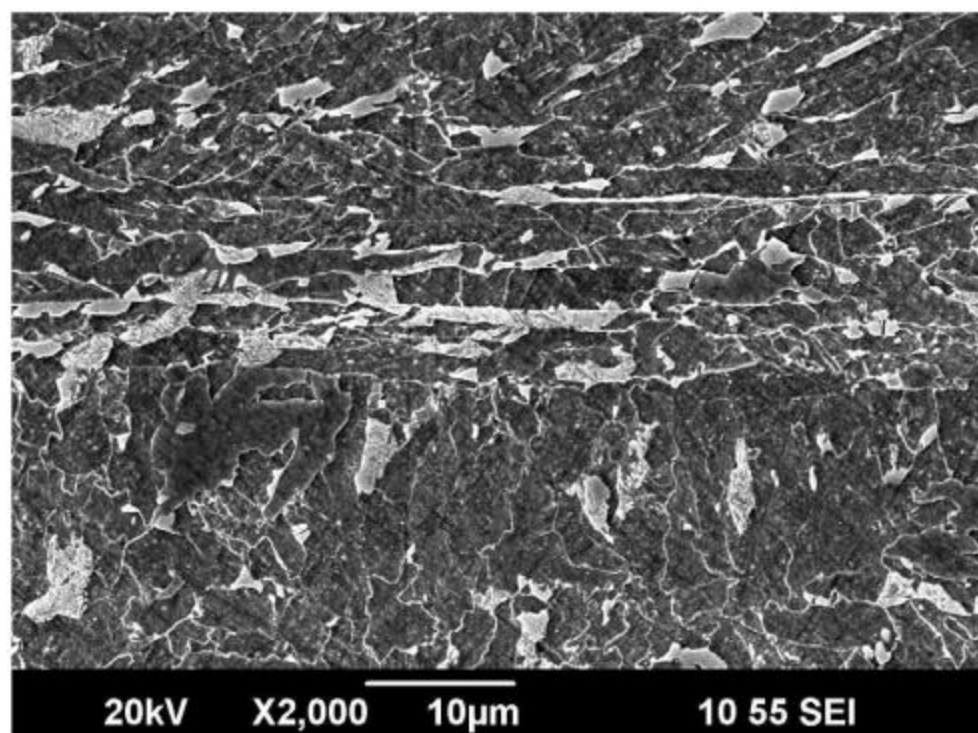


Рисунок 1.18. Микроструктура основного металла трубы К65 [41].

Еще одной возможной причиной образования расщеплений в изломе является большое содержание в текстуре материала компонентов, в которых плоскость  $\{001\}$  (плоскость скола в феррите) параллельна плоскости прокатки листа. Параметры текстуры сталей К65 были исследованы Пышминцевым И.Ю., А.М. Гервасьевым и др. в работе [42] с помощью метода EBSD. Проведенные исследования показали, что:

- общее содержания плоскостей  $\{001\}$  параллельных плоскости прокатки не оказывает существенного влияния на склонность основного металла трубы к расщеплению при распространении в нем протяженного вязкого разрушения;
- локальное распределение текстурной компоненты  $\{001\}<110>$  в микроструктуре сталей с низкой трещиностойкостью обеспечивает наличие протяжных областей, благоприятных для распространения расщепления.

Следует отметить, что в работах [41] и [42] исследовали трубные стали К65 изготовленные по «классической» технологии ТМСП. Особенности параметров микроструктуры сталей К60, К65 изготовленных по технологии НТР или с применением последующей термической обработки и их влияние на сопротивление разрушению изучены не были.

### 1.7 Микроструктура сварных соединений труб К60, К65

Сварку труб большого диаметра выполняют двусторонней автоматической многодуговой сваркой под слоем флюса (рисунок 1.19). Состыкованные кромки листа



первоначально проваривают с внутренней стороны трубы так, чтобы глубина проплавления свариваемого металла составляла половину или несколько более половины толщины стенки трубы. Затем производят сварку наружного шва с таким расчетом, чтобы была проплавлена вершина первого шва и полностью переплавлен технологический шов.

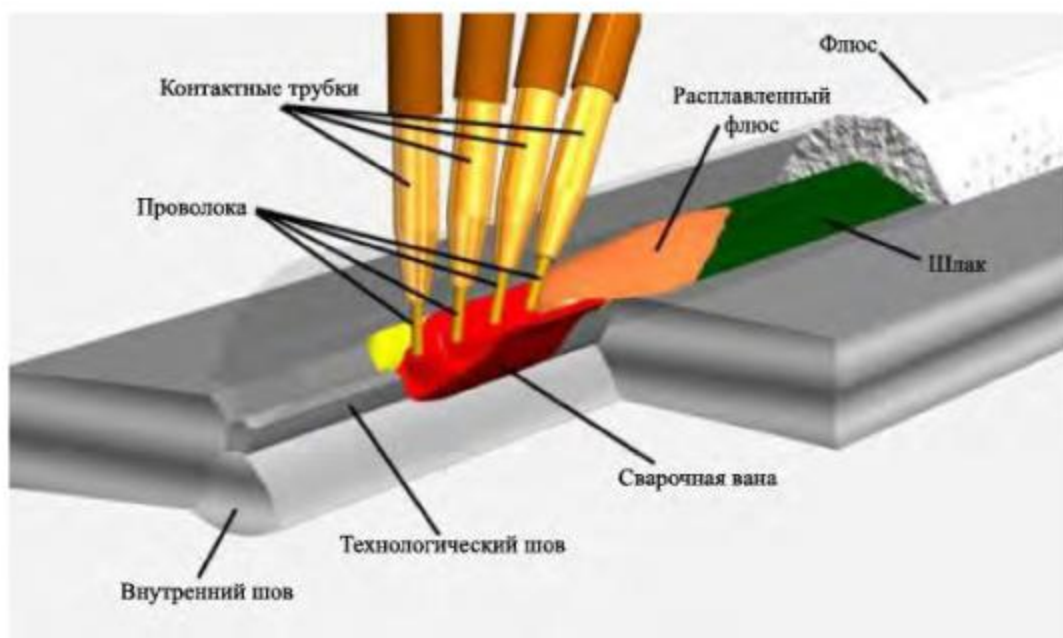


Рисунок 1.19. Схематическое изображение сварки наружного шва трубы [43].

Сварку наружного и внутреннего шва выполняют пятидуговой и четырехдуговой, соответственно автоматической сваркой под слоем флюса в нижнем положении. Незадолго до зажигания дуг в сварочную разделку подается флюс. Под слоем флюса образуется заполненная газом полость, защищающая дуги от контакта с кислородом окружающей среды. Дуги горят в заполненной газом полости под слоем шлака, образовавшегося в результате расплавления флюса.

Параметры микроstructures ЗТВ сварного шва определяется химическим составом основного металла, максимальной температурой его нагрева и скоростью охлаждения. В свою очередь, микроstructure сварного шва зависит от химического состава основного металла, сварочной проволоки, марки используемого флюса и количества теплоты, введенной в металл при сварке.

Наиболее проблемным местом сварных соединений труб К60, К65 является ЗТВ. Она характеризуется наличием сразу нескольких типов микроstructures, что обуславливает неоднородность ее свойств. Механические свойства участков ЗТВ, образованных в результате термического цикла сварки, существенно ниже, чем у основного металла труб. Структура сварного шва более однородная и при верном выборе сварочных материалов обладает удовлетворительными механическими свойствами, поэтому далее основное внимание уделено принципам формирования структуры именно в ЗТВ сварных швов, как наиболее ослабленному участку по периметру трубы.

В ЗТВ сварных швов труб К60, К65 можно выделить несколько характерных участков (см. рисунок 1.20): 1 – участок перегрева; 2 – участок нормализации; 3 – участок неполной перекристаллизации; 4 – участок высокого отпуска; 5 – участок перегрева,

повторно нагретый в межкритический интервал температур и 6 – участок перегрева, подвергнутый высокому отпуску. Как правило, четко определить границы всех вышеперечисленных участков не представляется возможным, поэтому участки ЗТВ часто классифицируют по размеру зерна, а именно на участок крупного и мелкого зерна (рисунок 1.21).

Количество теплоты, введенное при сварке продольных швов труб, приводит к росту аустенитного зерна вблизи линии сплавления на участке перегрева. Заводские сварные швы выполняют с тепловложением от 1 до 5 кДж/мм. Время охлаждения металла ЗТВ в интервале температур фазового перехода (от 800 до 500°C) может варьироваться от 15 секунд при тепловложении 1 кДж/мм и до 30 секунд при тепловложении 5 кДж/мм [15]. Вследствие чего, размер начального зерна аустенита может увеличиться с 50 до 250 мкм и даже более. При этом структура внутри зерна изменяется от мартенситной до феррито-перлитной.

Увеличение размера зерна аустенита оказывает негативное влияние на механические свойства участка перегрева. Наличие дисперсных частиц (карбидов, нитридов) в твердом растворе позволяет ограничить рост зерна аустенита. Помимо ниобия, для сдерживания роста зерна аустенита используют титан, который образует стабильные нитриды даже при очень высоких температурах (рисунок 1.22).

Положительный эффект уменьшения размера аустенитного зерна для сталей контролируемой прокатки с различными типами микроструктуры показан на рисунке 1.23. Как видно из рисунка 1.23, в большинстве случаев наблюдается нелинейная зависимость между размером зерна аустенита и хладноломкостью стали.

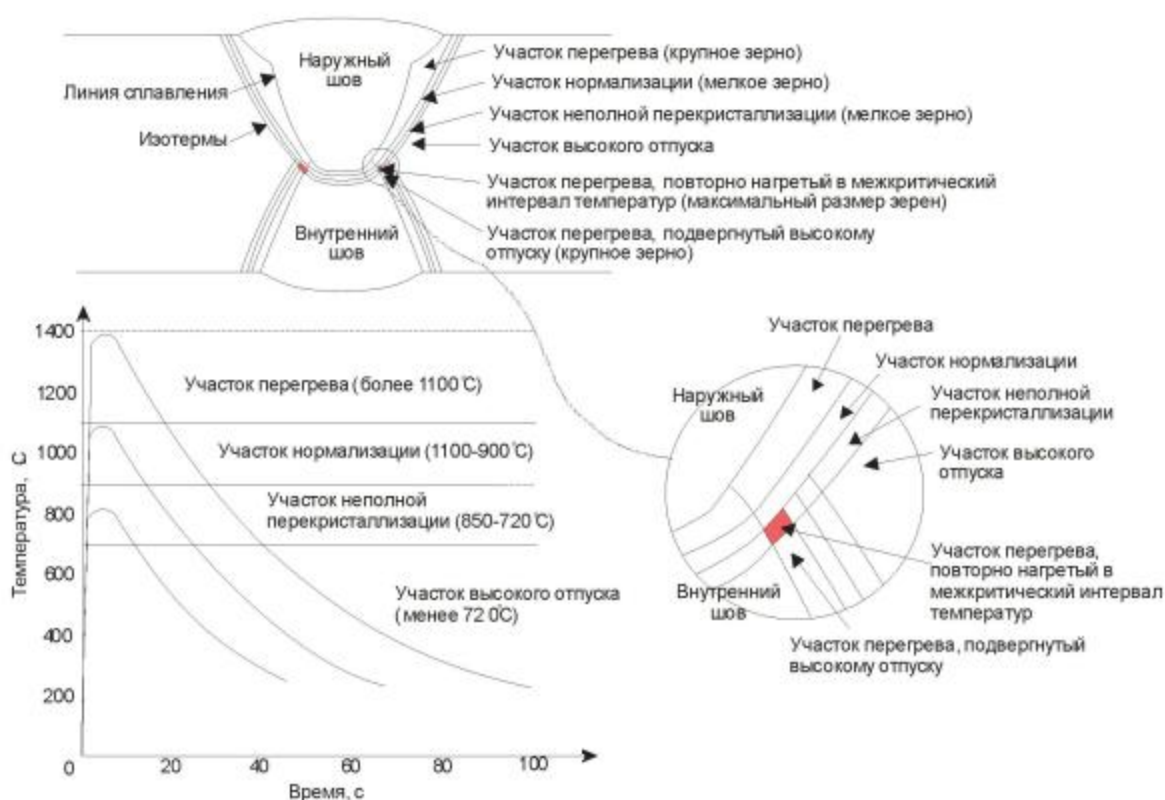


Рисунок 1.20. Характерные участки ЗТВ заводского сварного соединения.



Рисунок 1.21. Шлиф сварного соединения [44].

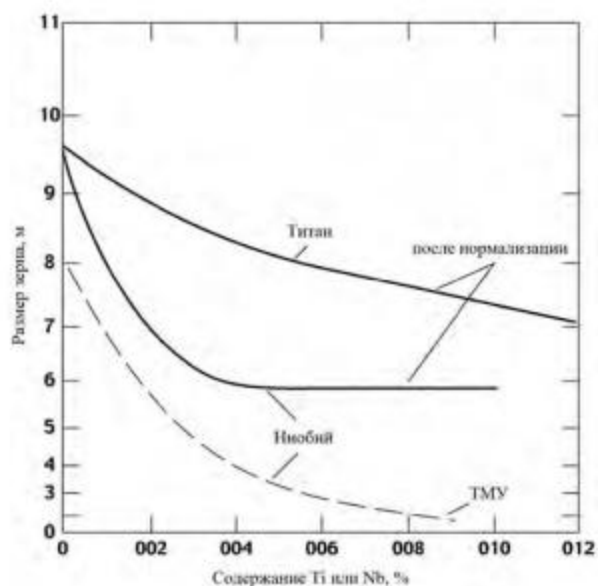


Рисунок 1.22. Влияние содержания ниобия и титана в стали на размер аустенитного зерна [45].



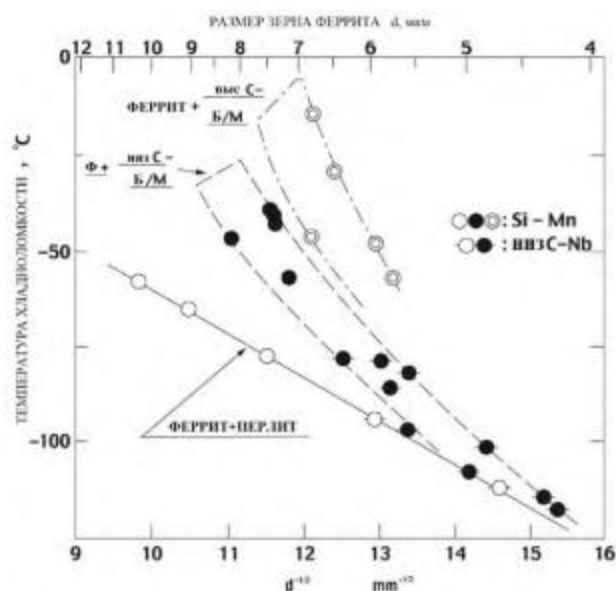


Рисунок 1.23. Влияние размера зерна и типа микроструктуры на хладноломкость [46].

Помимо размера аустенитного зерна на свойства ЗТВ оказывает влияние тип конечной микроструктуры. Тип микроструктуры, образующейся при охлаждении, зависит от прокаливаемости стали и от диапазона температур, в котором происходит превращение аустенита в феррит. Данный диапазон температур смещается в зависимости от содержания в стали легирующих элементов, таких как Mn, Mo, Cr, Ni, Cu.

Определяющее значение на микроструктуру оказывает массовая доля углерода в стали, поскольку она определяет соотношение между ферритом и карбидами в конечной микроструктуре.

Взаимосвязь между температурой фазового превращения и типом образующейся микроструктуры показана на рисунке 1.24. При низких скоростях охлаждения фазовый переход происходит при высоких температурах, в результате чего феррит имеет тенденцию к образованию равновесных зерен у границ аустенитного зерна и случайно ориентированных зерен внутри зерна. При этом области, обогащенные углеродом, превращаются в относительно крупные карбидные образования.



Рисунок 1.24. Влияние скорости охлаждения и прокаливаемости на микроструктуру ЗТВ [47].



С увеличением скорости охлаждения температура фазового перехода снижается. Феррит по границам исходного аустенитного зерна заменяется на колонии параллельно ориентированных реек или видманштеттов феррит. Карбиды образуются на границах реек и постепенно заменяются на островки МА-составляющей при дальнейшем понижении температуры фазового перехода. При высоких скоростях охлаждения, что соответствует низким температурам фазового перехода, времени для распределения углерода не достаточно, в результате чего происходит образование мартенсита.

Легирующие элементы влияют на микроструктуру участка крупного зерна ЗТВ следующим образом:

- карбидообразующие элементы ограничивают рост зерен, способствуют образованию внутризеренного феррита и увеличивают температуру фазового перехода;
- элементы, которые остаются в твердом растворе уменьшают интервал температур фазового перехода и способствуют упрочнению продуктов превращения;
- элементы, которые размывают пик термического цикла сварки и при охлаждении формируют тонкие карбиды или нитриды, способствуют образованию феррита (V), повышению средней температуры фазового перехода и препятствуют образованию карбидов на границах реек. Также они могут замедлить образование феррита (Mo, Cr) и понизить интервал температур фазового перехода и способствовать образованию МА-составляющей.

Влияние внутризеренной микроструктуры на вязкие свойства гораздо сложнее выявить, чем влияние размера зерна аустенита. Принципиальная схема влияния температуры фазового превращения и содержания углерода на микроструктуру и хладноломкость ЗТВ крупного зерна приведена на рисунке 1.25.

Приведенные диаграммы следует рассматривать скорее схематически, нежели количественно, хотя они и были построены на основании экспериментальных данных. На рисунке 1.25а изображены области формирования различных типов микроструктуры. На рисунке 1.25б показаны продольные (параллельные оси абсцисс) разрезы диаграммы, изображенной на рисунке 1.25а, выполненные по трем сечениям с содержанием углерода 0,21, 0,14 и 0,07%.

Как видно из графиков, изображенных на рисунке 1.25б, при высоком содержании углерода в стали (0,21%) сложно достичь достаточного уровня хладноломкости. Нижний бейнит имеет низкие вязкие свойства, а образующийся мартенсит по существу является хрупким, поскольку он образуется при низкой температуре не достаточной для самоотпуска.

При низком содержании углерода 0,07% высокая хладноломкость наблюдается при образовании нижнего бейнита и отпущенного мартенсита. При этом количество теплоты, введенное в металл при сварке, не оказывает существенного влияния на образующуюся микроструктуру и может изменяться в широких пределах. В сталях с содержанием углерода 0,14% наблюдается аналогичная зависимость, за исключением того, что диапазон температур фазового перехода, позволяющий получить высокую хладноломкость, сужается.

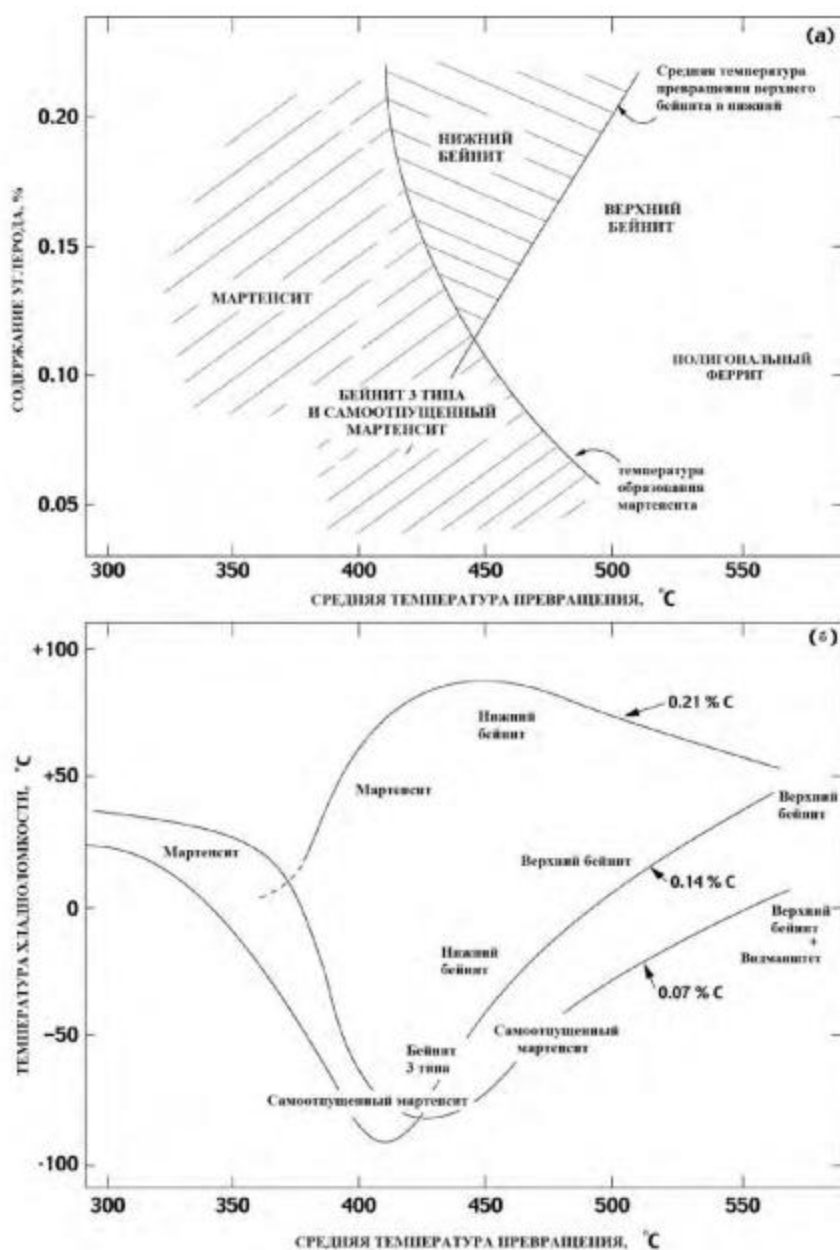


Рисунок 1.25. Влияние содержания углерода и температуры фазового перехода на свойства и типы микроструктур ЗВТ [48].

В литературных источниках содержатся противоречивые данные о влиянии внутризеренной микроструктуры на вязкие свойства участка крупного зерна ЗТВ. В работе [49] указано, что образование реечного бейнита на участке крупного зерна ЗТВ приводит к снижению уровня ударной вязкости и повышению температуры вязкохрупкого перехода. Однако в работе [50] указано, что ударная вязкость на данном участке возрастает при формировании бейнита пластинчатой морфологии взамен зернистой. Следует также отметить, что вышеуказанные работы по оценке вязких свойств участка крупного зерна ЗТВ проводились с использованием образцов на ударный изгиб. В настоящий момент при аттестации производства труб для оценки вязких свойств участка крупного зерна ЗТВ проводят испытания по определению CTOD. Требования к величине

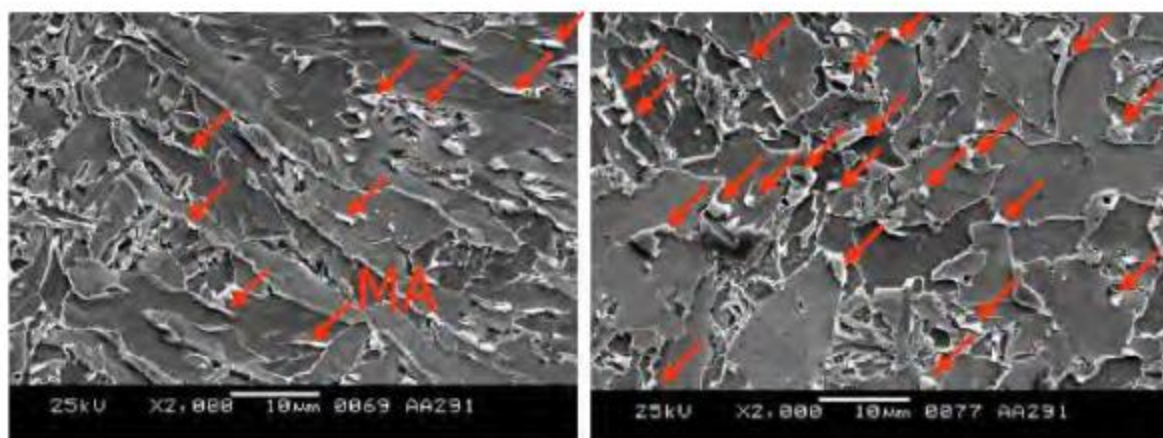
CTOD (приведены в разделе 1.3) являются более жесткими, чем требования по величине ударной вязкости. Детальных исследований по влиянию внутризеренной микроструктуры участка крупного зерна ЗТВ на величину CTOD ранее не проводилось.

Рассмотренные выше принципы формирования микроструктур ЗТВ также справедливы и для сварного шва. Помимо вышеописанных типов структур в сварном шве может сформироваться структура игольчатого бейнита, которая состоит из тонких перекрещивающихся зерен (игл). Структура игольчатого феррита позволяет обеспечить достаточный уровень прочности, вязкости и хладностойкости металла сварного соединения. Для ее формирования необходимо наличие не только определенного сочетания химического состава и скорости охлаждения, но и определенное распределение тонких неметаллических включений, которое определяется химическим составом проволоки.

В двухпроходных сварных швах при наложении второго валика, ЗТВ первого валика подвергается термообработке, вследствие чего формируется область подверженная нескольким нагревам (рисунок 1.20).

Считается, что наиболее ослабленным местом двухпроходного сварного соединения является участок крупного зерна, повторно нагретый в межкритический интервал температур, что приводит к частичному преобразованию его структуры в аустенит. В результате этого преобразования возникают области обогащенного углеродом аустенита, которые в дальнейшем еще больше насыщаются углеродом за счет растворения углерода из окружающих участков. Охлаждение перенасыщенных углеродом участков приводит к образованию МА-составляющей. Эти хрупкие участки, имеющие размер порядка 5 мкм и занимающие порядка 5% общего объема металла, могут оказать значительное влияние на вязкие свойства.

Величина снижения вязких свойств на участке повторно нагретого крупного зерна зависит от объемной доли мартенситных островков. Распределение МА-составляющей в зоне крупного зерна и в повторно нагретой до критических температур зоне крупного зерна в сварном соединении толстостенной трубы К60 показано на рисунке 1.26.



Участок крупного зерна

Участок крупного зерна, повторно нагретый до критических температур

Рисунок 1.26. Распределение МА-составляющей на участке крупного зерна сварного соединения трубы К60 [51].

Образование и распределение МА-составляющей на участке крупного зерна, повторно нагретого в межкритический интервал температур, зависит от химического состава основного металла, тепловложения и относительного расположения сварочных валиков. Повышение содержания легирующих элементов увеличивает объемную долю островков МА-составляющей и уменьшает вероятность растворения мартенсита при воздействии последующих термических циклов сварки.

Влияние локальной хрупкости сварного соединения на эксплуатационные свойства труб изучено в работе [52] на примере труб магистрального нефтепровода «Мозырь-Брест» диаметром 630 мм с толщиной стенки от 8 до 10 мм из марок сталей 18Г2А, 14ХГС. В работе показано, что несущая способность труб без коррозионных повреждений лимитируется прочностью сварных соединений. При наличии коррозионных повреждений несущая способность труб имитируется именно ими. Наиболее неблагоприятным стечением обстоятельств является наличие коррозионных повреждений в ЗТВ сварного шва. Практически значимым вопросом является исследование несущей способности труб К60, К65 при наличии трещиноподобных дефектов, расположенных вдоль сварного шва [53].

Учитывая все написанное выше, очевидно, что микроструктура и механические свойства сварного соединения и основного металла труб К60, К65 существенно различаются. Свойства сварных соединений труб К60, К65, в особенности участка крупного зерна ЗТВ, и их влияние на эксплуатационную надежность труб должны быть детально изучены.

### **1.8 Распространение вязких протяженных разрушений в газопроводах из труб.**

Одной из основных проблем, сдерживающих широкое применение высокопрочных труб, является неопределенность в вопросах обеспечения их стойкости к протяженным вязким разрушениям. Наиболее крупные и долговременные исследования проблемы обеспечения стойкости газопроводов против распространения протяженных разрушений ведут такие профессиональные (промышленные) энергетические компании и ассоциации как:

- Research Council International Pipeline (PRCI)    [www.prci.org](http://www.prci.org);
- European Pipeline Research Group (EPRG)        [www.eprg.net](http://www.eprg.net);
- American Gas Association (AGA)                    [www.aga.org](http://www.aga.org).

Вязкое разрушение распространяется вдоль оси газопровода по прямой или спиральной траектории с относительно небольшой скоростью до 400 м/с. Возможность его распространения обусловлена тем, что скорость декомпрессии газа (спада давления) находится в том же диапазоне значений, что и скорость распространения вязкой трещины [54].

Вязкие разрушения делят на локальные и протяженные. При локальном разрушении длина трещины невелика (в пределах одной трубы), а скорость ее распространения значительно меньше скорости декомпрессии газа. Протяженное вязкое разрушение возникает при установлении «стабильного» режима между скоростью декомпрессии газа и скоростью распространения трещины. Вследствие чего давление не успевает снизиться и трещина распространяется на сколь угодно большое расстояние, пока не изменятся условия ее распространения.



Движущей силой вязкого разрушения являются два фактора: энергия упругой деформации, запасенная в стенке трубы и кинетическая энергия перемещения берегов трещины [55]. Сжатый газ воздействует на берега распространяющейся трещины, вследствие чего берега раскрываются и создают дополнительную нагрузку в вершине трещины. Внешний вид труб, после распространения вязкой трещины, показан на рисунке 1.27.

Традиционно предотвращение возможности протяженных разрушений обеспечивается выбором материала труб, характеризующимся вязким поведением в заданном температурном интервале и достаточной способностью останавливать протяженное разрушение в случае его инициирования. Как упомянуто выше, для нормирования сопротивления протяженному вязкому разрушению трубных сталей используют величину ударной вязкости, определенную при минимальной температуре эксплуатации газопровода. Величина ударной вязкости необходимая для остановки вязкого разрушения определяется по эмпирическим зависимостям, которые получены на основе результатов натурных полигонных испытаний труб.

Самый известный метод определения ударной вязкости, необходимой для остановки разрушения в магистральном газопроводе, предложен мемориальным институтом Баттелли. Он был разработан на рубеже 60-70-х годов двадцатого века на основе полигонных испытаний труб K46-K54, имеющих относительно невысокую ударную вязкость. Этот, так называемый, метод «двух кривых» (Battelle Two Curves) является полуэмпирическим по своей природе. Впервые он был опубликован в 1976 г [56].



Рисунок 1.27. Вязкое протяженное разрушение труб K65, диаметром 1420 мм [57].

В настоящее время данный метод широко используется для определения уровня ударной вязкости, необходимого для предотвращения протяженного разрушения. Требуемая вязкость определяется взаимодействием двух кривых:

- 1) Кривой декомпрессии газа.
- 2) Кривой скорости распространения трещины.

Поведение газа при декомпрессии определяется его составом, давлением и температурой.

В общем случае кривая скорости распространения трещины может быть описана следующим эмпирическим уравнением [58]:

$$V_{\text{тр}} = \left[ \frac{C_b \sigma_f}{\sqrt{KCV_{(2/3)}}} \right] \left[ \frac{\sigma_d}{\sigma_a} - 1 \right]^{\frac{1}{6}}, \quad (1.3)$$

где  $V_{\text{тр}}$  – скорость трещины, [м/с];

$C_b$  – константа, учитывающая фактор засыпки грунтом, имеющая значение: 2,76 – для испытаний не засыпанных участков трубопровода, 1,71 – для испытаний под водой; 2,00 – для испытаний участков трубопровода засыпанных грунтом;

$\sigma_f$  – среднее значение разрушающего напряжения:  $\sigma_f = \sigma_t + 68,9 \text{ МПа}$ , [МПа];

$KCV_{(2/3)}$  – ударная вязкость, определенная на образце Шарпи толщиной 2/3 от стандартной, [Дж];

$\sigma_d$  – окружное напряжение в вершине трещины, ( $\sigma_d = P_b \cdot R/t_o$ ), [МПа];

$\sigma_a$  – напряжение остановки трещины, [МПа];

$R$  – радиус трубы, [мм];

$t_o$  – номинальная толщина стенки трубы, [мм].

При этом напряжение остановки трещины определяют по формуле:

$$\sigma_a = \left( \frac{2 \cdot \sigma_f}{3,333 \cdot \pi} \right) \arccos \left( \exp \left( - \frac{18,75 \cdot KCV \cdot E \cdot \pi}{24 \cdot \sigma_f^2 \cdot (R \cdot t_o)^{0,5}} \right) \right), \quad (1.4)$$

где  $E$  – модуль упругости, [МПа].

Аналитическое выражение для определения давления в сечении трубы, совпадающем с вершиной трещины (кривая декомпрессии), в зависимости от скорости распространения разрушения имеет вид [4]:

$$P_B = \begin{cases} P_p \text{ при } V_{\text{тр}} \geq V_0 \\ P_p \left[ \frac{2}{(\gamma+1)} + \frac{\gamma-1}{\gamma+1} \left( \frac{V_{\text{тр}}}{V_0} \right)^{\frac{2\gamma}{\gamma-1}} \right] \text{ при } V_{\text{тр}} < V_0 \end{cases}, \quad (1.5)$$

где  $P_p$  – рабочее давление в газопроводе, [МПа];

$V_0$  – скорость распространения звука в транспортируемой среде, [м/с];

$\gamma$  – показатель адиабаты.

Упрощенно давление в сечении трубы, совпадающем с вершиной трещины, можно оценить, используя выражение:

$$P_B = \begin{cases} P_p & \text{при } V_{тр} \geq V_0 \\ P_p \left[ 1 - 0,72 \left( 1 - \frac{V_{тр}}{V_0} \right) \right] & \text{при } V_{тр} < V_0 \end{cases} \quad (1.6)$$

Соотношения (1.5) и (1.6) дают усредненные значения давления в вершине трещины для режима стабильного распространения разрушения.

Пример расчета минимального уровня ударной вязкости по методу «двух кривых» для труб К65 диаметром 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм при уровне рабочего давления в газопроводе 14,7 МПа, приведен на рисунке 1.28.

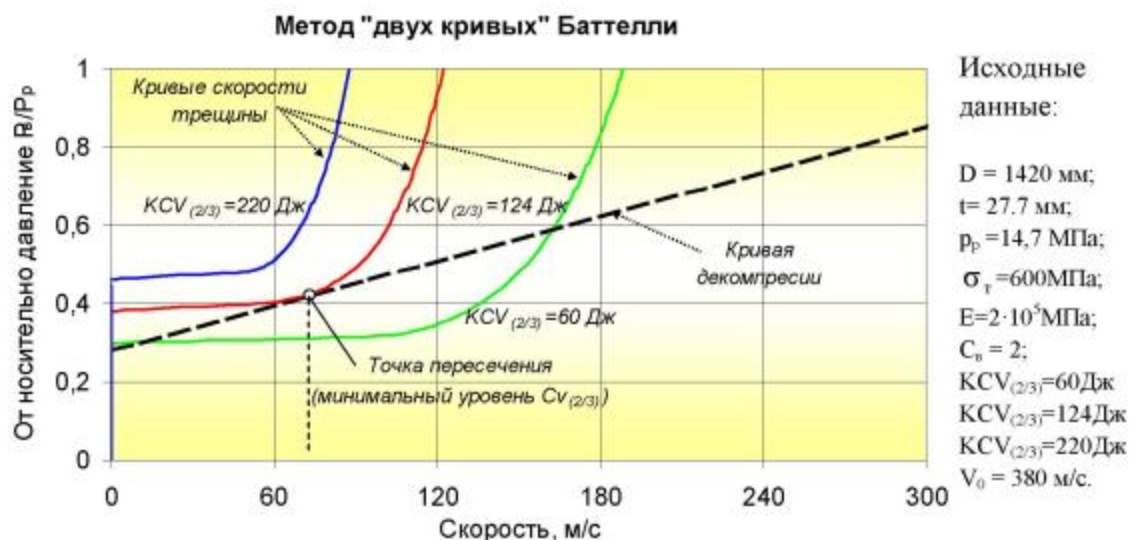


Рисунок 1.28. Расчет ударной вязкости по методу «двух кривых» Баттелли.

Выполненный расчет показал, что основной металл труб должен обладать минимальной работой удара 124 Дж на образцах толщиной две трети от стандартной, что соответствует работе удара 186 Дж или ударной вязкости 232 Дж/см<sup>2</sup> для стандартных образцов размером 10x10 мм.

Отдельного рассмотрения заслуживает процесс декомпрессии газа из труб при разрушении. Под скоростью декомпрессии понимают разность скорости распространения звука в среде и соответствующей скорости истечения газа. Скорость декомпрессии газа существенно зависит от его состава. В зависимости от содержания тяжелых углеводородов газы делят на обогащенные (богатые) и сухие (бедные). Обогащенные газы при декомпрессии имеют область двухфазного поведения (плато), наличие которой обусловлено конденсацией пара в жидкость, т.е. образованием тумана. При увеличении концентрации тяжелых углеводородов в составе газа область двухфазного поведения газа становится больше, значение давления при котором наблюдается «плато» двухфазного поведения увеличивается и, как следствие, вероятность протяженного распространения трещины возрастает [59].

Наглядно влияние состава газа на область раздела фаз и вид кривой декомпрессии показано на рисунке 1.29. Испытания проводились при температуре 273°K и внутреннем давлении в плети труб 15,0 МПа. Состав газов, условно обозначенных А, Б и В, приведен в таблице 1.7.



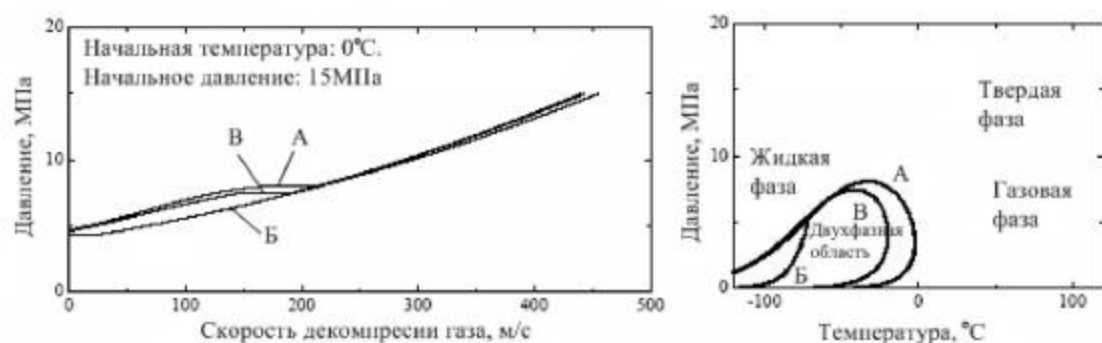


Рисунок 1.29. Кривые декомпрессии и соответствующие параметры раздела фаз [60].

Таблица 1.7. Состав газа (молекулярная масса, %)

Газ	CH <sub>4</sub>	C <sub>2</sub> H <sub>6</sub>	C <sub>3</sub> H <sub>8</sub>	iC <sub>4</sub> H <sub>10</sub>	nC <sub>4</sub> H <sub>10</sub>	iC <sub>5</sub> H <sub>12</sub>	nC <sub>5</sub> H <sub>12</sub>	nC <sub>6</sub> H <sub>14</sub>	N <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub>
Газ А	89,57	4,70	3,47	0,24	0,56	0,106	-----	-----	-----	-----
Газ Б	96,00	3,80	0,15	0,02	0,03	-----	-----	-----	-----	-----
Газ В	92,00	4,00	2,00	0,30	0,50	0,10	0,05	0,05	0,50	0,50

Из графиков, приведенных на рисунке 1.29 видно, что наиболее неблагоприятный с позиции распространения вязкого разрушения вид кривой декомпрессии имеют газы, у которых критическая точка имеет максимальные координаты температуры и давления. Так в газах А и В, которые содержат значительное количество тяжелых углеводородов, область двухфазного поведения больше и соответственно «плато» декомпрессии наблюдается при более высоком давлении, нежели в газе Б.

Помимо вышеописанного подхода «ВТС» существует огромное множество эмпирических выражений, позволяющих определить величину ударной вязкости стали, необходимую для предотвращения вязкого разрушения [61, 62, 63, 64, 65, 66]. Данные выражения разработаны различными научно-исследовательскими организациями и институтами по всему миру, на основании результатов натурных испытаний труб. В Приложение G стандарта ISO 3183:2007 включены пять наиболее распространенных подходов к определению минимального уровня ударной вязкости основного металла труб. При этом первые четыре подхода являются реализацией известных принципов:

- рекомендации ERPG,
- упрощенное уравнение Баттелли,
- метод двух кривых Баттелли,
- подход Американского Института Стали и Чугуна.

Вышеперечисленные методы дают надежную оценку, если требуемый уровень работы удара не превышает 100 Дж. Требуемый уровень работы удара для труб К60, К65, рассчитанный по предлагаемым методам значительно превышает 100 Дж (см. рисунок 1.28). Фактическая ударная вязкость основного металла труб находится на уровне более 250 Дж/см<sup>2</sup> при минимальной температуре эксплуатации (таблица 1.4). Несмотря на это, при проведении опытных испытаний труб класса прочности К65 на полигоне ОАО «Газпром» было зафиксировано несколько вязких протяженных разрушений плетей труб (рисунок 1.27).



Для оценки трещиностойкости высокопрочных трубных сталей необходимо разработать новые или модифицировать существующие методики испытаний. В основу новых методик должны быть положены закономерности деформации и разрушения новых высокопрочных трубных сталей, определенные по результатам полномасштабных испытаний труб.

Влияние наличия и свойств сварных соединений труб на процесс инициирования и распространения вязкого разрушения в высокопрочных трубах изучено недостаточно. Повышенный интерес представляет собой изучение процесса распространения вязкого разрушения в спиральношовных трубах.

### **1.9 Постановка задач исследования**

Для сооружения современных МГ используются трубы К60 и высокопрочные трубы К65. Основными рисками при строительстве современных МГ являются возможность распространения протяженного вязкого разрушения и относительно низкие вязкие свойства сварных соединений. Стандартные методики определения сопротивления вязкому разрушению не коррелируют с результатами полномасштабных испытаний труб. Для определения сопротивления протяженному вязкому разрушению новых сталей К65 требуется разработка новых методик механических испытаний или модификация существующих, с учетом особенностей разрушения сталей К65. Микроструктура и механические свойства сварного соединения и основного металла труб К60, К65 существенно различаются. Механические свойства и параметры микроструктуры сварных соединений труб К60, К65, в особенности участка крупного зерна ЗТВ, и их влияние на эксплуатационную надежность труб малоизучены. В связи с этим при проведении данного исследования были поставлены следующие задачи:

1. Определить параметры микроструктуры и механические свойства основного металла и сварных соединений труб К60, К65 с повышенными показателями вязкости, а также исследовать взаимосвязь между данными характеристиками и установить их влияние на сопротивление разрушению. Установить влияние химического состава основного металла на тип и параметры микроструктуры, образующейся в ЗТВ сварного соединения;
2. Оценить влияние зон локальной хрупкости сварных соединений на конструктивную прочность труб на стадии инициирования и распространения разрушения;
3. На основании результатов полномасштабных пневматических и гидравлических испытаний установить закономерности распространения разрушения в электросварных трубах большого диаметра классов прочности К60, К65, предназначенных для строительства линейной части современных магистральных трубопроводов, в том числе установить роль сварных соединений в распространении магистральной трещины в прямошовных и спиральношовных трубах;
4. Установить характеристики энергоемкости распространения трещины в основном металле труб с различным типом микроструктуры и сопоставить их с показателями, полученными при стандартных видах механических испытаний;
5. Разработать виды механических испытаний, позволяющие оценить сопротивление протяженному вязкому разрушению трубных сталей и опробовать их при проведении анализа результатов полигонных пневматических испытаний партий труб класса прочности К65.

## Глава 2. Материалы и методика исследования

### 2.1 Материалы для исследования

Исследование проводилось на трех трубах К60 и девяти трубах К65, изготовленных в соответствии с техническими требованиями ОАО «Газпром». Прокат для исследуемых труб изготовлен по разным схемам ТМСП с использованием различных концепций легирования. Основные параметры исследуемых труб, их условные обозначения и химический состав основного металла труб приведены в таблицах 2.1 и 2.2.

Трубы А1 и А2 являются типичными представителями труб К60 и предназначены для использования на рабочее давление до 9,8 МПа. Труба А3 произведена для ГТС «Сила Сибири» по специальной технологии ТМСП с применением индукционного нагрева. Труба Б1 произведена для МГ «Cheyenne Plains» по технологии НТР. Трубы Б2...Б9 произведены ведущими мировыми трубными компаниями для участия в приемосдаточных испытаниях по проекту МГ «Бованенково-Ухта».

Таблица 2.1. Основные параметры исследуемых сварных труб

Условное обозначение	Толщина стенки, мм	Наружный диаметр, мм	Концепция легирования	Технология производства проката
трубы К60				
А1	21,6	1420	Экономная	ТМСП
А2*	21,6	1420	Nb-Cr	ТМСП
А3	28,0	1220	Экономная	ТМСП с дополнительной термообработкой
трубы К65				
Б1	14,1	762	для НТР, Nb <sup>+</sup> -Cr	НТР
Б2	23,0	1420	Специальная композиция	ТМСП
Б3	27,7	1420	Nb-V	ТМСП
Б4	27,7	1420	Nb-V	ТМСП
Б5	27,7	1420	Nb-Cr	ТМСП
Б6	27,7	1420	Смешанная	ТМСП
Б7	27,7	1420	Экономная	ТМСП
Б8	27,7	1420	Экономная	ТМСП
Б9	27,7	1420	Экономная	ТМСП
Примечание: * спиральношовная труба.				

Таблица 2.2. Химический состав основного металла исследуемых труб

Условное обозначение стали	C	Si	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	V	Nb	Ti	Al	S	P	C <sub>экв</sub>	P <sub>см</sub>
стали К60															
A1	0,098	0,43	1,62	0,009	0,046	0,029	0,024	0,002	0,050	0,022	0,033	0,0008	0,0110	0,40	0,20
A2	0,056	0,32	1,91	0,002	0,013	0,012	0,170	0,003	0,056	0,014	0,027	0,0005	0,0090	0,43	0,17
A3	0,060	0,14	1,67	0,190	0,180	0,180	0,030	0,000	0,020	0,012	0,029	0,0010	0,0050	0,41	0,17
стали К65															
Б1	0,060	0,12	1,55	0,000	0,130	0,240	0,230	0,001	0,095	0,012	0,037	0,0020	0,0110	0,38	0,16
Б2	0,050	0,10	1,87	0,010	0,630	0,490	0,260	0,000	0,024	0,019	0,041	0,0040	0,0070	0,49	0,20
Б3	0,058	0,21	1,84	0,210	0,220	0,068	0,073	0,026	0,064	0,019	0,029	0,0014	0,0120	0,45	0,18
Б4	0,060	0,20	1,69	0,210	0,220	0,060	0,030	0,040	0,070	0,017	0,030	0,0020	0,0060	0,43	0,17
Б5	0,080	0,39	1,85	0,133	0,220	0,170	0,190	0,002	0,050	0,016	0,034	0,0010	0,0130	0,46	0,21
Б6	0,050	0,20	1,80	0,220	0,350	0,240	0,040	0,010	0,054	0,017	0,040	0,0008	0,0140	0,44	0,19
Б7	0,060	0,19	1,76	0,188	0,240	0,240	0,050	0,002	0,038	0,012	0,034	0,0010	0,0120	0,43	0,18
Б8	0,050	0,21	1,81	0,190	0,240	0,270	0,050	0,000	0,040	0,010	0,030	0,0010	0,0150	0,43	0,18
Б9	0,060	0,15	1,78	0,200	0,280	0,270	0,020	0,000	0,010	0,013	0,030	0,0060	0,0005	0,43	0,19

## **2.2 Методика исследования**

Все виды механических испытаний и металлографических исследований выполнялись в Испытательной лаборатории ОАО «РосНИТИ» аккредитованной Федеральным агентством по техническому регулированию и метрологии на техническую компетентность и независимость по ГОСТ Р ИСО/МЭК 17025 (аттестат аккредитации РОСС RU.0001.21ЧС.68) и имеющей признание Российского Морского Регистра Судоходства (Свидетельство № 12.02478.314).

### **2.2.1 Оценка микроструктуры и фрактография**

Микроструктуру сварных соединений и основного металла труб изучали методами оптической и сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Axiovert-40 MAT и JEOL JSM-6490, соответственно, на образцах после механической полировки и травления в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Фрактографию изломов образцов проводили с помощью сканирующей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JSM-6490.

### **2.2.2 Механические испытания образцов**

Механические испытания образцов на растяжение проводили на поперечных и продольных (относительно оси трубы) цилиндрических и плоских образцах по ГОСТ 1497 [67]. Испытание основного металла труб на растяжение проводили на цилиндрических пятикратных образцах, тип III по ГОСТ 1497 на разрывной машине MTS Insight 100.

Испытание на ударный изгиб основного металла труб проводили на образцах Шарпи, тип II по ГОСТ 9454 [68] на маятниковом копре МК-30. Для определения ударной вязкости основного металла образцы вырезали по середине толщины стенки трубы поперек оси трубы. Надрез на образцах наносили по направлению прокатки листа, перпендикулярно наружной поверхности трубы.

Испытание на ударный изгиб сварного соединения проводили на образцах X типа по ГОСТ 6996 [69]. При проведении испытаний надреза располагали в металле наружного и внутреннего шва (МШ), по линии сплавления (ЛС), в зоне крупного зерна (КЗ), в зоне мелкого зерна (МЗ), и в перекристаллизованной зоне крупного зерна (ПКЗ), как показано на рисунке 2.1.

Твердость основного металла и сварного соединения определяли по ГОСТ Р ИСО 6507-2007: Часть I [70] в сечении перпендикулярном оси трубы.

Испытание по определению статической трещиностойкости проводилось по стандарту BS 7448 части 1 и 2 [71, 72] на поперечных полнотолщинных компактных образцах. Механический надрез в образцах и, соответственно, усталостная трещина располагались в направлении прокатки листа, перпендикулярно наружной поверхности трубы. Испытание проводили на разрывной машине MTS «Insight 100» с максимальным усилием 100 кН с использованием экстензометра MTS, модель №632.03F-30. Выращивание усталостных трещины выполняли на сервопульсере «Shimadzu» с максимальным усилием при циклической нагрузке 200 кН.



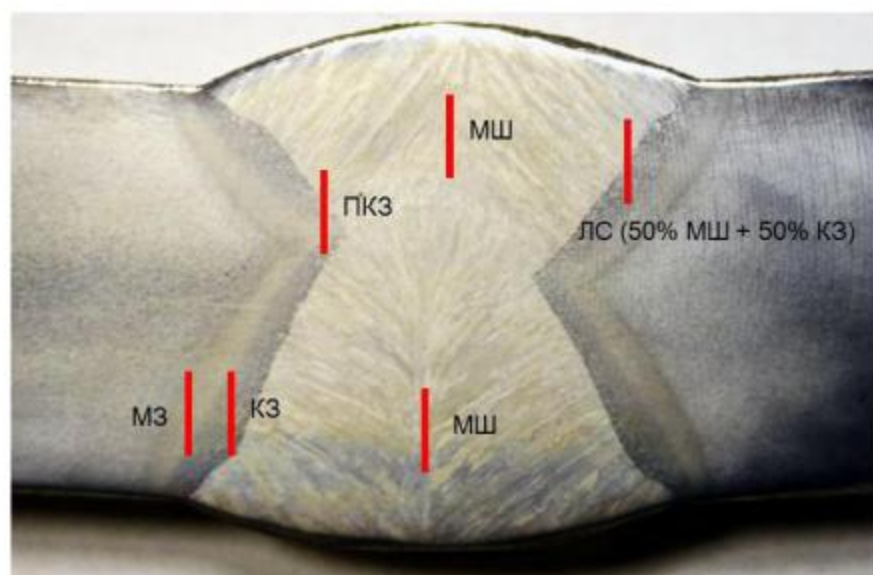


Рисунок 2.1. Расположение надреза при испытании образцов на ударный изгиб из сварного соединения.

### 2.2.3 Специальные виды механических испытаний

Для определения сопротивления протяженному вязкому разрушению были разработаны два специальных вида механических испытаний: испытание на растяжение пластин с краевым надрезом и испытание образцов на ударный изгиб после предварительной пластической деформации. Сведения о методике проведения данных испытаний содержатся в пятой главе настоящей диссертационной работы, а также в Рекомендациях Газпром 133-2013 «Методики оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению высокопрочных сталей на основе комплексных испытаний основного металла труб в заводских и лабораторных условиях» [73].

### 2.2.4 Гидравлические испытания

Гидравлические испытания проводили на ООО «Копейский завод изоляции труб» (далее ООО «КЗИТ») по «Методике гидравлических приемочных испытаний электросварных труб для магистральных и промышленных трубопроводов», разработанной ООО «Газпром ВНИИГАЗ» и утвержденной «11» декабря 2009 года Председателем постоянно действующей комиссии ОАО «Газпром» по приемки новых видов трубной продукции [74]. Гидравлические испытания проводились на полноразмерных патрубках, отрезанных от труб К60. Длина патрубков составляла не менее трех диаметров трубы. Гидравлическому испытанию подвергали катушки пяти типоразмеров: 530х18,9 мм, 1020х29,8 мм, 1220х17,8 мм, 1220х28,0 мм и 1420х25,8 мм.

Всего было испытано 26 катушек с различным расположением трещиноподобного дефекта по периметру трубы. Испытания проводили при температуре минус 20°C ( $\pm 2^\circ\text{C}$ ), соответствующей минимальной температуре эксплуатации труб. Охлаждение области осуществляли жидким азотом с использованием теплоизолированной емкости заполненной низкотемпературной жидкостью в районе надреза длиной 2,0 м, шириной

0,5 м. Для достижения необходимой температуры внутреннюю поверхность труб теплоизолировали. Схема проведения гидравлического испытания труб представлена на рисунке 2.2.

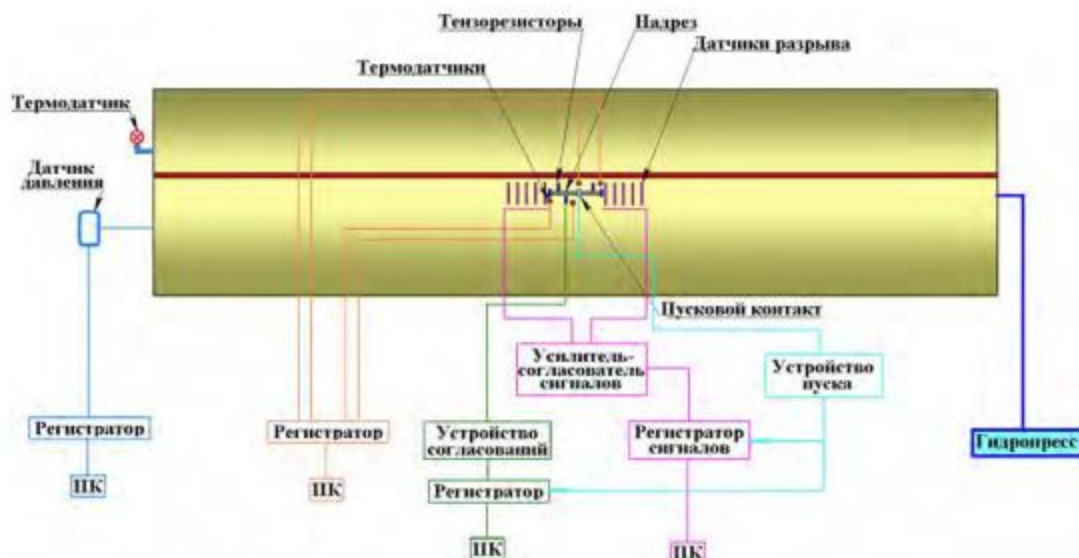


Рисунок 2.2. Схема проведения гидравлических испытаний труб [74].

Для определения влияния схемы формовки труб и наличия сварного соединения на конструктивную прочность определили пять мест-положений надреза по периметру патрубка:  $90^\circ$  от сварного заводского соединения, 100 мм от ЛС, 50 мм от ЛС, в ЗТВ с выходом кончика надреза в ЛС и в центр сварного шва (ЦШ). Местоположение надреза в сварном соединении определялось по поперечным макрошлифам заводского сварного соединения до и после испытания. Надрез наносился V-образной фрезой шириной 2,5 мм, диаметром 125 мм, с углом в вершине  $60 \pm 5^\circ$ , радиусом в вершине 0,1 мм, как показано на рисунке 2.3. Соотношение глубины и длины надреза выбирались таким образом, чтобы расчетное давление разрушения для трубы с продольным дефектом по СТО Газпром 2-2.3-112 [75] соответствовало максимальному испытательному давлению участка МГ, для которого предназначены трубы.

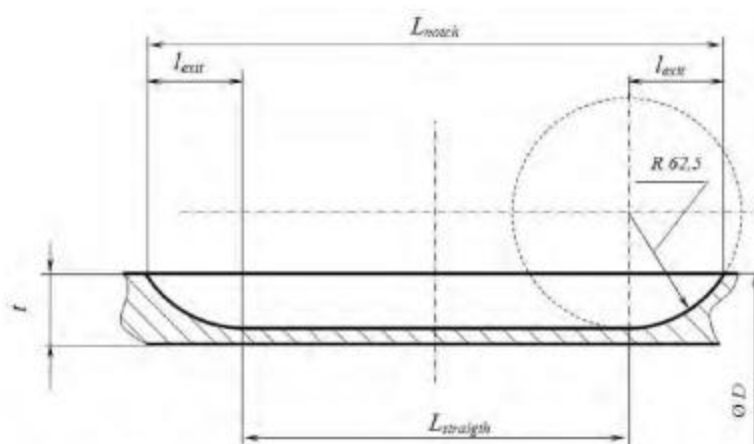


Рисунок 2.3. Параметры искусственного надреза [74].

Критериями оценки сопротивления основного металла и сварного соединения труб инициированию и распространению трещины при проведении гидроиспытания являются:

- давление в трубе в момент разрушения. Оно должно быть больше на 32% расчетного рабочего давления, т.е.  $P_{ги} \geq 1,32 \cdot P_{раб}$ ;
- общая протяженность разрушения. Она должна быть меньше предельного размера трещины для давления гидроиспытания, т.е.  $l_{ги} < l_{пред}$ .

Если оба условия выполняются, то трещиностойкость испытуемой зоны считается удовлетворительной. Если выполняется только условие по величине давления разрушения, то для принятия решения о результатах гидроиспытания проводится пересчет  $l_{пред}$ . Если оба условия по величине давления и длине разрушения не выполняются, то трещиностойкость испытуемой зоны неудовлетворительная.

## 2.2.5 Полигонные пневматические испытания

Полигонные пневматические испытания плетей труб проводились в рамках квалификационных испытаний технологий производства труб российских и зарубежных производителей для проекта МГ «Бованенково-Ухта». Полигонные пневматические испытания проводили по «Методике приемочных испытаний опытных партий труб диаметром 1420 мм класса прочности K65 и K60 для магистрального газопровода Бованенково-Ухта», разработанной ООО «Газпром ВНИИГАЗ».

Для проведения полигонных испытаний в соответствии с решением ОАО «Газпром» (№01-2963 от 21.11.07) на территории ООО «КЗИТ» (недалеко от г. Копейск) был построен опытный полигон. Полигон состоит из двух площадок, соединенных коридором инженерных коммуникаций (рисунок 2.4).

Испытуемую плеть труб монтировали из следующих участков:

- 1) Труба-инициатор длиной 5 метров;
- 2) Два участка испытуемых труб, располагающихся слева и справа от 5 метровой трубы-инициатора длиной 30 метров каждый (по 3 испытуемые трубы);
- 3) Два участка буферных труб, длиной порядка 70 метров каждый;
- 4) Две сферические заглушки диаметром 1420 мм, рассчитанных на давление до 15 МПа включительно.

Плеть труб располагалась в траншее на основной площадке (рисунок 2.4). Общая длина испытуемой плети составляла порядка 200 метров, что позволяет создать условия декомпрессии газа соответствующие условиям декомпрессии в реальном газопроводе. Схема испытуемой плети труб показана на рисунке 2.5.

Пневматические испытания проводили при кольцевых напряжениях в стенке испытуемых труб равных 72% от минимально гарантированного предела текучести в поперечном направлении. При испытаниях труб толщиной стенки 27,7 мм в плети труб создавали внутреннее давление 150 атм. Испытания труб с толщиной стенки 23,0 мм проводили при внутреннем давлении 132 атм.

При проведении полигонных пневматических испытаний регистрировали следующие параметры: внутреннее давление в плети труб, температуру стенки трубы, скорость распространения разрушения, скорость падения давления.



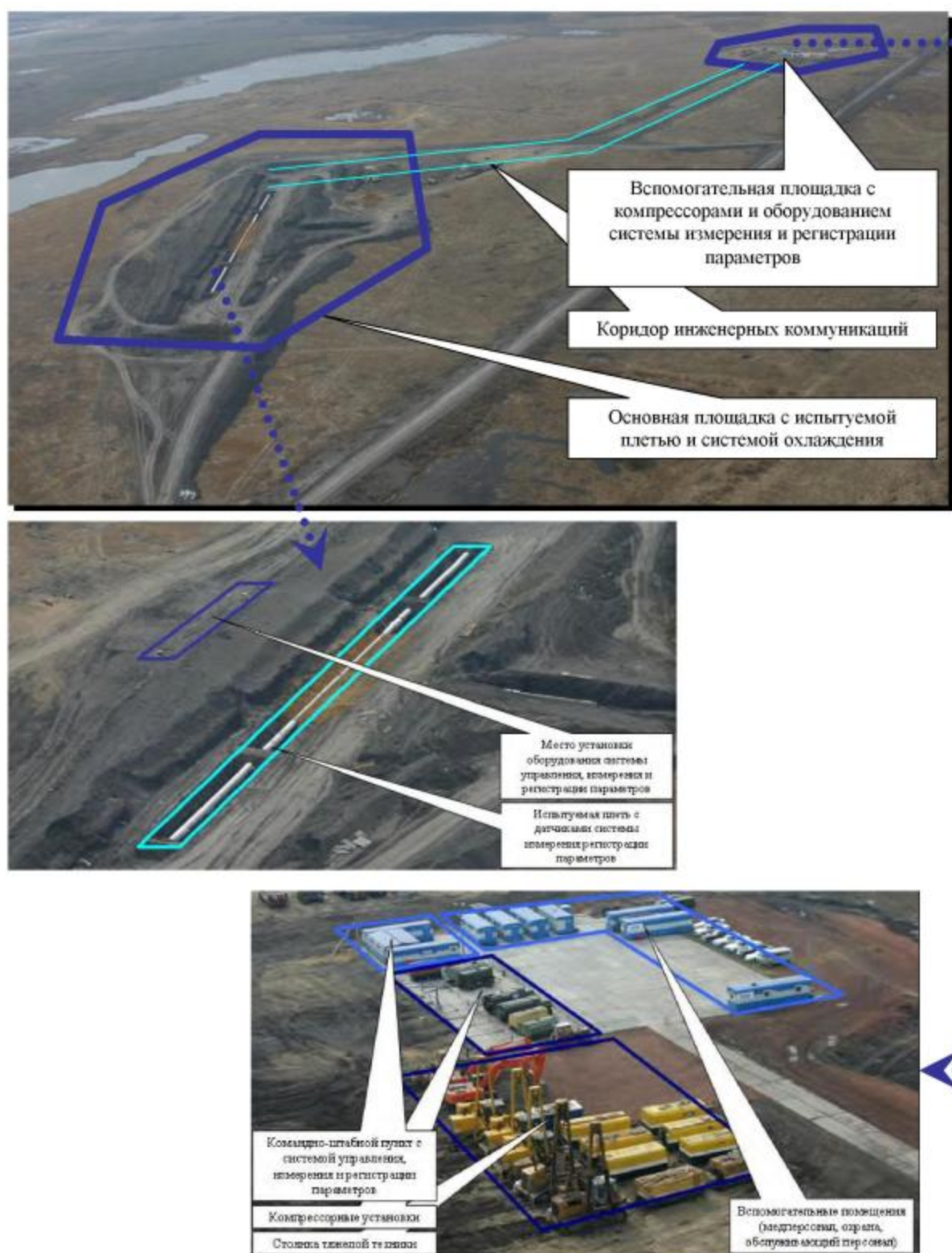


Рисунок 2.4. Общий план полигона [76].



Для измерения скорости трещины на трубы наклеили кольцевые датчики скорости, представляющие собой медную проволоку на диэлектрической подложке. Датчики через кабели соединялись с согласователем сигналов. Разрыв датчика скорости при распространении трещины приводит к изменению сопротивления электрической цепи и ступенчатому изменению напряжения. Зная интервал времени, за который произошел разрыв двух соседних датчиков и расстояние между ними не трудно определить среднюю скорость распространения трещины на данном участке.

Схема расположения датчиков при проведении полигонных пневматических испытаний показана на рисунке 2.5.

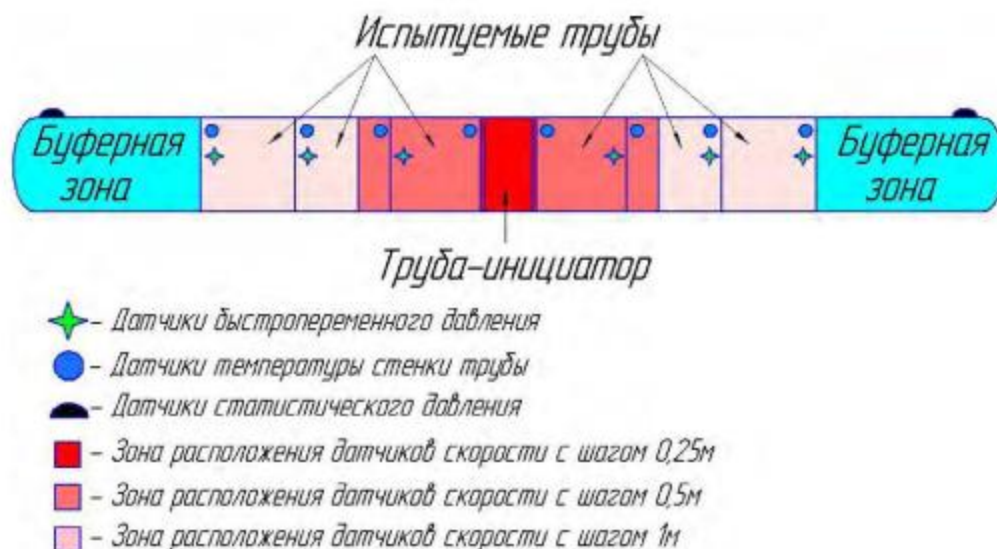


Рисунок 2.5. Схема расположения датчиков.

Для управления траекторией движения трещины по всей длине трубы-инициатора разрушения наносили надрез глубиной 25% от толщины стенки. Надрез наносили по образующей трубы на двенадцать часов с выходом на 100-150 мм за кольцевые сварные швы трубы-инициатора. Нанесение надреза по всей длине разгонной трубы позволяет свести к минимуму влияние параметров трубы-инициатора на распространение трещины в ней и гарантировать высокую скорость трещины (более 200 м/с) в момент перехода трещины в первую испытываемую трубу.

Для инициирования трещины посередине трубы-инициатора разрушения устанавливали кумулятивный заряд длиной порядка одного метра. Количество и тип взрывчатого вещества зависел от толщины стенки и прочностных свойств металла трубы-инициатора.

Полигонные испытания проводились при температуре менее 10°C. Для охлаждения воздуха, поступающего в испытываемую плет, и основного металла труб использовали сухой лед или жидкий азот в зависимости от температуры окружающего воздуха. Воздух, поступающий в испытываемую плет, при температуре окружающей среды выше +10°C охлаждали сухим льдом через промежуточный теплоноситель. Для этого участок подводящего шлейфа выполнен в виде теплообменника типа «труба в трубе». Зону предполагаемого распространения трещины охлаждали парами жидкого азота.

Критерием способности труб противостоять протяженному вязкому разрушения являлась длина образовавшейся трещины. При остановке разрушения в пределах испытываемых труб (3 трубы) сопротивление протяженному вязкому разрушению труб признавалось удовлетворительным. Соответственно при переходе разрушения в буферные трубы, сопротивление протяженному вязкому разрушению испытываемых труб считалось не удовлетворительным. На данном полигоне были проведены испытания труб К65 Б2...Б9. Полигонные испытания труб А1 и А2 проводили по аналогичной методике, но на полигоне расположенном вблизи г. Ухта (республика Коми). Данные трубы предназначены для проекта МГ «Южный Поток» и рассчитаны на рабочее давление 9,8 МПа.

### Глава 3. Влияние параметров микроструктуры на механические свойства основного металла и сварных соединений труб К60, К65

В настоящей главе описаны результаты металлографических исследований и механических испытаний основного металла и сварных соединений исследуемых труб К60, К65. Определено влияние параметров микроструктуры на механические свойства труб К60, К65, в том числе на сопротивление растяженному вязкому разрушению.

#### 3.1 Микроструктура и механические свойства основного металла труб К60, К65, произведенных по различным технологиям контролируемой прокатки

Металлографические исследования показали, что исследуемые стали по типу микроструктуры можно разделить на следующие группы (таблица 3.1):

- феррито-перлитные;
- феррито-бейнитные;
- бейнитные с ферритными прослойками;
- феррито-бейнитные с дисперсионным распределением МА-составляющей.

В таблице 3.1 сведены данные по концепциям легирования и технологиям производства проката, соответствующем типу микроструктуры и о сопротивлении растяженному вязкому разрушению, определенном по результатам проведения полигонного пневматического испытания. Из приведенных данных видно, что концепция легирования стали оказывает меньшее влияние на тип микроструктуры и свойства основного металла, чем технология ее производства.

Микроструктура исследуемых сталей приведена на рисунках 3.1 – 3.4.

Таблица 3.1. Типы микроструктур исследуемых сталей

Обозначение стали	Тип микроструктуры	Класс прочности	Система легирования	Технология производства	Результат полигонного испытания
A1	феррито-перлитная	K60	Экономная	TMCP	Положительный
A2		K60	Nb-Cr	TMCP	Положительный
B1		K65	для НТР, Nb↑-Cr	НТР	–
B2		K65	Специальная композиция	TMCP	Положительный
B3		K65	Nb-V	TMCP	Отрицательный
B5		K65	Nb-Cr	TMCP	Отрицательный
B6		K65	Смешанная	TMCP	Отрицательный
B7		K65	Экономная	TMCP	Положительный
B8		K65	Экономная	TMCP	Положительный
A3	феррито-бейнитная с дисперсионным распределением МА- составляющей	K60	Экономная	TMCP с дополнительной термообработкой	–
B4	феррито-бейнитная с ферритными прослойками	K65	Nb-V	TMCP	Положительный
B9		K65	Экономная	TMCP	Положительный

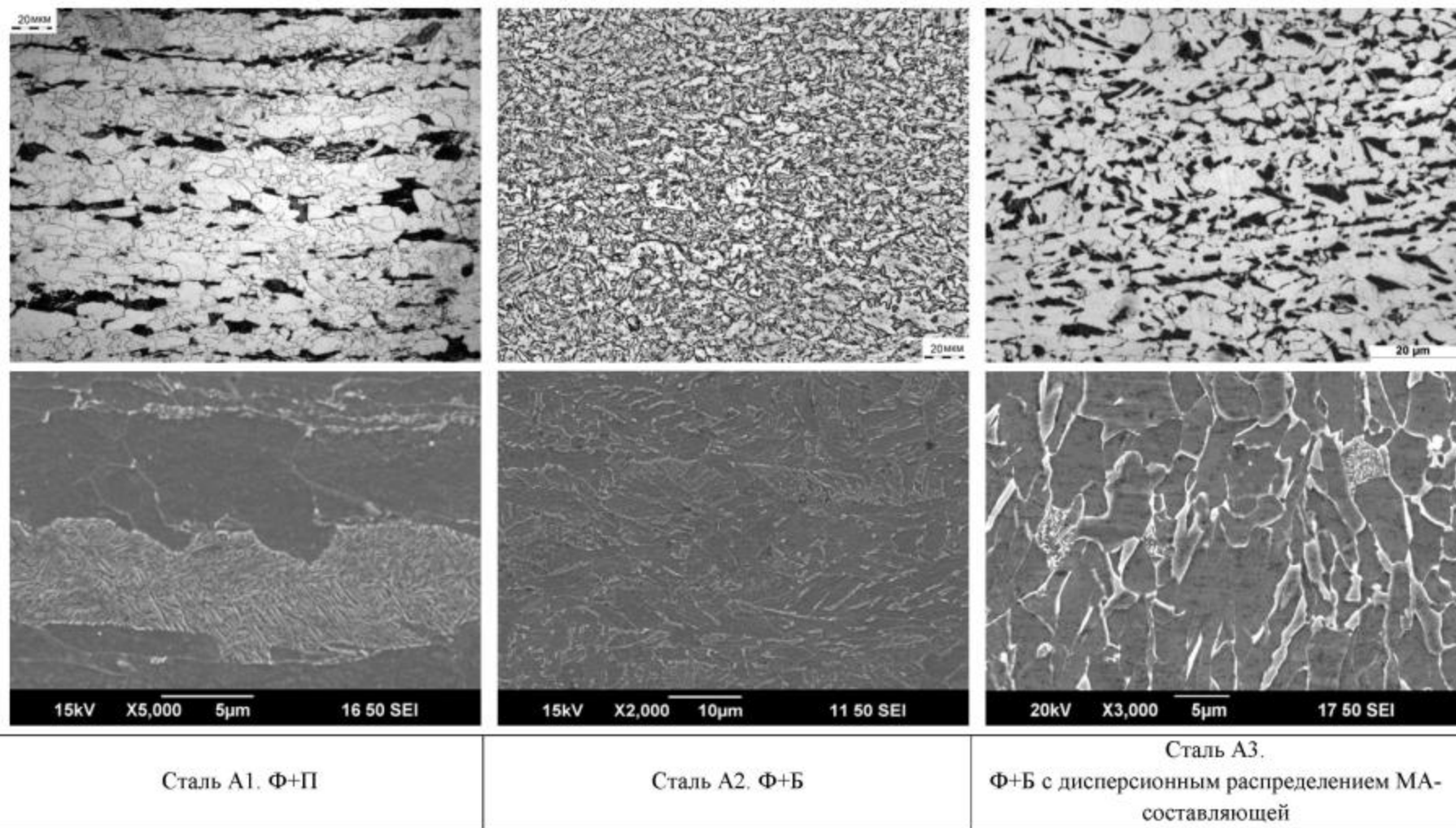


Рисунок 3.1. Микроструктура сталей К60, обозначенных А1, А2, А3. Оптическая и электронная микроскопия.



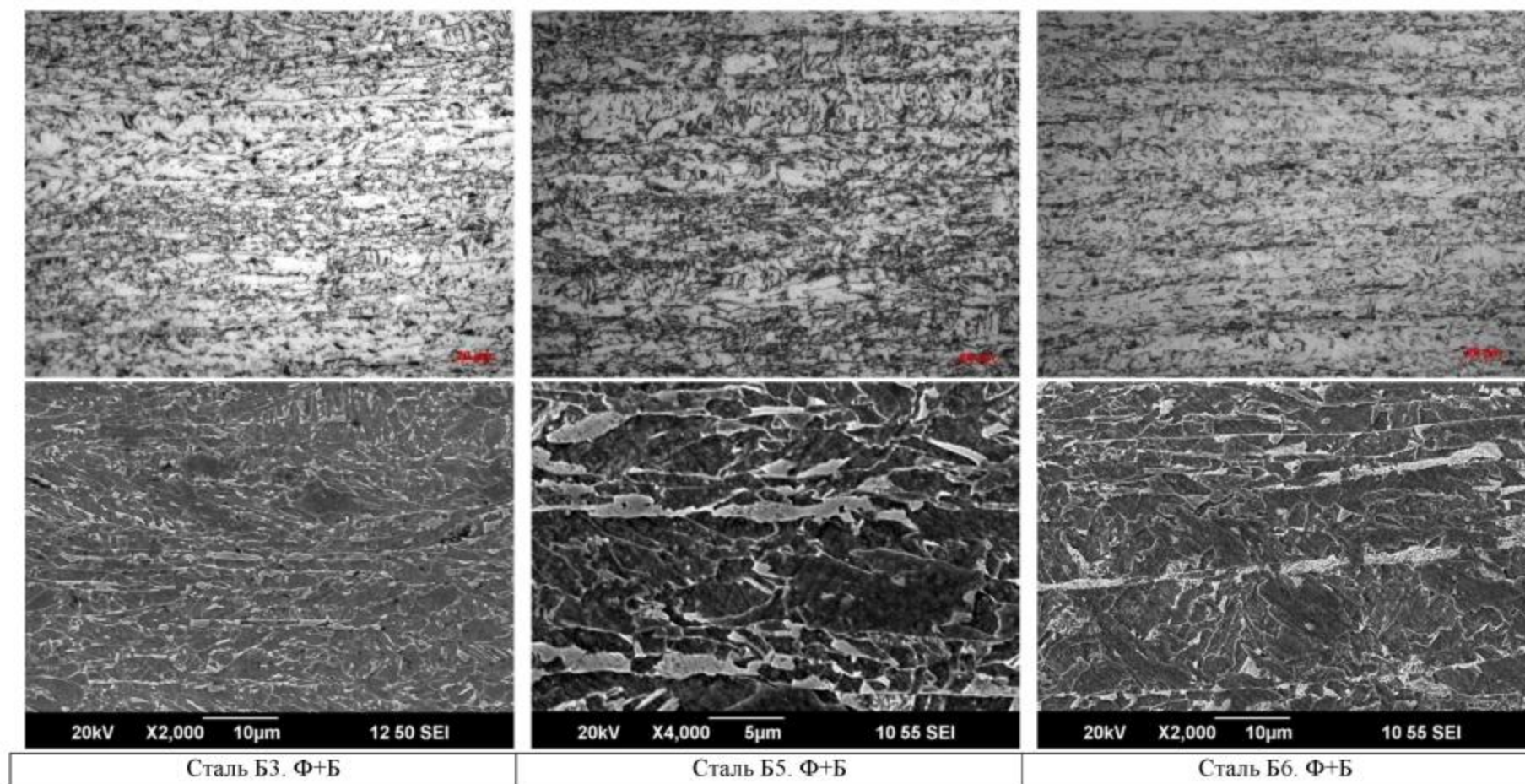


Рисунок 3.2. Микроструктура сталей К65 (Б3, Б5, Б6) не выдержавших полигонное пневматическое испытание.  
Оптическая и электронная микроскопия.

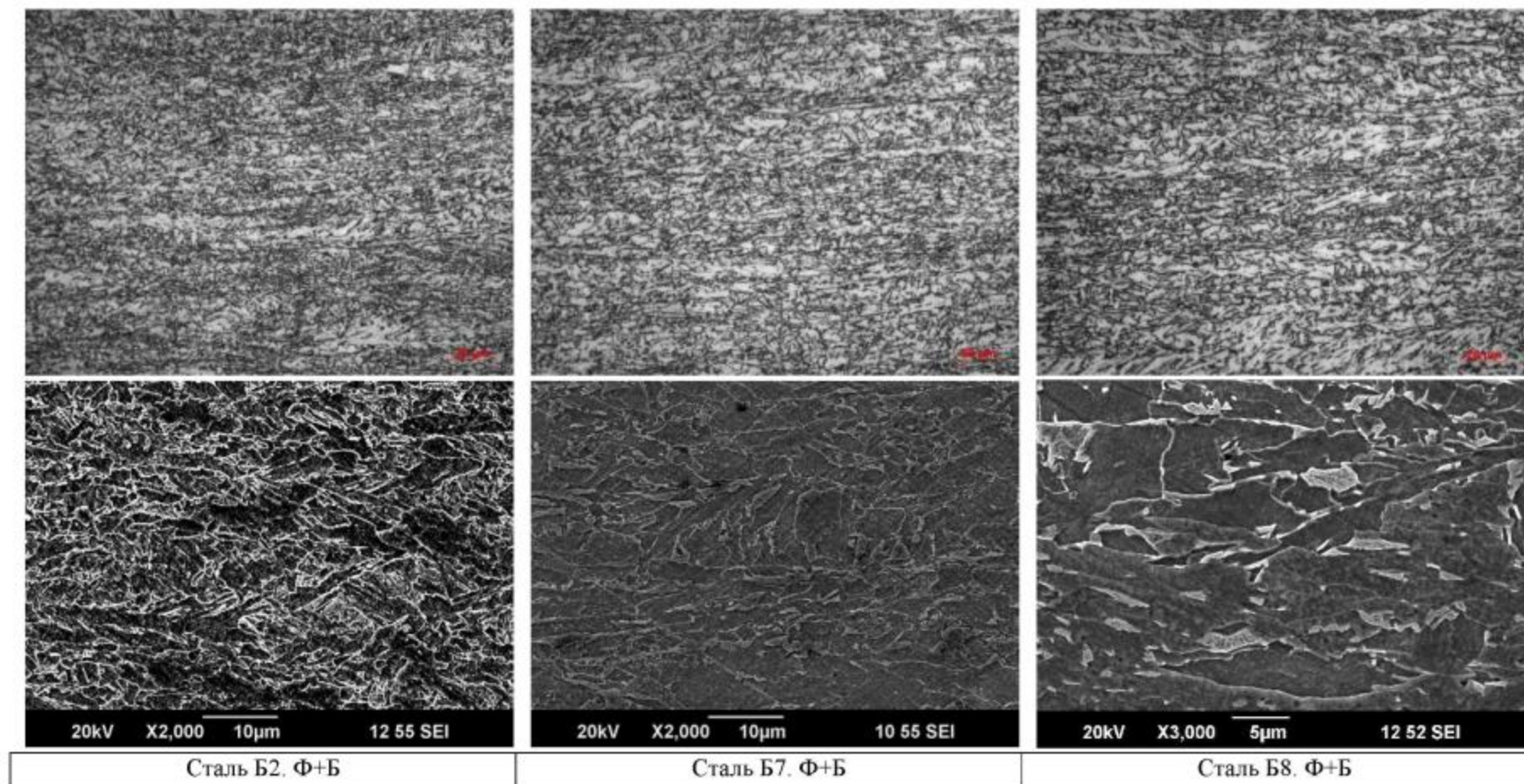


Рисунок 3.3. Микроструктура сталей К65 (Б2, Б7, Б8) выдержавших полигонное пневматическое испытание.  
Оптическая и электронная микроскопия.



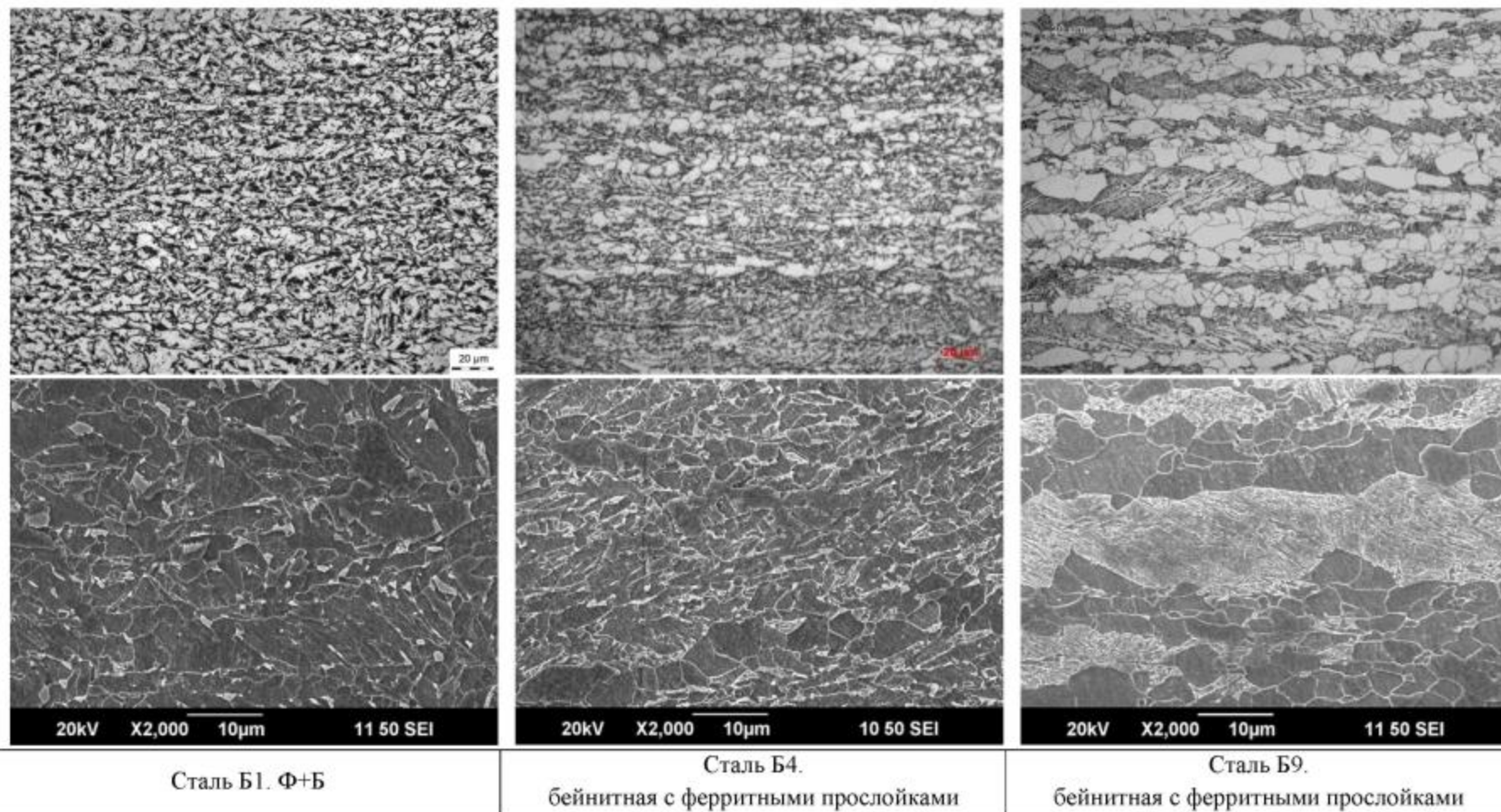


Рисунок 3.4. Микроструктура сталей К65, обозначенных Б1, Б4, Б9.  
Оптическая и электронная микроскопия.

Все три выбранные для исследования стали К60 имеют различный тип микроструктуры. Сталь А1 имеет мелкозернистую с небольшой полосчатостью феррито-перлитную микроструктуру. Этот тип микроструктуры типичен для трубных сталей с относительно высоким содержанием углерода (порядка 0,1%) подвергнутых ТМСП. Светлые полосы являются зернами полигонального феррита. Полигональный феррит вытянут в направлении прокатки и характеризуется высокой разнотекучестью. Максимальный размер зерна полигонального феррита составляет порядка 30 мкм, минимальный около 3 мкм. Темные полосы шириной 5-10 мкм являются участками, состоящими из вырожденного и пластинчатого перлита.

Микроструктура трубной стали А2 более сложная и не однородная. Она содержит мелкие ферритные зерна, игольчатый и глобулярный бейнит [77]. Более детально исследовать эту микроструктуру с помощью электронной микроскопии довольно трудно из-за небольших размеров микроэлементов. Низкое содержание углерода и увеличение содержания марганца способствуют формированию мелкозернистой микроструктуры игольчатого бейнита, в которой преобладают компоненты в форме игл и реек, не разрешающиеся в оптический микроскоп.

В трубной стали А3 наблюдается градиент микроструктур в направлении толщины стенки. Микроструктура внутренних слоев представляет собой смесь феррито-бейнитной  $\alpha$ -фазы и значительного количества «вторых» фаз (рисунок 3.1). На снимках со сканирующего электронного микроскопа видно, что «второй» фазой преимущественно является МА-составляющая, однако также встречается вырожденный перлит. МА-составляющая довольно крупная. Ее размер достигает 15 мкм. При этом в микроструктуре она распределена равномерно. Встречаются как вытянутые участки МА-составляющей, так и участки «равноосной» формы.

Микроструктура внешних слоев состоит из  $\alpha$ -фазы полигональной и реечной морфологии с точечными выделениями, предположительно, карбидных фаз (рисунок 3.1). Подобные структуры могут образовываться в результате высокого отпуска низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита.

Градиент микроструктур в стали А3 обусловлен технологией изготовления проката, а именно применением операции дополнительной термообработки сразу после УО. Внешние слои существенно переохлаждались при ускоренном охлаждении, а затем нагревались до субкритических температур в установке индукционного нагрева, что обеспечило подобие закалки с высоким отпуском. При этом во внутренних слоях колебание температуры было сглажено, что обеспечило подобие выдержки в интервале температур промежуточного превращения и, таким образом, позволило реализовать механизм стабилизации остаточного аустенита, описанным в разделе 1.4.

Следует отметить, что на рисунках 3.1 – 3.4 приведена микроструктура исследуемых трубных сталей посередине толщины стенки трубы. Градиент микроструктур в направлении толщины стенки характерен для всех исследуемых трубных сталей. Однако в трубной стали А3 данное явление выражено наиболее ярко вследствие вышеуказанных особенностей ее изготовления.

В остальных исследуемых трубных сталях, изготовленных без операции дополнительной термообработки, градиент микроструктуры менее выражен. Во внешних слоях наблюдаются те же самые составляющие структуры, что и во внутреннем слое, но они более дисперсные вследствие более высокой скорости охлаждения. Для внутреннего



слоя характерно наличие большого количества высокоуглеродистых структурных составляющих, которое обусловлено относительно более низкой скоростью его охлаждения и, как следствие, большим развитием диффузионных процессов. Для сравнения микроструктура внешних и внутренних слоев сталей А3 и Б5 показаны на рисунке 3.5.

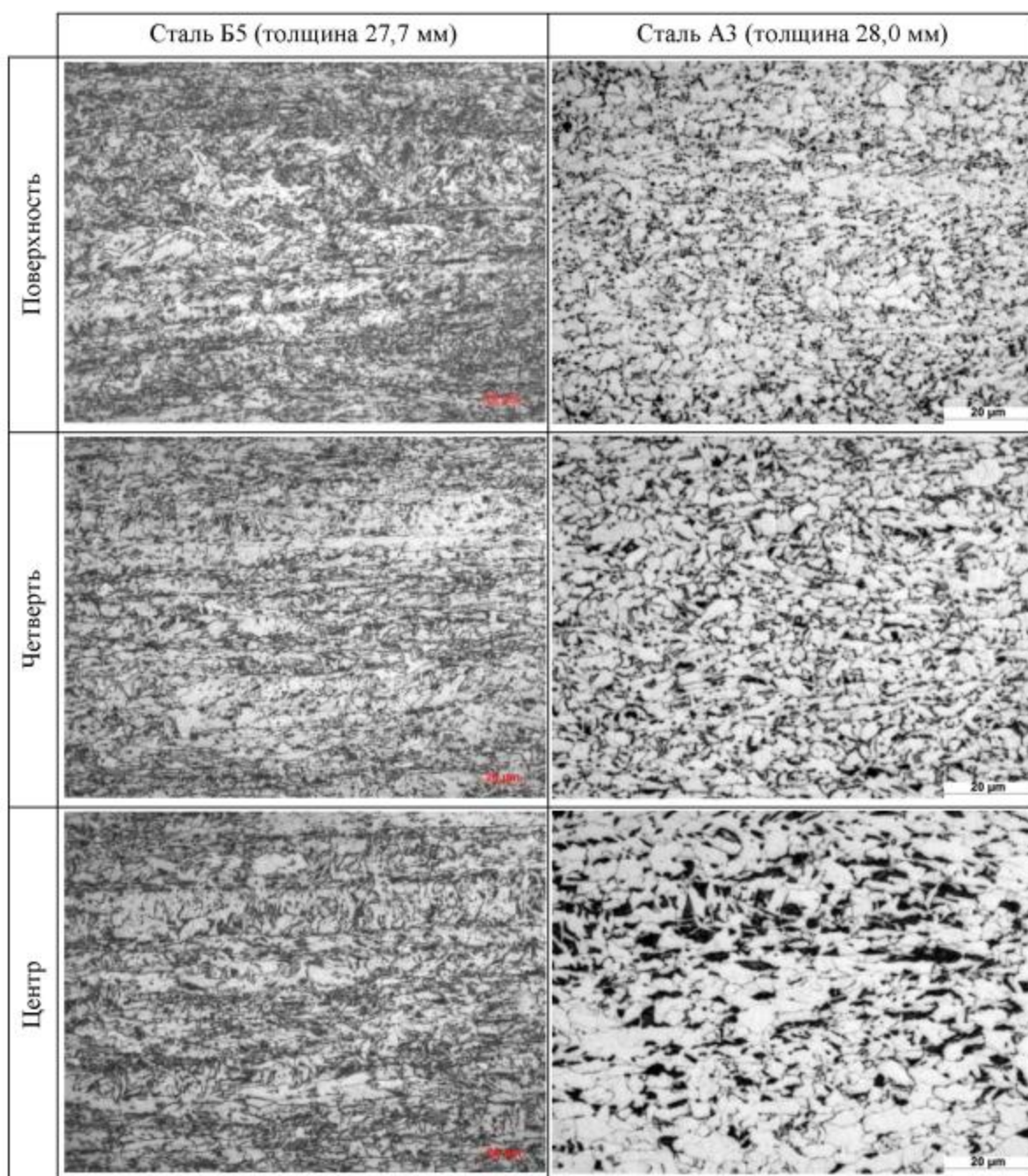


Рисунок 3.5. Микроструктура сталей А3 и Б5 в направлении толщины стенки трубы.

Оптическая микроскопия

Для феррито-бейнитных сталей Б2, Б3, Б5, Б6, Б7, Б8, произведенных по стандартной технологии ТМСП, характерна вытянутость элементов микроструктуры

вдоль направления прокатки. У всех сталей при травлении выявлялись границы исходных аустенитных зерен. Сильная вытянутость этих зерен вдоль направления деформации позволяет предполагать, что на последних стадиях контролируемой прокатки листов процессы рекристаллизации не получали существенного развития. Надежно оценить размеры зерен аустенита в направлении прокатки не представлялось возможным. Размер зерен в направлении перпендикулярном направлению прокатки, у всех сталей колеблется в пределах от 5 до 30 мкм. Закономерности в характере распределения крупных и мелких зерен аустенита не наблюдаются.

Во всех шести сталях наблюдаются следующие структурные составляющие: бейнитная  $\alpha$ -фаза, феррит и «вторая» фаза в виде МА-составляющей и перлита. Основной структурной составляющей является бейнитная  $\alpha$ -фаза в форме игольчатого бейнита. В структуре присутствуют участки с хаотично ориентированными кристаллами игольчатого бейнита и участки, на которых наблюдается упорядоченное расположение кристаллов в одном направлении. При этом параллельно расположенные кристаллы выявляются в результате декорирования их границ островками МА-составляющей. Кроме игольчатого бейнита в структуре наблюдается незначительное количество глобулярного бейнита.

Количество феррита в сталях Б2, Б3, Б5, Б6, Б7, Б8 невелико. В основном он находится на границах исходных аустенитных зерен в виде цепочек мелких глобулярных зерен.

Островки МА-составляющей, как правило, расположены между рейками игольчатого бейнита. Они вытягиваются, образуя тонкие прослойки вдоль кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы, которые надежно можно выявить лишь при исследовании в сканирующем микроскопе. Также в микроструктуре рассматриваемых сталей встречаются островки МА-составляющей, имеющие глобулярную форму. Их размер обычно не превышает 5 мкм.

Перлит встречается в виде небольших участков на границах кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы преимущественно рядом с островками МА-составляющей. В основном это вырожденный перлит.

В сталях Б3, Б5, Б6 не выдержавших полигонное пневматическое испытание наблюдается повышенное содержание МА-составляющей и вырожденного перлита, в сравнении со сталями Б2, Б7, Б8 [42, 78]. При этом они имеют вытянутую в направлении прокатки форму и расположены в основном по границам исходного зерна аустенита. Вырожденный перлит и МА-составляющая образуют характерные прерывистые «полосы» по границам зерна аустенита, которые являются наиболее вероятными очагами возникновения расщеплений. Длина отдельных «вторичных» фаз может достигать 25 мкм, длина «полос» порядка 100 мкм (рисунок 3.6). Вследствие того, что на границах аустенитного зерна присутствует в относительно большом количестве высокоуглеродистая фаза внутри аустенитного зерна наблюдается, как правило, игольчатый бейнит с низким содержанием углерода. В оптический микроскоп данные участки выглядят как белые полосы (рисунок 3.6). Границы между иглами не выправливаются. При этом границы аустенитного зерна в сталях Б3, Б5, Б6 выправливаются лучше, вследствие их декорирования «вторыми» фазами (рисунок 3.2).

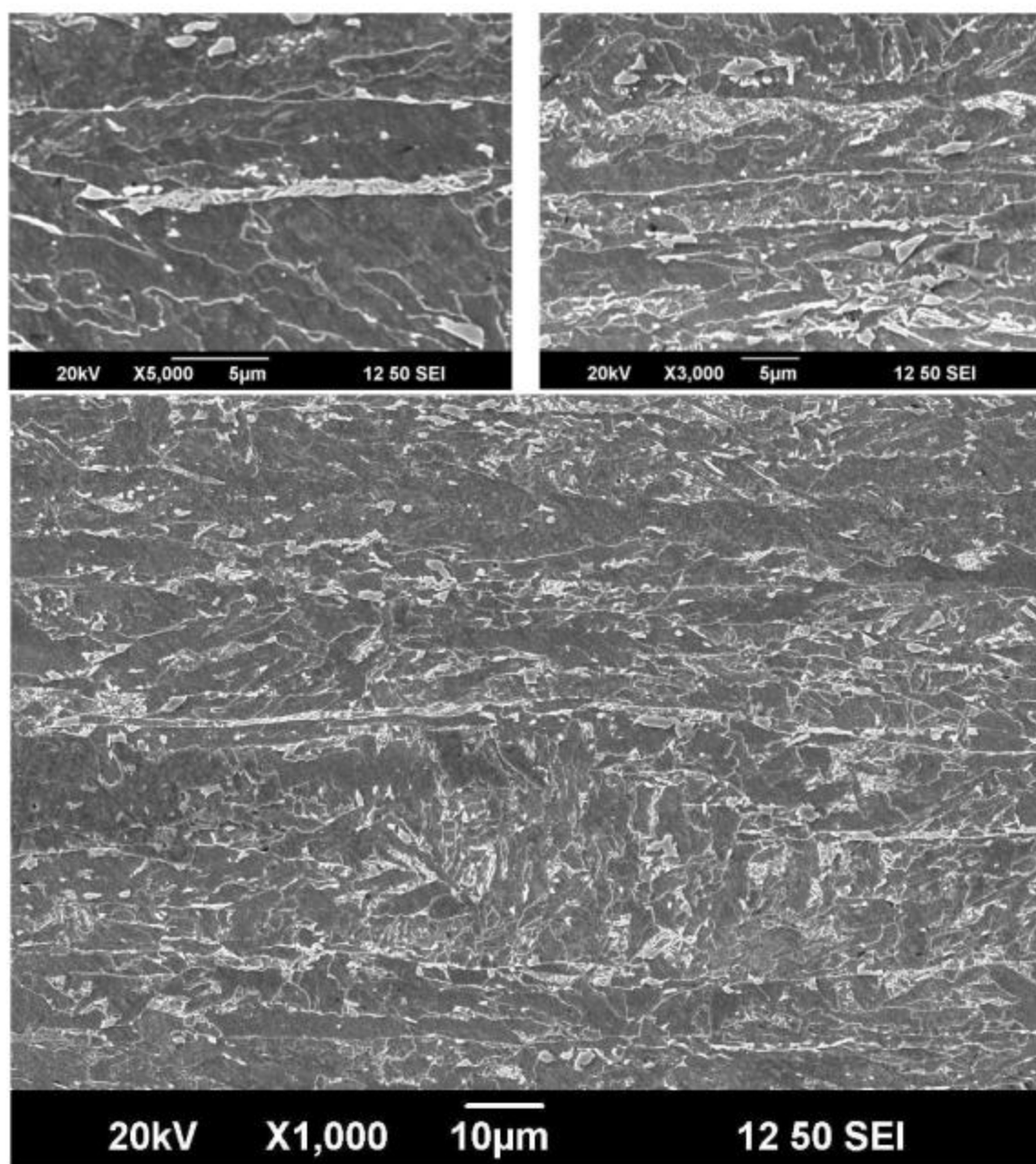


Рисунок 3.6. Характерные вытянутые участки вырожденного перлита и МА-составляющей в стали Б6. Сканирующая микроскопия.

Вероятно, структуры с вытянутыми участками вырожденного перлита и МА-составляющей могли образоваться при недостаточной скорости УО проката, вследствие чего диффузия углерода не была подавлена в достаточной степени. Микроструктуру сталей Б3, Б5, Б6 в какой-то степени можно считать промежуточной между классической феррито-перлитной (сталь А1) и современной феррито-бейнитной (стали Б2, Б7, Б8).

Особое внимание следует обратить на вытянутость МА-составляющей и вырожденного перлита. Как известно, мартенсит и перлит повышают прочностные свойства стали, и одновременно охрупчивают ее. Однако здесь речь идет не о классическом хрупком механизме разрушения, а об особенном виде вязкого разрушения с



образованием хрупких трещин в направлении плоскости прокатки - расщеплений [79]. При равномерном распределении перлита и МА-составляющей в структуре снижается хладноломкость стали. При распределении в структуре стали перлита и МА-составляющей в виде вышеописанных «полос» повышается склонность стали к образованию расщеплений при разрушении [80]. Характерный профиль разрушения сталей Б3 и Б6 показан на рисунке 3.7.



Рисунок 3.7. Профиль разрушения сталей Б6 и Б3 после проведения полигонного полномасштабного испытания [81].

Отличительными особенностями стали Б1, произведенной по технологии НТР, является отсутствие полосчатости и больший размер структурных составляющих [82]. В этом случае зерна аустенита имеют более равноосную форму и, вероятно, больший размер, что приводит к увеличению размеров структурных составляющих. В микроструктуре преобладает квазипolygonальный феррит. Границы аустенитного зерна выглаживаются плохо.

В микроструктуре стали Б1 присутствуют те же «вторые» фазы, что и в сталях изготовленных по технологии ТМСП. Участки вырожденного перлита и МА-составляющая встречаются в виде небольших островков на границах ферритных зерен и распределены по структуре довольно равномерно. В теле зерен квазипolygonального феррита видны дисперсные выделения (предположительно карбидная фаза). В стали Б1 отсутствуют протяженные границы, параллельные плоскости прокатки листа, которые могли бы способствовать образованию расщеплений.

В микроструктуре сталей Б4 и Б9 полосы бейнитной  $\alpha$ -фазы, расположенные в плоскости прокатки, чередуются с ферритными прослойками. Ферритные прослойки образованы зернами polygonального феррита. Размер зерен феррита изменяется в широких пределах: в стали Б4 от 2 до 20 мкм, в стали Б9 от 2 до 30 мкм. Наряду с зернами феррита равноосной формы в структуре присутствуют зерна, вытянутые в направлении прокатки. Количество ферритной составляющей в стали Б4 порядка 20%, в стали Б9 порядка 50%.

В стали Б4 параметры бейнитной  $\alpha$ -фазы те же, что и в сталях К65 с феррито-бейнитной микроструктурой (Б2, Б3, Б5, Б6, Б7, Б8). Перлит и МА-составляющая присутствуют в виде небольших участков, размеры которых не превышают 6-8 мкм. Какой-либо четко выраженной закономерности в их распределении не наблюдается.

Бейнитная  $\alpha$ -фаза в стали Б9 не разрешается с оптический и электронный микроскоп (рисунок 3.8). Вероятнее всего бейнитная  $\alpha$ -фаза состоит либо из речного



бейнита с ультрамелким размером реек (менее 1 мкм), либо из мартенсита. Вырожденный перлит и МА-составляющая в сталях Б9 обнаружены не были.

Получить типы микроструктур обнаруженные в сталях Б4 и Б9, по-видимому, возможно посредством корректировки температуры начала УО. При снижении температуры начала УО ниже точки  $A_{с3}$  будет происходить выделение ферритной фазы и обогащение оставшегося твердого раствора углеродом. При этом с возрастанием разницы температур начала УО и точки  $A_{с3}$  будет увеличиваться количество ферритной прослойки и степень насыщения твердого раствора углеродом, последнее будет способствовать образованию низкотемпературных продуктов распада деформированного аустенита. Следуя этой логике, температура начала УО для стали Б4 была выше, чем для стали Б9.

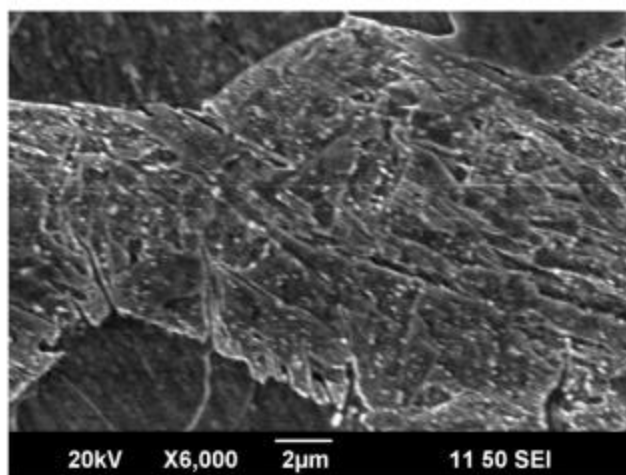


Рисунок 3.8. Бейнитная  $\alpha$ -фаза в стали Б9.

Механические свойства двенадцати исследуемых сталей приведены в таблице 3.2. Как видно из данных, приведенных в таблице 3.2, по прочностным и пластическим свойствам все стали соответствуют заявленным производителем классам прочности. Максимальные значения предела текучести, временного сопротивления и ударной вязкости наблюдаются в сталях с феррито-бейнитным типом микроструктуры. Для данной группы сталей также характерно завышенное отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ . Зачастую даже выше допустимой величины 0,92. Это является типичной ситуацией для сталей высоких классов прочности. В заводских условиях испытание на растяжение трубной продукции проводят на плоских образцах. При изготовлении плоских поперечных образцов проводят статическую правку заготовок на прессе. В результате чего проявляется эффект Баушингера [83]. Предел текучести стали снижается на величину порядка 40 МПа, в результате этого по результатам испытания плоских образцов отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  будет удовлетворять требованиям стандарта. В данной работе приведены результаты цилиндрических образцов для того чтобы продемонстрировать истинные свойства исследуемых материалов, без деформации вносимой правкой заготовок.

Стали с феррито-бейнитной микроструктурой с ферритными прослойками (Б4, Б9) и сталь с феррито-бейнитной микроструктурой с дисперсионным распределением МА-составляющей (А3) состоят из «твердой» (бейнит или мартенсит) и «мягкой» фазы (феррит), поэтому их можно считать двухфазными. Механические свойства двухфазных сталей зависят от соотношения, расположения, размеров и свойств феррита и бейнитной  $\alpha$ -фазы. Сталь Б9 с большим количеством полигонального феррита и более дисперсной бейнитной  $\alpha$ -фазой имеет комплекс механических свойств близкий к сталям с феррито-бейнитным типом микроструктуры. На диаграмме растяжения стали Б9 в продольном и поперечном направлениях наблюдается площадка текучести (таблица 3.2).

Таблица 3.2. Механические свойства основного металла исследуемых труб

Условное обозначение	$\sigma_{0,2}$ , (+/-) * МПа		$\sigma_B$ , МПа		$\sigma_{0,2}/\sigma_B$		$\delta_5$ , %		KCV, Дж/см <sup>2</sup>	
	⊥	=	⊥	=	⊥	=	⊥	=	минус 20°C	минус 40°C
Требования СТО Газпром	> 485	x	590-710	x	< 0,90	x	> 20,0	x	> 170	x
A1	525 (+)	x	650	x	0,81	x	20,5	x	164	x
A2	510 (+)	x	630	x	0,81	x	22,0	x	338	329
A3	515 (-)	495 (-)	645	620	0,80	0,79	25,0	25,0	180	175
Требования СТО Газпром	> 555	x	640-760	x	< 0,92	x	> 18,0	x	x	> 250
B1	650 (+)	590 (-)	680	660	0,96	0,89	20,5	22,0	372	365
B2	650 (+)	575 (-)	695	655	0,93	0,88	21,1	21,9	376	253
B3	680 (+)	605 (+)	725	685	0,94	0,88	21,0	21,2	124	110
B4	635 (-)	535 (-)	695	675	0,91	0,79	22,8	23,5	214	181
B5	655 (+)	585 (-)	735	720	0,89	0,81	20,1	21,4	271	275
B6	665 (+)	600 (-)	735	700	0,90	0,86	20,7	21,4	344	292
B7	655 (+)	610 (-)	685	665	0,96	0,92	21,4	21,5	380	379
B8	685 (+)	570 (-)	725	695	0,94	0,82	21,1	22,0	311	296
B9	650 (+)	620 (+)	705	685	0,92	0,91	21,0	21,1	371	360

Примечания: «⊥» – поперечные образцы (относительно оси трубы); «=» – продольные образцы.

\* (+) – на диаграмме растяжения присутствует площадка текучести; (-) – на диаграмме растяжения нет площадки текучести.

Сталь Б4 с феррито-бейнитной микроструктурой с ферритными прослойками и сталь А3 с феррито-бейнитной микроструктурой с дисперсионным распределением МА-составляющей характеризуются меньшими значения предель текучести, временного сопротивления, отношения  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  и ударной вязкости. При этом у них отсутствует площадка текучести на диаграмме растяжения как продольном и так в поперечном направлении (рисунок 3.9). Данный комплекс свойств характерен для сталей с повышенной деформируемостью, областью применения которых является строительство газопроводов в районах повышенной сейсмичности и подвижности грунтов. Считается, что отсутствие площадки текучести способствует интенсивному упрочнению на ранних стадиях деформации, что приводит к повышению сопротивления труб внешним воздействиям, к примеру, сопротивлению трубы изгибу [84, 85].

Следует отметить, что двухфазные стали Б4, Б9 успешно выдержали полигонное пневматическое испытание (таблица 3.1). При этом сталь Б4 имеет относительно невысокую ударную вязкость.

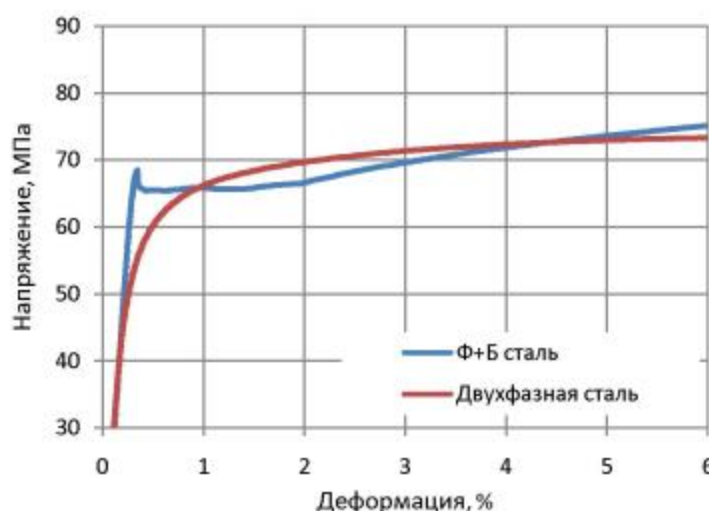


Рисунок 3.9. Кривые растяжения феррито-бейнитной и двухфазных сталей.

Для всех исследуемых сталей характерно наличие анизотропии свойств в продольном и поперечном направлениях. Предел текучести и временное сопротивление в поперечном направлении всегда выше, чем в продольном, а относительное удлинение наоборот, всегда выше в продольном направлении. Анизотропия свойств является следствием проведения КП.

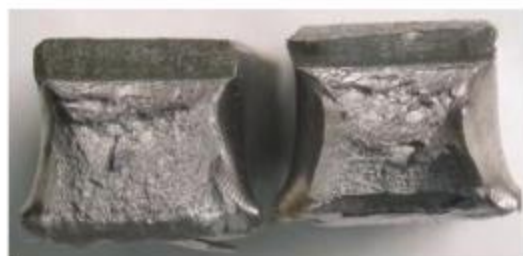
В таблице 3.2 приведены требования к трубам К60, К65, указанные в СТО Газпром и являющиеся довольно жесткими. Несколько сталей по уровню ударной вязкости не соответствуют требованиям СТО Газпром. Однако, если учитывать международную практику, все исследуемые трубы можно отнести к группам прочности Х70, Х80 (российские аналоги К60, К65) по ISO 3183 (см. таблицу 3.2).

По результатам проведения испытаний на ударный изгиб для исследуемых сталей были построены сериальные кривые. Температуры начала порога хладноломкости  $T_n$  исследуемых сталей приведены в таблице 3.3.

Таблица 3.3. Температура начала порога хладноломкости

Сталь	A1	A2	A3	Б1	Б2	Б3
$T_{\text{н}}, ^\circ\text{C}$	> минус 80	> минус 60	> минус 100	минус 72	> минус 60	минус 80
Сталь	Б4	Б5	Б6	Б7	Б8	Б9
$T_{\text{н}}, ^\circ\text{C}$	> минус 60	> минус 60	> минус 60	> минус 80	> минус 80	> минус 80

Испытания на ударный изгиб показали, что все исследуемые стали за исключением А2 и Б1 склонны к образованию расщеплений в изломе. Внешний вид излома образцов на ударный изгиб из сталей Б1 и стали Б6 при температуре испытания минус 40°C приведен на рисунке 3.10.



Сталь Б1



Сталь Б6

Рисунок 3.10. Внешний вид излома ударных образцов.

С увеличением количества и длины расщеплений в изломе ударная вязкость сталей снижалась. На серийных кривых наблюдался изгиб, связанный с образованием в изломе значительного количества расщеплений и как следствие уменьшения ударной вязкости. Однако наличие данного изгиба нельзя считать началом хрупко вязкого перехода в его классическом понимании. За температуру начала вязко хрупкого перехода, указанную в таблице 3.3, принимали температуру, при которой в изломе появлялась площадка хрупкого разрушения, расположенная в плоскости разрушения, а не температуру при которой происходит уменьшение ударной вязкости, вследствие образования расщеплений. Внешний вид серийной кривой сталей, при разрушении которых происходит образование расщеплений, показан на рисунке 3.11.



Рисунок 3.11. Типичный вид серийной кривой [86].



## 3.2 Микроструктура и трещиностойкость сварных соединений труб К60, К65

### 3.2.1 Оценка трещиностойкости сварных соединений

Трещиностойкость исследуемых сварных соединений труб К60, К65 определяли посредством проведения испытаний на ударный изгиб и статическую трещиностойкость. Испытания на ударный изгиб проводили для сварных соединений А1, А2, Б2 и Б3 на образцах с расположением надреза в металле шва (МШ), по линии сплавления (ЛС), по зоне крупного зерна (КЗ), по перекристаллизованной зоне крупного зерна (ПКЗ), по зоне мелкого зерна (МЗ) и по основному металлу, как показано на рисунке 2.1. Для данных сталей также была измерена твердость указанных зон. Результаты испытаний на ударный изгиб и по измерению твердости в различных зона сварного соединения показаны на рисунках 3.12 и 3.13.

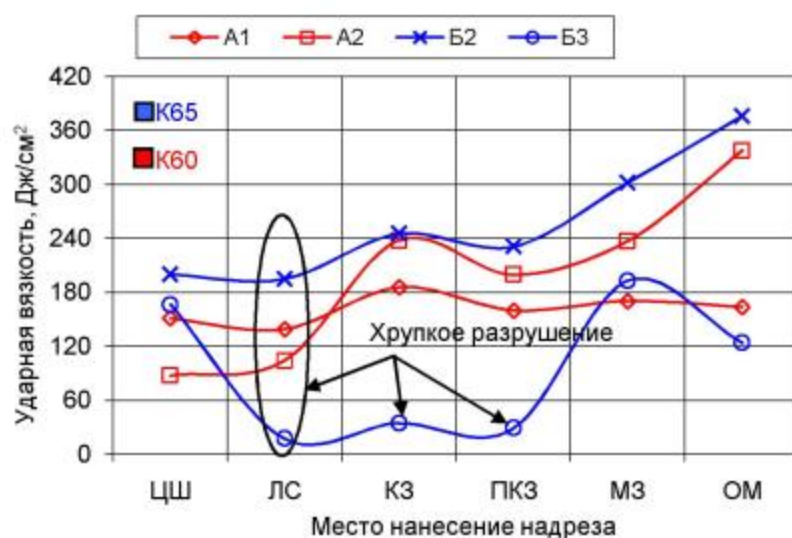


Рисунок 3.12. Результаты испытаний на ударный изгиб.

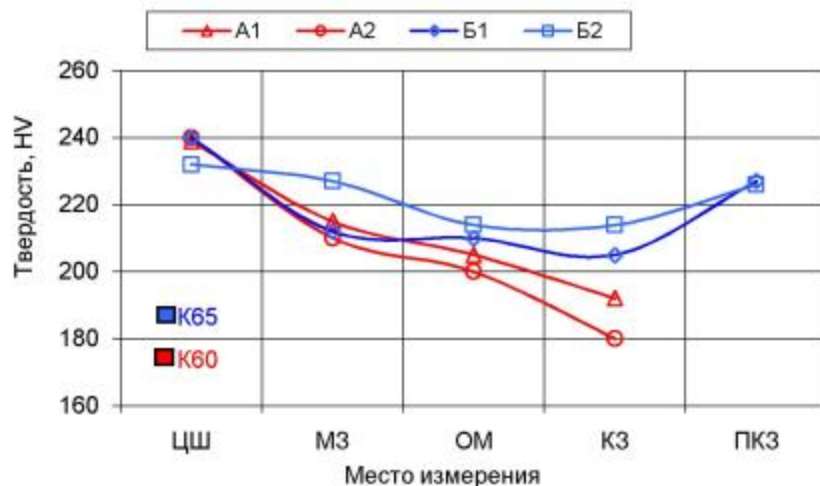


Рисунок 3.13. Результаты испытаний по определению твердости.

Как видно из данных представленных на рисунке 3.12, минимальный уровень ударной вязкости наблюдается при нанесении надреза по ЛС сварного соединения. При этом разрушение носит хрупкий характер. Ударная вязкость ПКЗ ниже, чем ударная вязкость участка КЗ (на величину порядка 15%), однако существенно выше, чем при нанесении надреза по ЛС. При этом при нанесении надреза по зоне ПКЗ разрушение ударных образцов происходит по вязкому механизму (за исключением стали БЗ).

При проведении испытаний по определению статической трещиностойкости механический надрез на образцах и, соответственно, усталостная трещина располагались в направлении оси сварного шва по ЛС наружного валика (рисунок 3.14). Такая схема нанесения надреза позволяет получить под надрезом наибольший процент структуры ЛС, обладающей минимальным уровнем ударной вязкости. Испытание по определению статической трещиностойкости, а именно величины CTOD, проводили для сварных соединений труб АЗ, Б2...Б7 и Б9.

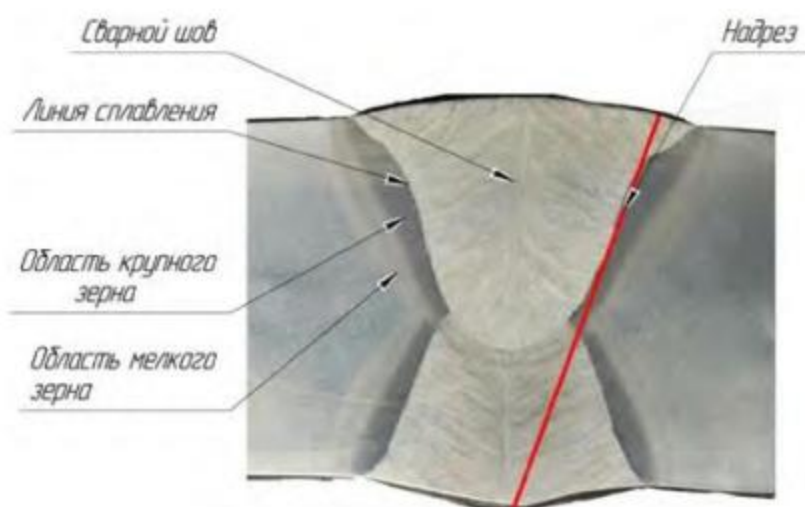


Рисунок 3.14. Схема нанесения надреза при испытании образцов на статическую трещиностойкость.

Величина CTOD определяется по диаграмме «нагрузка-раскрытие берегов надреза», записанной при проведении испытания. Момент страгивания трещины соответствует первому скачку на диаграмме, по которому и определяется величина CTOD. Для примера на рисунке 3.15 показаны диаграммы «нагрузка-раскрытие берегов надреза» сталей Б2 и Б6. Результаты испытаний сварных соединений исследуемых сталей на статическую трещиностойкость приведены в таблице 3.4.

Испытания по определению статической трещиностойкости показали, что разрушение сварных соединений всех исследуемых труб независимо от схемы легирования носит хрупкий характер. Поверхность разрушения блестящая, кристаллическая (рисунок 3.16, а). Изучив профиль излома было определено, что распространение трещины происходит либо непосредственно по линии сплавления либо на расстоянии двух-трех зерен аустенита от нее (рисунок 3.17). Фрактографические исследования показали, что разрушение произошло по механизму транскристаллитного скола (рисунки 3.16, б, в).

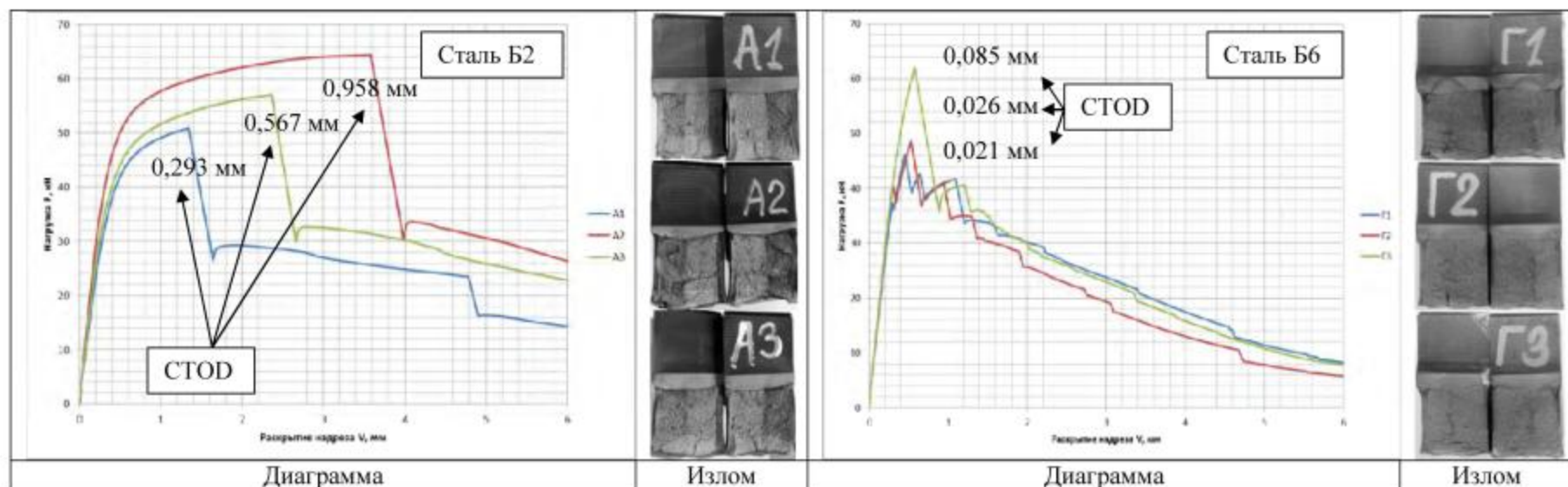


Рисунок 3.15. Диаграммы и изломы образцов на статическую трещиностойкость из сталей Б2 и Б6.

Таблица 3.4. Результаты испытания на CTOD исследуемых сталей

№ образца		Условное обозначение стали							
		А3	Б2	Б3	Б4	Б5	Б6	Б7	Б9
1	CTOD, мм	0,417	0,293	0,045	0,358	0,030	0,021	0,153	0,085
2		0,268	0,958	0,001	0,553	0,042	0,026	0,149	0,141
3		1,073	0,576		0,163	0,033	0,085	0,175	0,228
Среднее значение CTOD, мм		0,585	0,606	0,023	0,358	0,035	0,044	0,159	0,151



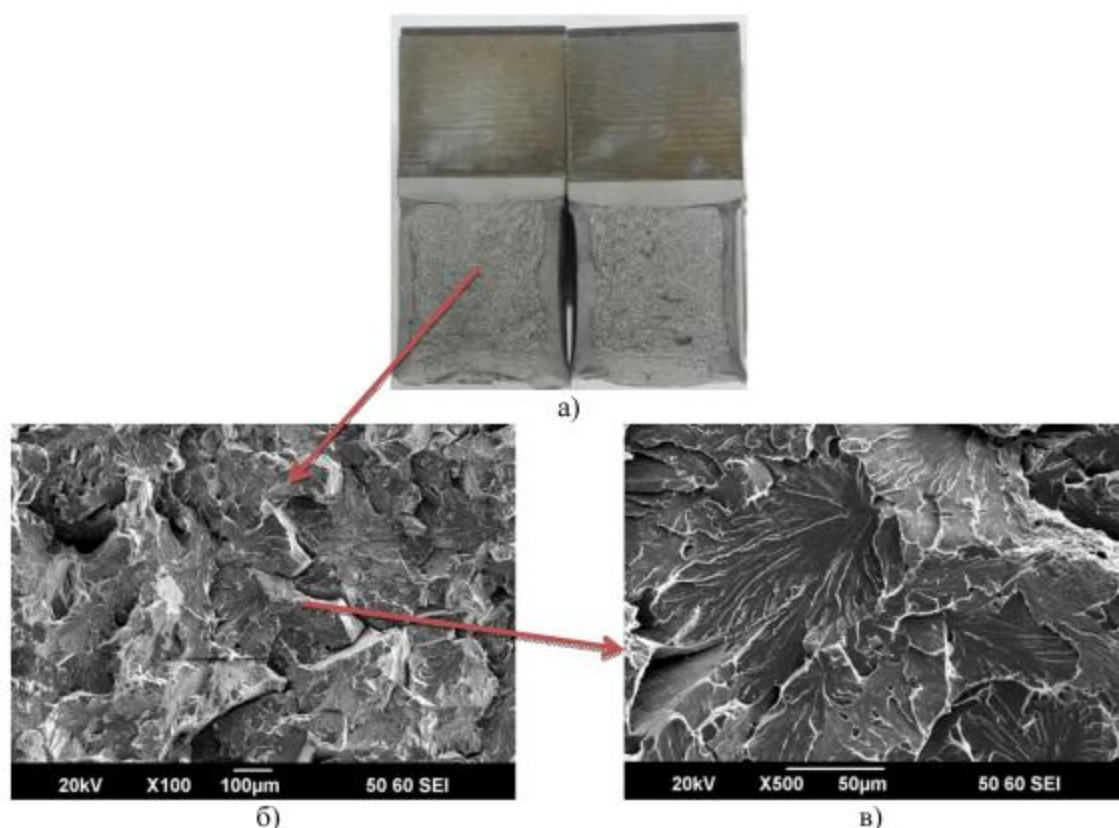


Рисунок 3.16. Микромеханизм распространения трещины при испытании образцов по определению CTOD с надрезом по ЛС сварных соединений труб:

а) общий вид излома; б) хрупкая составляющая излома (увеличение  $\times 100$ ); в) хрупкая составляющая излома (увеличение  $\times 500$ ).

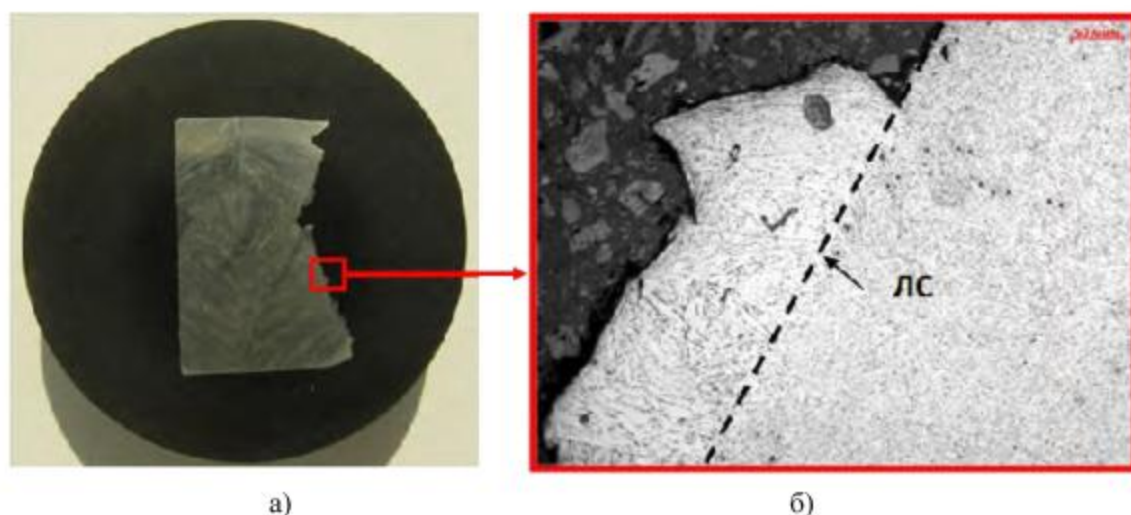


Рисунок 3.17. Распространение трещины вдоль линии сплавления: а) профиль сварного соединения; б) траектория распространения трещины в сварном соединении.

Как видно из рисунка 3.14, при нанесении надреза по ЛС он неизбежно пересекает валик внутреннего шва. Однако, трещина не распространяется по внутреннему шву, а изменяет свою траекторию и сворачивает на линию сплавления (рисунок 3.17), как



наиболее ослабленное место сварного соединения. Таким образом, результаты испытаний на ударный изгиб и по определению статической трещиностойкости показали, что в сварных соединениях труб К60, К65 наблюдается зона локальной хрупкости – участок крупного зерна вблизи линии сплавления.

Несмотря на то, что исследуемые сварные соединения труб разрушились по хрупкому механизму они обладают разной величиной CTOD, т.е. разной вязкостью. В изломах образцов сварных соединений труб с высокими значениями CTOD наблюдается участок вязкого подраста трещины перед началом хрупкого разрушения (рисунок 3.18). Это сопровождается появлением на диаграммах «нагрузка – раскрытие берегов надреза» площадки, вследствие увеличения пластической составляющей перемещения перед моментом старта хрупкой трещины [87, 88].

При испытании образцов сварных соединений с низкой трещиностойкостью первый скачок на диаграмме «нагрузка – раскрытие берегов надреза» возникает в упругой области или после незначительной пластической деформации. На поверхности излома вязкого подраста трещины не наблюдается.

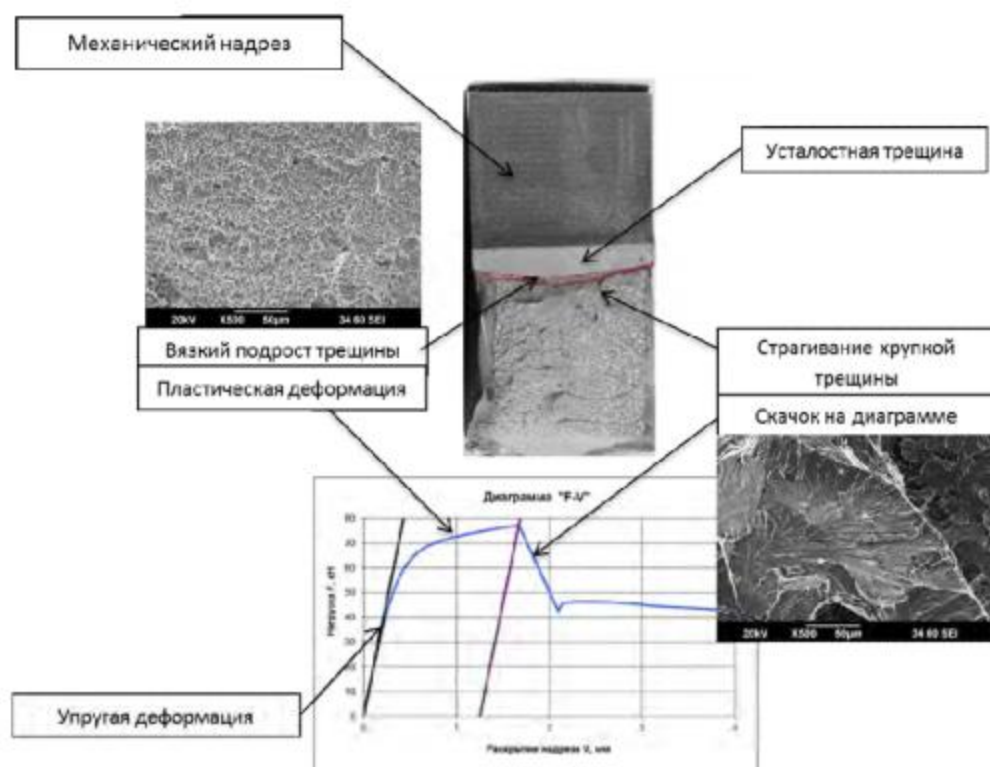


Рисунок 3.18. Соответствие диаграммы и излома образца на CTOD.

Результаты испытаний по определению CTOD показали, что сварные соединения труб А3, Б2, Б4 обладают высокой трещиностойкостью и соответствуют самым высоким требованиям – требованиям к трубам, предназначенным для постройки газопроводов в пределах зон активных тектонических разломов. Сварные соединения труб Б7 и Б9 обладают удовлетворительной вязкостью и отвечают требованиям к трубам для постройки наземных и подводных трубопроводов. Способность сварных соединений труб Б3, Б5 и Б7 сопротивляться хрупкому разрушению очень низкая и не соответствует даже минимальным требованиям.

### 3.2.2 Анализ параметров микроструктуры сварных соединений труб К60, К65

Общий вид микроструктуры сварного соединения труб К60, К65 представлен на рисунке 3.19. В результате проведения металлографических исследований было установлено, что во всех сварных соединениях в зоне мелкого зерна образуется квазиполигональный феррит со средним размером зерна порядка 9 мкм и вырожденный перлит. Сварной шов имеет структуру игольчатого бейнита с размером игл порядка 5 мкм. На участке крупного зерна ЗТВ образуется бейнитная структура. Опыт проведения механических испытаний и эксплуатации труб показывает, что, образующиеся в сварном шве и в зоне мелкого зерна микроструктура (рисунок 3.19) имеет достаточный уровень механических свойств для обеспечения равнопрочности данных зон основному металлу трубы. Наиболее ослабленным местом сварного соединения является участок крупного зерна, поэтому в рамках данного исследования определяли особенности и параметры микроструктуры данной зоны сварного соединения.

Наличие градиента скоростей охлаждения и максимальной температуры нагрева обуславливает сложное строение ЗТВ. В зоне крупного зерна максимальный размер зерна аустенита наблюдается вблизи линии сплавления, далее размер зерна аустенита плавно уменьшается по направлению к основному металлу трубы. В зоне мелкого зерна ферритное зерно имеет максимальный размер в зоне неполной перекристаллизации (на границе с участком крупного зерна). По направлению к основному металлу труб размер зерна феррита плавно уменьшается. Разрушение сварных соединений труб классов прочности К60, К65 происходит на расстоянии около 2 – 4 аустенитных зерен от ЛС (рисунок 3.17) или непосредственно по ней. Далее рассмотрены особенности структуры именно данного участка крупного зерна.

Для оценки микроструктуры на участке крупного зерна, расположенном вблизи ЛС, использовали следующие параметры: размер исходного аустенитного зерна, тип внутризеренной микроструктуры. Исследование микроструктуры проводилось на тех же сварных соединениях, что и испытание на статическую трещиностойкость (АЗ, Б2...Б9).

#### 3.2.2.1 Определение погонной энергии сварки и параметров зерна аустенита на участке крупного зерна вблизи линии сплавления

Металлографическое исследование показало, что во всех сталях вблизи ЛС наблюдается существенный градиент размеров аустенитного зерна – разнотеренная структура. При этом максимальный размер аустенитного зерна достигает 200 мкм, а минимальный - порядка 15 мкм. Согласно п. 3.2 ГОСТ 5639-82 размер зерна в разнотеренной структуре определяется посредством «... подсчета пересечения границ зерен с отрезками прямых с определением ... количества зерен в  $1 \text{ мм}^2$  ...». При этом, измеренные «...средние размеры зерен (диаметр и площадь) не являются характеристиками оценки структуры».

В данной работе для расчета среднего диаметра аустенитного зерна в зоне крупного зерна прилегающей к линии сплавления определяли площадь каждого аустенитного зерна при помощи программного продукта «ImageJ». Пример определения площади аустенитного зерна в разнотеренной структуре при помощи обработки микрофотографий в программе «Image J» приведен на рисунке 3.20.

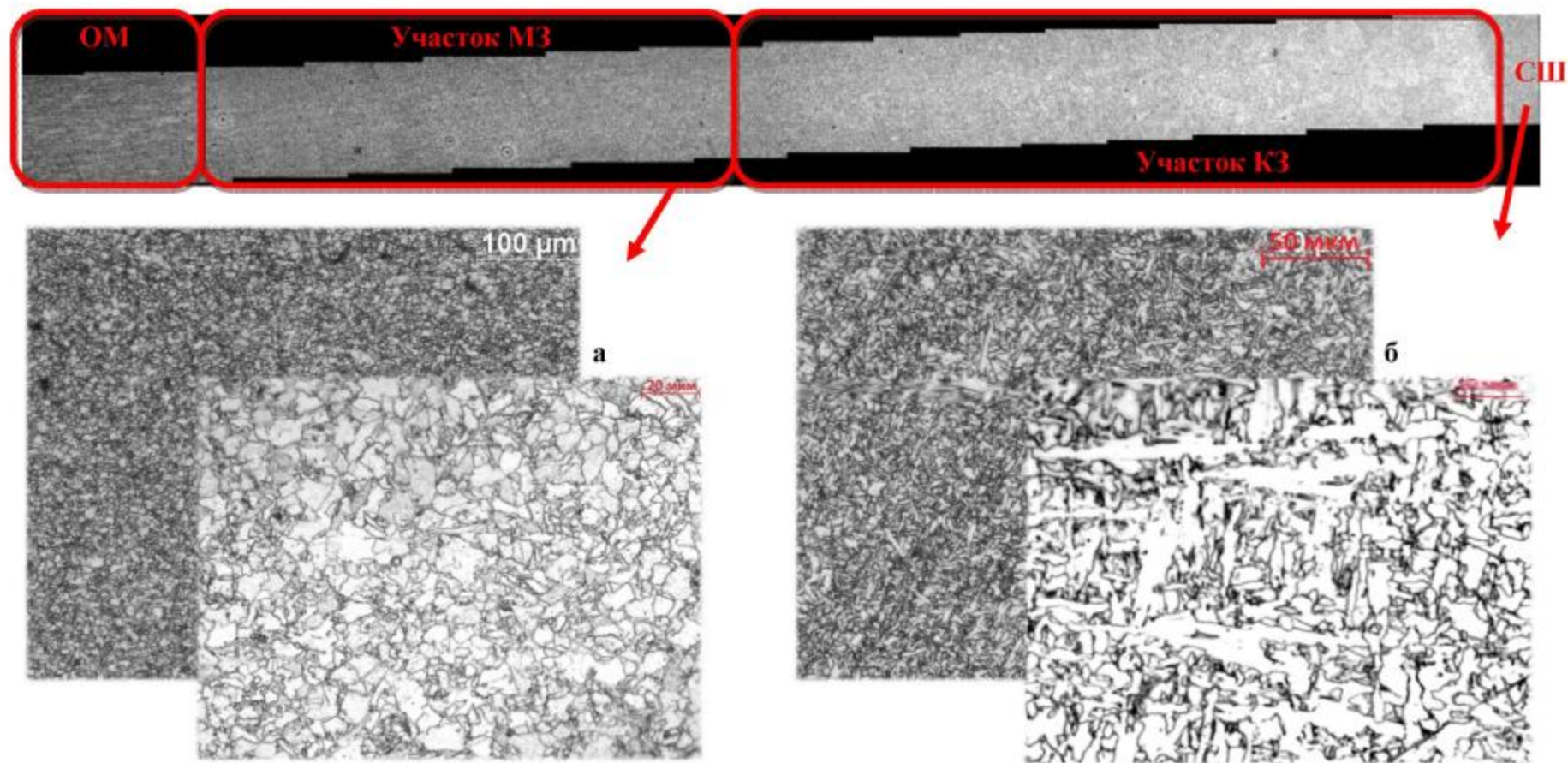


Рисунок 3.19. Общий вид микроstructures ЗТВ сварного соединения труб К60, К65:

а – зона мелкого зерна (x100 и x500). Микроstructure: КФ и ВП;

б – сварное соединение (x200 и x1000). Микроstructure: ИБ.



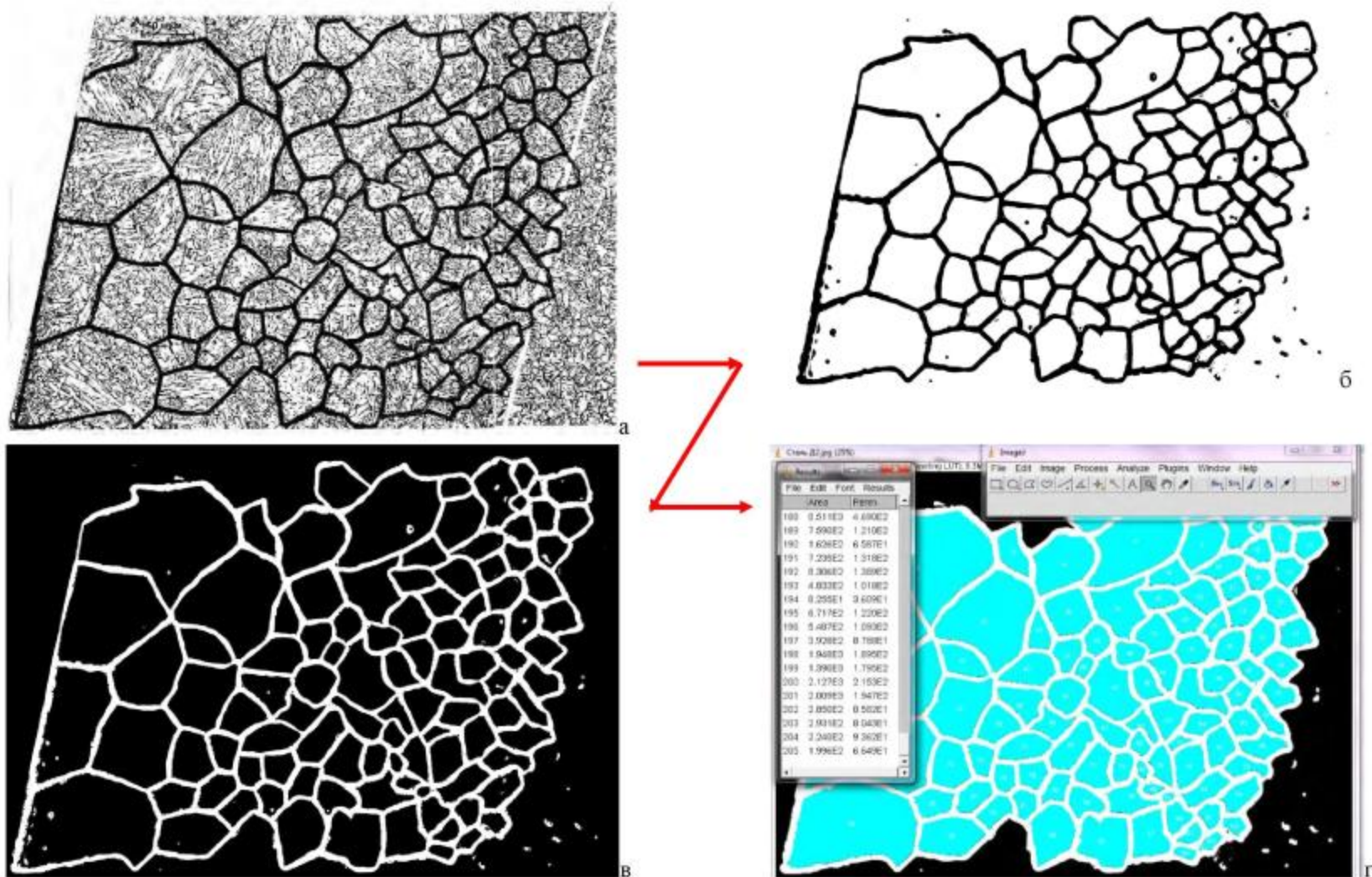


Рисунок 3.20. Расчет площади аустенитного зерна: а – микрофотография зоны крупного зерна (x200); б – обработка изображения в программе «ImageJ»; в – подготовка изображения к расчету; г – расчет площади аустенитного зерна.



Средний размер аустенитного зерна  $d_m$  определяли по следующей формуле (п. 3.2.2.5 ГОСТ 5639-82):

$$d_m = \sqrt{S}, \text{ мм} \quad (3.1)$$

где:  $S$  – площадь зерна,  $\text{мм}^2$ .

Балл зерна определяли в соответствии со шкалой, приведенной в ГОСТ 5639-82.

Размеры аустенитных зерен определяли на расстоянии до 500 мкм от линии сплавления, что соответствует порядка 5-15 диаметрам зерна аустенита, в зависимости от исследуемой стали. Для каждой стали было измерено не менее 100 зерен аустенита. Результаты расчета размеров аустенитного зерна для исследуемых сварных соединений сведены в таблицу 3.5. Гистограммы, показывающие объемную долю занимаемую зернами одного балла, приведены на рисунке 3.21.

Таблица 3.5. Параметры микроструктуры ЗТВ сварных соединений

Условное обозначение стали	Средняя площадь, $\text{мкм}^2$	Средний размер зерна, мм	Балл зерна	Средний балл зерна
A1	2214,54	0,0445	4-8	6
A2	7094,02	0,0762	2-7	4
A3	2783,36	0,0478	2-9	6
B2	3514,79	0,0558	3-8	5
B3	6146,28	0,0761	3-6	4
B4	1686,80	0,0416	3-9	6
B5	6737,87	0,0736	2-8	4
B6	3332,17	0,0505	2-9	6
B7	2508,18	0,0455	3-8	6
B9	4194,04	0,0608	3-8	5

Максимальный размер аустенитного зерна наблюдается непосредственно вблизи линии сплавления и составляет 2-4 балл в зависимости от рассматриваемой стали. На расстоянии 500 мкм от линии сплавления балл аустенитного зерна 7-11. Стали A2, B3, B5, имеют наибольший средний размер зерен (более 0,07 мм). Минимальный размер зерен наблюдается в сталях A1, B4, B7. Однако очевидной корреляции между размером аустенитного зерна и уровнем трещиностойкости (CTOD) не наблюдается. Очевидно, что для определения причин различия в уровне трещиностойкости сварных соединения необходимо исследовать структуру внутри зерна аустенита.

Основными факторами, влияющими на размер зерна аустенита в ЗТВ, являются погонная энергия сварки и химический состав основного металла трубы. Для сопоставления данных по среднему размеру аустенитного зерна и величине погонной энергии сварки были определены площади всех исследуемых сварных соединений (рисунок 3.22). По площади сварного шва произвели ориентировочный расчет погонной энергии сварки по формуле [89]:

$$q_{\text{пог}} = \frac{F_{\text{шва}} \rho S_{\text{пл}}}{\eta_T}, \text{ Дж/мм} \quad (3.2)$$

где:  $F_{\text{шва}}$  – площадь сварного шва,  $\text{мм}^2$ ;

$\rho$  – плотность металла,  $\text{г/см}^3$ ;

$S_{\text{пл}}$  – теплосодержание металла, Дж/г;

$\eta_T$  – термический коэффициент полезного действия.

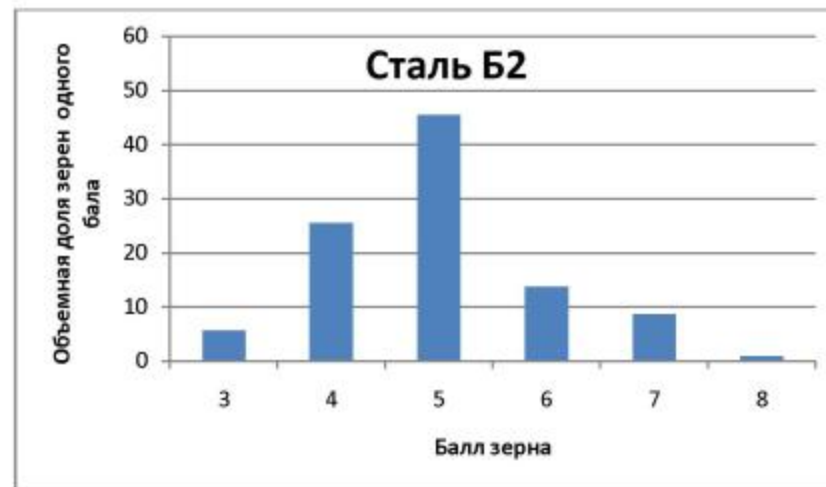
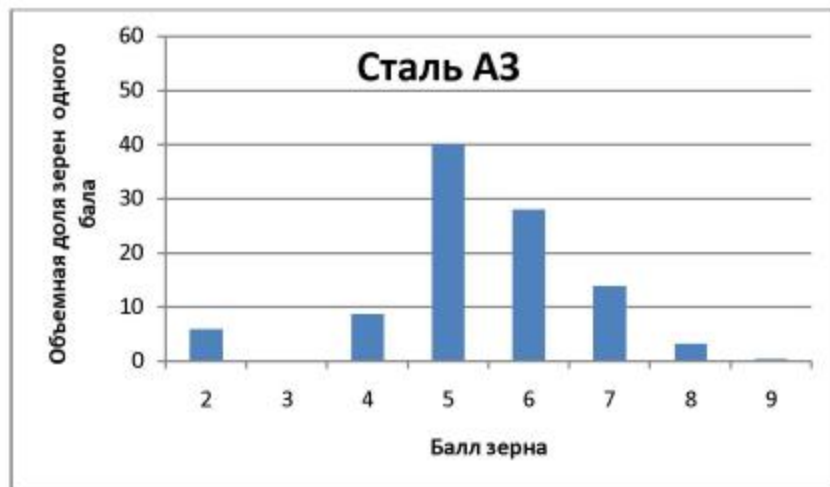
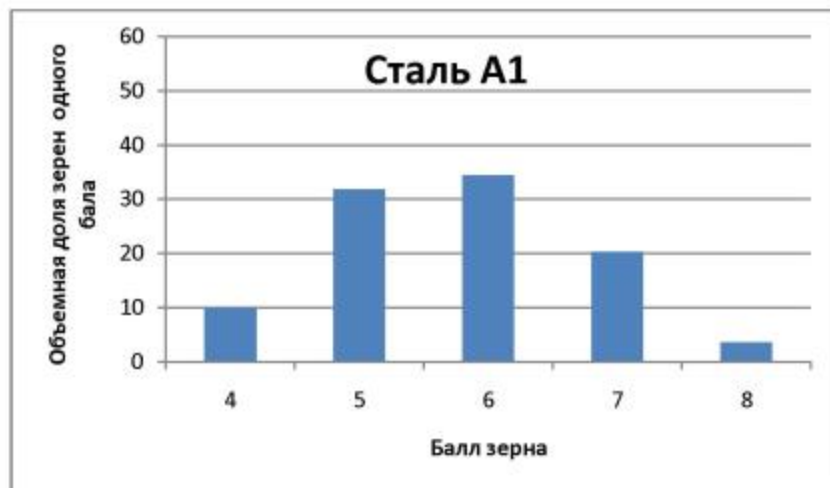
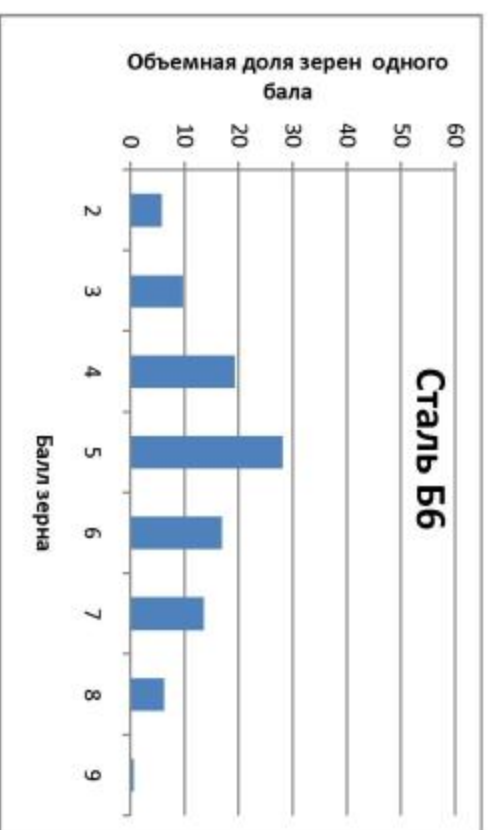
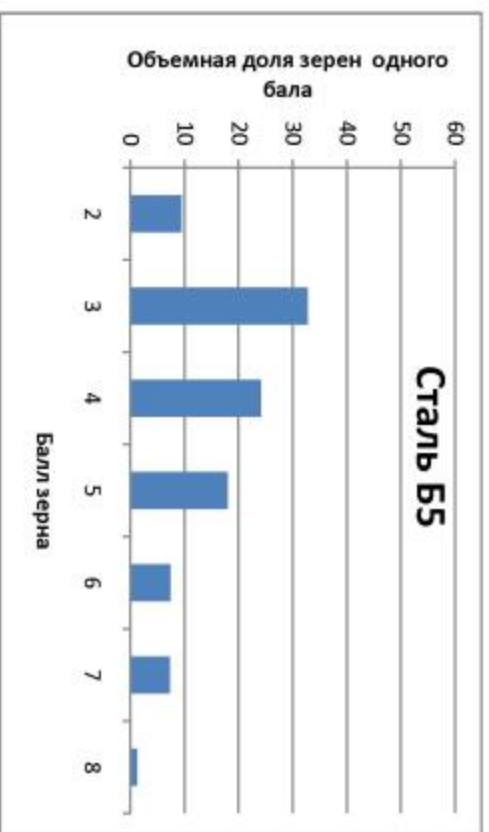
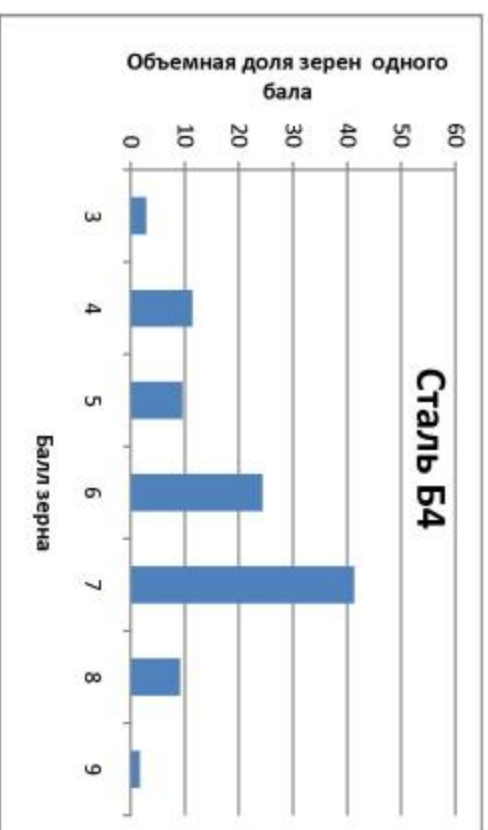
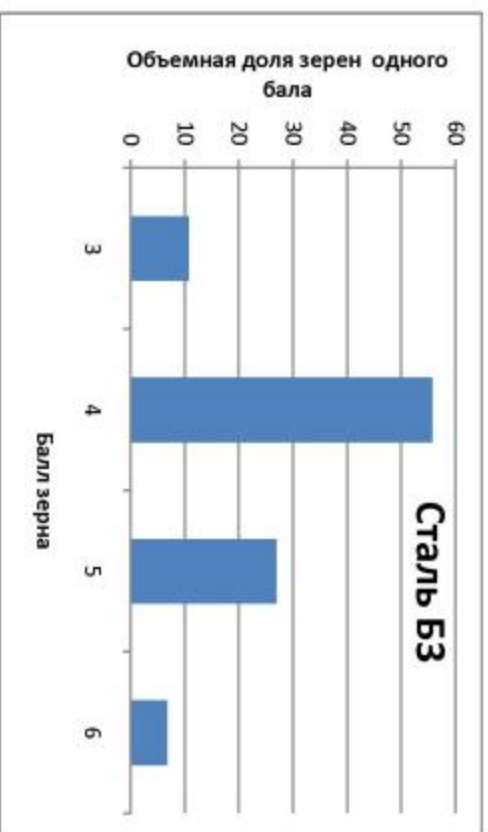
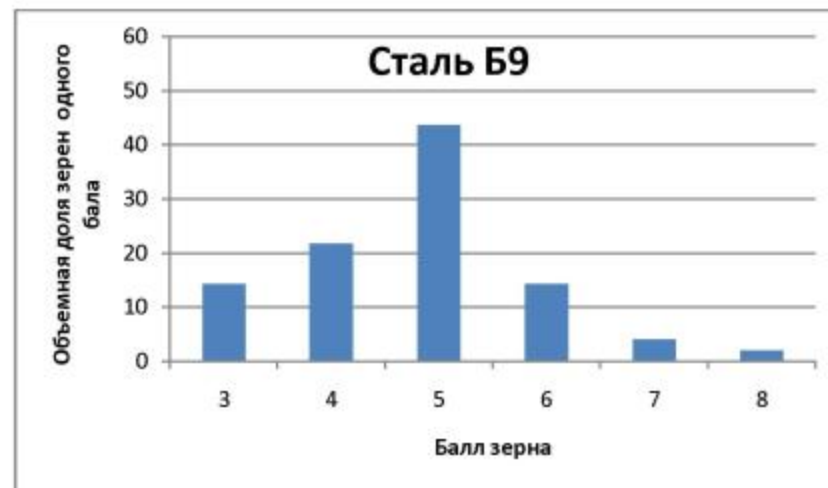
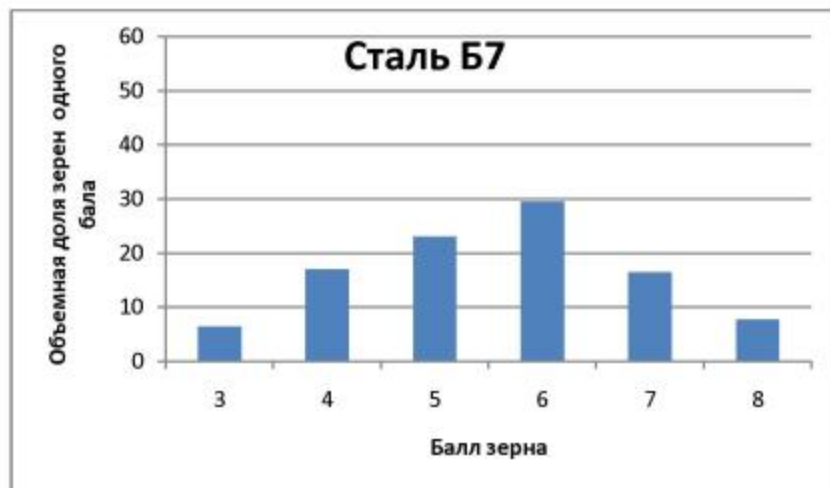


Рисунок 3.21. Гистограммы распределения баллов зерен.



Продолжение рисунка 3.21





Продолжение рисунка 3.21

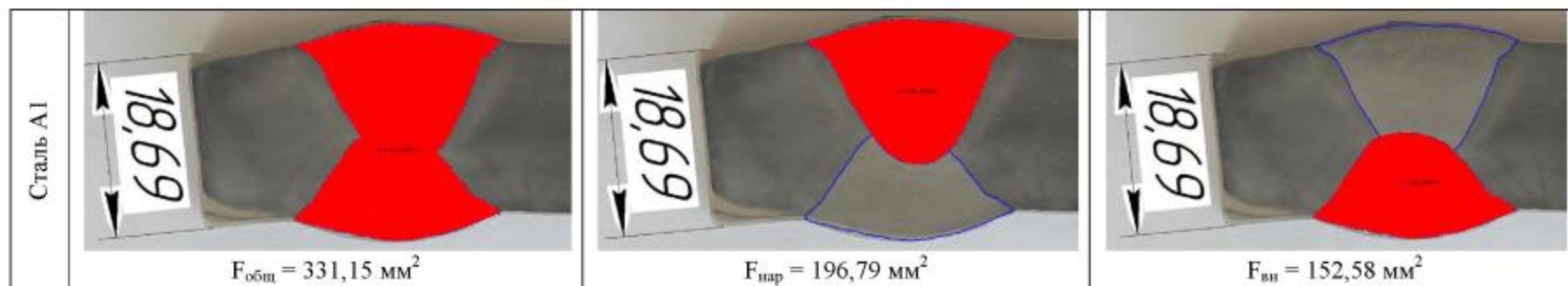

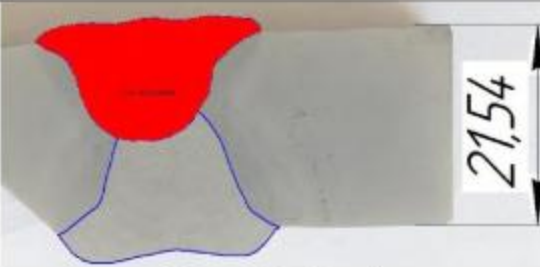
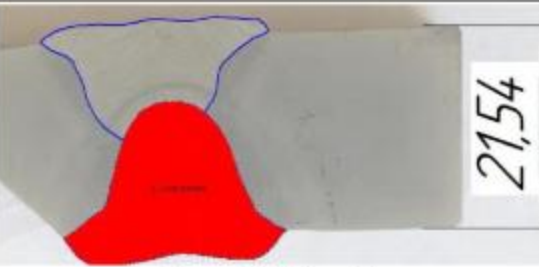

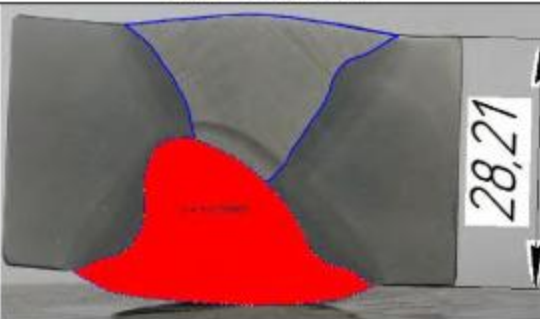
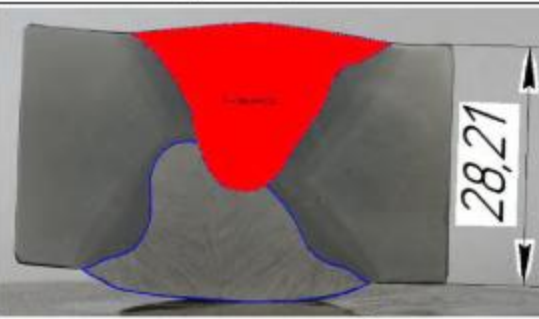
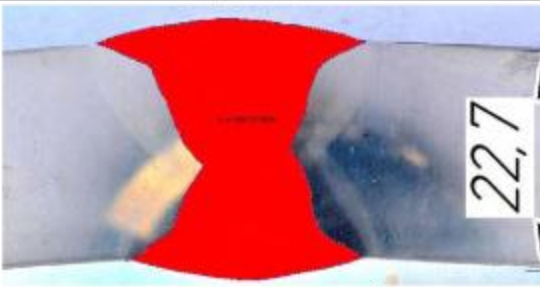
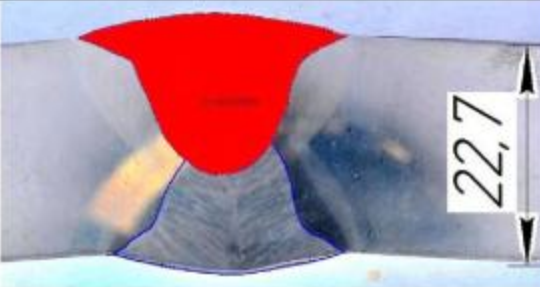
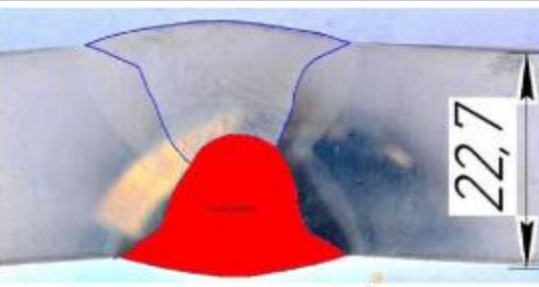


Рисунок 3.22. Примеры расчета площади наружного и внутреннего сварных швов.

Сталь А2	 <p><math>F_{\text{общ}} = 406,45 \text{ мм}^2</math></p>	 <p><math>F_{\text{нар}} = 192,68 \text{ мм}^2</math></p>	 <p><math>F_{\text{вн}} = 239,84 \text{ мм}^2</math></p>
Сталь А3	 <p><math>F_{\text{общ}} = 619,49 \text{ мм}^2</math></p>	 <p><math>F_{\text{нар}} = 333,30 \text{ мм}^2</math></p>	 <p><math>F_{\text{вн}} = 306,64 \text{ мм}^2</math></p>
Сталь Б2	 <p><math>F_{\text{общ}} = 409,98 \text{ мм}^2</math></p>	 <p><math>F_{\text{нар}} = 240,55 \text{ мм}^2</math></p>	 <p><math>F_{\text{вн}} = 197,65 \text{ мм}^2</math></p>

Продолжение рисунка 3.22

При проведении расчетов принимали:

- плотность наплавленного металла равной  $7,8 \text{ г/см}^3$ ,
- теплосодержание низкоуглеродистой стали при температуре плавления  $1000 \text{ Дж/г}$  (согласно данным, приведенных в [90]),
- термический коэффициент полезного действия  $0,484$  (согласно данным, приведенных в [89]).

Результаты расчетов приведены в таблице 3.6. Величины погонной энергии сварки, рассчитанные по формуле (3.2), и фактической погонной энергии сварки, рассчитанной по параметрам режима сварки, находятся в одном диапазоне значений.

Таблица 3.6 – Погонная энергия сварки

Условное обозначение	Погонная энергия сварки, Дж/мм		Средний размер зерна, мм	Nb+V+Ti, %
	Наружный шов	Внутренний шов		
A1	3,17	2,46	0,0445	0,074
A2	3,86	3,11	0,0762	0,073
A3	5,37	4,94	0,0478	0,111
B2	3,88	3,19	0,0558	0,043
B3	3,86	3,26	0,0761	0,109
B4	5,10	4,06	0,0416	0,127
B5	5,68	4,79	0,0736	0,068
B6	5,12	3,60	0,0505	0,081
B7	4,81	3,80	0,0455	0,052
B9	5,32	3,78	0,0608	0,023

Зависимость размера аустенитного зерна от величины погонной энергии сварки представлена на рисунке 3.23. Как видно из рисунка 3.23, с увеличением толщины стенки свариваемых труб возрастает погонная энергия сварки, что приводит к росту среднего размера зерна аустенита. На рисунке 3.23 присутствуют две точки, находящиеся вне линии тренда – это сварные соединения труб A2 и B3. Сталь A2 находится вне линии тренда, поскольку это сварное соединение спиральношовной трубы, и, как известно, при изготовлении спиральношовных труб не происходит охлаждения трубы между сваркой наружного и внутреннего швов, вследствие чего при одинаковой погонной энергии сварки размер аустенитного зерна в спиральношовной трубе будет больше. В стали B3 также наблюдается большой средний диаметр аустенитного зерна при относительно невысокой погонной энергии сварки. Причины этого не очевидны. Вероятно, это также может быть связано с отсутствием выдержки между операциями сварки наружного и внутреннего швов.

Зависимость между размером аустенитного зерна погонной энергии сварки и содержанием карбидообразующих элементов можно описать уравнением вида:

$$P = Kq^n X^m, \quad (3.3)$$

где:  $P$  – размер зерна аустенита, мм;

$q$  – погонная энергия сварки, Дж/мм;

$X$  – суммарная массовая доля Nb, V, Ti, %;

$K, n, m$  – коэффициенты.

Корреляционный анализ показал, что коэффициент множественной корреляции равен  $0,87$ , что говорит о наличии существенной связи между результативным показателем  $P$  и

набором факторных показателей  $q$  и  $X$ . Для определения коэффициентов уравнения использовали регрессионный анализ. Параметры уравнения регрессии определяли методом наименьших квадратов. По результатам проведения регрессионного анализа установлены следующие значения коэффициентов  $K = 0,022$ ;  $n = 0,5$ ;  $m = 0,024$ . После подстановки рассчитанных коэффициентов уравнение (3.3) принимает следующий вид:

$$P = 0,022 \cdot \frac{q^{0,5}}{X^{0,024}}, \text{ мм} \quad (3.4)$$

Коэффициент детерминации полученной зависимости (3.4) равен 0,76.

При проведении анализа данные сталей А2 и Б3 не учитывались, вследствие причин указанных выше. Корреляционная зависимость между величиной зерна аустенита, погонной энергии сварки и содержанием карбидообразующих элементов, приведена на рисунке 3.24.



Рисунок 3.23. Зависимость среднего диаметра зерна аустенита от погонной энергии сварки<sup>IV</sup>.

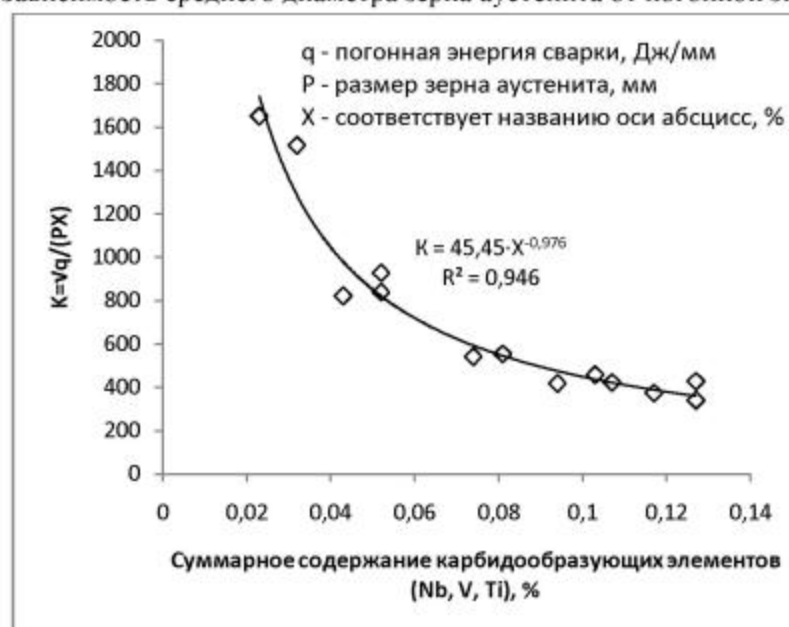


Рисунок 3.24. Корреляционная зависимость между параметрами погонной энергии сварки, величиной аустенитного зерна и содержанием карбидообразующих элементов.

<sup>IV</sup> На графике также приведены данные семи сталей К65 (пяти с толщиной стенки 23,0 мм и двух с толщиной стенки 27,7 мм) исследованных автором ранее, но не вошедших в основную часть настоящей диссертационной работы вследствие уже достаточного объема представляемых экспериментальных данных.



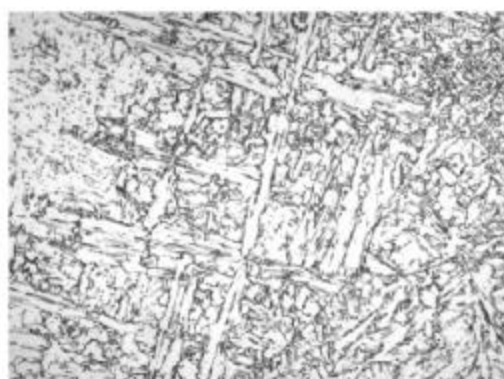
### 3.2.2.2 Внутризеренная структура участка крупного зерна ЗТВ труб К60, К65

В сварных соединениях труб К60, К65 внутри аустенитного зерна вблизи линии сплавления преобладает бейнитная структура, которая состоит из следующих составляющих:

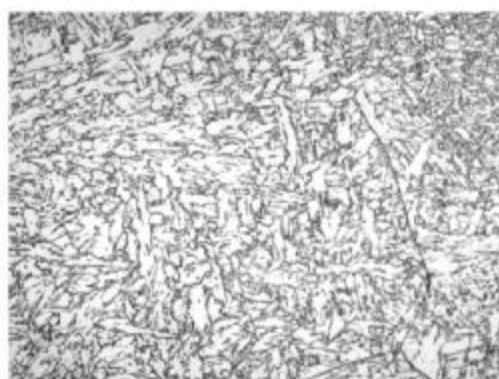
- игольчатый бейнит;
- реечный бейнит;
- глобулярный бейнит.

При этом в некоторых сварных соединениях вблизи линии сплавления образуется видманштеттов феррит, являющийся продуктом диффузионного превращения.

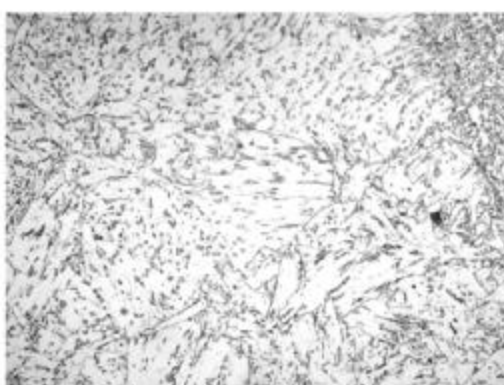
Внешний вид микроструктур, обнаруженных на участке крупного зерна ЗТВ сталей К60, К65, показан на рисунке 3.25.



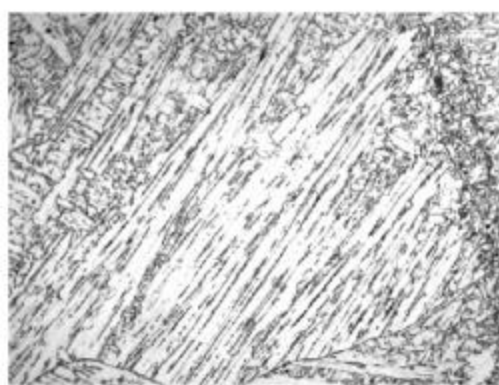
**Видманштеттов феррит x500**



**Игольчатый бейнит x500**



**Глобулярный бейнит x500**



**Реечный бейнит x500**

Рисунок 3.25. Микроструктуры, обнаруженные в области крупного зерна ЗТВ исследуемых сварных соединениях.

ИБ был обнаружен на участке крупного зерна, расположенном вблизи ЛС во всех исследованных сварных соединениях. В подавляющем большинстве случаев именно данная структурная составляющая занимала большую объемную долю.

Как видно из рисунка 3.25, ИБ состоит из вытянутых кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы с высокой плотностью дислокаций и островков «вторичных» фаз. Кристаллы бейнитной  $\alpha$ -фазы имеют форму пластин (реек), также встречаются кристаллы игольчатой формы. При этом характер выделения бейнитной  $\alpha$ -фазы весьма различен. Она встречается в виде единичных реек или их небольших скоплений, в которых они ориентированы относительно

друг друга произвольным образом. Часть реек обычно объединена в пакеты. В пакетах рейки располагаются параллельно друг другу.

Образование ИБ происходит при повышенной скорости охлаждения, обеспечивающей в той или иной мере подавление диффузионного превращения. Промежуточное превращение в верхней части своего температурного интервала сопровождается интенсивным перераспределением углерода, приводящим к обогащению этим элементом непревращенной части аустенита. Из-за низкого содержания углерода в бейнитной  $\alpha$ -фазе выделения в ней карбидов не происходит. В стали А1, содержащей порядка 0,10 % массовой доли углерода, в качестве «вторичных» фаз в зоне крупного зерна вблизи линии сплавления образуются выродившийся перлит и МА-составляющая. В свою очередь в сталях К65 бедных по углероду (менее 0,06 % масс. доли) происходит образование только МА-составляющей.

На участке крупного зерна вблизи ЛС ИБ возникает как мелкодисперсный так и грубый. ИБ грубой морфологии образуется при высоких температурах бейнитного превращения, близких к температуре его начала и отличается низкой плотностью высокоугловых границ (рисунок 3.26, а). На границах между пакетами и рейками, и внутри них, образуются крупные (до 5 мкм) островки МА-составляющей (рисунок 3.26, а). Эти островки имеют остроугольную форму и могут стать очагами зарождения хрупких трещин.

Мелкодисперсный ИБ образуется в нижнем интервале бейнитного превращения и обладает высокой степенью разориентированности внутри зерна (рисунок 3.26, б). По границам игл формируются тонкие пластинки МА-составляющей (рисунок 3.26, б).

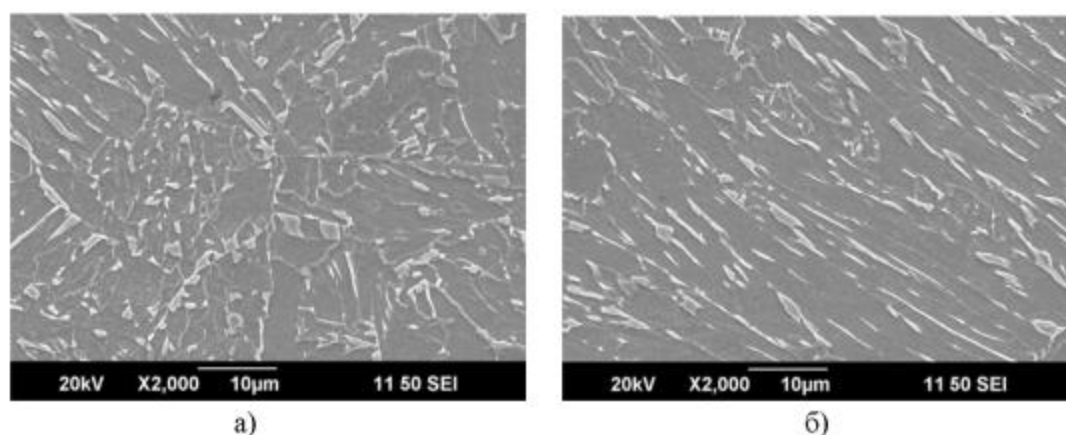


Рисунок 3.26. Растровая электронная микроскопия. Микроструктура области крупного зерна ЗТВ: а) грубый ИБ; б) мелкодисперсный ИБ.

РБ образуется при более низких температурах бейнитного превращения, чем игольчатый. РБ представляет собой структуру из тонких реек одной ориентировки с выделением тонких прослоек МА-составляющей по границам реек. В исследуемых сварных соединениях труб РБ наблюдается, как правило, в крупных аустенитных зернах 2-4 балла. Наибольшее количество РБ в микроструктуре исследованных сварных соединений наблюдается в области «уширения» шва, формируемого пятой дугой. В этой области происходит перекрытие ЗТВ пятой и четвертой дуг, вследствие чего в этой зоне время выдержки стали в аустенитном состоянии и объем металла нагретый до аустенитного состояния максимален. Одновременно с этим, скорость охлаждения металла падает, в том числе, за счет подвода тепла от флюса.

ГБ на участке КЗ ЗТВ имеет тоже строение, что и ГБ в основном металле труб. Отличительной особенностью ГБ, образующегося в ЗТВ, является размер его участков. При образовании ГБ на участке крупного зерна ЗТВ он может занимать практически всю площадь аустенитного зерна (рисунок 3.27).

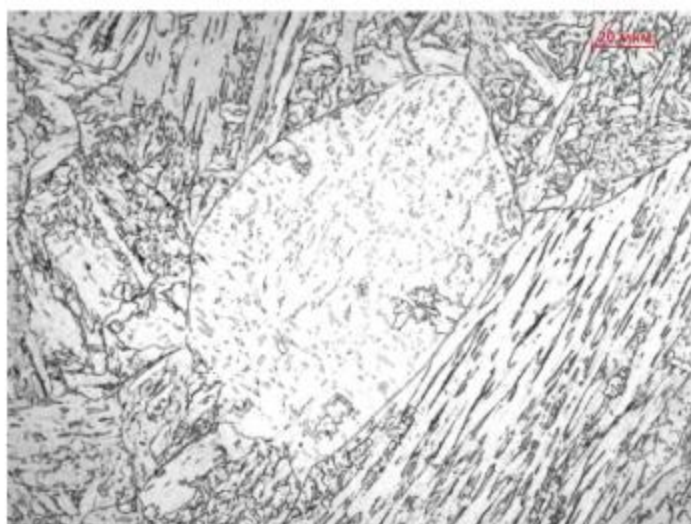


Рисунок 3.27. Глобулярный бейнит в сварном соединении трубы К65.

Видманштеттов феррит образуется при более медленных скоростях охлаждения и более высоких температурах, чем ИБ. Рейки ВФ толще, чем рейки ИБ и РБ. Как правило, ВФ зарождается на границах аустенитного зерна (рисунок 3.28). Также местами зарождения ВФ могут быть зерна феррита или неметаллические включения.

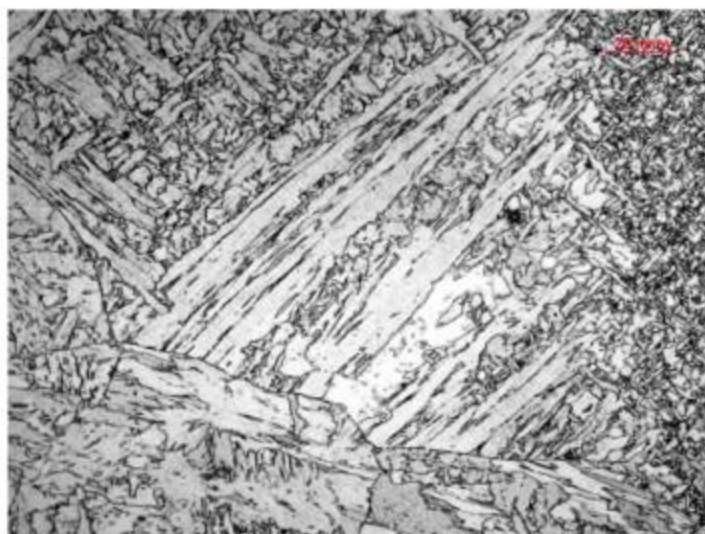


Рисунок 3.28. Видманштеттов феррит в сварном соединении трубы К65.

Микроструктура участков КЗ ЗТВ исследуемых сталей показана на рисунке 3.30 – 3.37.

Металлографическое исследование сварных соединений труб Б3, Б5, Б6 имеющих низкую величину CTOD показало, что на участке вблизи ЛС в этих сталях преобладает



грубый ИБ с толстыми рейками, низкой плотностью высокоугловых границ и крупными, остроугольными островками МА-составляющей (рисунки 3.30 – 3.37). Значительную долю в микроструктуре этих сталей занимает ГБ. Данные стали также характеризуются относительно большими размерами зерна аустенита.

Микроструктура участка крупного зерна ЗТВ сварных соединений труб Б7 и Б9, показавших удовлетворительный уровень CTOD, представляет собой дисперсный ИБ и РБ (рисунки 3.33, 3.34). Наиболее протяженные участки РБ наблюдаются в стали Б9, которая имеет довольно большой размер зерна аустенита, вследствие минимального содержания Nb и V.

В ходе проведения металлографических исследований сварных соединений труб А3, Б2 и Б4, показавших высокие значения CTOD, установлено, что преобладающей внутризеренной структурой участка крупного зерна вблизи ЛС является мелкодисперсный ИБ (рисунки 3.36, 3.37). Субзерна ИБ имеют малый размер и характеризуются повышенной плотностью высокоугловых границ. В сталях Б2 и Б4 также наблюдаются довольно большие участки ВФ (рисунка 3.36, 3.37).

На рисунке 3.29 показана зависимость величины CTOD от типа внутризеренной микроструктуры.

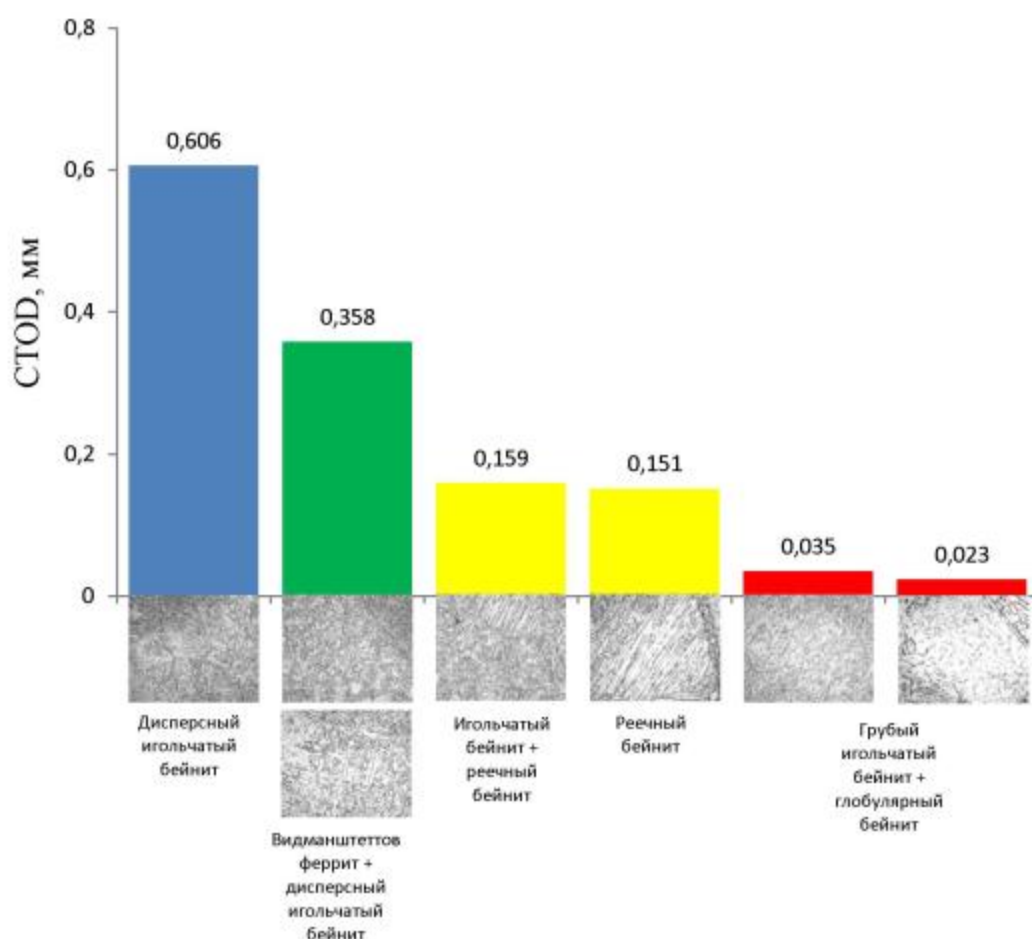


Рисунок 3.29. Зависимость CTOD от типа внутризеренной структуры.



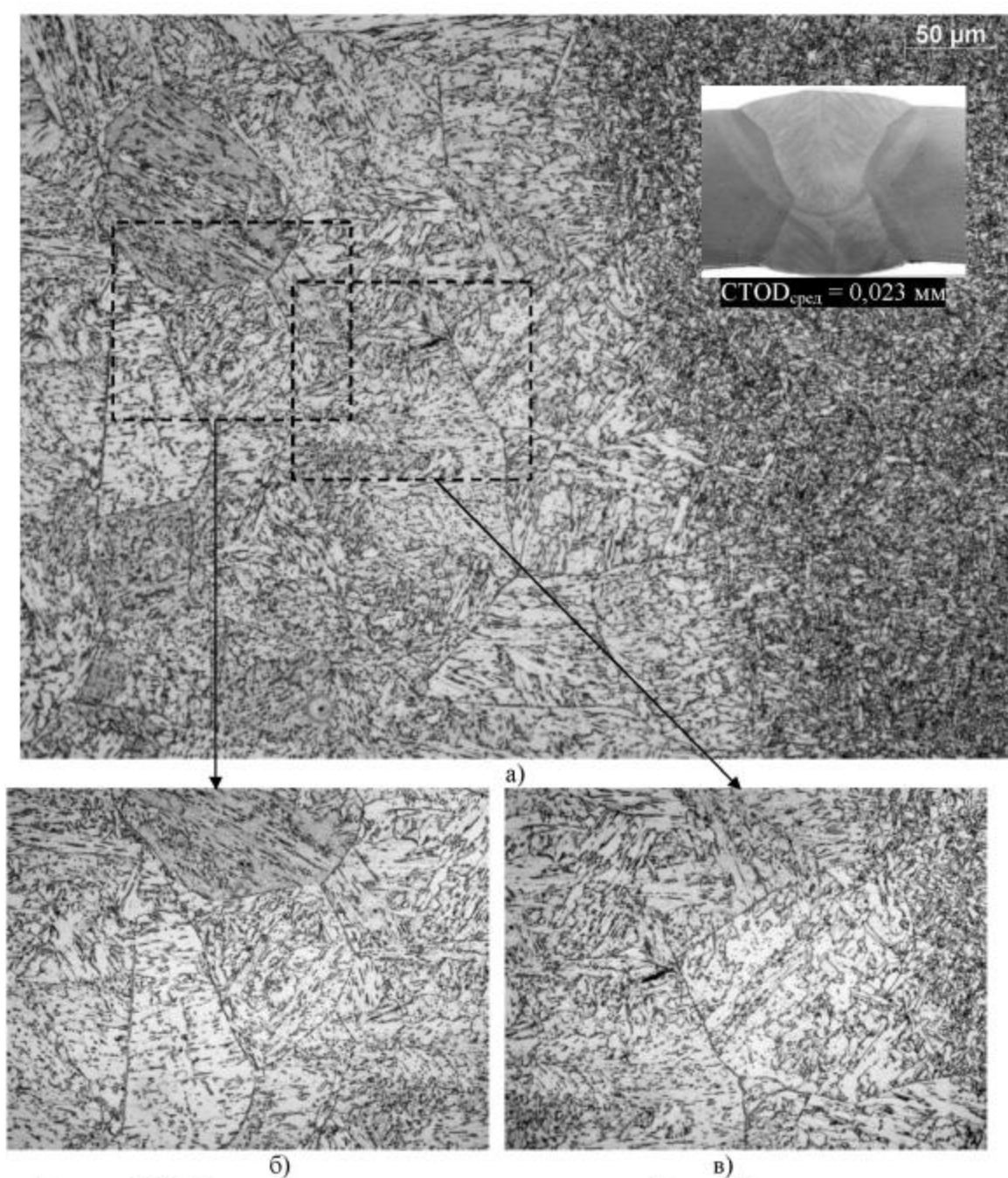


Рисунок 3.30. Микроструктура участка крупного зерна вблизи ЛС сварного соединения трубы Б3: а)  $\times 200$ ; б), в)  $\times 500$ .

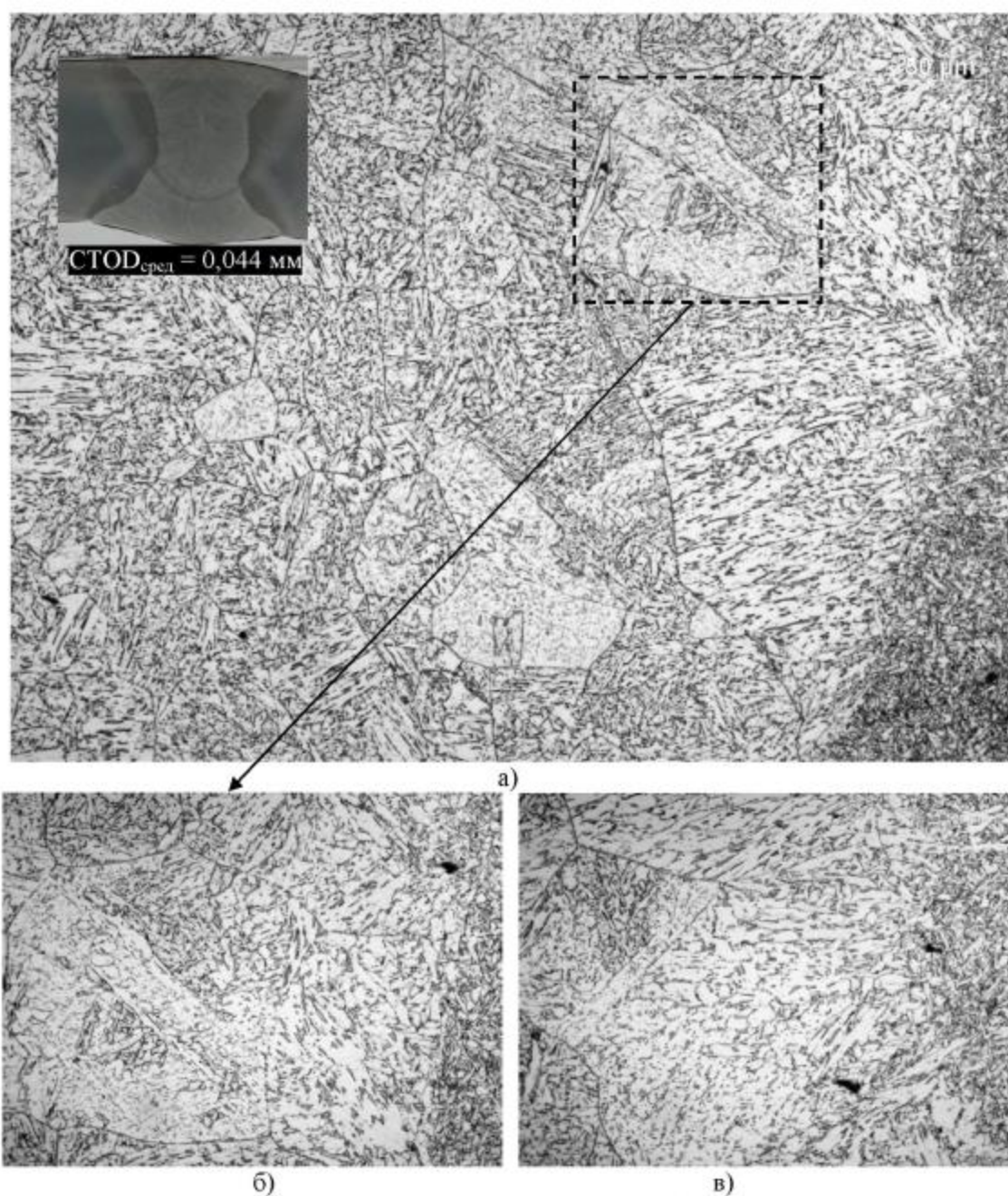


Рисунок 3.31. Микроструктура на участке крупного зерна вблизи ЛС сварного соединения трубы Б5: а)  $\times 200$ ; б), в)  $\times 500$ .



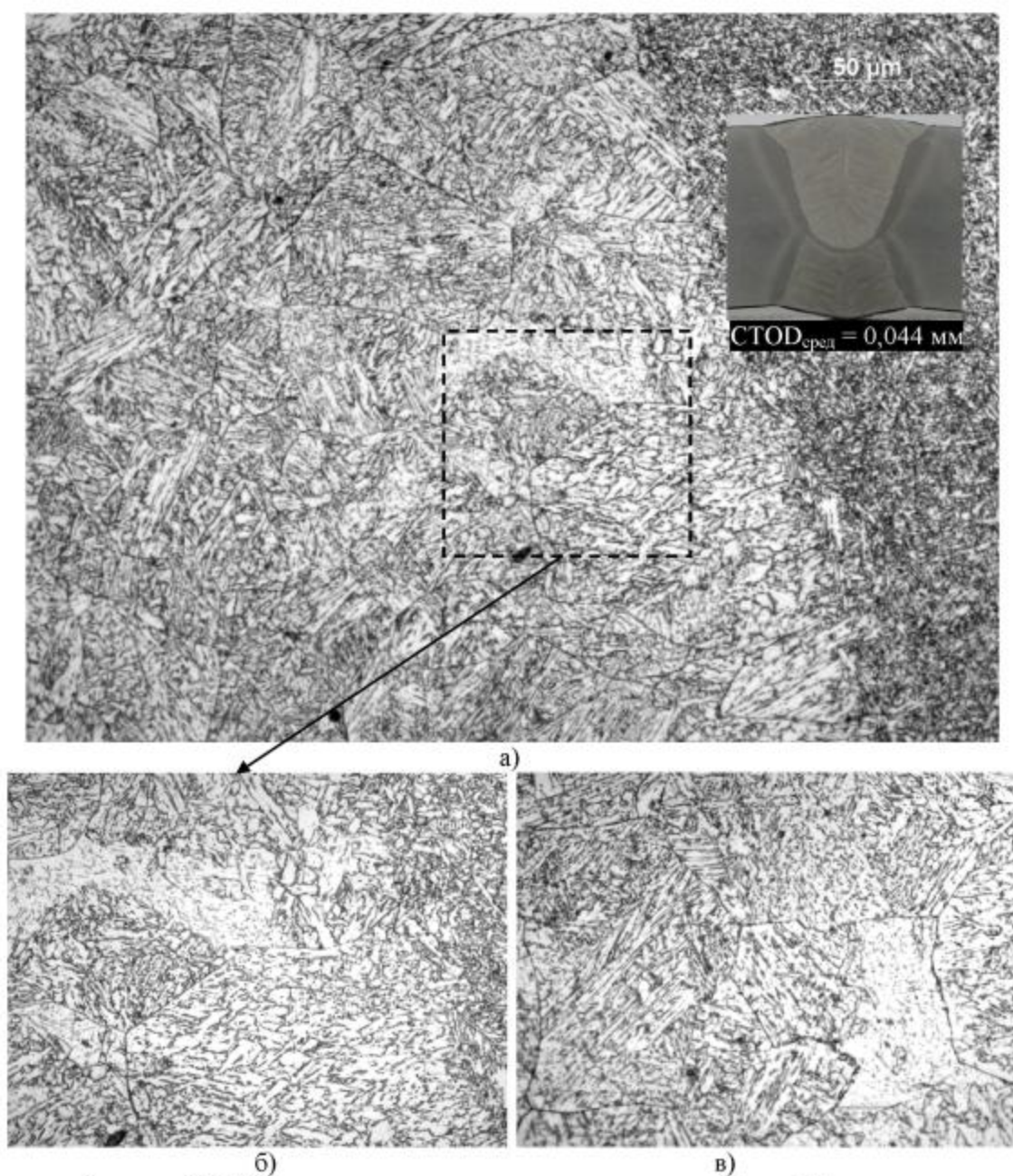


Рисунок 3.32. Микроструктура участка крупного зерна вблизи ЛС сварного соединения трубы Б6: а)  $\times 200$ ; в), г)  $\times 500$ .



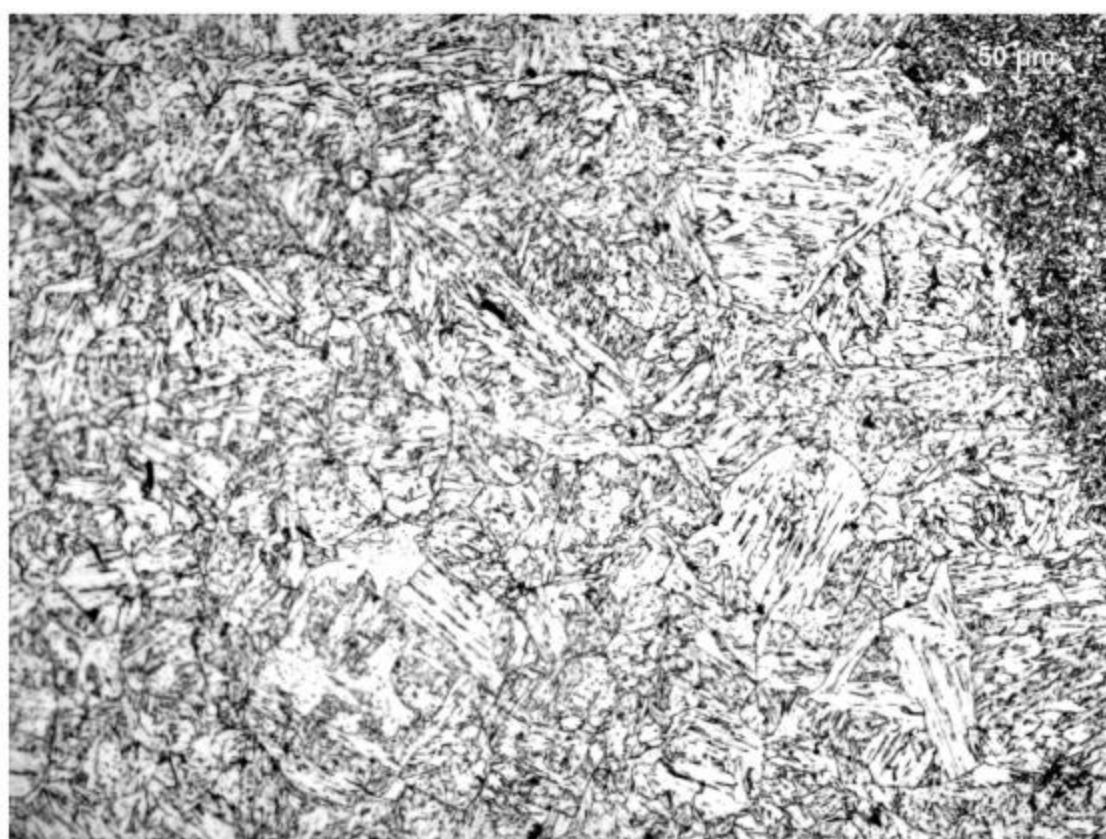
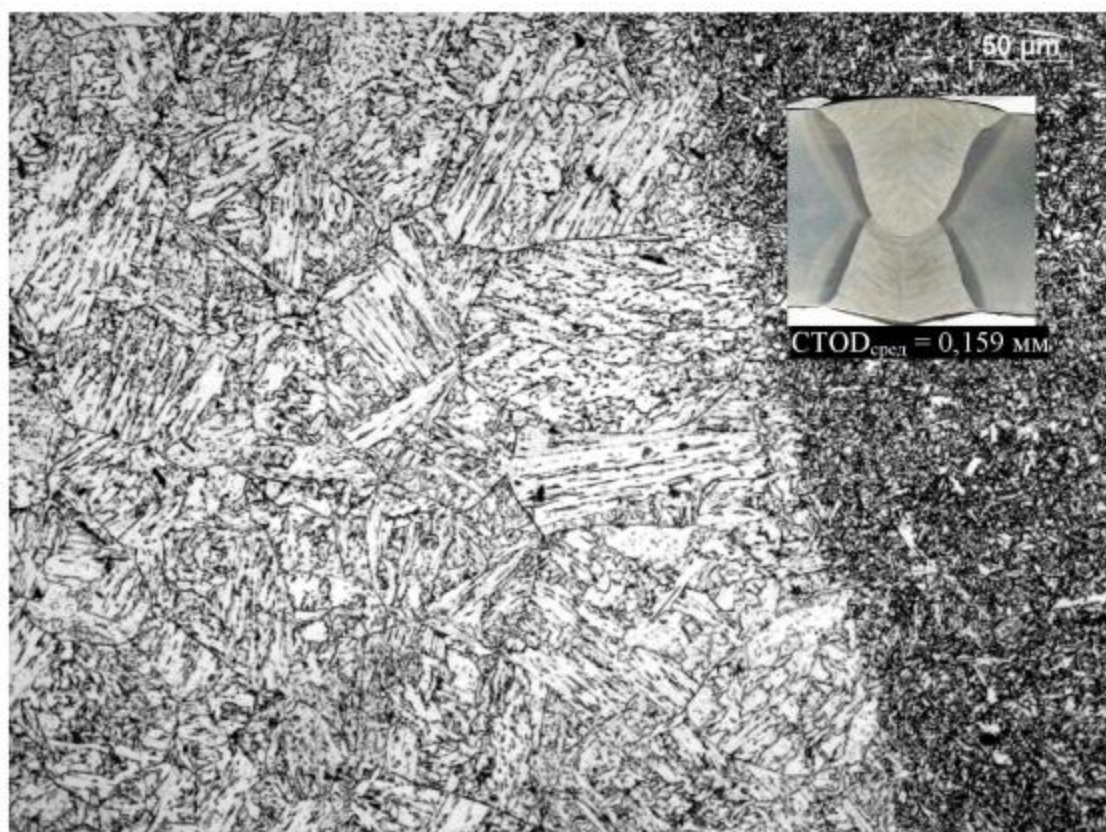


Рисунок 3.33. Микроструктура участка крупного зерна вблизи ЛС стали Б7.  
Увеличение  $\times 200$  крат.



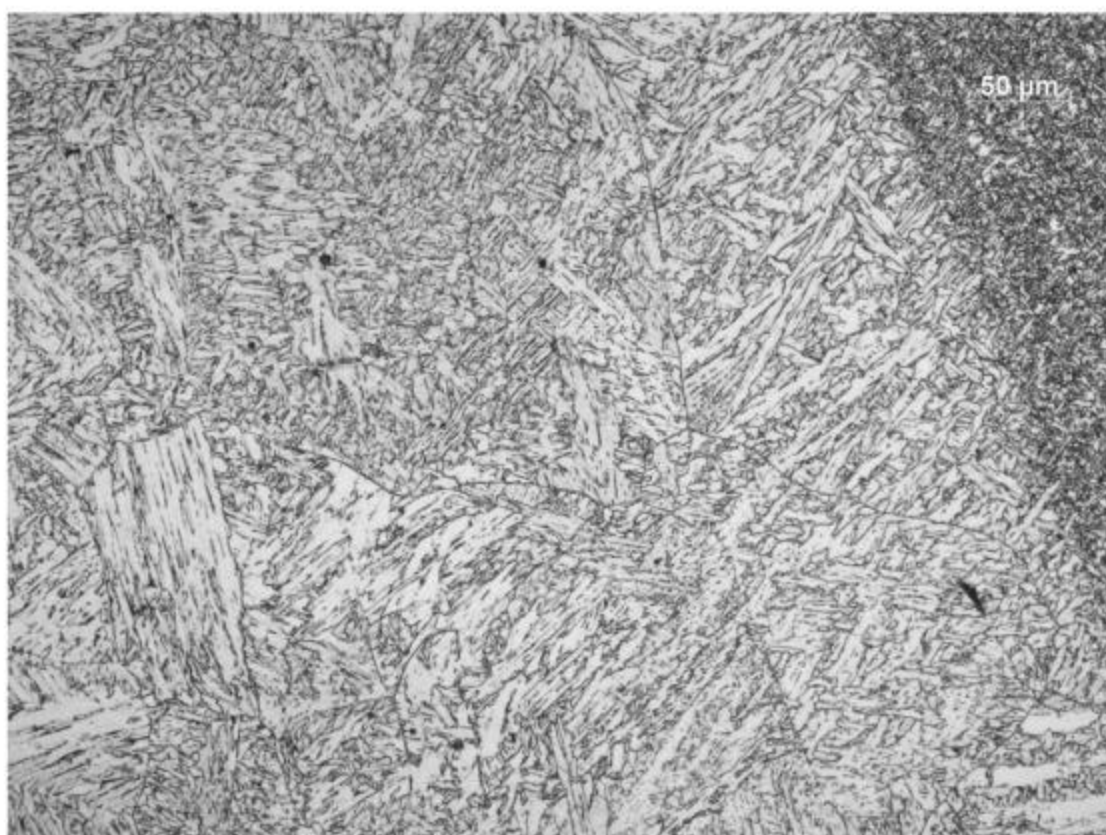
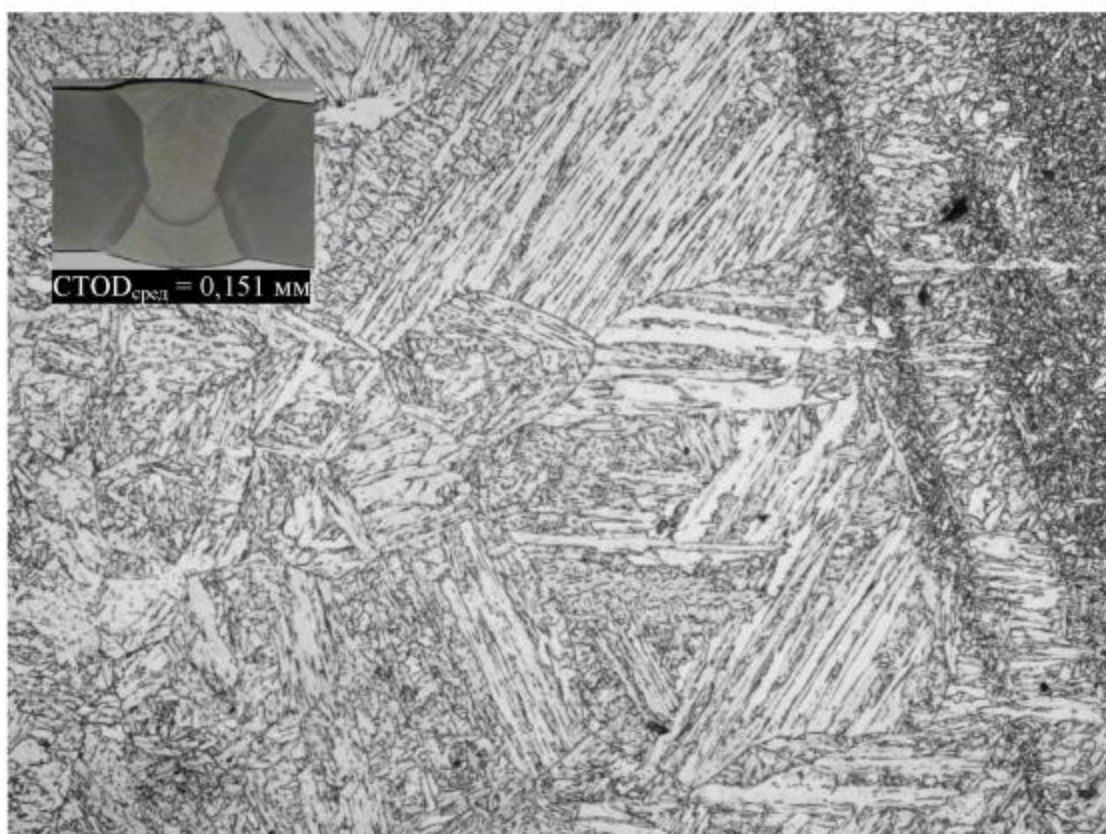


Рисунок 3.34. Микроструктура участка крупного зерна вблизи ЛС стали Б9.  
Увеличение x200 крат.



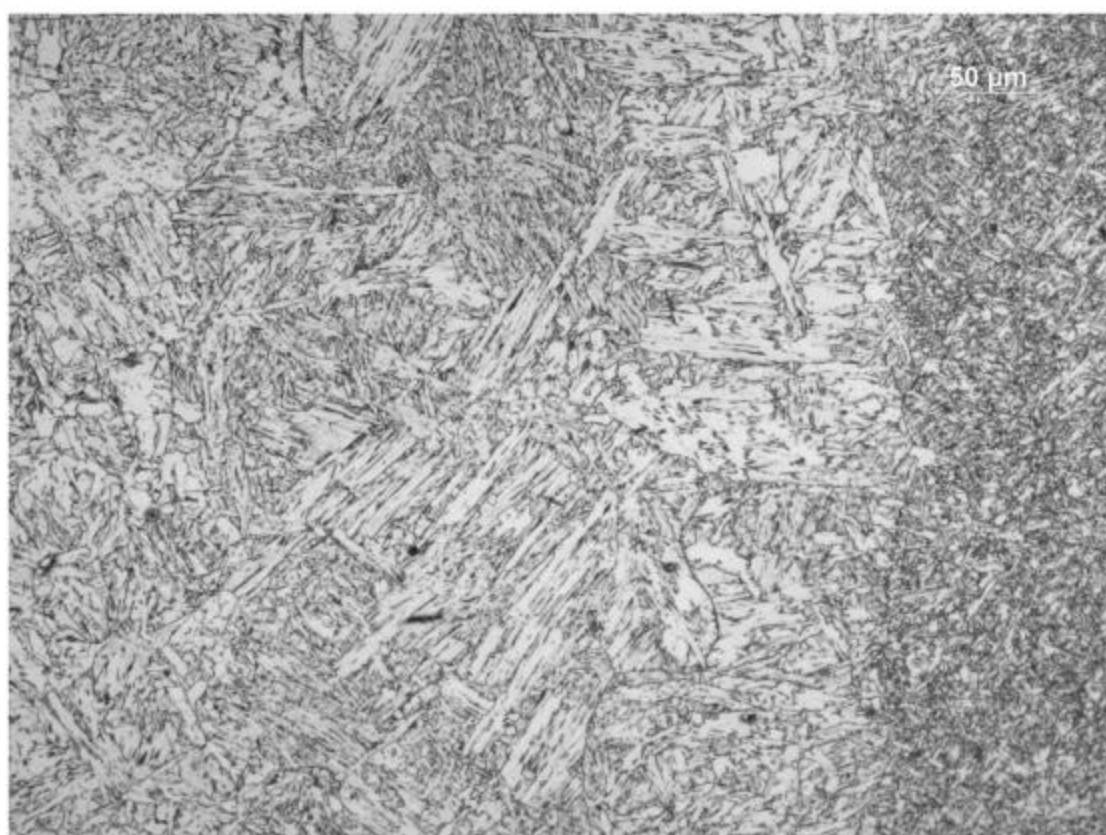
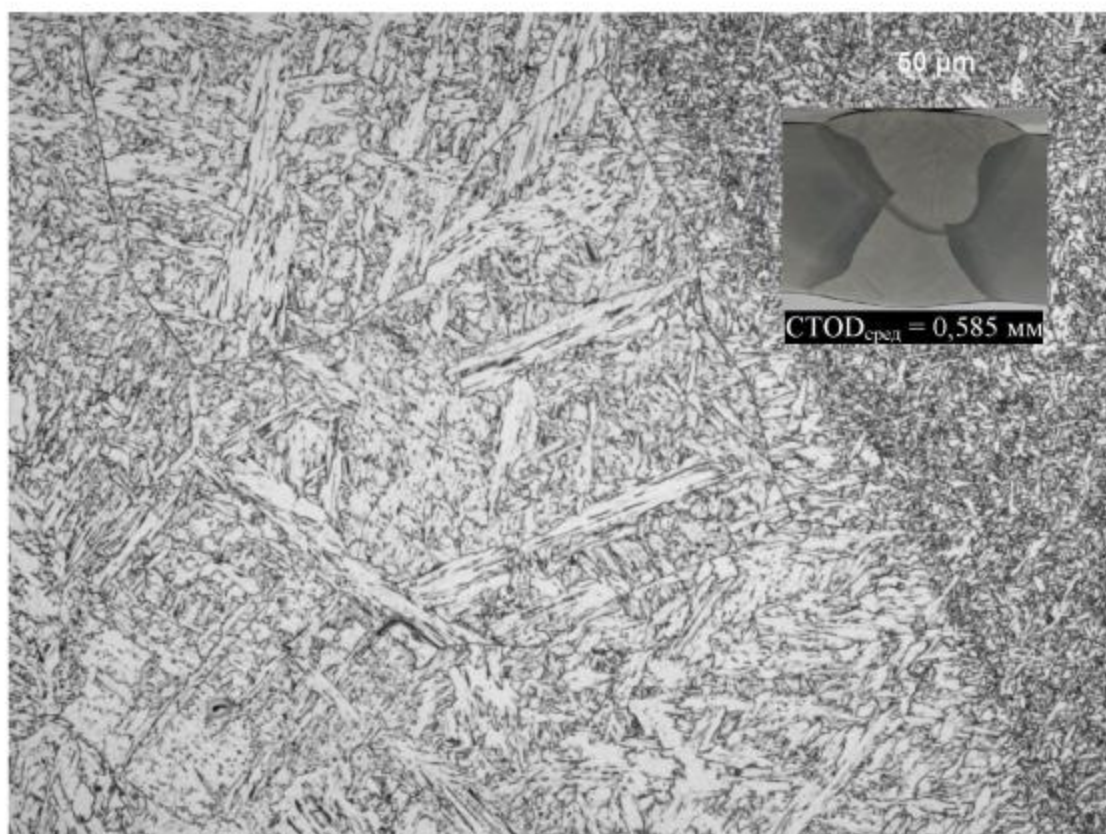


Рисунок 3.35. Микроструктура участка крупного зерна вблизи ЛС сварного соединения стали А3. Увеличение x200 крат.

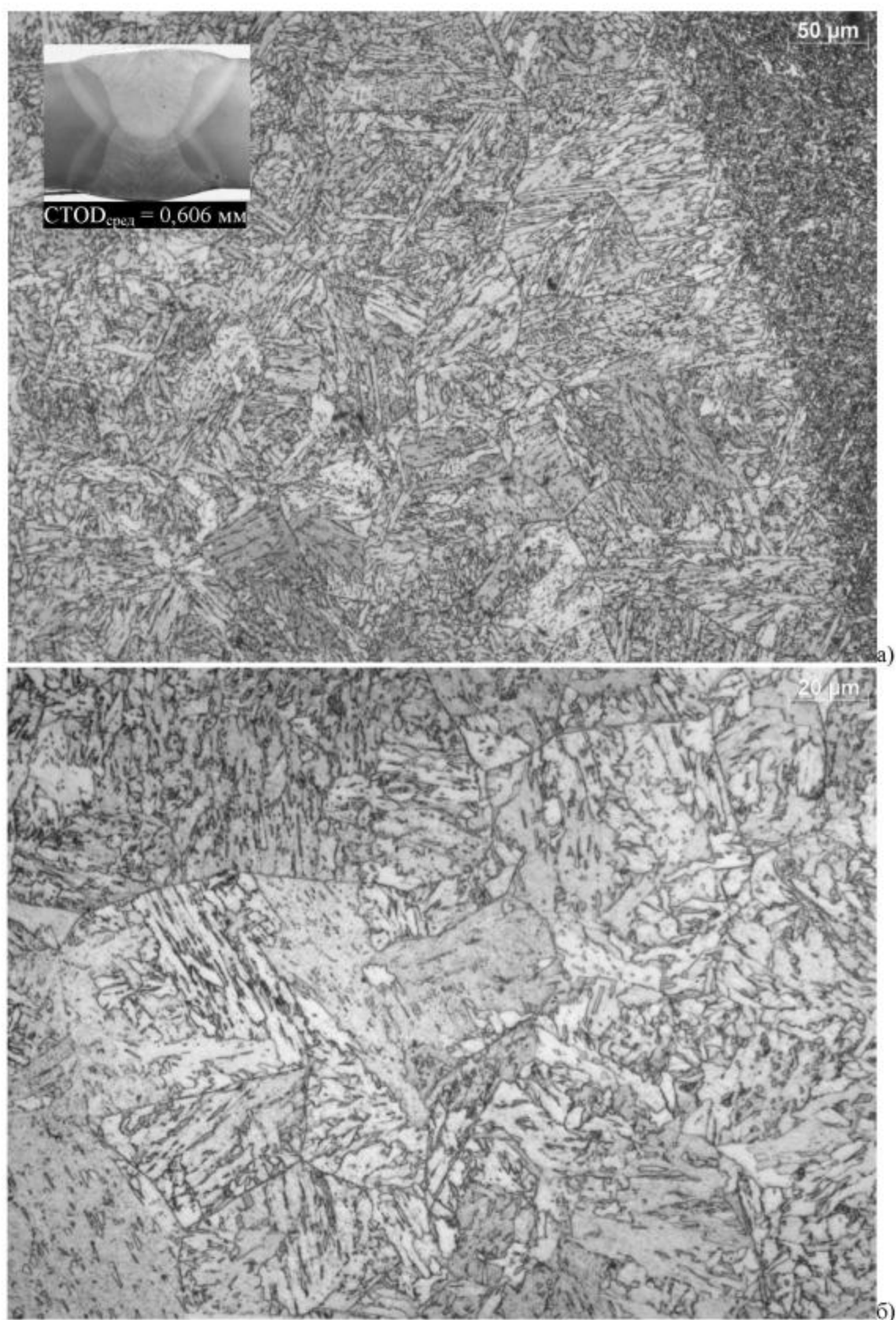


Рисунок 3.36. Микроструктура участка крупного зерна вблизи ЛС стали Б2. а)  $\times 200$ ; б)  $\times 500$ .



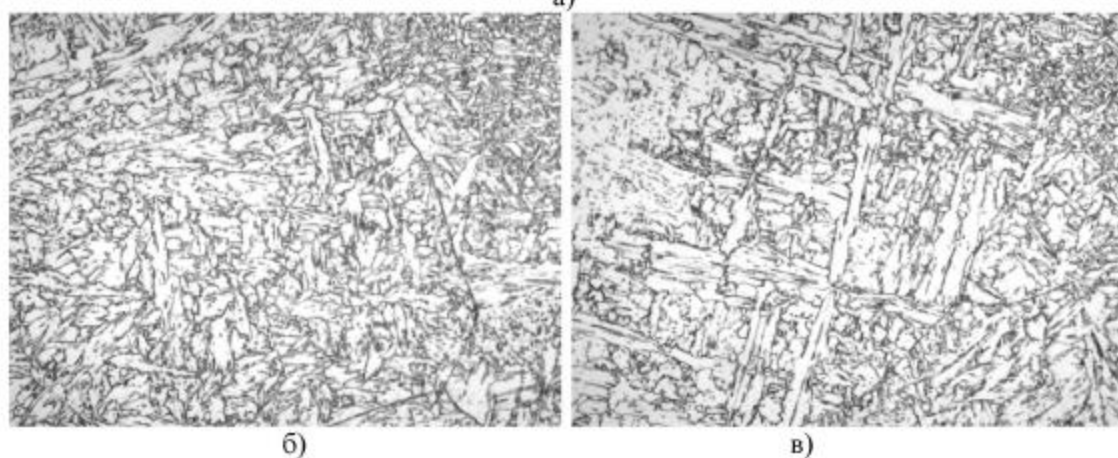
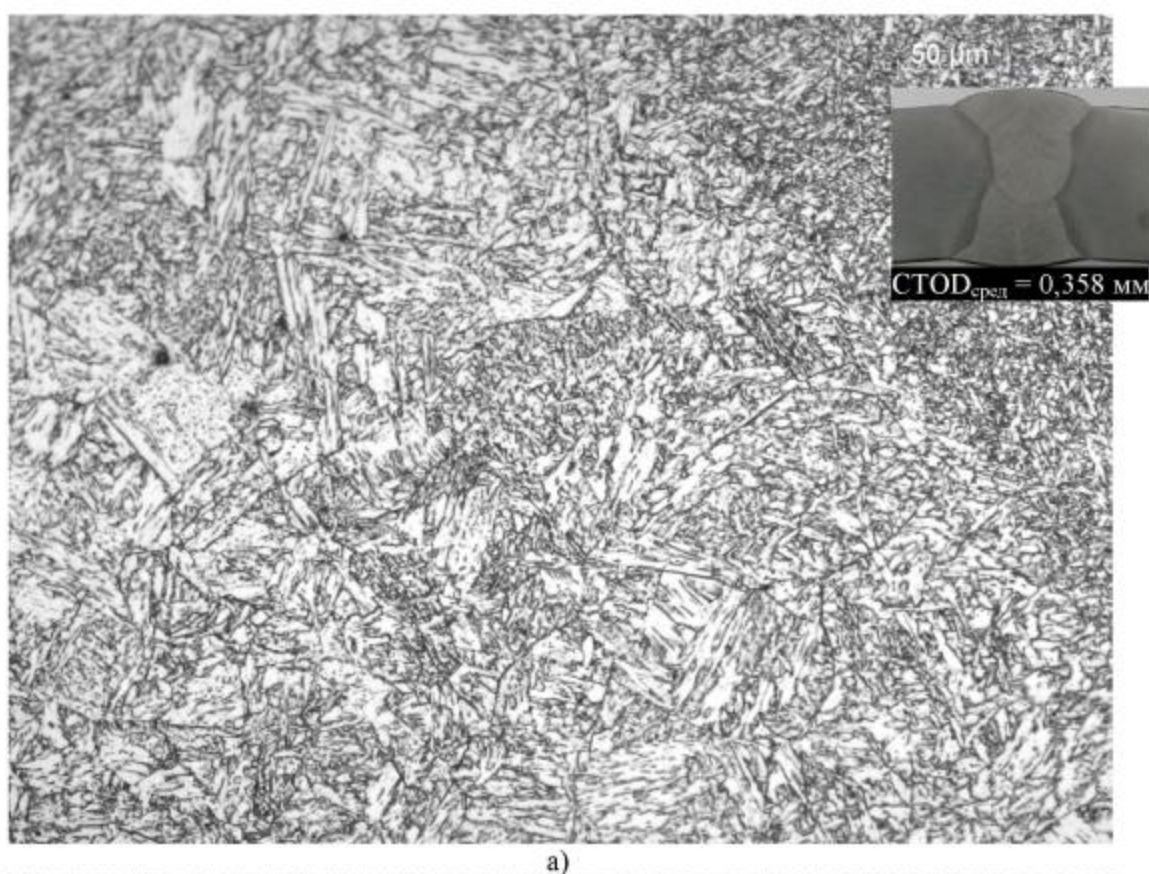


Рисунок 3.37. Микроструктура участка крупного зерна вблизи ЛС сварного соединения трубы Б4: а)  $\times 200$ ; б), в)  $\times 500$ .

С точки зрения химического состава наилучшую трещиностойкость показали стали с малым содержанием Nb, V и Si и высоким содержанием Ni, Cu, Cr. Также высокий уровень трещиностойкости имеет сталь Б4 с самым высоким содержанием Nb, V. Стали со средним содержанием Nb и V имеют неудовлетворительную трещиностойкость. По-видимому, это может быть связано с тем, что при среднем содержании Nb и V в ЗТВ количество частиц Nb и V оптимальное для образования бейнитной  $\alpha$ -фазы в количестве, обеспечивающем ее достаточный рост. При этом при среднем содержании Nb и V скорость диффузии углерода еще недостаточно замедленна, вследствие чего образуется грубый ИБ. При высоком содержании Nb и V аустенитное зерно имеет малый размер и количество центров зарождения настолько велико, что субзерна бейнитной  $\alpha$ -фазы не успевают вырасти. Скорость диффузии углерода достаточно замедленна и высокоуглеродистая составляющая выделяется в виде тонких прослоек по границе бейнитной  $\alpha$ -фазы. При низком содержании Nb и V, поскольку количество центров зарождения субзерен относительно невелико, превращение сдвигается в сторону более низких температур. В структуре ЗТВ преобладают продукты низкотемпературного распада аустенита.

Повышение содержания Nb и V способствует уменьшению размеров зерна аустенита на участке крупного зерна вблизи ЛС. Однако, как показали проведенные эксперименты, размер зерна аустенита оказывает второстепенное влияние на трещиностойкость участка крупного зерна вблизи ЛС. Определяющую роль играет внутризеренная структура. Тем не менее, при формировании схожей микроструктуры сталь с меньшим размером исходного зерна аустенита будет иметь более высокую трещиностойкость.

Учитывая вышеизложенное, роль Nb при проведении ТМСП, а также принимая во внимание экономический аспект, оптимальным содержанием Nb в сталях К65 может считаться уровень до 0,040%. Как показывают представленные экспериментальные данные при таком уровне содержания Nb в легировании V нет необходимости. Содержание Si также следует снижать, поскольку он является ферритообразующим элементом.

Положительное влияние на свариваемость оказывает повышенное содержание Ni, как и Cu, Cr, которые позволяют повысить устойчивость переохлажденного аустенита и способствуют образованию продуктов его низкотемпературного превращения. Сталь Б2, имеющая значение углеродного эквивалента 0,50 (требование  $C_{экв} < 0,43$ ), обусловленное высоким содержанием Ni, Cu и Cr, обладает самой высокой трещиностойкостью.

Интересно, что стали с удовлетворительной свариваемостью имеют экономную схему легирования (стали А3, Б7, Б9). Это обусловлено разумным выбором химического состава основного металла труб. Рекомендации к химическому составу основного металла труб К60, К65, разработанные автором на основании приведенных исследований, приведены в таблице 3.7.

Таблица 3.7. Рекомендации к химическому составу труб К60, К65 для обеспечения удовлетворительной свариваемости

Массовая доля, %								
C	Si	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	V	Nb
<b>сталь К60</b>								
0,05-0,08	0,10-0,25	1,60-1,80	0,10-0,20	0,10-0,25	0,15-0,25	> 0,10	0,01	0,010-0,025
<b>сталь К65</b>								
0,04-0,06	0,10-0,25	1,70-1,90	0,10-0,20	0,20-0,30	0,15-0,30	> 0,10	0,01	0,020-0,040

### 3.2.3 Механизм распространения трещины на участке крупного зерна вблизи линии сплавления

Как было указано выше разрушение в области крупного зерна ЗТВ происходит по хрупкому механизму. Металлографические исследования показали что, трещина не чувствительна к границам исходного аустенитного зерна, несмотря на крупный размер зерна. Большинство вторичных трещин проходит по телу пакета, чаще всего под углом, а иногда перпендикулярно рейкам игольчатого или реечного бейнита (рисунок 3.38). В зернах со структурой ГБ трещина пробегает между отдельными островками МА-составляющей (рисунок 3.39).

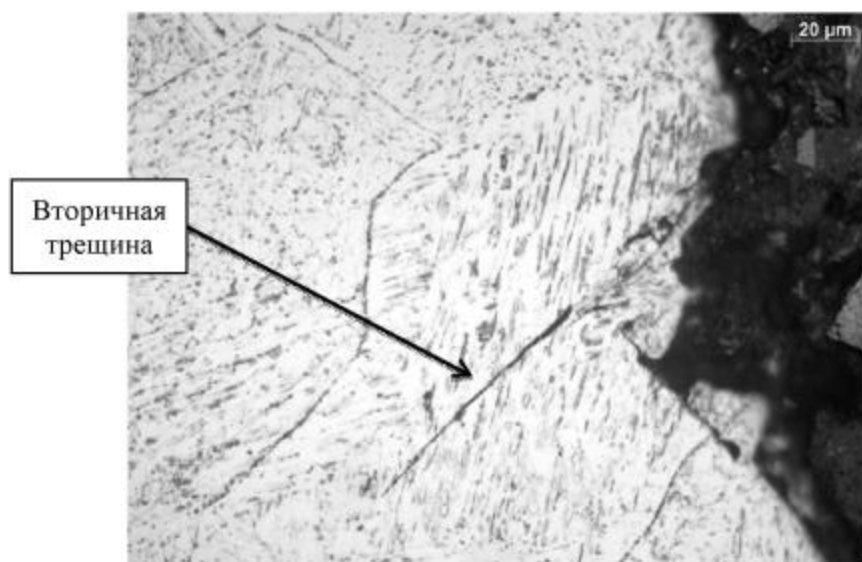


Рисунок 3.38. Вторичная трещина, распространяющаяся под углом к рейкам бейнитной  $\alpha$ -фазы

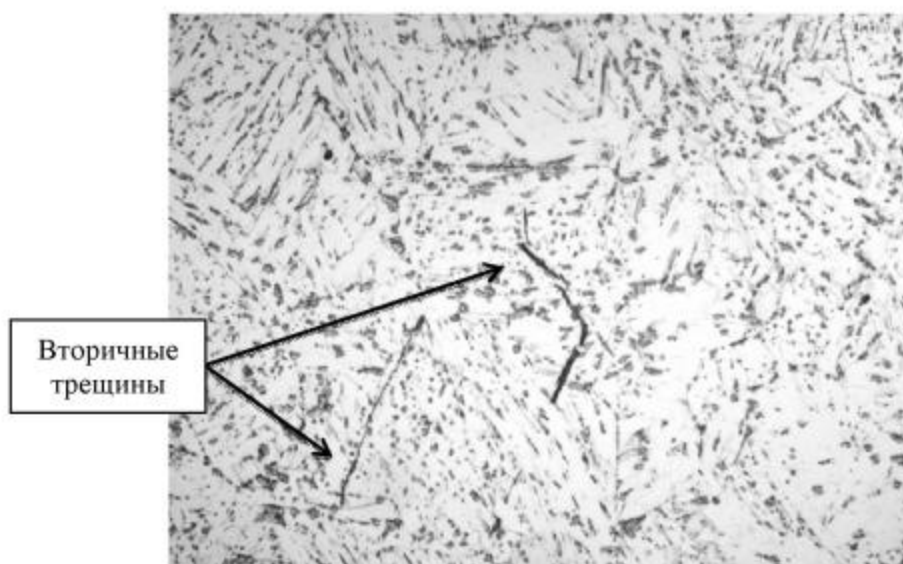


Рисунок 3.39. Вторичная трещина, пробегающая между островками МА-составляющей.



Высокое сопротивление хрупкому разрушению речного и мелкодисперсного ИБ можно объяснить особенностями распределения напряжений в данных структурах. Очевидно концентратором напряжений является граница твердой (МА-составляющая) и мягкой фазы (бейнитная  $\alpha$ -фаза). В структурах, имеющих продолговатые тонкие прослойки МА-составляющей, места наибольшего напряжения расположены на ломанной линии. Хрупкой трещине энергетически выгоднее разрушить высокоуглеродистую фазу, чем изменить траекторию движения и обойти прослойку МА-составляющей. Таким образом, тонкие прослойки МА-составляющей играют роль своеобразных «препятствий» на пути распространения хрупкой трещины. В структуре ГБ островки МА-составляющей имеют форму близкую к равноосной и расположены произвольным образом, в результате чего становится возможным относительно прямолинейное распространение хрупкой трещины без преодоления «препятствий». Поля напряжений от соседних островков сливаются, формируя благоприятную картину напряженного состояния для распространения хрупкой трещины.

### **Выводы по третьей главе**

1. Современный уровень требований к механическим свойствам трубных сталей К60, К65 возможно обеспечить при формировании микроструктур следующих типов: феррито-бейнитная, феррито-бейнитная с ферритными прослойками и феррито-бейнитная с дисперсионным распределением МА-составляющей. В сталях с феррито-бейнитным типом микроструктуры (Б2, Б3, Б5, Б6, Б7, Б8), изготовленных по «классической» технологии ТМСП, наблюдается малое количество феррита. Основной структурной составляющей является бейнитная  $\alpha$ -фаза, состоящая из игольчатого и небольшого количества ГБ. Также в микроструктуре присутствуют «вторые» фазы в виде МА-составляющей и вырожденного перлита. Феррито-бейнитные стали с прослойками феррита (Б4, Б9), характеризуются большим количеством квазиполигонального феррита в микроструктуре (до 50%). Необходимый уровень прочности данных сталей достигается посредством образования более мелкодисперсного бейнитной  $\alpha$ -фазы.

2. Для всех исследованных сталей характерно наличие вытянутости структурных составляющих в направлении прокатки. Исключением является сталь Б1 изготовленная по технологии НТР. В микроструктуре стали Б1 структурные составляющие довольно равноосные и имеют несколько больший размер. При этом основной структурной составляющей в данной стали является квазиполигональный феррит.

3. В стали с феррито-бейнитной микроструктурой с дисперсионным распределением МА-составляющей (А3), изготовленной по технологии ТМСП с применением операции дополнительной термообработки, наблюдается наиболее ярко выраженная неоднородность микроструктуры по толщине. Микроструктура внутренних слоев представляет собой смесь феррито-бейнитной  $\alpha$ -фазы и значительного равномерно распределенного количества МА-составляющей, также встречается вырожденный перлит. Микроструктура внешних слоев состоит из  $\alpha$ -фазы полигональной и речной морфологии с точечными выделениями карбидных фаз. Следует отметить, что градиент микроструктур по толщине стенки трубы в той или иной мере присутствует абсолютно во всех исследованных трубных сталях. Для внутреннего слоя характерно наличие большого количества высокоуглеродистых структурных составляющих, что обусловлено относительно более низкой скоростью его

охлаждения и, как следствие, большим развитием диффузионных процессов. Во внешних слоях наблюдаются более мелкодисперсные структурные составляющие.

4. Низкое сопротивление протяженному вязкому разрушению (повышенная склонность к образованию расщеплений) феррито-бейнитных сталей Б3, Б5, Б6 связано с наличием в их микроструктуре повышенного содержания вырожденного перлита и МА-составляющей, имеющих форму вытянутую в направлении прокатки. Вырожденный перлит и МА-составляющая образуют характерные «полосы» длиной до 100 мкм по границам исходного зерна аустенита, которые являются местами образования расщеплений.

5. Максимальные прочностные свойства ( $\sigma_t$ ,  $\sigma_B$ ) и ударную вязкость имеют стали с феррито-бейнитным типом микроструктуры (Б2, Б3, Б5, Б6, Б7, Б8). Механические свойства феррито-бейнитных сталей с ферритными прослойками (Б4, Б9) зависят от соотношения, расположения, размеров и свойств феррита и бейнитной  $\alpha$ -фазы. Сталь Б9 с большим количеством полигонального феррита и более дисперсной бейнитной  $\alpha$ -фазой имеет комплекс механических свойств близкий к сталям с феррито-бейнитным типом микроструктуры. Феррито-бейнитная сталь с ферритными прослойками Б4, а также феррито-бейнитная сталь с дисперсионным распределением МА-составляющей (А3) имеют высокую интенсивность деформационного упрочнения при малых степенях деформации (на диаграммах растяжения отсутствует площадка текучести) и низкое отношение  $\sigma_t/\sigma_B$ .

6. Для всех исследуемых сталей КП характерно наличие анизотропии механических свойств в продольном и поперечном направлениях. Предел текучести и временное сопротивление в поперечном направлении всегда выше, чем в продольном, а относительное удлинение, наоборот, выше в продольном направлении.

7. Самым «ослабленным» местом по периметру трубы является участок крупного зерна вблизи ЛС. Хрупкое разрушение распространяется либо на расстоянии 2-4 зерен аустенита от ЛС, либо непосредственно по ней.

8. Корреляционный анализ показал наличие существенной связи между содержанием карбидообразующих элементов (Nb, V, Ti), погонной энергией сварки и размером аустенитного зерна (коэффициент множественной корреляции равен 0,87). Методами регрессионного анализа установлен вид уравнения регрессии и его коэффициенты для исследуемых сталей, а именно  $P = 45,45q^{0,5}X^{0,976}$ .

9. Уровень трещиностойкости участка крупного зерна вблизи ЛС зависит от типа и параметров внутризеренной микроструктуры. Размер исходного аустенитного зерна является второстепенным фактором. Наиболее предпочтительными типами микроструктур для участка крупного зерна вблизи ЛС, позволяющими обеспечить высокий уровень CTOD, являются: мелкодисперсный игольчатый бейнит, видманштеттов феррит и реечный бейнит. Низкие значения CTOD наблюдаются при образовании на участке крупного зерна вблизи ЛС грубого игольчатого и глобулярного бейнита.

10. Благоприятные типы микроструктур на участке крупного зерна ЗТВ формируются при малом (менее 0,04%) суммарном содержании Nb и V, а также при повышенном содержании в Ni, Cu, Cr в основном металле труб. На основании проведенных исследований разработаны требования к химическому составу труб К60, К65, позволяющие обеспечить заданный уровень прочностных и вязких свойств основного металла труб и его удовлетворительную свариваемость.

## **Глава 4. Особенности разрушения сварных труб большого диаметра К60, К65**

В настоящей главе описаны результаты полигонных пневматических и гидравлических испытаний труб. На основании полигонных пневматических испытаний плетей труб установлены закономерности распространения протяженного вязкого разрушения в трубах К65. По результатам гидравлических испытаний труб К60 с продольным искусственным дефектом определено влияние локальной хрупкости сварных соединений (хрупкой зоны крупного зерна вблизи ЛС) на конструктивную прочность труб.

### **4.1 Закономерности распространения протяженного вязкого разрушения в трубах**

Опасность распространения протяженного вязкого разрушения в магистральном газопроводе (МГ), возникла сравнительно недавно, вследствие одновременного изменения его основных параметров: повышения рабочего давления, ужесточения условий эксплуатации и использования при строительстве труб нового класса прочности К65. Несмотря на то, что современные металлургические и трубные технологии позволяют получить трубы соответствующие по прочностным и пластическим свойствам классу прочности К65, способность этих труб останавливать вязкое разрушение требует экспериментального подтверждения. Понимание особенностей и закономерностей распространения вязкой трещины в трубе является первым шагом к решению задачи по предупреждению распространения протяженного разрушения в современном МГ.

#### **4.1.1 Деформации, возникающие при распространении вязкого протяженного разрушения**

Вязкий вид разрушения характеризуется наличием зоны пластических деформаций, которая сопровождает распространение трещины. Параметры зоны пластической деформации контролируют процесс вязкого разрушения [91]. Работа, совершенная в этой зоне в десятки раз превышает энергию образования новой поверхности.

Результаты полигонных пневматических испытаний труб класса прочности К65 проведенных ОАО «Газпром» на полигоне, расположенном вблизи г. Копейска Челябинской области, экспериментально подтвердили, что локальное и протяженное вязкое разрушение сопровождается существенными пластическими деформациями (рисунок 4.1). При этом степень пластической деформации стенок труб оказывает решающее влияние на протяженность разрушения. Чем больший объем металла подвержен пластической деформации вблизи распространяющейся трещины и выше интенсивность деформации, тем короче протяженность разрушения [92].

Для количественной оценки степени пластической деформации стенок труб при распространении вязкого разрушения проводили измерение геометрических параметров участков труб, прилегающих к поверхности разрушения. Для измерения уровня пластической деформации по толщине стенки трубы от разрушенных труб отбирались темплеты вдоль траектории распространения трещины (рисунок 4.1). Выполненные измерения показали, что при утонении по кромке трещины порядка 30 % разрушение останавливается в пределах одной трубы, в то время как при деформации 20-25% и менее вязкая трещина распространяется более трех труб. Графики изменения степени пластической



деформации по толщине стенки трубы в случае локального (стали Б7, Б8) и протяженного (стали Б5, Б6) разрушения приведены на рисунке 4.2.



Рисунок 4.1. Пластическая деформация кромок труб при вязком разрушении [93].

Наблюдается соответствие степени пластической деформации и внешнего вида излома труб. При больших степенях пластической деформации поверхность разрушения имеет вид характерный для разрушения сдвигом. Поверхность разрушения расположена под углом близким к  $45^\circ$  относительно поверхности трубы (косой излом, рисунок 4.3, а). В середине толщины стенки трубы наблюдается незначительный участок занимаемый расщеплениями. При уменьшении степени пластической деформации расщепления занимают большую площадь излома. Излом слоистый. Профиль излома приобретает вид характерный для разрушения отрывом (прямой излом, рисунок 4.3, б). Наличие расщеплений

приводит к локализации пластической деформации посредством образования множественной шейки, тем самым, уменьшая объем пластически деформированного металла. На рисунке 4.3 приведены характерные изображения профиля поверхности разрушения труб выдержавших и не выдержавших испытание на остановку вязкого разрушения.

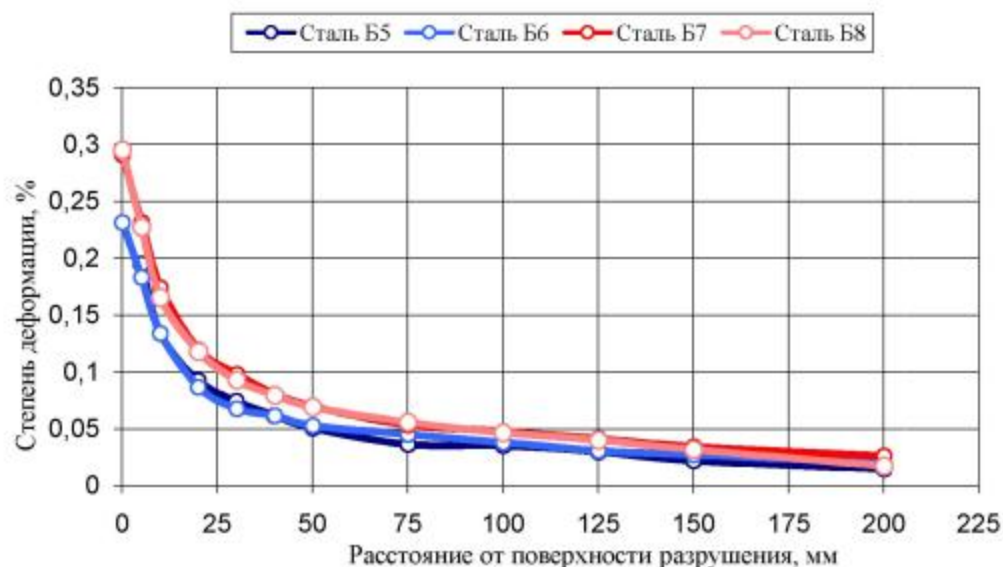


Рисунок 4.2. Изменение степени деформации по толщине стенки трубы.



Рисунок 4.3. Излом труб выдержавших (а) и не выдержавших (б) полигонное испытание [40]

При проведении измерений разрушенных труб следует иметь в виду, что образование гофр приводит к неравномерному распределению пластических деформаций по длине разрушения. Гофры образуются вследствие компенсации пластических деформаций в осевом направлении. Максимальный период и амплитуда гофр наблюдаются в месте перехода трещины из трубы-инициатора разрушения в испытываемые трубы (рисунок 4.1, 4.5). На этом участке осевая деформация может составлять порядка 35% (база измерения 500 мм). При распространении трещины в установившихся «стабильных» условиях осевая пластическая деформация составляет порядка 5 %.



Изменение деформации по толщине стенки трубы по траектории распространения разрушения приведено на рисунок 4.4. Максимальная степень деформаций наблюдается на расстоянии 3-3,5 метров от условного центра плети\*, в месте перехода трещины из трубы-инициатора разрушения в испытуемые трубы. Далее вязкая трещина распространяется с практически постоянной степенью пластической деформации по толщине стенки трубы (рисунки 4.4, 4.5). Максимальный уровень деформации по толщине стенки трубы в месте перехода трещины из трубы-инициатора разрушения на испытуемые трубы, обусловлен наличием на данном участке разрушения максимальной осевой деформации. При этом происходит резкое увеличение величины раскрытия берегов трещины (рисунки 4.4, 4.5). Следует отметить, что максимальное раскрытие берегов трещины в испытуемых трубах наблюдается в месте остановки разрушения (рисунок 4.5).

Измерение деформации вблизи поверхности разрушения также имеет ряд особенностей. При распространении вязкой трещины наблюдается три характерных профиля разрушения, представленных на рисунке 4.6. При этом на протяжении порядка 90% длины разрушения профиль излома трубы имеет вид, проиллюстрированный на рисунке 4.6, а. При данном профиле разрушения затруднительно определить максимальную степень деформации по толщине стенки трубы, поскольку на нем представлена только часть асимметричной шейки, образовавшейся при разрушении (рисунок 4.7). Фактическое утонение в шейке можно измерить, только имея ответную часть темплета. Разница между деформациями, измеренными в шейке (рисунок 4.6, а) и по кромке разрушения (рисунок 4.6, б) может достигать 15% (это относительная погрешность).

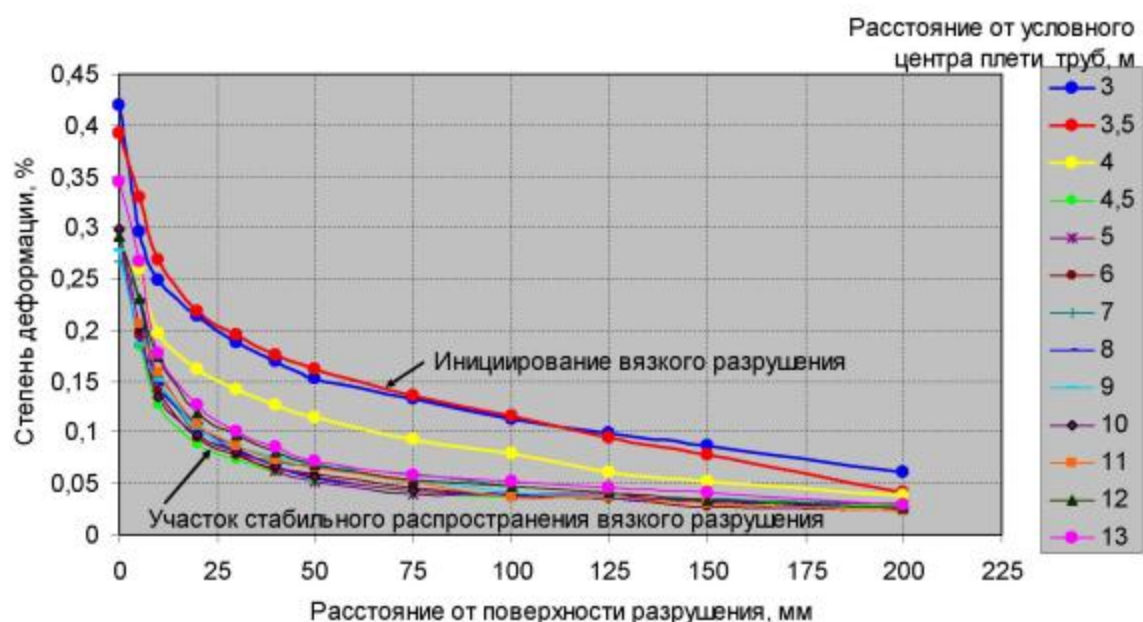


Рисунок 4.4. Изменение деформации в направлении толщины стенки трубы по длине разрушения трубы Б8.

\* условный центр плети расположен по центру пятиметровой трубы-инициатора разрушения.





Рисунок 4.5. Изменение раскрытия берегов трещины по длине разрушения.

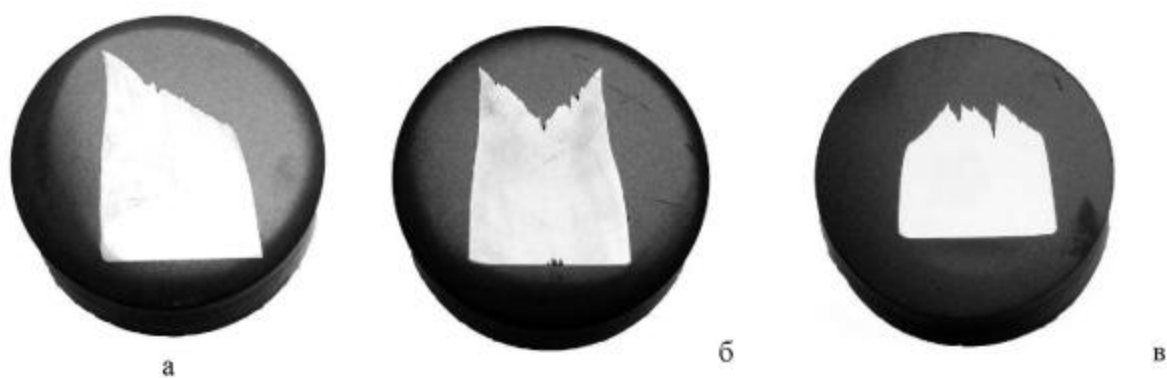


Рисунок 4.6. Профиль разрушения стенки трубы.

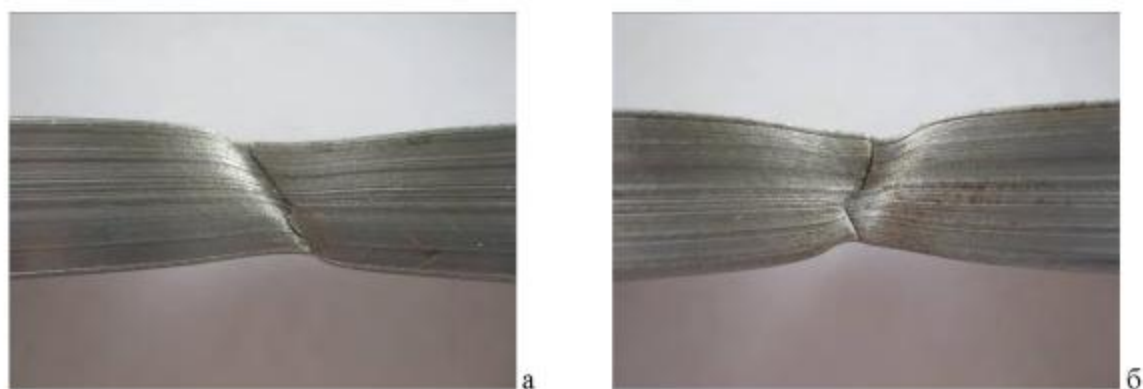


Рисунок 4.7. Образование не симметричной шейки при вязком разрушении труб класса прочности K65.

#### 4.1.2 Энергоемкость распространения трещины

Под энергоемкостью разрушения следует понимать количество работы, которое необходимо затратить на деформирование металла до формы, которую он приобретает в результате разрушения. Расчет энергоемкости разрушения проводили, основываясь на кривой деформационного упрочнения основного металла трубы и измерениях зоны пластических деформаций по траектории разрушения. При расчете энергоемкости принимали следующие допущения и гипотезы:

1. Условие постоянства объема.
2. Разрушение происходит в условиях плоскодеформированного состояния. Для упрощения расчетов можно принять  $\varepsilon_2=0$ , поскольку деформация металла вдоль оси трубы незначительна. Измерения деформации, выполненные после пневматических натурных испытаний, показали, что данное упрощение вполне допустимо. Относительная деформация вдоль оси трубы составляет порядка 5%.
3. Гипотеза единой кривой, заключающаяся в следующем: зависимость эквивалентного напряжения от эквивалентной деформации одна и та же для всех напряженных состояний. Данная гипотеза впервые была сформулирована инженером-механиком П. Людвигом [94].

Энергоемкость разрушения определялась по формуле:

$$E = \int_0^{l_k} A_{yo}(l) \cdot S(l) dl, [\text{Дж}] \quad (4.1)$$

где:  $A_{yo}(l)$  – изменение удельной работы по ширине зоны пластической деформации на единицу длины разрушения,  $[\text{Дж}/\text{мм}^3]$ ;

$S(l)$  – изменение площади поперечного сечения по ширине зоны пластической деформации,  $[\text{мм}^2]$ .

Для определения энергоемкости разрушения по траектории распространения трещины были вырезаны темплеты, из которых изготовлены образцы длиной порядка 400 мм (в поперечном направлении) и шириной порядка 50 мм. На образцах измерялась толщина стенки трубы после разрушения (рисунок 4.8).

В результате измерений определялась ширина зоны пластических деформаций и истинная (логарифмическая) деформация в очаге разрушения (по длине темплета). Характер распределение истинных деформаций в зоне пластической деформации показан на рисунке 4.8. Принципиальная схема

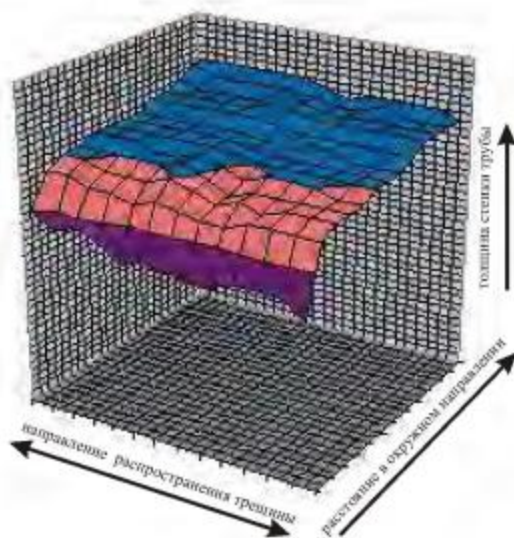


Рисунок 4.8. Пример измерения темплета вдоль траектории распространения трещины [95].

определения энергоемкости показана на рисунке 4.9.

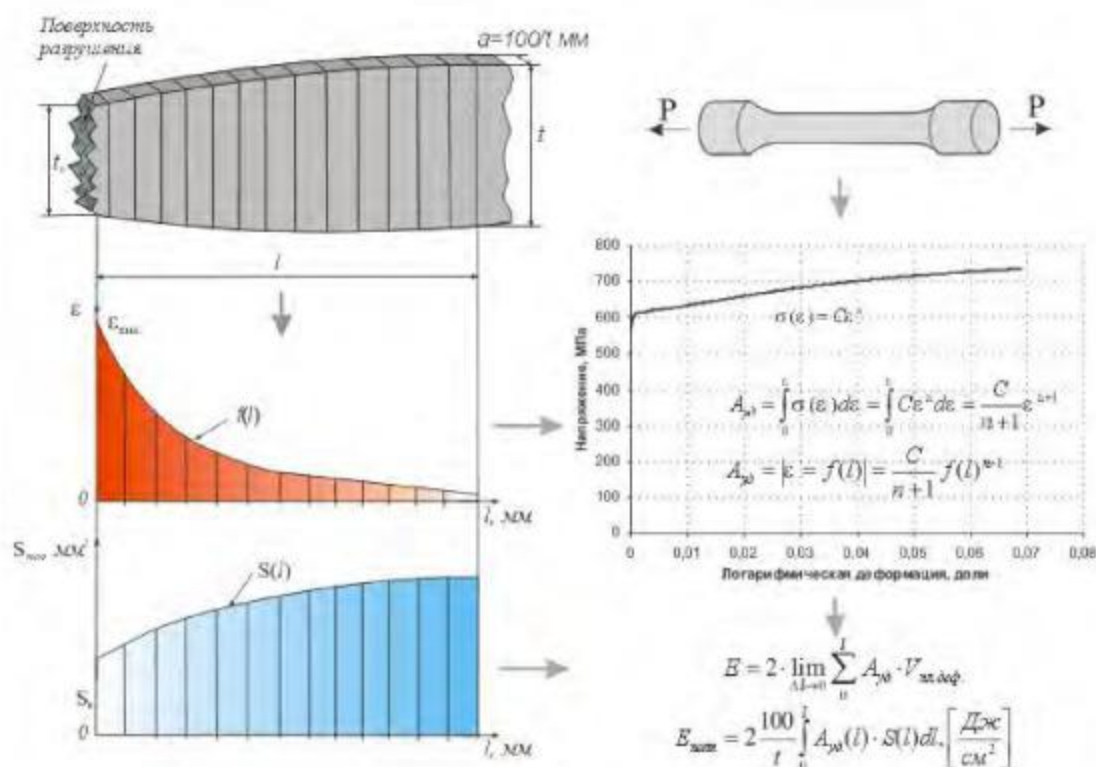


Рисунок 4.9. Схема определения энергоемкости разрушения.

По результатам выполненных измерений выполняли построение двух графиков в координатах: график изменения истинной деформации ( $\varepsilon_l$ ) по длине очага разрушения ( $l$ ) и график изменения площади поперечного сечения стенки трубы ( $S_{\text{тек}}$ ) по длине очага разрушения ( $l$ ) (рисунок 4.10). График « $\varepsilon_l - l$ » описывается функцией вида  $\varepsilon_l = f(l) = \alpha \cdot \exp\left(-\frac{l}{\beta}\right)$ , а график « $S_{\text{тек}} - l$ » функцией  $S_{\text{тек}} = S(l) = S_0 - D \cdot \exp\left(-\frac{l}{k}\right)$ .

Далее, для вычисления энергоемкости разрушения, производили построение кривой деформационного упрочнения основного металла труб. Данная кривая показывает зависимость удельной работы (Дж/мм<sup>3</sup>), затрачиваемой на деформирование металла от степени деформации. Кривую деформационного упрочнения основного металла труб строили по результатам испытаний образцов на растяжение, в координатах истинная деформация  $\varepsilon_l$  – по оси абсцисс; истинное напряжение  $\sigma_{\text{н}} = P/S_{\text{тек}}$  – по оси ординат и описывали степенной функцией вида:

$$\sigma(\varepsilon) = A + B(\varepsilon_l)^n, \quad (4.2)$$

где:  $A, B, n$  – коэффициенты, определяемые при построении кривой деформационного упрочнения основного металла труб.

На рисунке 4.10 показан типичный вид кривой деформационного упрочнения сталей К60, К65.



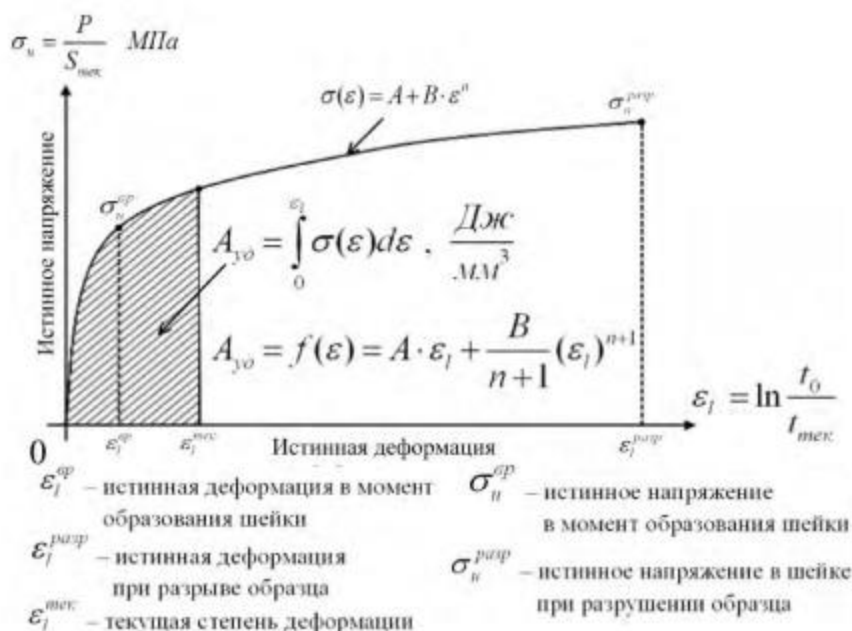


Рисунок 4.10. Типичный вид кривой деформационного упрочнения сталей К60, К65.

Удельная работа (Дж/мм<sup>3</sup>) затрачиваемая на деформирование металла из начального в конечное состояние, определяется как площадь под кривой деформационного упрочнения при заданной степени деформации (рисунок 4.10). Таким образом, зависимость  $A_{\text{уд}}$  от степени деформации определится выражением:

$$A_{\text{уд}} = \int_0^{\varepsilon} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon = \int_0^{\varepsilon} (A + B(\varepsilon_l)^n) d\varepsilon = A \cdot \varepsilon_l + \frac{B}{n+1} (\varepsilon_l)^{n+1} \left[ \frac{\text{Дж}}{\text{мм}^3} \right]. \quad (4.3)$$

Зная распределение истинной деформации по длине темплета можно определить удельную работу в любом сечении темплета. Для этого в выражении (4.3) сделаем замену переменной  $\varepsilon_l$  на  $f(\ell) = \alpha \cdot \exp\left(-\frac{\ell}{\beta}\right)$ . Тогда после интегрирования получим:

$$A_{\text{уд}} = A \cdot \left( \alpha \cdot \exp\left(-\frac{\ell}{\beta}\right) \right) + \frac{B}{n+1} \left( \alpha \cdot \exp\left(-\frac{\ell}{\beta}\right) \right)^{n+1} \left[ \frac{\text{Дж}}{\text{мм}^3} \right]. \quad (4.4)$$

На рисунке 4.11 в качестве примера приведен график распределения удельной работы в очаге разрушения (по длине темплета) в трубе Б5 на расстоянии 3,5 м от условного центра плети.

Работа в поперечном сечении темплета равна произведению удельной работы по длине темплета на площадь его поперечного сечения. Таким образом, получаем:

$$A_{\text{уд}} \cdot S_{\text{тек}} = \sigma(\ell) \cdot S(\ell) = \left[ A \cdot \left( \alpha \cdot \exp\left(-\frac{\ell}{\beta}\right) \right) + \frac{B}{n+1} \left( \alpha \cdot \exp\left(-\frac{\ell}{\beta}\right) \right)^{n+1} \right] \cdot \left[ S_0 - D \cdot \exp\left(-\frac{\ell}{k}\right) \right] \left[ \frac{\text{Дж}}{\text{мм}^3} \right] \quad (4.5)$$

График распределения  $A_{уд} \cdot S_{тек}$  по длине темплета показан на рисунке 4.12. Площадь под графиком « $A_{уд} \cdot S_{тек} - l$ » (рисунок 4.12) собственно и является энергоемкостью разрушения ( $A_{полн}$ , Дж).

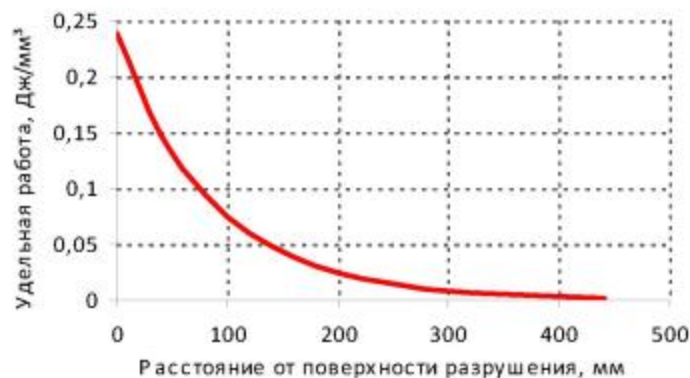


Рисунок 4.11. График распределения удельной работы по длине темплета.

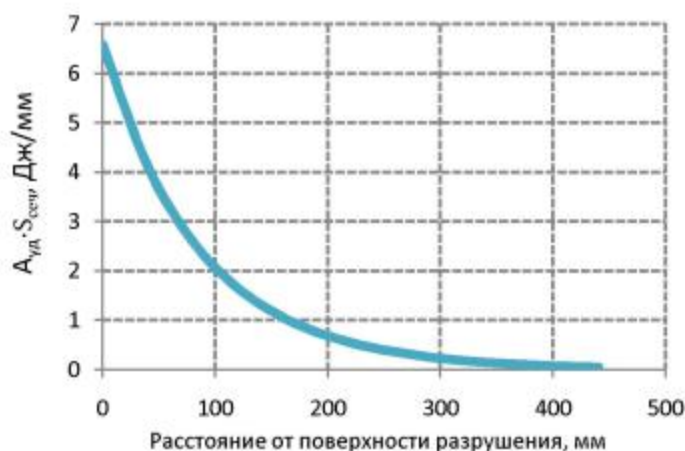


Рисунок 4.12. График распределения  $A_{уд} \cdot S_{тек}$  по длине темплета.

Выражение для определения общей энергоемкости разрушения запишем, учитывая что пластической деформации одновременно подвергаются оба берега трещины, а также отнесем энергоемкость к 1 см<sup>2</sup> поверхности разрушения, тогда получим:

$$E_{полн} = 2 \cdot \frac{100}{t} \int_0^{\ell_z} \sigma(\ell) \cdot S(\ell) d\ell = 2 \cdot \int_0^{\ell_z} \left[ A \cdot \left( \alpha \cdot \exp\left(-\frac{\ell}{\beta}\right) \right) + \frac{B}{n+1} \left( \alpha \cdot \exp\left(-\frac{\ell}{\beta}\right) \right)^{n+1} \right] \times$$

$$\times \left[ S_o - D \cdot \exp\left(-\frac{\ell}{k}\right) \right] d\ell = 2 \cdot \frac{100}{t} A \cdot \alpha \cdot \beta \cdot \left( \frac{D \cdot k}{\beta + k} \cdot \left( \exp\left(-\frac{\ell(\beta+k)}{\beta \cdot k}\right) - 1 \right) - S_o \cdot \left( \exp\left(-\frac{\ell}{\beta}\right) - 1 \right) \right) + \quad (4.6)$$

$$+ 2 \cdot \frac{100}{t} \frac{B \cdot \alpha^{n+1} \cdot \beta}{n+1} \cdot \left( \frac{D \cdot k}{\beta + k(n+1)} \cdot \left( \exp\left(-\frac{\ell(\beta+k(n+1))}{\beta \cdot k}\right) - 1 \right) - \frac{S_o}{n+1} \cdot \left( \exp\left(-\frac{\ell(n+1)}{\beta}\right) - 1 \right) \right), \text{ Дж/см}^2$$

После определения общей энергоемкости разрушения на всех образцах (количество образцов равно количеству вырезанных темплетов), строился график изменения  $E_{полн}$  по длине трещины. Энергоемкость разрушения определяли на расстоянии 200 мм от

поверхности разрушения труб. Данная величина является условной. Она выбрана на основе анализа измерения темплетов, который показал, что на расстоянии более 200 мм от поверхности разрушения толщина стенки труб отличается от начальной толщины стенки незначительно (рисунок 4.11).

Результаты измерения энергоемкость разрушения в трубах Б5, Б6, Б7 и Б8, после проведения полигонного пневматического испытания, показаны на рисунке 4.13. Энергоемкость разрушения труб выдержавших полигонное испытание (Б7, Б8) выше, чем труб его не прошедших (Б5, Б6). Максимальный уровень энергоемкости разрушения наблюдается при переходе трещины с трубы-инициатора разрушения в испытуемые трубы. Как было отмечено выше, это связано с высоким уровнем продольной деформации на данном участке разрушения, который обусловлен «распрямлением» практически в лист трубы инициатора-разрушения (рисунок 4.5).

Полигонные пневматические испытания показали, что с увеличением энергоемкости разрушения длина разрушения труб уменьшается. Для остановки вязкой протяженной трещины в пределах трех труб энергоемкость разрушения на стадии стабильного вязкого распространения разрушения должна быть выше  $1400 \text{ Дж/см}^2$ .

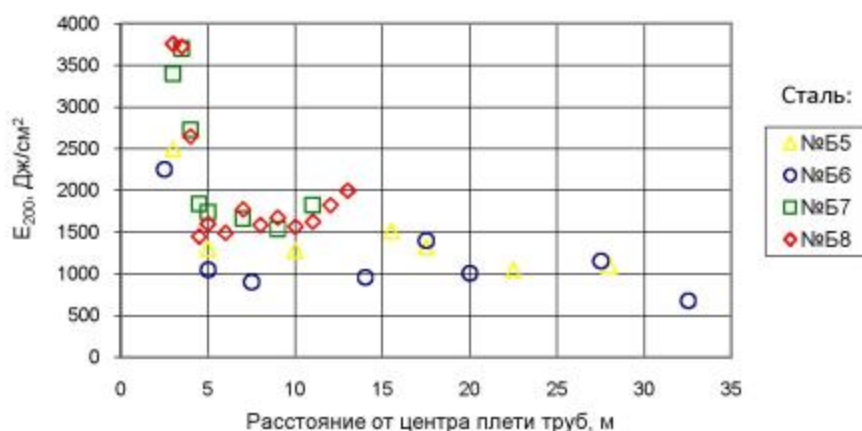


Рисунок 4.13. Энергоемкость разрушения труб Б5, Б6, Б7, Б8.

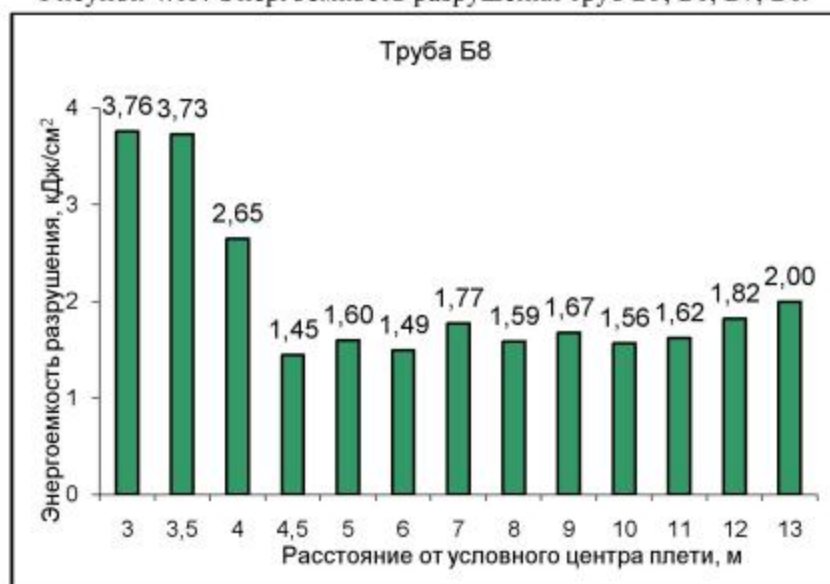


Рисунок 4.14. Характер изменения энергоемкости разрушения по длине трещины в трубе Б8.



### 4.1.3 Определение скорости распространения протяженного вязкого разрушения

Скорость распространения трещины по испытуемым трубам оценивали по показаниям датчиков разрыва типа ДСДТ0,4СФ. Шаг установки датчиков увеличивается от трубы-инициатора к концам плиты (рисунок 4.15). На трубе-инициаторе датчики устанавливали на расстоянии 0,25 метров, на первых 4,5 метрах первых испытуемых труб с шагом 0,5 метра, на остальных трубах с шагом 1,0 метр.

При пробегании трещины фиксируется время разрыва датчика. На основании данных строится график в координатах «время разрыва датчика – координата местоположения датчика вдоль оси трубы». Фактически зарегистрированные в процессе проведения полигонных испытаний труб Б6 и Б8 данные показаны на рисунке 4.15.

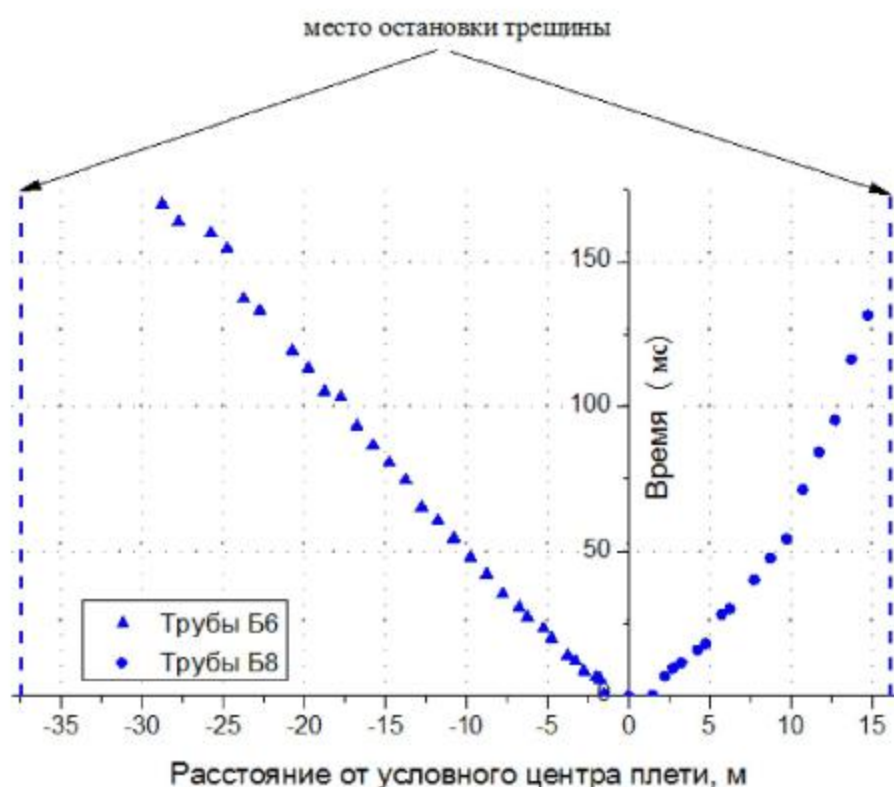


Рисунок 4.15. Изменение координаты вершины трещины во времени при испытании труб Б6 и Б8.

Скорость распространения трещины определяется как производная от координаты по времени:

$$V_{mp} = \frac{dS}{dt}. \quad (4.7)$$

Для оценки скорости разрушения использовали два способа обработки данных: аппроксимация многочленом 3-го порядка и построение кусочно-постоянной функции скорости.

Аппроксимация зависимости перемещения вершины трещины от времени определяется по формуле:

$$x = x_0 + V_0 \cdot t + \frac{a}{2} \cdot t^2 + \frac{j}{6} \cdot t^3, \quad (4.8)$$

где:

$V_0 = dx/dt$  - начальная скорость, [м/с],

$a = d^2x/dt^2$  - ускорение, [м/с<sup>2</sup>],

$x_0, j$  - параметры уравнения,

$t$  - время, [с].

Кусочно-постоянная функция скорости определяется по формуле:

$$V_i = \frac{\Delta x_i}{\Delta t_i}, \quad (4.9)$$

где:  $\Delta x_i$  - расстояние между двумя соседними датчиками, [м],

$\Delta t_i$  - разность времени разрыва двух соседних датчиков, [с],

$V_i$  - скорость на промежутке  $\Delta x_i$ , [м/с].

Кривые аппроксимации экспериментальных данных представлены на рисунке 4.16.

Скорость распространения трещины по трубам представлена на рисунке 4.17.

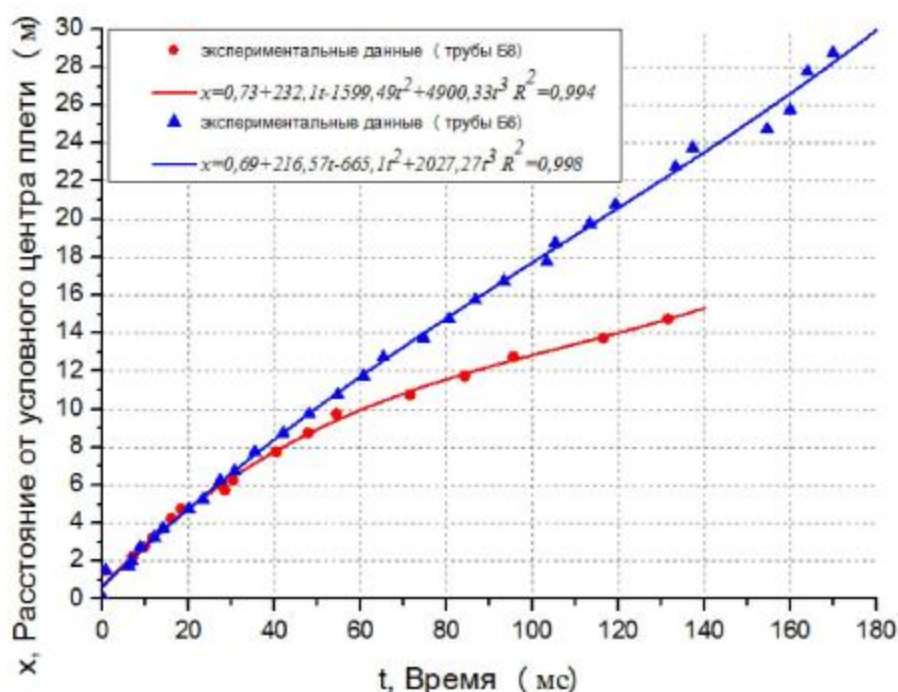


Рисунок 4.16. Кривые аппроксимации экспериментальных данных.

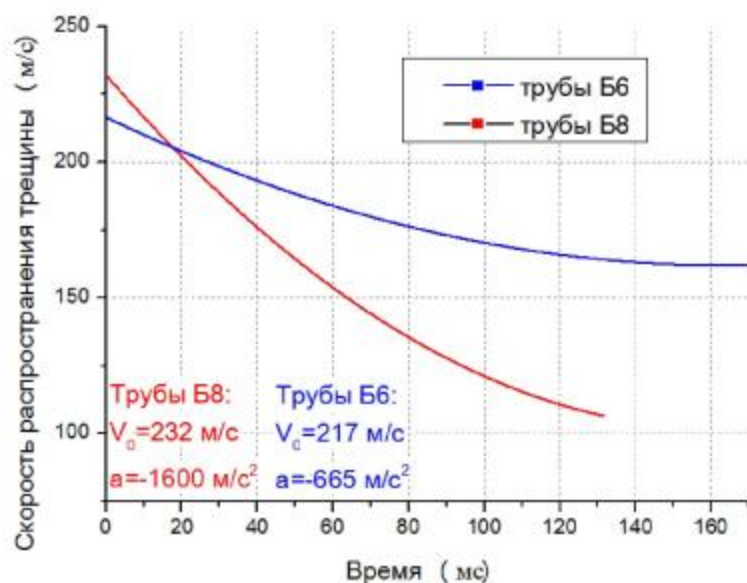


Рисунок 4.17. Графики скорости распространения трещины по испытуемым трубам из сталей Б6 и Б8.

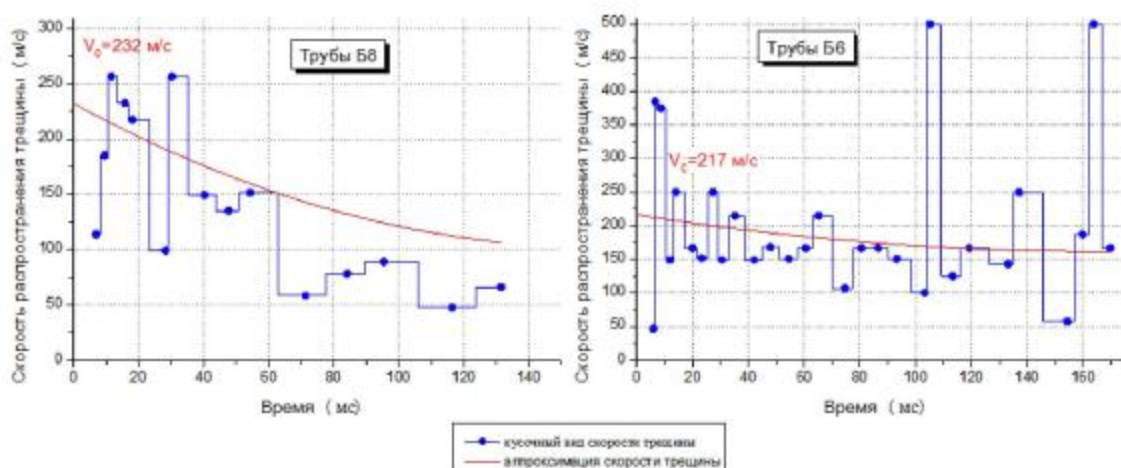


Рисунок 4.18. Кусочная аппроксимация скорости распространения трещины по трубам из сталей Б6 и Б8.

Как видно из рисунков 4.17, 4.18 начальная скорость трещины в трубе из стали Б8 была несколько выше, чем в трубе из стали Б6. Однако тормозящее ускорение значительно больше в трубной стали Б8, из-за чего трещина остановилась быстрее.

Как видно из рисунка 4.18, характер распространения трещины, описанный кусочно-постоянной функцией, совпадает с аппроксимирующей функцией 3-го порядка. В трубе из стали Б8 в промежуток времени между 54-71 мс (9,75 – 10,75 м от центра плети) происходит резкое падение скорости трещины. В трубе из стали Б6, не выдержавшей полигонное пневматическое испытание, значительного снижения скорости трещины не наблюдается.

По данным датчиков скорости видно, что вязкое протяженное разрушение в трубах К65 распространяется в диапазоне скоростей от 250 до 150 м/с, что сопоставимо со скоростью декомпрессии газа из испытуемых труб.



#### 4.1.4 Определение скорости декомпрессии газа

Скорость декомпрессии газа регистрировалась датчиками быстропеременного давления. В испытуемой плети было установлено шесть датчиков динамического давления – по три в каждую сторону от трубы-инициатора. Датчики устанавливались на расстоянии 9,5, 20 и 30 метров от трубы-инициатора. Показания датчиков динамического давления, зарегистрированные при испытании труб из стали Б6, приведены на рисунке 4.19. Символами  $t_{1-2}$  и  $t_{2-3}$  обозначены интервалы времени, за которое перемещается давление 120 МПа между 1–2-ым и 2–3-им датчиками динамического давления, соответственно. Поскольку скорость декомпрессии газа для определенного значения давления постоянна, то  $t_{1-2} = t_{2-3}$ . Отсутствие экспериментальных данных по декомпрессии ниже 90 атм. связано с повреждением датчиков вследствие перемещения плети труб через некоторое время после взрыва.

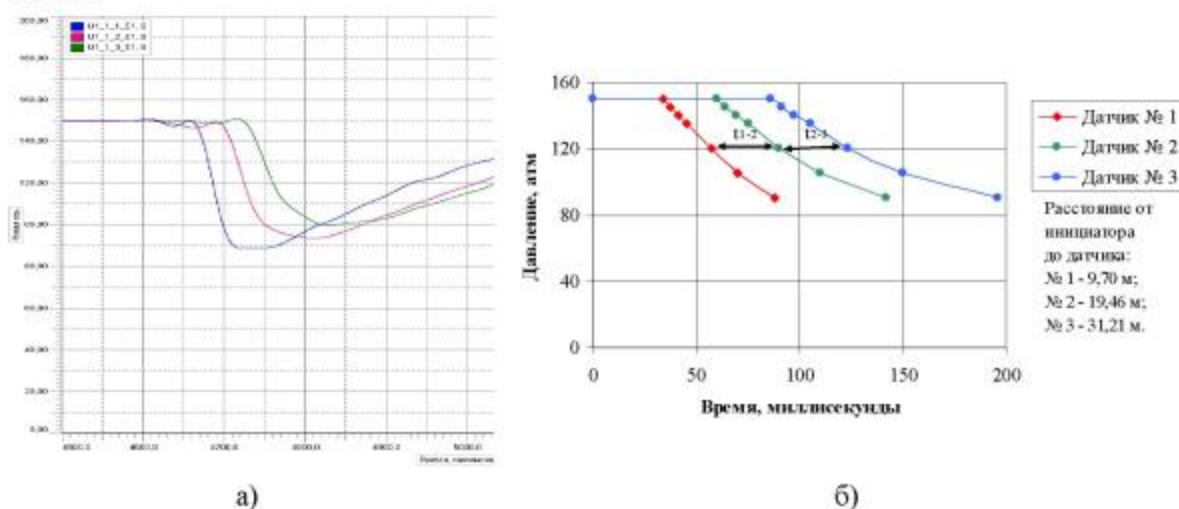


Рисунок 4.19. Показания датчиков быстропеременного давления:

- а) исходные данные, зарегистрированные при проведении полигонного испытания;
- б) обработанные экспериментальные данные.

Зная скорость падения давления в двух или более сечениях испытуемых труб, можно определить скорость декомпрессии газа по формуле:

$$V_{\text{дек}} = \frac{L}{t}, \quad (4.10)$$

где  $L$  – расстояние между двумя соседними датчиками, [м];

$t$  – интервал времени за которое перемещается фронт одинакового давления от одного датчика к другому, [с].

Теоретически скорость декомпрессии идеального газа определяется по выражениям (1.5) и (1.6). Сравнение теоретической кривой скорости декомпрессии газа и экспериментальных данных, полученных при проведении полигонного пневматического испытания, показано на рисунке 4.20. Из графика на рисунке 4.20 видно, что оба выражения дают приемлемую для выполнения инженерных расчетов точность. Однако выражение (1.5) стоит признать более подходящим для расчета скорости декомпрессии газа, поскольку оно лучше описывает полученные экспериментальные данные. Следует отметить, что данные

выражения дают усредненные значения давления в вершине трещины для стадии распространения трещины и не могут быть применены для стадии инициирования и остановки трещины.

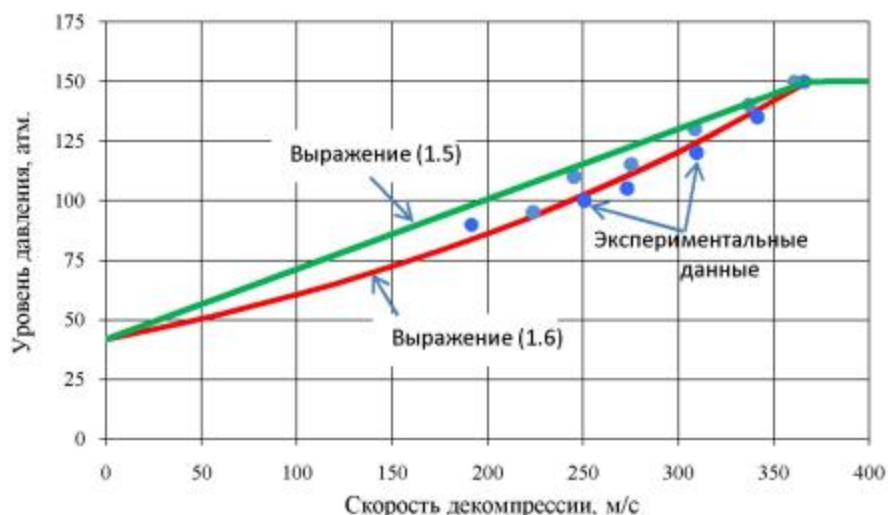


Рисунок 4.20. Кривая декомпрессии газа (воздуха).

#### 4.1.5 Влияние сварных соединений на распространение вязкого протяженного разрушения

Полигонные пневматические испытания показали, что кольцевые (монтажные) сварные соединения при установившемся стабильном режиме распространения вязкой трещины не оказывают влияния на процесс разрушения труб. При прохождении трещиной кольцевых сварных соединений не происходит сколь либо значительного увеличения ее скорости или уменьшения энергоемкости разрушения. При этом механизм разрушения кольцевых сварных соединений хрупкий. На рисунке 4.21 показан излом труб при прохождении вязкой трещиной сварного соединения.

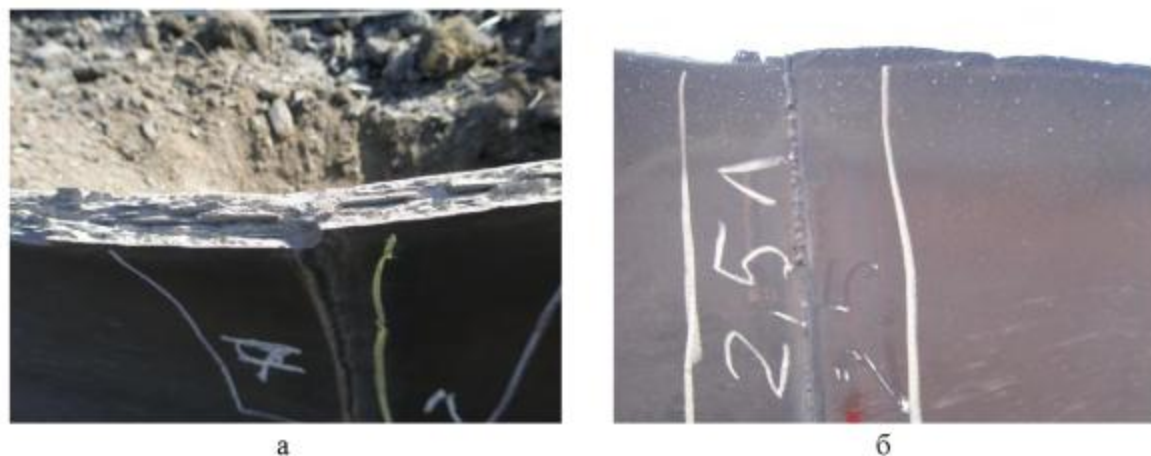


Рисунок 4.21. Разрушение кольцевой сварного соединения: а – внешний вид излома; б – профиль разрушения со стороны внутренней поверхности трубы.



Однако было обнаружено, что кольцевые сварные соединения влияют на траекторию распространения вязкой трещины на стадии ее остановки. В том случае если остановка вязкого разрушения происходит вблизи кольцевого сварного соединения, наблюдается резкое изменение траектории распространения трещины. Трещины раздваивается и начинает распространяться вдоль кольцевого сварного шва. После чего она либо останавливается в кольцевом сварном соединении, либо пересекает его и останавливается в основном металле следующей трубы. Внешний вид разрушенных труб К65 в случае остановки трещины вдали и вблизи кольцевого сварного шва показан на рисунке 4.22.



Рисунок 4.22. Внешний вид остановки вязкого разрушения: а) остановка разрушения в основном металле трубы; б), в) распространение трещины вдоль кольцевого сварного соединения; г) внешний вид излома при распространении трещины вдоль кольцевого шва.

Как видно из фотографий, представленных на рисунке 4.22, а и 4.22, б, и в первом и во втором случае остановка трещины происходит после ее распространения в кольцевом направлении. Такой механизм остановки разрушения обусловлен тем, что остановка трещины происходит при достаточно высоком уровне внутреннего давления в испытуемых трубах, которое воздействует на берега трещины и приводит к разрушению металла в кольцевом направлении. При этом, чем выше уровень давления в момент остановки разрушения, тем большую протяженность имеет «кольцевой» участок разрушения. При высоком уровне внутреннего давления на момент остановки разрушения может произойти «закольцевание» трещины и отрыв разрушенной секции труб от труб находящихся в плети. В этом случае под действием реактивной силы происходит выброс разрушенной части плети труб из траншеи на расстояние до 1 км.



Определяющее влияние на траекторию распространения вязкого разрушения оказывает наличие в трубе заводских сварных соединений, расположенных по винтовой траектории. Полигонное пневматическое испытание труб А2 показало, что вязкое разрушение в спиральношовной трубе распространяется по винтовой (спиральной) траектории, эквидистантно заводскому сварному шву [96].

Первоначально вязкое разрушение в спиральношовной трубе распространялось по основному металлу по верхней образующей трубы. Затем продольная трещина при пересечении заводского сварного шва отклонилась от осевого направления и распространялась параллельно спиральному шву (под углом  $38^\circ$  к оси трубы) на протяжении всей испытуемой трубы (рисунок 4.23). Остановка разрушения произошла в кольцевом сварном соединении первой и второй испытуемых спиральношовных труб. Внешний вид испытанных спиральношовных труб показан на рисунке 4.23.



Рисунок 4.23. Внешний вид спиральношовных труб после проведения полигонного пневматического испытания: а, б, в – распространение трещины вдоль заводского сварного соединения; г – место остановки трещины.

При распространении разрушения в спиральношовной трубе происходит разворачивание трубы вдоль заводского сварного шва (рисунок 4.23, а). При этом процесс декомпрессии газа затруднен. Поток выходящего газа постоянно воздействует на уже разрушенный участок трубы, что приводит к значительным пластическим деформациям труб и повороту плети испытуемых труб вокруг своей оси. Такой механизм распространения разрушения приводит к возникновению пластических деформаций в трубах, в которых разрушение не распространялось.

При распространении трещины вдоль спирального сварного шва энергоемкость разрушения минимальна и составляет не более  $200 \text{ Дж/см}^2$  (при распространении разрушения по образующей в основном металле труб не прошедших полигонное пневматическое испытание минимальное значение энергоемкости разрушения составляло порядка  $1000\text{--}1400 \text{ Дж/см}^2$ ). Зона пластических деформаций перед вершиной трещины практически отсутствует. Профиль разрушения при распространении трещины вдоль спирального сварного соединения показан на рисунке 4.24. Как видно, разрушение вдоль сварного шва распространяется срезом, под углом порядка  $45^\circ$  к поверхности трубы.



Рисунок 4.24. Профиль разрушения спиральношовной трубы А2.

Следует отметить, что при разрушении вдоль спирального сварного шва длина трещины вдоль оси трубы и фактическая длина трещины не совпадают. При равной длине трещины  $l$  прямошовной и спиральношовной трубе, длина разрушения, измеренная по образующей трубы, в спиральношовной трубе будет короче на величину  $l(1 - \sin \varphi)$ , где  $\varphi$  – угол подъема винтовой линии. Несмотря на это, распространение трещины вдоль спирального сварного шва следует признать более опасным, чем по образующей трубы, вследствие низкой энергоемкости разрушения.

На рисунке 4.25 приведены траектории движения трещины при расположении заводского сварного соединения прямошовной трубы в направлении распространения вязкой трещины.



а



б

Рисунок 4.25. Результаты полномасштабных экспериментов по расположению заводских сварных соединений в направлении распространения вязкой трещины: а – расположение надреза по ЛС сварного шва; б) расположение надреза по металлу шва.

Как видим, даже при данных условиях распространение разрушения по металлу шва или по ЛС заводского сварного соединения не происходит. Трещина отклоняется от прямолинейной траектории движения и распространяется в кольцевом направлении. При



этом после непротяженного участка распространения в кольцевом направлении трещина поменяла траекторию движения и вновь начала распространяться по образующей трубы.

Таким образом, сварные швы благодаря геометрическим размерам и повышенным прочностным свойствам лишь в определенной степени затрудняют распространение вязкого протяженного разрушения. Степень их влияния на процесс распространения вязкого протяженного разрушения зависит от того насколько сильное упрочнение они создают в направлении распространения разрушения. Кольцевые сварные соединения вследствие относительно малой площади поперечного сечения (сравнительно с заводскими сварными соединениями) и их предрасположенности к дефектам (требования к дефектам кольцевых сварных соединений менее жесткие, чем требования к дефектам в заводских швах) не способны оказать значимого влияния на процесс вязкого протяженного разрушения на стадии его стабильного распространения. В свою очередь, уровень упрочнения при испытании спиральношовных труб А2, как и при полигонном испытании с расположением сварных швов в направлении распространения трещины, оказался достаточным для изменения траектории распространения трещины.

Спиральношовные трубы обладают некоторым ресурсом увеличения сопротивления протяженному вязкому разрушению в сравнении с прямошовными. Он заключается в том, что при не достаточном уровне упрочнения сварного шва в спиральношовной трубе трещина будет преодолевать сварной шов, но при этом уровень пластической деформации основного металла перед сварным швом будет выше, чем в случае распространения разрушения только по основному металлу. Последнее обусловлено тем, что вследствие более высоких прочностных свойств сварного шва для его разрушения необходим более высокий уровень напряжений, который может быть реализован посредством высокой энергоемкости основного металла труб. В спиральношовных трубах диаметром 1420 мм траектория распространения вязкой трещины как минимум трижды пересекает заводские сварные соединения. Таким образом, в спиральношовной трубе сварные швы могут использоваться как арресторы (гасители вязких трещин). Для этого необходимо уменьшить площадь и прочностные свойства спиральных сварных швов и одновременно увеличить энергоемкость разрушения основного металла трубы. Данное предположение следует считать дискуссионным до получения необходимых экспериментальных данных.

#### **4.2 Влияние локальной хрупкости сварных соединений на несущую способность труб**

Вопрос о степени влияния локальной хрупкости металла сварного соединения на конструктивную прочность современных высокопрочных труб является дискуссионным. Существует вероятность того, что относительно низкие вязкие свойства сварных соединений при возникновении дефекта в сварном соединении могут привести к преждевременной потери несущей способности трубы (хрупкому разрушению). Оценка влияния локальной хрупкости сварных соединений на конструктивную прочность труб проводилась на основании анализа результатов гидравлических испытаний труб К60 с расположением продольного трещиноподобного дефекта в основном металле труб и различных зонах сварного соединения.

Результаты 26 гидравлических испытаний труб диаметром 530х18,9 мм, 1220х17,8 мм, 1020х29,8 мм, 1220х32,0 мм и 1420х25,8 мм и геометрические параметры соответствующих поверхностных дефектов приведены в таблице 4.1. Результаты испытаний по определению



прочностных свойств и статической трещиностойкости испытуемых труб приведены в таблице 4.2 и на рисунке 4.26.

Таблица 4.1. Результаты гидравлических испытаний труб.

№	Местоположение надреза	Толщина стенки трубы, мм	Длина надреза $L$ , мм	Глубина надреза $b$ , мм	Давление разрушения $P_{разр}$ , МПа	Длина образовавшейся трещины, мм
Трубы диаметром 530 мм, номинальной толщиной стенки 18,9 мм						
1	ОМ	19,0	360	14,0	18,8	360
2	ЛС	19,4	306	14,4	18,7	1167
3	ЦШ	21,0	307	16,2	18,5	690
Трубы диаметром 1020 мм, номинальной толщиной стенки 29,8 мм						
4	ОМ	29,8	548	20,6	17,3	633
5	ЛС	30,3	335	25,0	18,3	335
6	ЦШ	30,9	334	26,1	19,5	334
Трубы диаметром 1220 мм, номинальной толщиной стенки 17,8 мм						
7	ОМ	17,9	265	14,0	10,2	265
8		17,8	308	11,9	11,6	427
9		17,8	358	11,3	10,6	604
10		17,8	451	10,5	10,7	819
11	50 мм от ЛС	17,9	266	13,7	10,9	266
12		17,8	308	11,9	11,4	403
13		17,8	358	11,5	11,6	862
14	100 мм от ЛС	17,6	265	13,2	11,5	265
15		17,6	308	11,7	11,0	441
16	ЛС	18,4	268	14,1	10,2	268
17		18,8	308	13,0	11,4	1646
18	ЦШ	18,4	265	14,2	10,0	265
19		18,5	308	12,4	11,3	810
20		18,7	358	12,6	10,7	1857*
Трубы из стали диаметром 1220 мм, номинальная толщина стенки 28,0 мм						
21	ОМ	31,6	445	26,0	13,2	445
22	ЛС	31,6	340	27,7	12,7	3337
23	ЦШ	31,8	343	27,3	14,0	445
Трубы диаметром 1420 мм, номинальной толщиной стенки 25,8 мм						
24	ОМ	25,8	294	21,9	12,5	280
25	ЛС	26,1	240	23,3	14,5	228
26	ЦШ	25,7	240	22,6	14,8	220
Примечание: * – распространение разрушения происходило вдоль ЛС сварного шва.						

Примечание: \* – распространение разрушения происходило вдоль ЛС сварного шва.

Таблица 4.2. Прочностные характеристики испытываемых труб [97]

Типоразмеры труб	Временное сопротивление, МПа	
	ОМ	ЦШ
530x17,8 мм	640	652
1020x29,8 мм	642	698
1220x17,8 мм	647-668*	647-661*
1220x32,0	645	655
1420x25,8 мм	644	678

Примечание: \* – прочностные характеристики определяли в трех местах по периметру трубы.

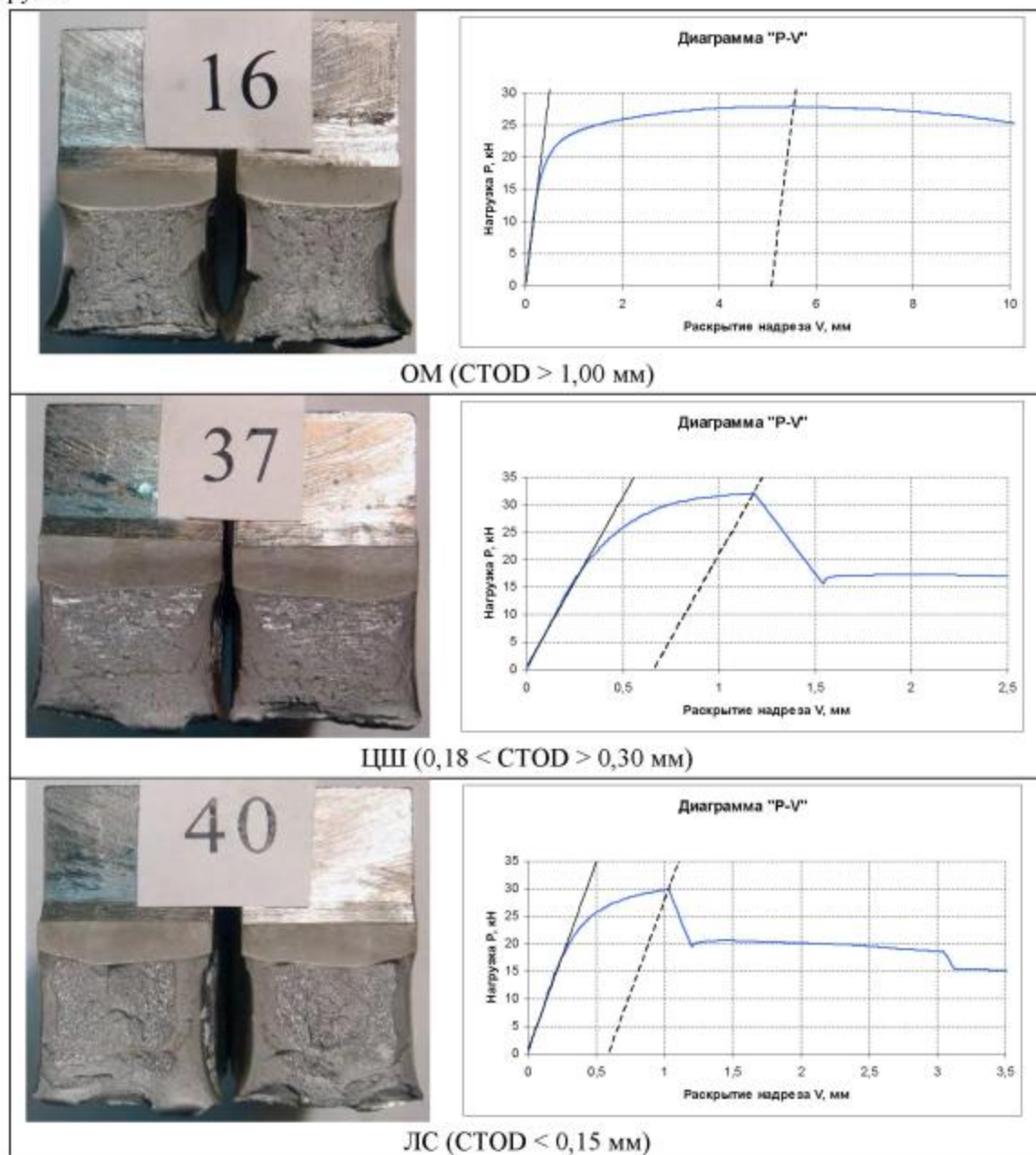


Рисунок 4.26. Результаты испытаний на статическую трещиностойкость.

Наблюдаются качественные различия изломов образцов из основного металла и сварного соединения. При разрушении образцов из основного металла труб поверхность разрушения матовая, однородная, характерная для вязкого разрушения (рисунок 4.26). На поверхности образцов с расположением надреза по ЛС и центру шва наблюдается хрупкое разрушение, пластическая деформация практически отсутствует (рисунок 4.26). При этом нагрузка, при которой происходит срагивание трещины при расположении надреза в основном металле несколько ниже, чем в случае расположения надреза по ЛС или центру сварного шва.

Наблюдается подобие результатов испытаний образцов на статическую трещиностойкость и гидравлических испытаний труб с продольным искусственным дефектом. Результаты проведения гидравлических испытаний показали, что уровень давления, при котором происходит разрушение трубы, практически не зависит от места расположения дефекта и даже несколько выше в случае расположения дефекта в сварном соединении (рисунок 4.27). При этом характер распространения и длина образовавшейся трещины в основном металле и сварном соединении принципиально различны [98]. Наибольшая длина образовавшихся при гидравлических испытаниях трещин наблюдается в сварном соединении при нанесении надреза по ЛС и по центру сварного шва. При нанесении надреза по центру шва трещина сначала распространяется по надрезу, а затем переходит в ЛС, т.е. в зону локальной хрупкости, и движется по ней вплоть до момента остановки (рисунок 4.28). При распространении трещины вдоль ЛС ее остановка происходит только на границе зоны охлаждения, вследствие резкого увеличения температуры металла. Однако при низком уровне CTOD (менее 0,10 мм) наблюдается распространение трещины вдоль ЛС вдоль всего испытуемого патрубка, до кольцевого сварного шва (рисунок 4.28).

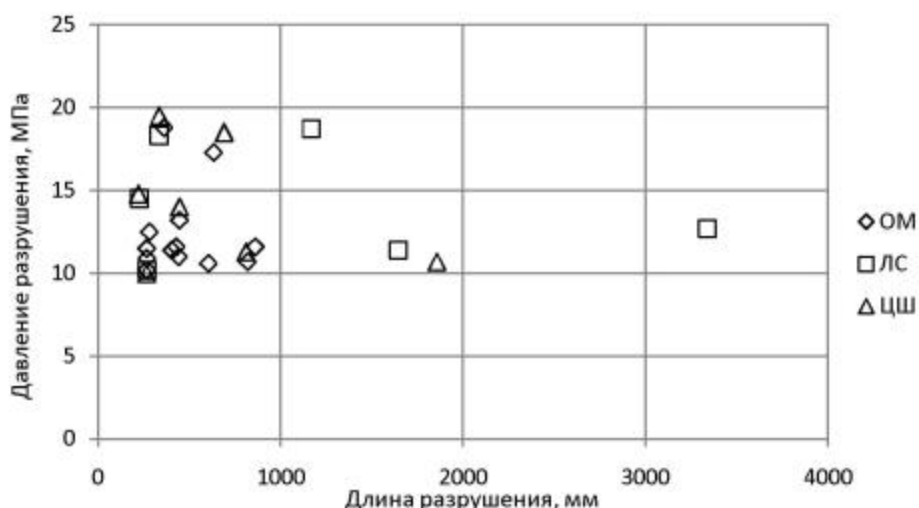






Рисунок 4.28. Внешний вид разрушения труб после проведения гидравлических испытаний: а – разрушение труб по основному металлу; б – разрушение вдоль ЛС; в, г – разрушение до кольцевого шва (при низком уровне CTOD); д – вид излома.

Различие в длине разрушения при нанесении надреза в основном металле труб и в сварном соединении обусловлены различными механизмами их разрушения. Фрактографическое исследование поверхностей разрушения показало, что в основном металле трещина распространялась по вязкому механизму со значительной деформацией, а также с образованием характерных микроямок в изломе. В свою очередь в изломе при

нанесении надреза по ЛС и центру шва механизм разрушения хрупкий, что соотносится с результатами испытаний образцов на статическую трещиностойкость.

По результатам гидравлических испытаний была установлена критическая длина трещины для труб диаметром 1220x17,8 мм. Для данного вида труб она находится в диапазоне значений от 265 до 308 мм. При длине дефекта 268 мм происходило разрушение типа «свищ». При длине дефекта более 308 мм наблюдалось распространение разрушения за его пределы (рисунок 4.29). Критическая длина дефекта в основном металле и сварном соединении одинаковая.

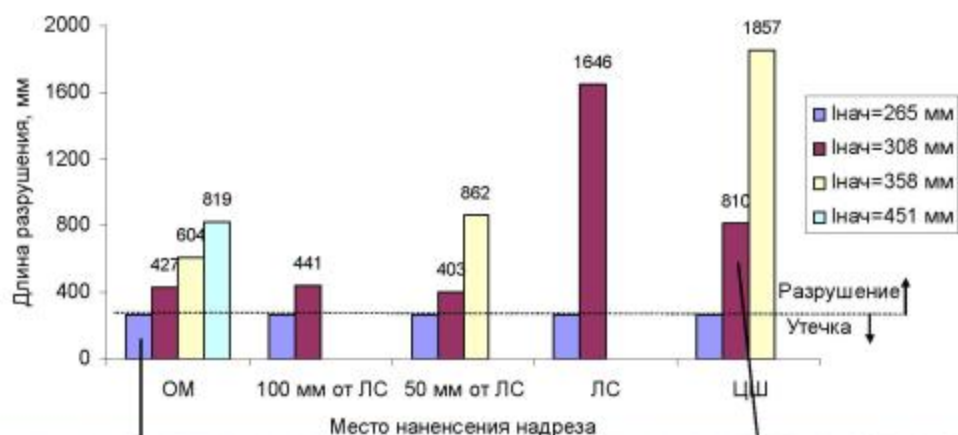


Рисунок 4.29. Определение критической длины трещины в трубах К60 диаметром 1220x17,8 мм.

Данные полученные при проведении полигонных пневматических испытаний и гидравлических испытаний труб показали, что локальная хрупкость сварных соединений оказывает существенное влияние на несущую способность труб только при инициировании разрушения в сварном соединении (в металле шва или по ЛС). В этом случае возникает хрупкая трещина, которая распространяется по ЛС сварного соединения тем дальше, чем ниже уровень трещиностойкости данной зоны. Этот вид разрушения является чрезвычайно опасным, поскольку трещина распространяется с большой скоростью (много больше скорости декомпрессии газа), в результате чего создаются благоприятные условия для возникновения протяженного вязкого разрушения.

В случае возникновения протяженного вязкого разрушения в основном металле труб при пересечении или расположении сварного соединения в направлении движения трещины, смены механизма разрушения с вязкого на хрупкий не происходит. Локальная хрупкость сварного соединения не проявляется.



## Выводы по четвертой главе

1. Способность к остановке протяженного вязкого разрушения определяется объемом и интенсивностью пластической деформации металла перед вершиной распространяющейся трещины. На стадии стабильного вязкого распространения трещины объем пластической деформации металла перед ее вершиной практически не изменяется. При этом степень пластической деформации стенок труб оказывает решающее влияние на протяженность разрушения. Чем больший объем металла подвержен пластической деформации вблизи распространяющейся трещины и выше интенсивность деформации, тем короче протяженность разрушения. Наличие расщеплений в изломе приводит к локализации пластической деформации посредством образования множественной шейки. С увеличением плотности расщеплений в изломе энергоемкость разрушения уменьшается.

3. Протяженное вязкое разрушения в трубах К65 распространяется по образующей трубы со скоростью от 100 до 250 м/с. При этом скорость разрушения плавно снижается по направлению к месту его остановки.

4. Разработана методика определения энергоемкости разрушения труб, основанная на измерениях зоны пластических деформаций стенок труб вдоль траектории распространения трещины с последующим определением работы пластической деформации по кривым деформационного упрочнения основного металла труб. Выполненные расчеты показали, что энергоемкость разрушения труб на стадии стабильного вязкого распространения трещины выдержавших полигонное испытание более  $1400 \text{ Дж/см}^2$ , не выдержавших испытание  $1000\text{--}1400 \text{ кДж/см}^2$ . При распространении разрушения вдоль спирального сварного шва энергоемкость не превышает  $200 \text{ Дж/см}^2$ .

5. Сварные швы благодаря геометрическим размерам и повышенным прочностным свойствам лишь в определенной степени затрудняют распространение вязкого протяженного разрушения. Степень их влияния на процесс распространения вязкого протяженного разрушения зависит от того насколько сильное упрочнение они создают в направлении распространения разрушения. Кольцевые сварные соединения вследствие относительно малой площади поперечного сечения и их склонности к дефектам не оказывают существенного влияния на процесс вязкого протяженного разрушения. Наличие спирального сварного шва может привести к повороту вязкой трещины и разворачиванию трубы (распространению разрушения) вдоль заводского сварного шва. При этом локальная хрупкость сварного шва не проявляется. Разрушение происходит по вязкому механизму с минимальной энергоемкостью. При расположении заводского сварного шва прямошовной трубы в направлении траектории движения трещины смены механизма разрушения с вязкого на хрупкий не происходит. Трещина отклоняется от прямолинейно траектории и распространяется в кольцевом направлении.

6. Локальная хрупкость сварных соединений оказывает существенное влияние на несущую способность труб только в случае инициирования разрушения в сварном соединении (в металле шва или по ЛС). Характер распространения трещины и ее длина при расположении продольного трещиноподобного дефекта в основном металле труб и в сварном соединении принципиально различны. При этом уровень давления, при котором происходит разрушение, одинаковый независимо от места расположения продольного дефекта.



## **Глава 5. Новые методики и критерии оценки сопротивления растяженному вязкому разрушению основного металла труб**

В данной главе приведено описание результатов испытаний сталей Б5, Б6, Б7, Б8 класса прочности К65 по двум стандартным методикам оценки трещиностойкости: испытание образцов Шарпи на ударный изгиб и испытание по определению статической трещиностойкости. Отмечены особенности, наблюдаемые при испытании по стандартным методикам сталей класса прочности К65. На основе выявленных особенностей модифицированы существующие и предложены новые методы испытания сталей на трещиностойкость.

### **5.1 Испытание образцов Шарпи на ударный изгиб**

Традиционно для оценки трещиностойкости трубных сталей используют широко применяемый для многих видов металлопродукции метод испытания образца Шарпи с острым V-образным надрезом на ударный изгиб. Этот метод оценки трещиностойкости основного металла трубных сталей успешно применялся много десятилетий и приведен в качестве основного метода оценки трещиностойкости трубных сталей в международном стандарте ISO 3183.

Сложности с определением ударной вязкости возникли при переходе от феррито-перлитных сталей к феррито-бейнитным с чрезвычайно высоким уровнем ударной вязкости. В ходе анализа результатов испытаний на ударный изгиб выявлена неопределенность данного метода применительно к высоковязким сталям класса прочности К65, поскольку при проведении испытания в диапазоне температур от комнатной до минус 60<sup>0</sup>С полного разрушения образца не происходит [93, 99]. В этом случае определение ударной вязкости, как работы удара отнесенной к начальной площади образца, некорректно. Согласно п.5.6 ГОСТ 9454–78 «Если в результате испытания образец не разрушился полностью, то показатель качества материала считается не установленным». В качестве примера на рисунке 5.1 приведены результаты испытания образцов Шарпи на ударный изгиб при температуре минус 20<sup>0</sup>С сталей Б5, Б6, Б7, Б8, показавших разное поведение при полигонных пневматических испытаниях.

Трубы, изготовленные из сталей Б5 и Б6 не выдержали полигонное пневматическое испытание, соответственно, трубы из сталей (проката) обозначенных номерами Б7 и Б8 успешно его прошли. Несмотря на то, что разницу в уровне трещиностойкости данных сталей не сложно определить визуально по явно большему объему пластически деформированного и не разрушенного металла в образцах из сталей Б7 и Б8, однако используемый метод измерения не позволяет корректно охарактеризовать ее численно. Ударная вязкость испытуемых сталей находится на одном уровне. При этом площадь не разрушенной части образца в испытуемых сталях отличается в несколько раз. Корреляция между испытаниями образцов Шарпи на ударный изгиб и результатами полигонных пневматических испытаний труб класса прочности К65 неочевидная.

Таким образом, ударная вязкость не является достаточным параметром для оценки трещиностойкости сталей класса прочности К65. Переход к новым высокопрочным сталям привел к изменению соотношения работ зарождения, распространения и долома в стандартном образце Шарпи, вследствие чего определение ударной вязкости по стандартной методике не позволяет объективно оценить трещиностойкость.

Сталь Б5

KCV = 345 Дж/см<sup>2</sup>

Сталь Б6

KCV = 365 Дж/см<sup>2</sup>

Сталь Б7

KCV = 335 Дж/см<sup>2</sup>

Сталь Б8

KCV = 365 Дж/см<sup>2</sup>

Рисунок 5.1. Результаты испытания образцов Шарпи на ударный изгиб.

## 5.2 Модифицированное испытание трубных сталей с использованием образцов на ударный изгиб

Разработан и опробован новый способ определения трещиностойкости высокопрочных трубных сталей, в основу которого положено стандартное испытание на ударный изгиб. Сущность способа заключается в том, что заготовку для образцов на ударный изгиб подвергают предварительной холодной пластической деформации на заданную величину. После чего из заготовки изготавливают стандартные образцы на ударный изгиб и определяют ударную вязкость.

При анализе результатов полигонных пневматических испытаний установлен ряд важных закономерностей и особенностей. В том числе установлено, что объем пластически деформированного металла, степень деформации (утонение) в месте разрыва и энергоемкость разрушения труб выдержавших и не выдержавших испытания значительно различаются. Энергоемкость разрушения при полигонных пневматических испытаниях и испытаниях образцов Шарпи отличается в несколько раз ( $1,0 \div 1,6$  кДж/см<sup>2</sup> и  $0,25 \div 0,45$  кДж/см<sup>2</sup>, соответственно). Очевидно, что различие определяется особенностью распространения вязкой трещины в трубе, состоящей в том, что собственно разрушение, как образование поверхности разрушения, происходит после значительной (и различной для сталей с приемлемым и недопустимым уровнем трещиностойкости) пластической

деформации по всему объему. В связи с этим целесообразно проводить испытания Шарпи на металле, подвергнутом пластической деформации путем утонения со степенью, сравнимой с достигаемой в области распространения трещины в трубах.

Проведение испытаний образцов Шарпи с различной степенью предварительной пластической деформации при одной температуре испытания позволяет определить характер изменения трещиностойкости (в данном случае, ударной вязкости) в зависимости от величины пластической деформации [100].

Для реализации предлагаемого способа последовательно выполняются следующие операции:

- 1 Отбор заготовок для образцов.
- 2 Деформирование заготовок на заданную величину.
- 3 Изготовление образцов из деформированных заготовок.
- 4 Испытание образцов на ударный изгиб по ГОСТ 9454-78 или аналогичному стандарту.
- 5 Анализ результатов испытаний.

Предварительная пластическая деформация заготовки до выбранной степени деформации проводилась по схеме однородного одноосного сжатия на гидравлическом прессе при комнатной температуре. В процессе сжатия, высота заготовки уменьшается, а длина и ширина увеличивается. Трение между контактными поверхностями приводит к бочкообразной форме заготовки (рисунок 5.2).



Рисунок 5.2 . Заготовка после деформации 25%. Сталь № Б5.

При деформировании заготовок силу трения уменьшали путем введения графитовой смазки в зону контакта. Применение графитовой смазки уменьшает бочкообразность заготовок. Вплоть до уровня деформации 45 % в центральной части деформированной заготовки наблюдается область однородного сжатия, как показано на рисунке 5.2. Эта область является наиболее подходящим местом для изготовления образцов Шарпи.

Размеры заготовок выбирали таким образом, чтобы из центральной части одной заготовки можно было изготовить один комплект образцов (три образца). При проведении данного исследования использовали заготовки с размером  $27,7 \times 50 \times 70$  мм (толщина  $\times$  ширина  $\times$  длина). Толщина заготовок соответствовала толщине стенки трубы. На рисунке 5.3 показан внешний вид деформированной заготовки и схема вырезки образцов из нее.



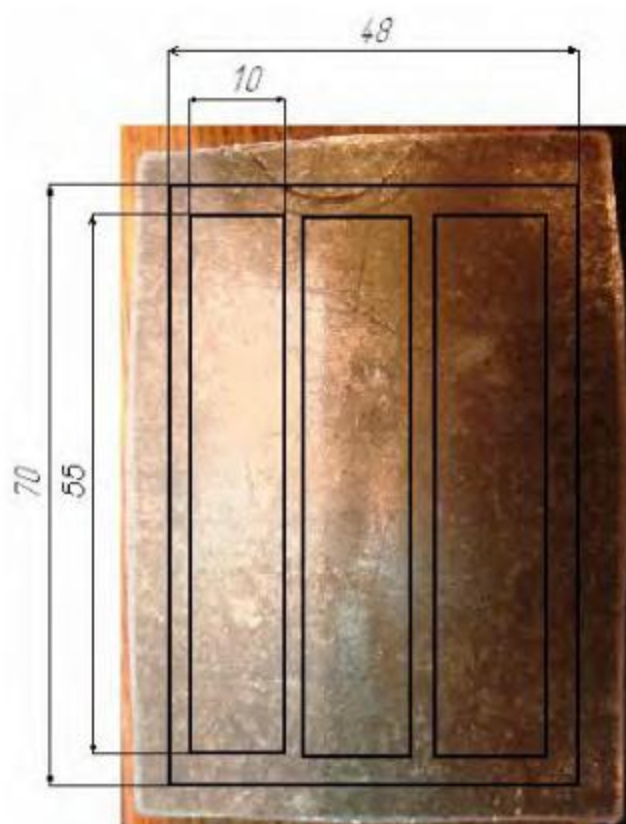


Рисунок 5.3. Внешний вид заготовки после деформации.

Из сталей Б1...Б8 изготовили несколько комплектов образцов Шарпи сечением 10х10 мм из металла с разной степенью предварительной пластической деформации. Заготовки для образцов подвергали пластической деформации на величину 0 до 45% с шагом 5%. Испытание всех образцов проводили по ГОСТ 9454 при температуре минус 20°C, как минимальной температуре полигонных пневматических испытаний. Результаты испытаний образцов представлены на рисунке 5.4.

Испытания показали, что исследуемые стали показывают разное поведение при увеличении степени предварительной пластической деформации, несмотря на одинаковый «начальный» уровень ударной вязкости. В сталях Б5 и Б6 при небольшой степени пластической деформации (5% и 10% соответственно) происходит резкое снижение ударной вязкости. Образцы Шарпи на ударный изгиб начинают полностью разрушаться (т.е. разделяются на две половины) при степени пластической деформации 5% для стали Б5, 15% для стали Б6. В то время как стали Б1, Б2, Б4, Б7 и Б8 проявляют гораздо меньшую чувствительность к предварительной пластической деформации. Заметное падение ударной вязкости в сталях Б1, Б2, Б7 и Б8 происходит при деформации 25%, а в стали Б4 с двухфазным типом микроструктуры (феррито-бейнитная с ферритными прослойками) и относительно невысоким «начальным» ударной вязкости при деформации 15%. Образцы Шарпи полностью разрушаются при уровне деформации 35% и более.

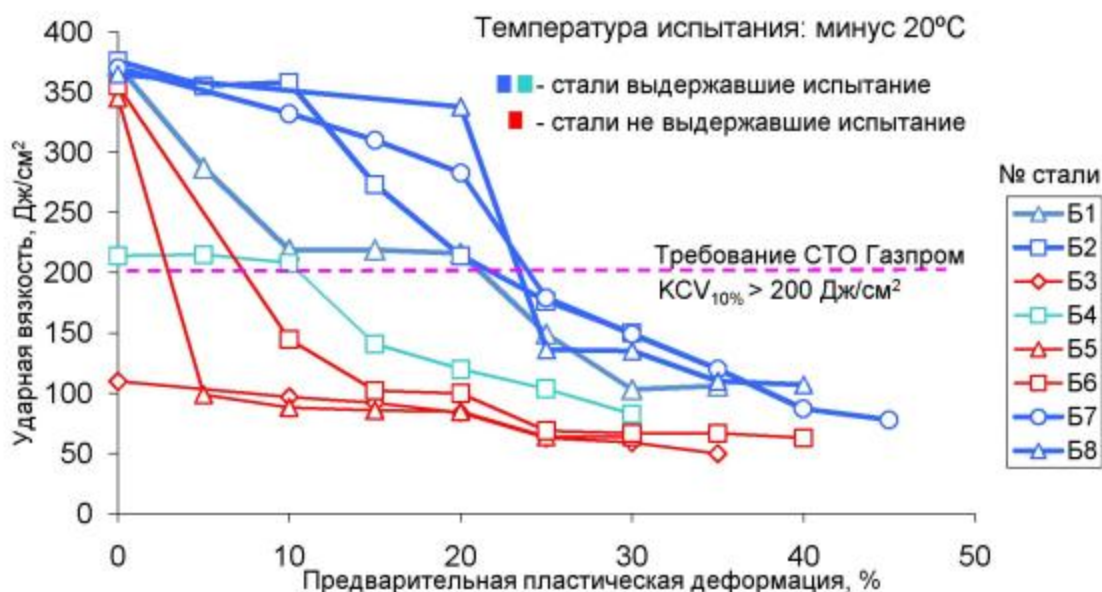








Рисунок 5.4. Изменение ударной вязкости в зависимости от степени предварительной пластической деформации в исследуемых сталях.

Характер изменения ударной вязкости с увеличением степени пластической деформации в исследуемых сталях различен. Возможно как резкое скачкообразное, так и относительно плавное снижение ударной вязкости, как в стали Б1, которая несклонна к образованию расщеплений в изломе. Следует отметить, что даже при гладкой кривой «KCV–ε» наблюдается критическая степень деформации, при которой ударная вязкость резко снижается, в изломе появляется большое число расщеплений (даже если они отсутствовали при меньшей степени деформации) и пластическая деформация незначительна. Для сталей Б1, Б7, Б8 критическая степень деформации составляет 25%, для стали Б2 – 30%, для сталей Б3 и Б5 – 5%, для стали Б4 – 15% и для стали Б6 – 10%. Указанные величины деформации засвидетельствованы при анализе изломов образцов. Внешний вид изломов образцов из стали Б8 приведен в таблице 5.1.

Предлагаемый способ определения трещиностойкости прост, удобен, не требует дополнительных затрат на приобретение нового оборудования, коррелирует с результатами полигонных пневматических испытаний труб. Благодаря указанным преимуществам он был внесен в Р Газпром 133-2013 «Методики оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению высокопрочных сталей на основе комплексных испытаний основного металла труб в заводских и лабораторных условиях». С целью предотвращения распространения протяженного вязкого разрушения в СТО Газпром 2-4.1-741-2013 «Технические требования к основному металлу труб К65(Х80) и методы их контроля» [101] внесено требование к величине ударной вязкости при степени предварительной пластической деформации 10%. Она должна составлять не менее 200 Дж/см<sup>2</sup> (рисунок 5.4). Требование распространяется только на основной металл труб диаметром от 1219 до 1422 мм, предназначенных для эксплуатации при рабочем давлении свыше 9,8 МПа, поскольку в данном виде трубной продукции вероятность распространения протяженного вязкого разрушения самая высокая.

Таблица 5.1. Фотографии изломов образцов Шарпи после предварительной пластической деформации (сталь Б8).

Расположение образца – по середине толщины стенки трубы. Температура испытания образцов минус 20°С		
Степень предварительной пластической деформации	Ударная вязкость*, Дж/см <sup>2</sup>	Типичный вид излома ударной образца
Деформация 0%	365	
Деформация 20%	338	
Деформация 25%	136	
Деформация 30%	135	
Деформация 35%	110	
Деформация 40%	107	
*– среднее значение по трем образцам.		



Отдельного рассмотрения заслуживает вопрос влияния степени предварительной пластической деформации на свойства исследуемых сталей. Как известно, с ростом степени холодной пластической деформации прочностные свойства металла увеличиваются, а пластические уменьшаются (рисунок 5.5). Такое изменение механических свойств

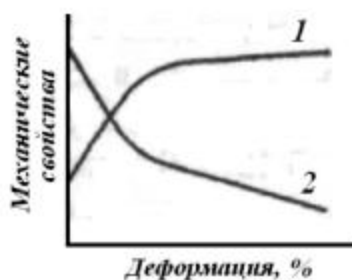


Рисунок 5.5. Качественная зависимость прочности (1) и пластичности (2) от степени деформации.

исследования сталей Б5 и Б8 с различной степенью предварительной пластической деформации.

Металлографическое исследование показало, что в стали Б5 при деформации 30% зерна заметно вытянулись в плоскости прокатки (рисунок 5.6, в). В свою очередь в стали Б8 при этой же степени деформации наблюдается менее существенное видоизменение зерен (рисунок 5.6, г). Очевидно, что сжатие в направлении нормали к плоскости прокатки приводит к вытягиванию структурных составляющих. Холодная пластическая деформация усиливает микроструктурные факторы, способствующие образованию расщеплений.

В зависимости от изначальной степени вытянутости критическое снижение ударной вязкости происходит после различной степени предварительной деформации. Таким образом, при определенном уровне холодной пластической деформации во всех исследуемых сталях образуется неблагоприятная структура, однако этот уровень значительно выше в сталях, успешно прошедших пневматические испытания по сравнению со сталями, не обеспечивающими остановку магистральной трещины.

объясняется тем, что холодная пластическая деформация сопровождается искажением кристаллической решетки металла — размножением и увеличением количества дислокаций, а также дроблением, сплющиванием и удлинением зерен в направлении течения металла.

С целью исследования влияния степени предварительной пластической деформации на параметры микроструктуры исследуемых сталей было проведено металлографическое

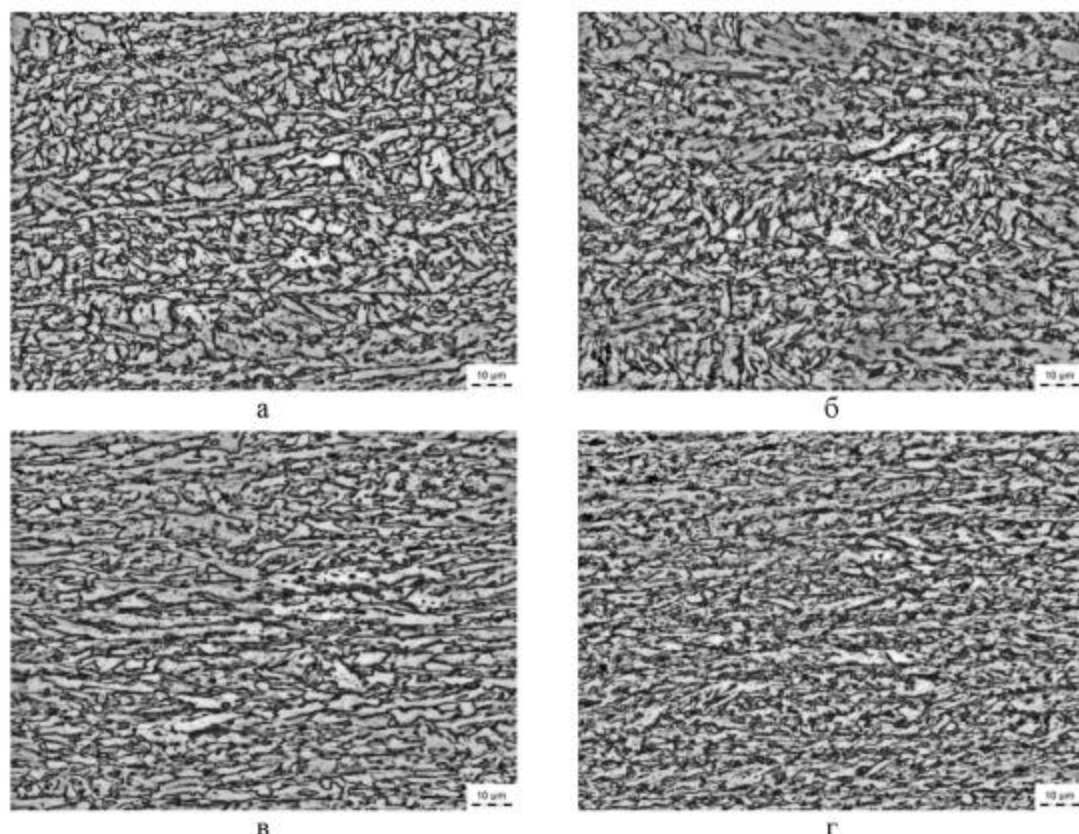


Рисунок 5.6. Микроструктура основного металла трубы Б5 (а, в) и Б8 (б, г), соответственно, выдержавшей и не выдержавшей полигонное пневматическое испытание: а, б – исходное состояние, в, г – деформация 30%. Оптическая микроскопия.

### 5.3 Испытание образцов на статическую трещиностойкость

Испытание по определению статической трещиностойкости проводилось на сталях Б5, Б6, Б7 и Б8 класса прочности К65 при температуре минус 20°C. Результаты испытания представлены на рисунке 5.7.

Заметен существенный разброс значений результатов испытаний. Данное явление характерно для сталей К65 и связано с наличием расщеплений в изломе образцов, которые приводят к появлению скачков на диаграммах «нагрузка – раскрытие надреза». При этом расщепления в изломе образца носят случайный характер и обусловлены местом отбора образцов. К примеру, для одного и той же стали может наблюдаться как вязкий подрост трещины с последующим появлением расщепления в изломе, так и появление расщепления сразу за фронтом усталостной трещины. Данное явление проиллюстрировано на рисунке 5.8, на котором показано два образца из стали Б8. Испытание останавливали сразу при появлении скачка, после чего на образце выращивали усталостную трещину. Проведение данных манипуляций позволило увидеть не раскрывшееся расщепления, определить их длину и местоположение в изломе образца.

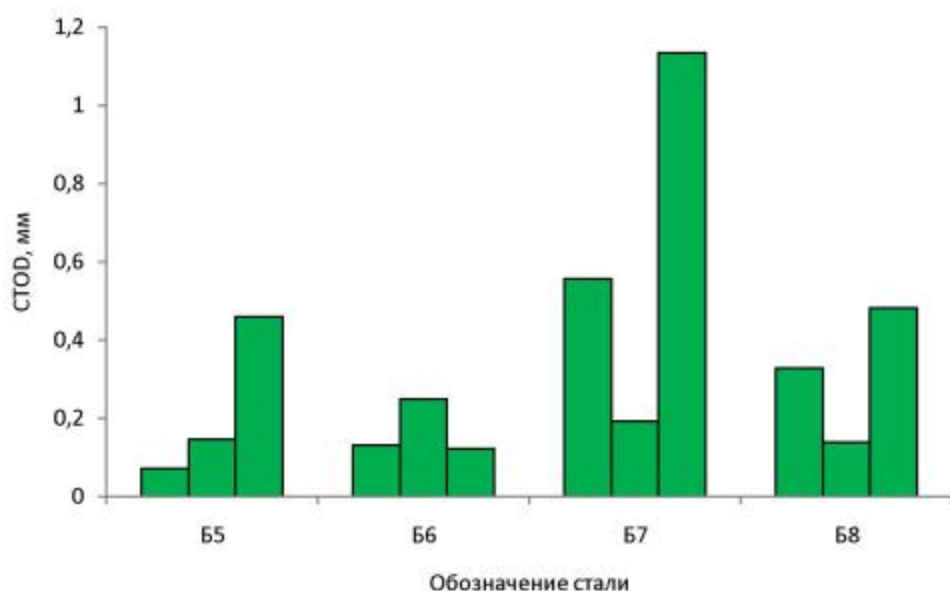


Рисунок 5.7. Значения CTOD сталей Б5, Б6, Б7, Б8.

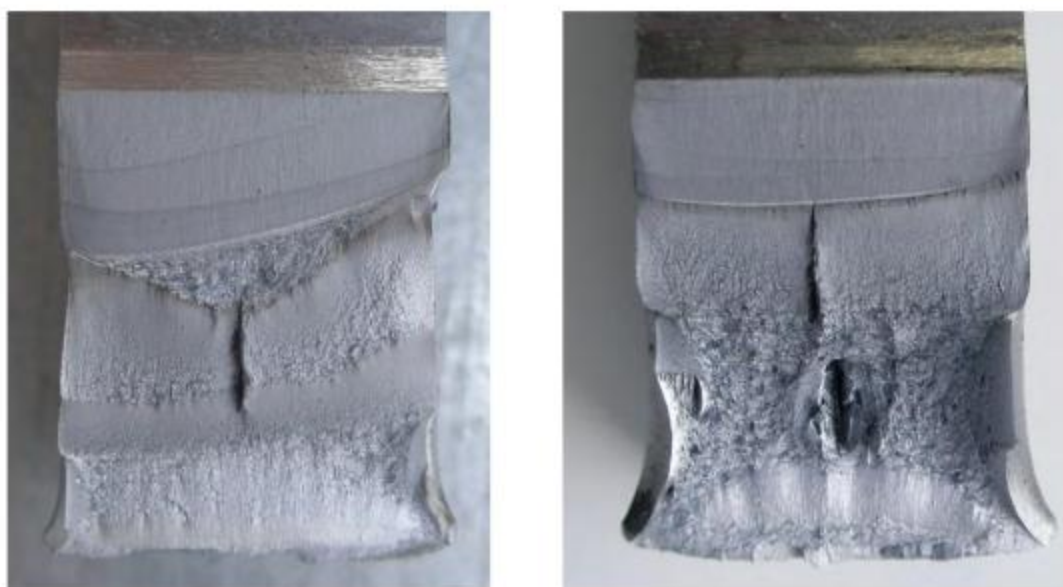


Рисунок 5.8. Момент появления расщеплений в изломе образцов из стали Б8.

Изначально наличие скачка на диаграмме свидетельствовало о распространении нестабильного разрушения, т.е. скачкообразного увеличения длины трещины. В исследуемых сталях в момент скачка классического нестабильного распространения трещины не происходит. Трещина не распространяется и как такового разрушения не происходит. Часто сталь (конструкция) способна воспринимать большую нагрузку, чем зарегистрирована при скачке. При этом не теряя целостности, т.е. без образования «сквозной» трещины по толщине стенки трубы.

Как видно из данных, представленных рисунке 5.7, самыми низкими характеристиками трещиностойкости обладает сталь Б6. Однако, в сталях Б5, Б7, Б8 также,



хотя и не регулярно, наблюдаются чрезвычайно низкие значения CTOD. Причиной этого заключается в том, что метод определения статической трещиностойкости предназначен для определения параметров трещиностойкости на стадии иницирования трещины (рисунок 5.9), тогда как при проведении полигонных испытаний наблюдается процесс стабильного вязкого распространения трещины. Интуитивно понятно, что чем выше трещиностойкость стали на стадии иницирования трещины, тем, по-видимому, она выше и на стадии ее распространения. В то же время процессы распространения и иницирования разрушения не могут быть отождествлены. Для оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению сталей, следует изучать процесс стабильного вязкого распространения трещины в образце в лабораторных условиях, а не процесс ее инициации.

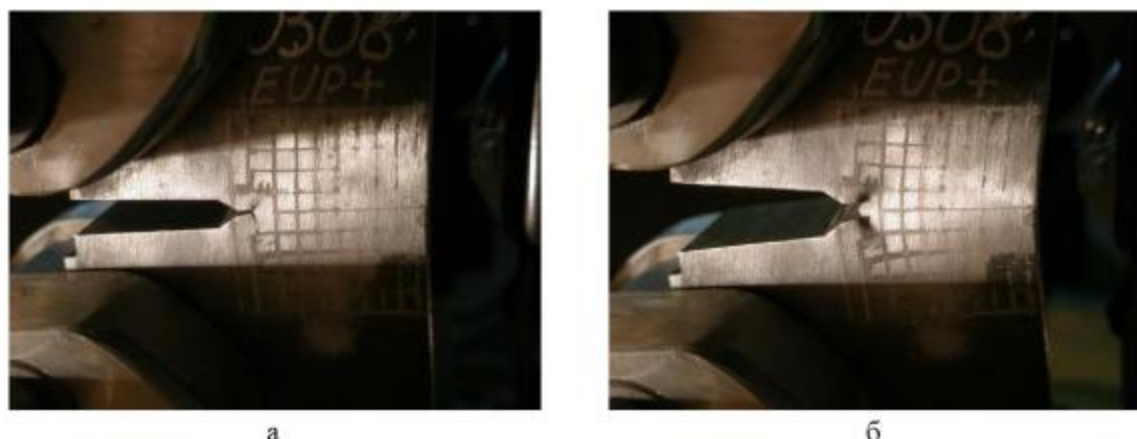


Рисунок 5.9. Фотографии компактного образца: а – в момент определения параметров трещиностойкости; б – при малом приросте трещины.

#### **5.4 Определение трещиностойкости на стадии стабильного вязкого распространения трещины**

Еще одним новым видом механического испытания для определения сопротивления протяженному вязкому разрушению, предлагаемым автором, является испытание на растяжение пластин с краевым надрезом.

Пластины с краевым надрезом испытывались по схеме одноосного растяжения до разрушения. Испытания проводились при комнатной температуре на разрывной машине с максимальным усилием 100 кН.

Для иницирования разрушения использовали надрез шевронного типа, поскольку данный вид надреза позволяет снизить работу иницирования разрушения.

Из исследуемых сталей Б1...Б9 изготовили по два комплекта пластин (в одном комплекте три пластины). Один комплект вырезали из середины толщины стенки, другой у внутренней поверхности трубы. Испытание проводили на пластинах с номинальными размерами 70,8x20x5,75 мм (высота x длина x толщина). Эскиз пластины с указанием размеров и внешний вид пластин показаны на рисунках 5.10, 5.11.

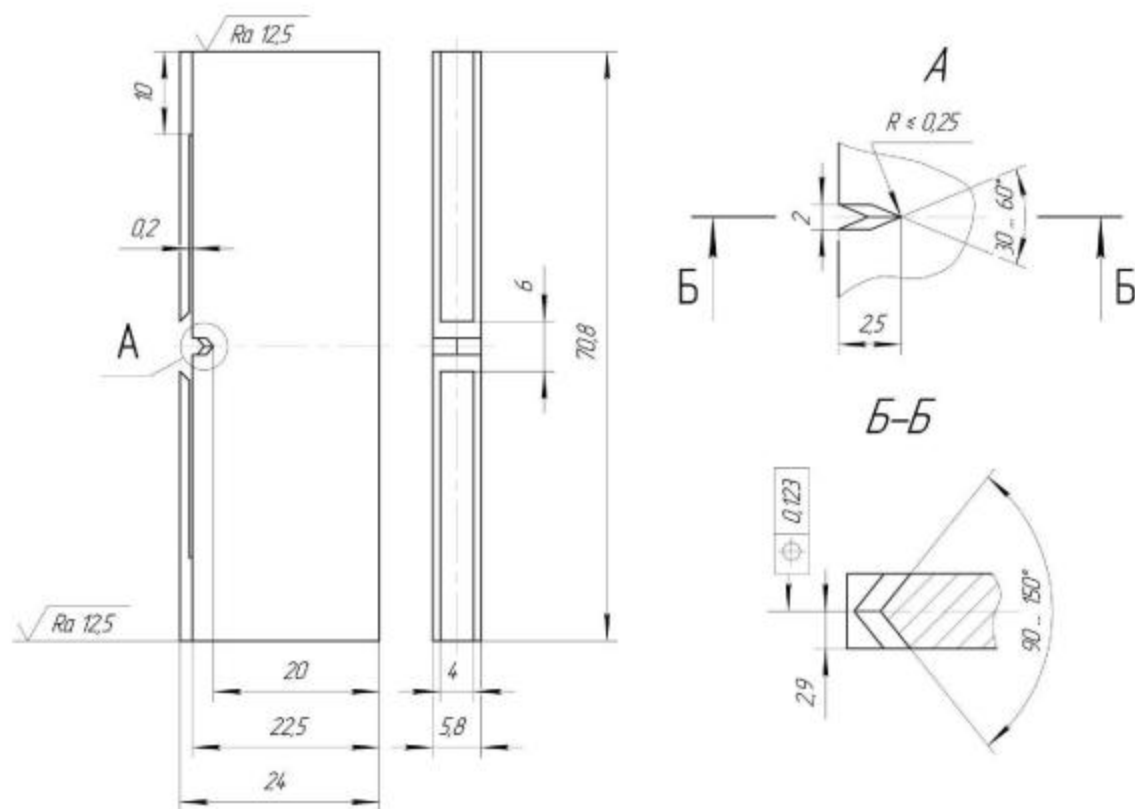


Рисунок 5.10. Эскиз пластины с краевым надрезом.

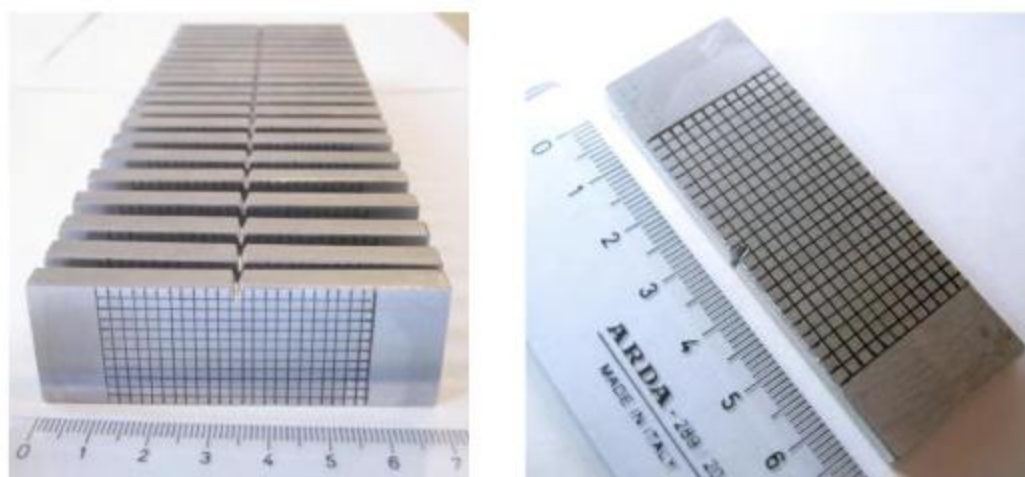


Рисунок 5.11. Внешний вид пластин с краевым надрезом.

Проведение испытаний пластин с надрезом на растяжение позволило зафиксировать процессы инициирования и стабильного вязкого роста трещины в исследуемых сталях. Процесс распространения трещины в пластинах с краевым надрезом, изготовленных из сталей Б5 и Б8, показан на рисунках 5.13, 5.14. Трещина в пластинах распространялась стабильно. Разрушение происходило вязко при напряжениях выше предела текучести.

При испытании пластин с надрезом наблюдается вязкий рост трещины, сопровождающийся образованием зоны пластических деформаций, параметры которой характеризуют способность стали сопротивляться вязкому разрушению. Процесс распространения трещины в сталях выдержавших и не выдержавших полигонное пневматическое испытание сопровождался разным уровнем пластических деформаций. Зона пластических деформаций перед вершиной трещины в стали Б8 (рисунок 5.14) занимает больший объем металла, чем в стали Б5 (рисунок 5.13). Также очевидна качественная разница между изломами пластин из сталей Б5, Б6 и сталей Б7, Б8 (рисунок 5.12). Значительно большее количество расщеплений наблюдается в изломах сталей Б5 и Б6.

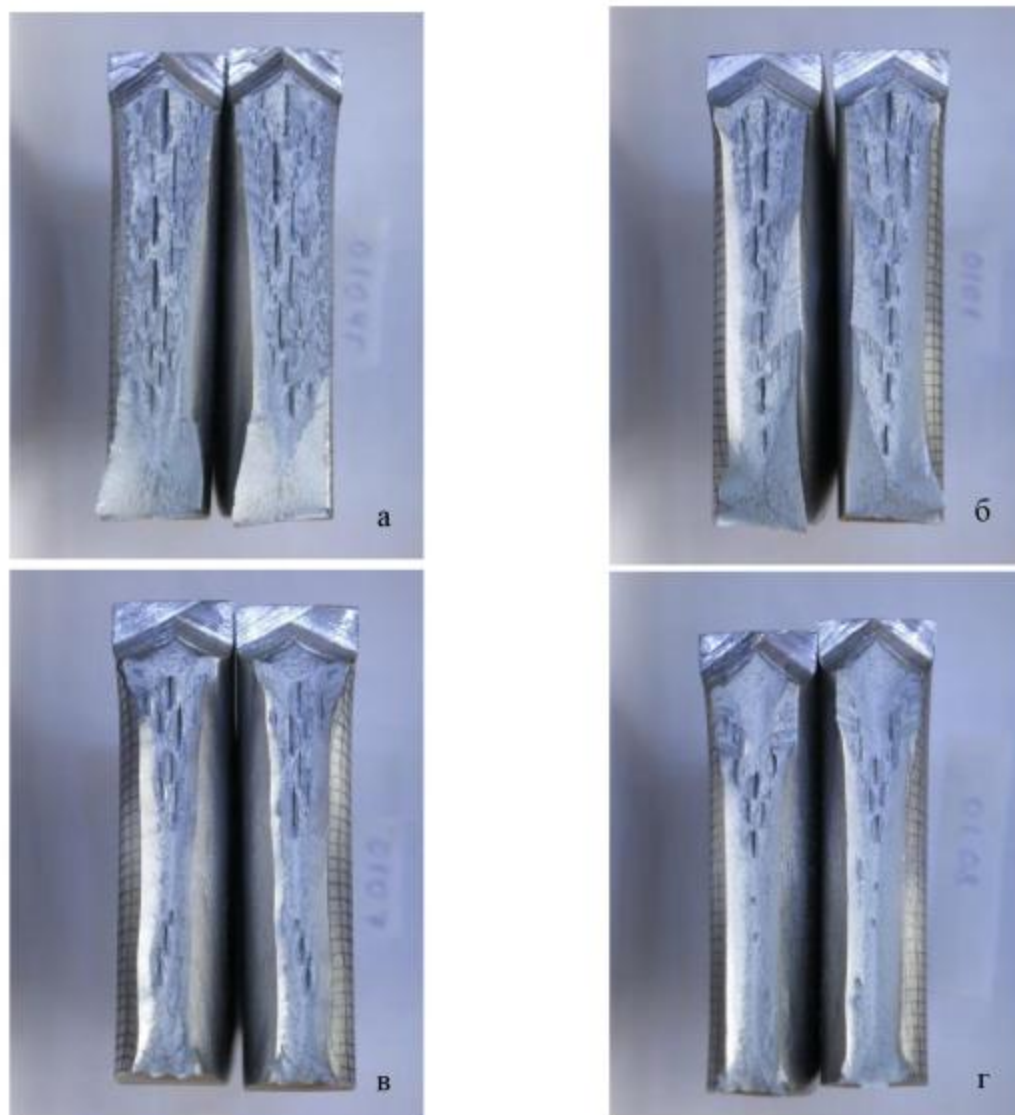


Рисунок 5.12. Фотографии изломов пластин с краевым надрезом:  
а – Сталь Б5, б – Сталь Б6, в – Сталь Б7, г – Сталь Б8.



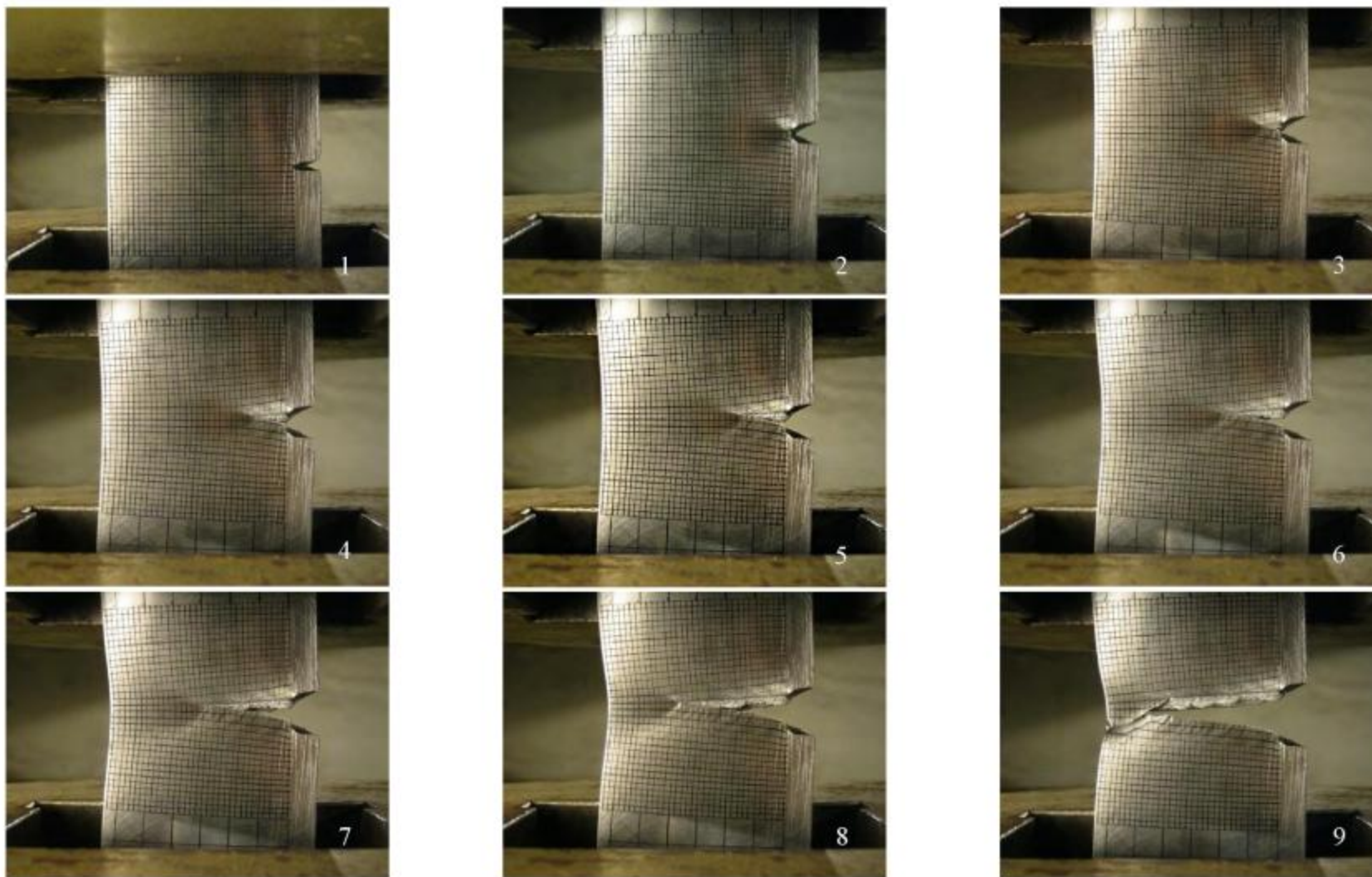


Рисунок 5.13. Испытание пластины с надрезом, изготовленной из стали Б5.

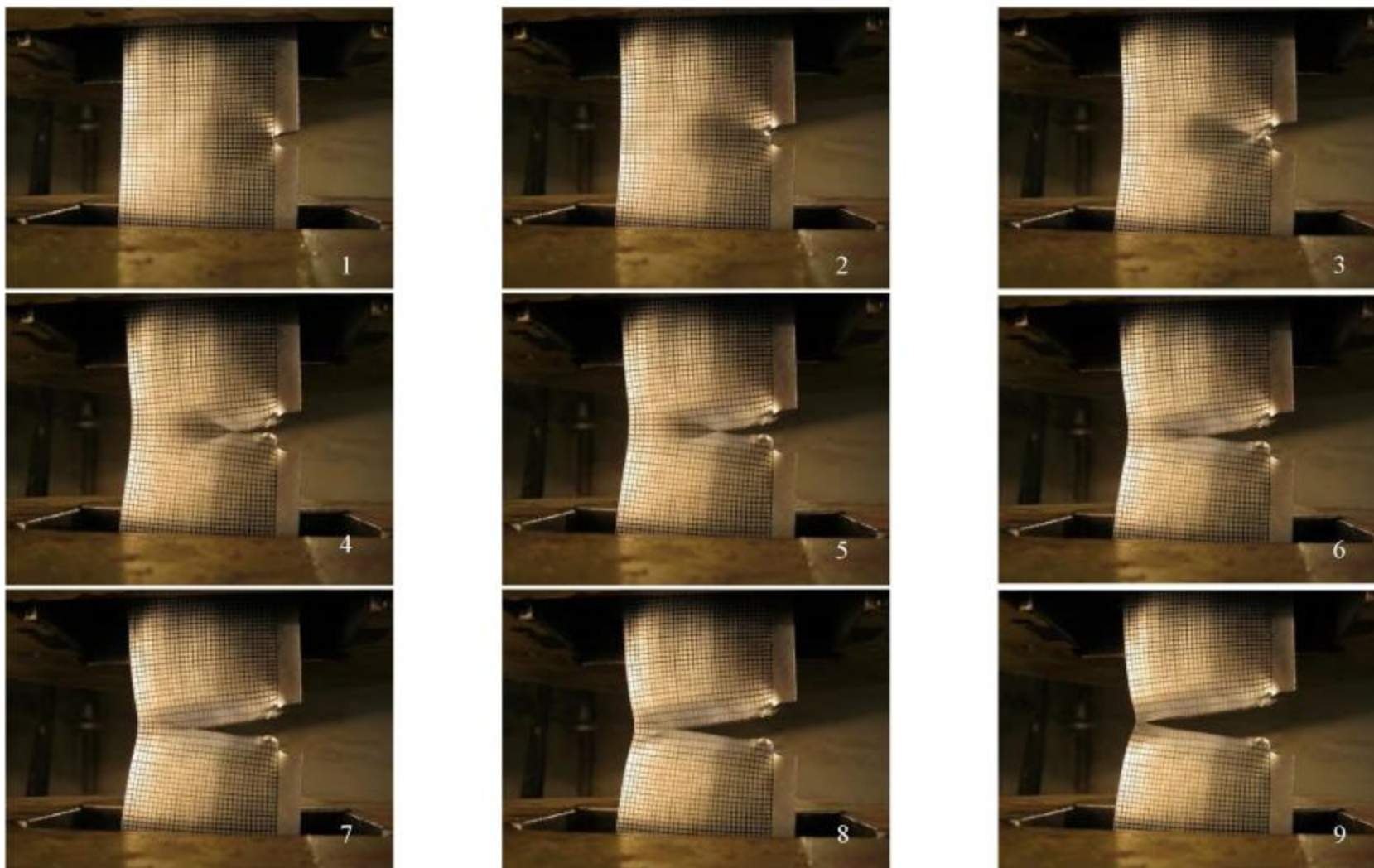


Рисунок 5.14. Испытание пластины с надрезом, изготовленной из стали Б8.

В процессе проведения испытаний регистрировали нагрузку и перемещение берегов надреза. Перемещение берегов надреза определялось с помощью навесного экстензометра, устанавливаемого на ножи (рисунок 5.15). Вырезка ножей выполнялась при помощи электроэрозионного станка. Пример диаграмм «нагрузка – перемещения», записанных при проведении испытаний, показан на рисунке 5.16.

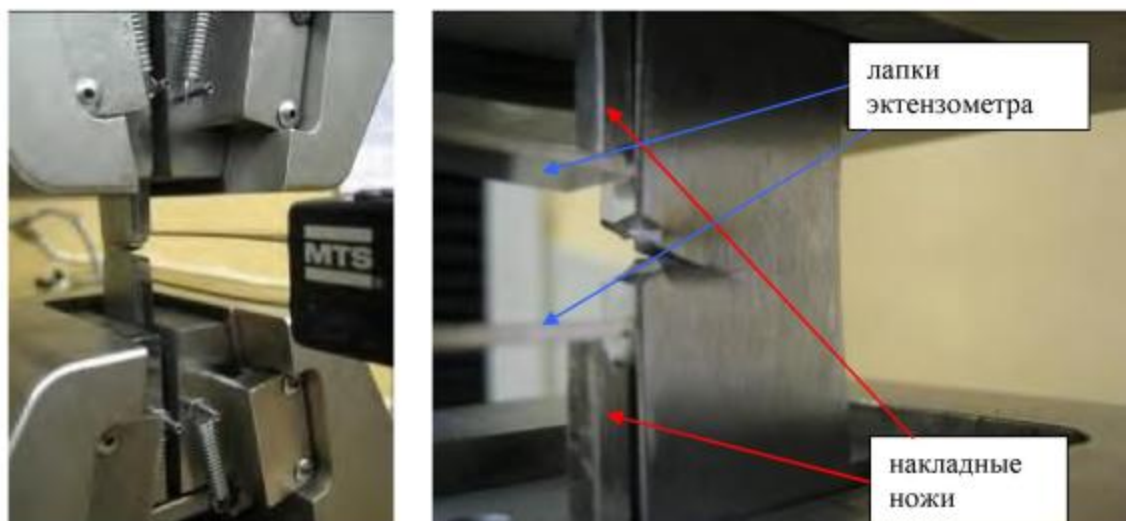


Рисунок 5.15. Внешний вид пластины с краевым надрезом в процессе проведения испытания.

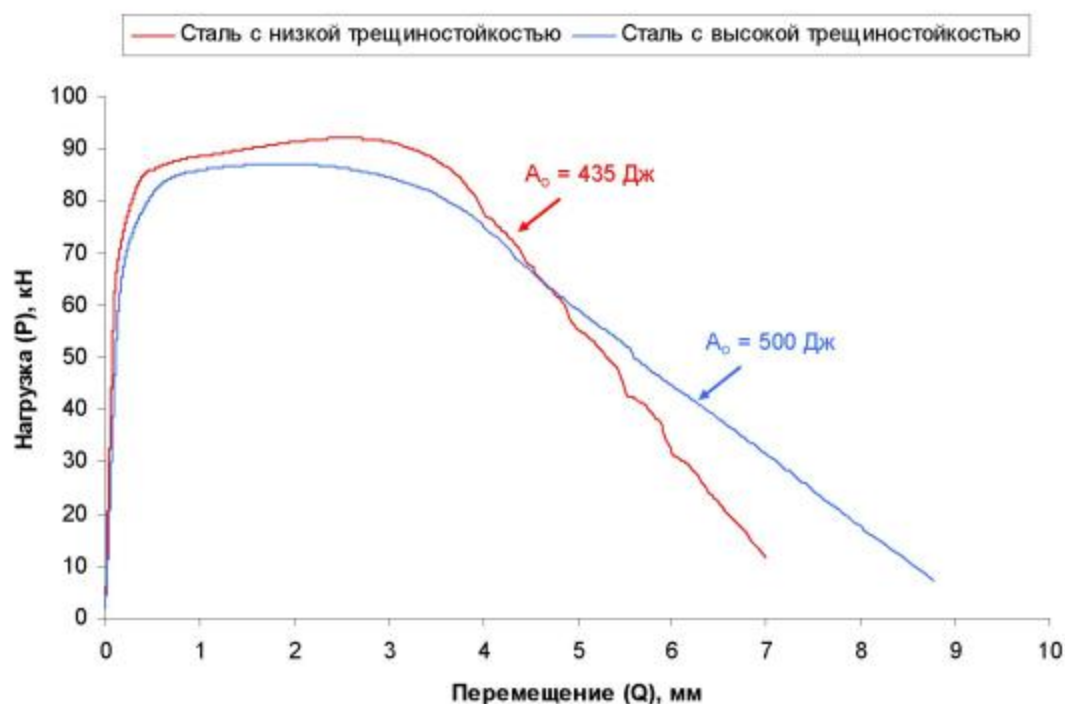


Рисунок 5.16. Диаграммы «нагрузка - перемещение», записанные при проведении испытаний пластин с краевым надрезом на растяжение.  
Сталь Б5 – красный цвет; сталь Б8 – синий цвет.



Количественная оценка результатов испытаний проведена с использованием энергетических подходов к оценки трещиностойкости материала. В качестве критерия трещиностойкости использовалось количество работы затраченное на пластическое деформирование стали до разрушения отнесенное к начальной площади поперечного сечения образца – удельная работа разрушения ( $A_o^{yo}$ , Дж/см<sup>2</sup>).

Работу разрушения образца определяли как площадь под диаграммой «нагрузка - перемещение» ( $P-Q$ ) по квадратурной формуле трапеции:

$$A_o = \int_0^{Q^{kon}} P(Q)dQ = \sum_{i=0}^k \frac{P_i + P_{i+1}}{2} (Q^{i+1} - Q^i), \text{ [Дж]} \quad (5.1)$$

где:  $Q^{kon}$  – конечное значение удлинения, мм;

$k$  – количество точек (узлов), в которых определены значения  $P$  и  $Q$ ;

$i = 0 \dots k$  – индекс узла.

Удельную работу разрушения определяли на рабочей части образца высотой равной шести толщинам образца. По три номинальных толщины образца в каждую сторону от надреза. Удельная работа разрушения образца  $A_o^{yo}$  равна сумме удельных работ зарождения  $A_s^{yo}$  и распространения  $A_p^{yo}$  трещины в образце:

$$A_o^{yo} = A_s^{yo} + A_p^{yo} = \frac{A_s}{S_o} \cdot \frac{h_o}{h_1} + \frac{A_p}{S_o} = \frac{1}{S_o} \left( \frac{h_o}{h_1} A_s + A_p \right), \text{ [Дж/см}^2\text{]}, \quad (5.2)$$

При определении удельной работы распространения трещины пренебрегали упругой энергией, высвобождающейся в момент разрушения образца, поскольку ее величина незначительна и составляет менее 0,3% от определяемой величины.

Результаты испытания пластин из сталей Б1...Б8 показаны на рисунке 5.17. В исследуемых сталях К65 наблюдается градиент свойств по толщине стенки трубы. При этом значения удельной работы распространения трещины у сталей выдержавших и не выдержавших полигонное испытание у внутренней поверхности трубы близки, а по середине толщины стенки существенно отличаются. По-видимому, основной причиной отрицательных результатов полигонных испытаний труб из сталей Б3, Б5, Б6 является низкое сопротивление разрушению металла, расположенного по середине толщины стенки трубы. Максимальные значения удельной работы разрушения наблюдаются в сталях Б7 и Б8, имеющих феррито-бейнитную микроструктуру, а также в стали Б1, изготовленной по технологии НТР. В стали Б4, имеющей феррито-бейнитный тип микроструктуры с ферритными прослойками, удельная работа разрушения несколько ниже.

Испытание пластин с краевой трещиной на растяжение включено в Р Газпром 133-2013 «Методики оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению высокопрочных сталей на основе комплексных испытаний основного металла труб в заводских и лабораторных условиях». В СТО Газпром 2-4.1-741-2013 «Технические требования к основному металлу труб К65(Х80) и методы их контроля» включено требование к величине удельной работы разрушения пластин с краевым надрезом, вырезанных по середине толщины стенки трубы. Испытания показали, что при величине удельной работы более 380 Дж/см<sup>2</sup> исследуемые стали обладают достаточным сопротивлением протяженному вязкому разрушению для остановки вязкой трещины в

пределах трех труб (рисунок 5.18). Требование распространяется только на основной металл труб диаметром от 1219 до 1422 мм, предназначенных для эксплуатации при рабочем давлении свыше 9,8 МПа.

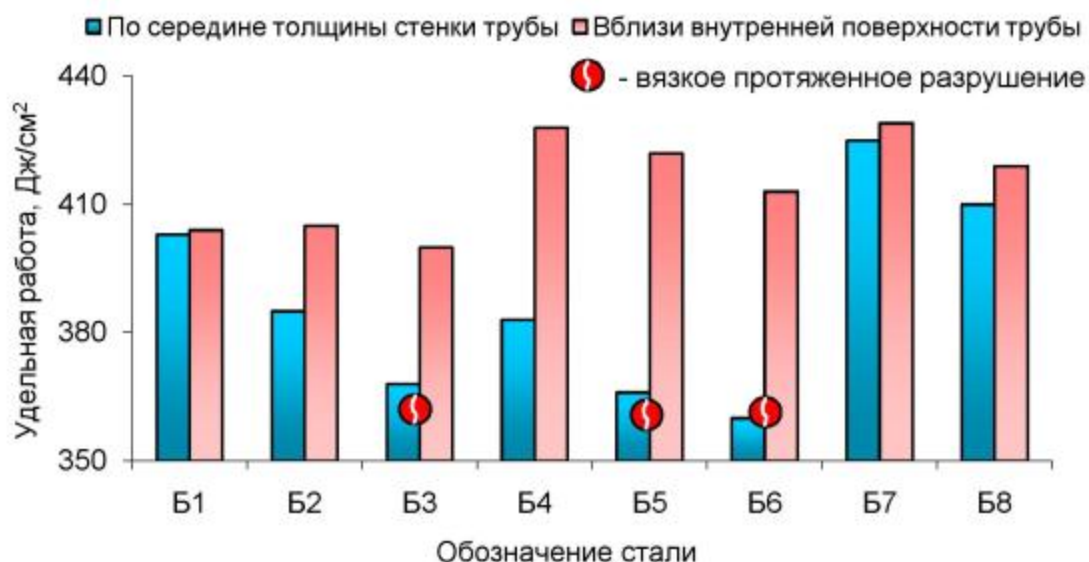


Рисунок 5.17. Результаты испытания пластин с краевым надрезом.

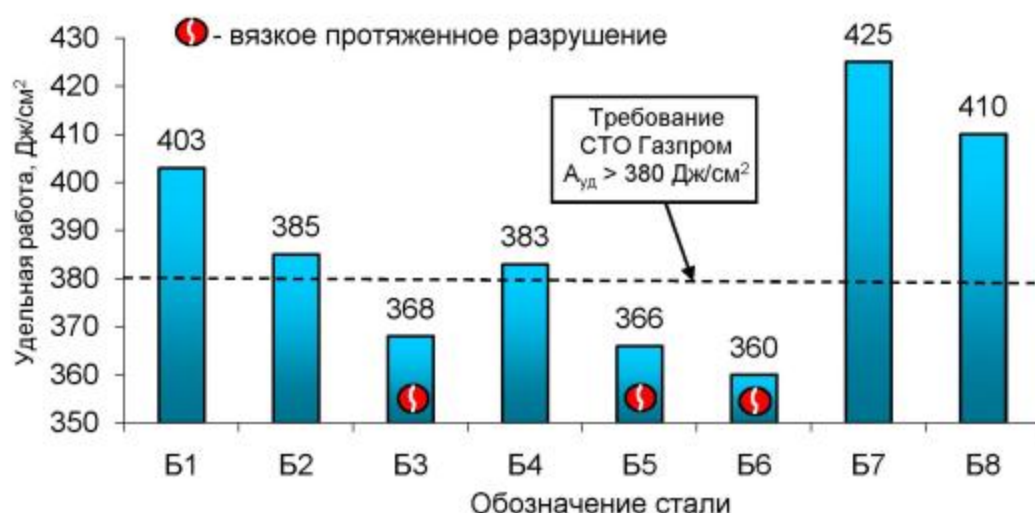


Рисунок 5.18. Удельная работа распространения трещины в пластинах, вырезанных в середине толщины стенки труб.

Требование к проведению испытаний пластин с краевым надрезом на растяжение указано в СТО Газпром 2-4.1-741-2013 в качестве факультативного, поскольку данный вид испытаний более трудоемкий, по сравнению с испытанием на ударный изгиб после предварительной пластической деформации, к тому же для изготовления пластин необходимо специализированное оборудование. Тем не менее, данный вид испытания позволяет надежно оценить качество основного металла труб К65, изготовленного по различным технологиям ТМСП и может быть проведен по требованию заказчика, как при производстве опытных партий (аттестационные испытания), так и при серийном производстве труб.

## Выводы по пятой главе

1. Испытания на ударный изгиб и по определению статической трещиностойкости не позволяют надежно оценить сопротивление протяженному вязкому разрушению высокопрочных трубных сталей К65. При проведении испытаний на ударный изгиб не происходит разрушения ударного образца, вследствие высокой вязкости испытуемых сталей. Испытание по определению статической трещиностойкости предназначены для определения показателей трещиностойкости на стадии инициирования разрушения, а не на стадии его стабильного распространения. Корреляция между результатами испытаний ударный изгиб и статическую трещиностойкость с результатами полигонных пневматических испытаний труб слабая.

2. На основании особенностей разрушения зафиксированных при проведении полигонных пневматических испытаний труб, разработаны две новые методики проведения механических испытаний для определения сопротивления протяженному вязкому разрушению основного металла труб К65: испытание предварительно деформированных образцов на ударный изгиб и испытание пластин с краевым надрезом на растяжение. Для каждого метода определены критерии, выполнение которых гарантирует остановку вязкого протяженного разрушения в пределах трех труб. Новые методики испытаний и критерии включены в нормативные документы ОАО «Газпром» с целью предупреждения распространения протяженного вязкого разрушения в современных МГ высокого давления.

3. Стали К65 с феррито-бейнитным типом микроструктуры без вытянутых в направления прокатки «вторых» фаз (Б7, Б8) способны обеспечить более высокое сопротивление протяженному вязкому разрушению, чем стали с микроструктурой другого типа. К этой же группе сталей можно отнести сталь Б1, обладающую низкой склонностью к образованию расщеплений. Сталь Б4 с феррито-бейнитным типом микроструктуры с прослойками феррита также обладает достаточным уровнем вязких свойств для остановки вязкого протяженного разрушения в пределах трех труб.



## Общие выводы по работе

1. Комплекс свойств современных высокопрочных трубных сталей К65 и сталей К60 с повышенной вязкостью обеспечивается посредством получения следующих трех типов структур: феррито-бейнитная, феррито-бейнитная с прослойками феррита и феррито-бейнитная с дисперсионным распределением МА-составляющей. В феррито-бейнитных сталях, изготовленным по технологии ТМСП (Б2, Б3, Б5...Б8), основной структурной составляющей является бейнитная  $\alpha$ -фаза, состоящая из игольчатого и небольшого количества ГБ. Количество феррита незначительно. В качестве «вторых» фаз выступают МА-составляющая и вырожденный перлит. Стали изготовленные по технологии НТР (Б1) также имеют феррито-бейнитную микроструктуру, однако основной структурной составляющей в данных сталях является квазиполигональный феррит. Особенностью данных сталей являются относительно большой размер структурных составляющей и отсутствие вытянутости структурных составляющих в плоскости прокатки. Последнее обуславливает их меньшую склонность к образованию расщеплений. Феррито-бейнитные стали с прослойками феррита (Б4, Б9), характеризуются большим количеством полигонального феррита в микроструктуре (до 50%). Необходимый уровень прочности данных сталей достигается посредством образования более мелкодисперсного бейнитной  $\alpha$ -фазы. Стали с феррито-бейнитной микроструктурой с дисперсионным распределением МА-составляющей (А3), изготовленные по технологии ТМСП с применением операции дополнительной термообработки, характеризуются градиентом микроструктур по толщине. Микроструктура внутренних слоев представляет собой смесь феррито-бейнитной  $\alpha$ -фазы с значительным количеством равномерно распределенной МА-составляющей, имеющей размер до 15 мкм. Микроструктура внешних слоев состоит из  $\alpha$ -фазы полигональной и реечной морфологии с точечными выделениями карбидных фаз. Градиент микроструктур по толщине стенки трубы в той или иной мере присутствует абсолютно во всех исследованных трубных сталях. Для внутреннего слоя характерно наличие большего количества высокоуглеродистых структурных составляющих, что обусловлено относительно более низкой скоростью его охлаждения и, как следствие, большим развитием диффузионных процессов. Во внешних слоях наблюдаются более мелкодисперсные структурные составляющие.

2. Стали с феррито-бейнитным типом микроструктуры обладают более высокими прочностными свойствами ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_b$ ), высоким отношением  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ , ударной вязкостью и сопротивлением протяженному вязкому разрушению по сравнению со сталями с микроструктурой других типов. Комплекс механических свойств феррито-бейнитных сталей с ферритными прослойками (Б4, Б9) зависят от соотношения, расположения, размеров и свойств феррита и бейнитной  $\alpha$ -фазы. Сталь Б9 с количеством полигонального феррита порядка 50% и более дисперсной бейнитной  $\alpha$ -фазой имеет комплекс механических свойств близкий к сталям с феррито-бейнитным типом микроструктуры. Феррито-бейнитная сталь с ферритными прослойками Б4, а также феррито-бейнитная сталь с дисперсионным распределением МА-составляющей (А3) имеют комплекс свойств характерный для сталей с повышенной деформируемостью, областью применения которых является строительство газопроводов в районах повышенной подвижности грунтов и сейсмической активности.

3. Низкое сопротивление протяженному вязкому разрушению части исследуемых феррито-бейнитных сталей (Б3, Б5, Б6) связано с их повышенной склонностью к

образованию расщеплений, которые приводят к снижению энергоемкости разрушения посредством образования множественной шейки. Склонность к образованию расщеплений феррито-бейнитных сталей БЗ, Б5, Б6 обусловлена наличием в их микроструктуре повышенного содержания вырожденного перлита и МА-составляющей, имеющих форму, вытянутую в направлении прокатки. Вырожденный перлит и МА-составляющая образуют характерные прерывистые «полосы» длиной до 100 мкм по границам исходного зерна аустенита, которые являются местами образования расщеплений.

4. Уровень трещиностойкости участка крупного зерна вблизи ЛС зависит от типа и параметров внутризеренной микроструктуры. Размер исходного аустенитного зерна является второстепенным фактором. Наиболее предпочтительными типами микроструктур для участка крупного зерна вблизи ЛС, позволяющими обеспечить высокий уровень CTOD, являются: мелкодисперсный игольчатый бейнит, видманштеттов феррит и реечный бейнит. Низкие значения CTOD наблюдаются при образовании на участке крупного зерна вблизи ЛС грубого игольчатого и глобулярного бейнита.

5. Благоприятные типы микроструктур на участке крупного зерна вблизи ЛС формируются при малом суммарном содержании Nb и V (менее 0,04%), а также при повышенном содержании в Ni, Cu, Cr в основном металле труб. На основании проведенных исследований разработана концепция легирования листового проката К60, К65, позволяющая обеспечить заданный уровень прочностных и вязких свойств и удовлетворительный уровень свариваемости.

6. Корреляционный анализ показал наличие существенной связи между содержанием карбидообразующих элементов (Nb, V, Ti), погонной энергией сварки и размером аустенитного зерна (коэффициент множественной корреляции равен 0,87). Методами регрессионного анализа установлен вид уравнения регрессии и его коэффициенты для исследуемых сталей. Коэффициент детерминации полученной зависимости равен 0,76.

7. Способность труб К60, К65 к остановке протяженного вязкого разрушения определяется объемом и интенсивностью пластических деформаций металла перед вершиной вязкой трещины, которые максимальны на стадии зарождения разрушения, затем резко снижаются и далее мало меняются на стадии его распространения.

8. Разработана методика определения энергоемкости разрушения труб, основанная на измерениях зоны пластических деформаций стенок труб вдоль траектории распространения трещины с последующим определением работы пластической деформации по кривым деформационного упрочнения основного металла труб. Выполненные расчеты показали, что энергоемкость разрушения труб на стадии стабильного вязкого распространения трещины выдержавших полигонное испытание более 1400 Дж/см<sup>2</sup>, не выдержавших испытание 1000-1400 кДж/см<sup>2</sup>. При распространении разрушения вдоль спирального сварного шва энергоемкость не превышает 200 Дж/см<sup>2</sup>.

9. Сварные швы благодаря геометрическим размерам и повышенным прочностным свойствам лишь в определенной степени затрудняют распространение вязкого протяженного разрушения. Степень их влияния на процесс распространения вязкого протяженного разрушения зависит от того насколько сильное упрочнение они создают в направлении распространения разрушения. Кольцевые сварные соединения вследствие относительно малой площади поперечного сечения и их склонности к дефектам не оказывают существенного влияния на процесс вязкого протяженного разрушения. Наличие спирального сварного шва может привести к повороту вязкой трещины и разворачиванию трубы (распространению разрушения) вдоль заводского сварного шва. При этом локальная

хрупкость сварного шва не проявляется. Разрушение происходит по вязкому механизму с минимальной энергоемкостью. При расположении заводского сварного шва прямошовной трубы в направлении траектории движения трещины смены механизма разрушения с вязкого на хрупкий не происходит. Трещина отклоняется от прямолинейно траектории и распространяется в кольцевом направлении.

10. Данные полученные при проведении полигонных пневматических испытаний и гидравлических испытаний труб показали, что локальная хрупкость сварных соединения оказывает существенное влияние на несущую способность труб только при инициировании разрушения в сварном соединении (в металле шва или по ЛС). В этом случае возникает хрупкая трещина, которая распространяется по ЛС сварного соединения тем дальше, чем ниже уровень трещиностойкости данной зоны. Этот вид разрушения является чрезвычайно опасным, поскольку трещина распространяется с большой скоростью (много больше скорости декомпрессии газа), в результате чего создаются благоприятные условия для возникновения протяженного вязкого разрушения. При этом уровень давления, при котором происходит разрушение одинаковый при расположении продольного дефекта в основном металле, металле сварного шва и по ЛС сварного шва.

11. Испытания на ударный изгиб и по определению статической трещиностойкости не позволяют надежно оценить сопротивление протяженному вязкому разрушению высокопрочных трубных сталей К65. При проведении испытаний на ударный изгиб не происходит разрушения ударного образца, вследствие высокой вязкости испытуемых сталей. Испытание по определению статической трещиностойкости предназначены для определения показателей трещиностойкости на стадии инициирования разрушения, а не на стадии его стабильного распространения. Корреляция между результатами испытаний ударный изгиб и статическую трещиностойкость с результатами полигонных пневматических испытаний труб слабая.

12. На основании особенностей разрушения, зафиксированных при проведении полигонных пневматических испытаний труб, разработаны две новые методики проведения механических испытаний для определения сопротивления протяженному вязкому разрушению основного металла труб К65: испытание предварительно деформированных образцов на ударный изгиб и испытание пластин с краевым надрезом на растяжение. Для каждого метода определены критерии, выполнение которых гарантирует остановку вязкого протяженного разрушения в пределах трех труб. Новые методики испытаний и критерии включены в нормативные документы ОАО «Газпром» с целью предупреждения распространения протяженного вязкого разрушения в современных МГ высокого давления.



1. Fazackerley, W.J., Manuel, P.A., Christensen, L. "First X-80 HSLA pipeline in the USA, International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry, 2006, P. 353–366.
2. Hammond, J. «Development of standards & specifications for high strength steel line pipe». Труды международной научно-технической конференции «Трубы-2006», Челябинск, 2006.
3. Asahi, H., Hara, T., Tzuru, E., Morimoto H. «Development of X120 Ultra-high Strength UOE Linepipe». Int. Seminar "Modern steels for Gas and Oil Transmission Pipelines, Problem and Prospects" Proceedings. Moscow, 2006, P. 237–249.
4. G. Wilkowski, D. Rudland, H. Xu., N. «Sanderson. Effect of Grade on Ductile Fracture Arrest Criteria for Gas Pipelines» // Proceedings of IPC-2006, Canada, Calgary IPC2006-10350.
5. Анучкин М.П., Горицкий В.Н., Мирошников Б.И. «Трубы для магистральных трубопроводов». М.: Недра, 1968. 231с.
6. Эрделен-Пепплер М., Кнауф Г., Хилленбранд Х.-Г., Кальва С., Лиссем А., «Приведут ли дополнительные испытания зоны термического влияния в трубах к повышению безопасности трубопроводов?» // Отраслевой журнал ОАО «Газпром» «Наука и техника в газовой промышленности», №1, 2009.
7. C. Stallybrass, O. Dmitrieva and etc. Effect of base metal composition on the toughness in the heat-affected zone of DSAW-welded large-diameter linepipes
8. Хлусова Е.И., Орлов В.В. Изменение структуры и свойств в зоне термического влияния сварных соединений из низкоуглеродистых судостроительных и трубных сталей // журнал «Металлург», 2012, №9, с. 63-76.
9. Арабей А.Б., Есиев Т.С. О перспективных требованиях ОАО «Газпром», предъявляемых к трубной продукции для новых проектов газопроводов // Труды XIX международной научно-практической конференции «Трубы-2011», Челябинск, сентябрь, 2011.
10. Материалы сайта <http://www.gazprom.ru>
11. Petersen Cl., Corbett K., Fairchild D., Papka Sc., Macia M., "Improving long-distance gas transmission economics: X120 development overview", Proceedings of 4th International Pipeline Conference, Ostend, 2004, pp. 3-29.
12. Glover A., "Application of Grade 550 (X80) and Grade 690 (X100) in Arctic Climates" Proceedings of Int. Conf. "Evaluation and Application of High Grade Linepipes in Hostile Environments", Japan, Yokohama, 2002. pp. 33-52.
13. Дж. М. Грей, М. Карбони, Разработка стали для магистральных трубопроводов // Труды конференции «Северсталь для топливо-промышленного комплекса», Санкт-Петербург, 31 мая, 2012 г.
14. Н. Chunyong Li Ya. Zh. Chuanjing and etc. Применение магистральных труб X80 в Китае // Международный семинар по применению магистральных труб высокой прочности в 2010, 28-29 июня 2010, Ксиан, Китай.
15. Batte A. D., Boothby P. J., Rothwell A. B., Understanding the weldability of niobium-bearing HSLA steels // Proceedings of the International Symposium, Orlando, Florida, USA, 2001.

16. Liu, S., Critical concerns of welding high strength steel pipelines: X-80 and beyond // Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, 2002
17. H.-G. Hillenbrand, M. Graf, C. Kalwa, Development and production of high strength pipeline steels // Seminar «Niobium 2001», USA 02-05 December, 2001.
18. Tsukada K. and etc. Application of on-line accelerated cooling process for plate mill // Nippon Kokan Technical Report. no. 89, 1981, p. 121–132.
19. Л.И. Эфрон, Металловедение в «большой» металлургии // Трубные стали – М.: Металлургиздат, 2012.- 696 с.
20. Singh S.B., Bhadeshia H. K. D. H., Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels // Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing, vol. 245, no. 1, pp. 72-79, 1998.
21. Эфрон Л.И., Термомеханическая прокатка как способ получения высокоэффективных высокопрочных сталей для труб большого диаметра северного назначения // Труды второй научно-технической конференции «Штрипсы и трубы – обеспечение качества», г. Нижний Тагил, 24-25 января, 2002.
22. N. Ishikawa, M. Okatsu, Sh. Endo, “Design concept and production of high deformability Linepipe” // Proceedings of IPC2006, 6th International Pipeline Conference. Calgary, Alberta, Canada 2006.
23. Ishikawa N., Endo Sh., Kondo J., High Performance UOE Linepipes // «JFE» TECHNICAL REPORT No. 7, Jan. 2006.
24. Патент NKK - NIPPON KOKAN, № JP2003082412 A 20030319 [JP2003082412]
25. Ishikawa N., Shikanai N., Kondo J., Development of Ultra-High Strength Linepipes with Dual-Phase Microstructure for High Strain Application // JFE Technical Report No. 12, Oct. 2008.
26. Cuddy J.L., The Effect of Microalloy Concentration on the Recrystallisation of Austenite During Hot Deformation // Proc. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite Pittsburgh, PA August 17-19, 1981, AIME, TMS pp 129-140.
27. J. Malcolm Gray, F. Siciliano, High Strength Microalloyed Linepipe: Half a Century of Evolution // Report of Microalloyed Steel Institute
28. Nishioka K., Ichikawa K., Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization // Sci. Technol. Adv. Mater. 13, 2012
29. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали // М.: Металлургия, 1979, 208 с.
30. Симбухов И. А., Влияние индукционного нагрева на свойства стали категории прочности X120 для газопроводных труб // Сталь, 2013, №1, с. 63-67.
31. Эфрон Л.И., Ильинский В.И., Голованов А.В., Морозов Ю.Д., Металловедческие основы получения хладостойких трубных сталей путем высокотемпературной контролируемой прокатки // Сталь, 2003, №6, с. 69-72.
32. ГОСТ 5640-68. Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты.
33. Wu, J., Wray, P.J., Garcia C.I., Hua, M., DeArdo A.J. Image Quality Analysis: A New Method of Characterizing Microstructures // ISIJ International, Vol. 45 (2005), No. 2, pp. 254–262.
34. Pyshmintsev I.Yu., Arabey A.B., Gervasyev A.M., Boryakova A.N. Effects of microstructure and texture on shear fracture in X80 linepipe designed for 11.8 MPa gas pressure

// International Conference on Pipeline Technology 2009, Ostend, Belgium, October 12-14, 2009.

35. Atlas for Bainitic Microstructures, Vol. 1, Bainitic Comm. of ISIJ, ed. by T. Araki et al, ISIJ, Tokyo (1992)

36. Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. Welding in the World, 1991, vol. 29, No. 7/8, pp. 160-177

37. Смирнов М.А. и др. Классификация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // «Металлург», №7, 2010.

38. G. Krauss, S.W. Thompson, Ferritic Microstructures in Continuous Cooled Low- and Ultralowcarbon Steels // ISIJ International. - 1995. - V. 35, №8. – p. 937-945.

39. И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, В.И. Хлустова, Принцип легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких сварных строительных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – №1 – С. 9-15.

40. Пышминцев И. Ю., Лозовой В.Н., Струин А.О., Проблемы и решения применения высокопрочных труб для магистральных газопроводов нового поколения. Журнал: Наука и техника в газовой промышленности, вып.4., 2009 г.

41. Пышминцев, Мальцева А.Н., Смирнов М.А, Роль структурных составляющих в формировании свойств современных высокопрочных сталей для магистральных трубопроводов // Наука и техника в газовой промышленности. - 2011. - №4. - с. 46-52.

42. Пышминцев И.Ю., Гervashev A.M., Мальцева А.Н., Струин А.О., Особенности микроструктуры и текстуры труб K65 (X80), влияющие на способность материала трубы останавливать протяженное вязкое разрушение // Наука и техника в газовой промышленности. - 2011. - №4. с. 73-78.

43. H. Moritomo and etc./ Welding technology of seam welds for high strength X120 UOE Linepipe / Pipeline Technology Conference 2009, Ostend, 12-14 October

44. Structural Significance of Local Brittle Zones in Pipeline Longitudinal Welds, S. Fredheim, B. Hugaas, S. Bordet. DNV Meeting. 15 March 2012

45. F Heisterkamp, K Hulka and A.D. Batte. Heat affected zone properties of thick section microalloyed steels: perspective. Proceeding AWS International Conference on Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments, Houston, November 1990, pp. 659 - 681

46. C. Shiga. "Effects of Steelmaking, Alloying and Rolling Variables on the HAZ Structure and Properties in microalloyed plate and line pipe". Proceeding AWS International Conference on Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments, Houston, November 1990, pp. 327-350

47. A.B. Rothwell and D.V. Dorling / The toughness properties of girth welds in modern pipeline steels. Proceeding International Conference "HSLA steels: Technology and Applications", ASM, 1984, pp 943-955

48. A.D. Batte, P.R. Kirkwood "Developments in the weldability and toughness of steels for offshore structures". ASM International Symposium, Microalloying 88, Chicago, September 1988, pp. 175-188

49. Иванов А.Ю. Обеспечение комплекса механических свойств зоны термического влияния сварных соединений труб классов прочности X80, X90 на основе исследования



фазовых превращений и структуры // Автореферат диссертации на соискание степени к.т.н., Санкт-Петербург, 2011.

50. Степанов П.П. Оптимизация структуры и свойств сварного соединения толстостенных газопроводных труб класса прочности X70 для подводных трубопроводов // Автореферат диссертации на соискание степени к.т.н., Москва, 2011.

51. N. Ishikawa, J. Kondo "Toughness Evaluation on Seam Weld Strength UOE Linepipe". Proceedings of IPC 2006, September 25-29, 2006, Calgary, Alberta, Canada

52. Костюшенко А.А. и др., Экспериментальные исследования разрушения труб нефтепроводов с коррозионными дефектами на внутренней поверхности // Проблемы прочности №5, 2009.

53. Fu, B., Guttormsen, S., Vu, D.Q., Chauhan, V. and Nokleebye, A., Significance of Low Toughness in the Seam Weld HAZ of a 42-Inch Diameter Grade X70 DSAW Line Pipe: Full Scale Pipe Burst Tests. OMAE2001/MAT-3422.

54. А.Р. Даффи и др., Практические примеры расчета на сопротивление хрупкому разрушению трубопроводов под давлением // Разрушение. Том 5. Расчет конструкций на хрупкую прочность, М., «Машиностроение», 1977.

55. Красовский А.Я., Красико В.Н., Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов // Киев: Наук. думка, 1990

56. W.Maxey, J. F.Keifner, R. J. Eiber, Ductile Fracture Arrest in Gas Pipelines // A.G.A. catalogue, number L32176, May 1976.

57. Струин А.О., Пышминцев И.Ю., Мартынова Н.А., Насыбулина Е.Р., Валов М.А. Оценка трещиностойкости трубных сталей X80 // Сборник трудов международной конференции «Производство, испытания и практическое использование труб большого диаметра категории прочности X80/X90», Россия, Москва, 2013.

58. D. Rudland, G. Wilkowski, B. Rothwell. The Effect of Soil Properties on the Fracture Speeds of Propagation Axial Cracks in Line Pipes Steels. International Pipeline Conference, 2006. IPC2006-10086

59. H. Makino and etc., Natural Gas Decompression Behavior in High Pressure Pipelines // ISIJ International, Vol. 41, No. 4, pp. 389–395, 2001.

60. T. Inoue, H. Makino, Sh. Endo, T. Kubo, T. Matsumoto, Метод моделирования распространения вязкого разрушения трубопроводов транспортирующих природный газ // Материалы тринадцатой (2003г) Международной по прибрежной и полярной инженерии, США, Май 25–30, 2003.

61. Анализ динамического вязкого разрушения для испытания до разрушения под давлением воздуха для проекта «Ямал» // Доклад на семинаре «JFE – Газпром», 27 мая, 2008.

62. М.П. Анучкин, Б.И. Мирошниченко, О методе оценки сопротивления труб магистральных газопроводов разрушению // Отчет УралНИТИ, 1983.

63. E. Sugie, M. Matsuoka, T. Akiyama, H. Mimura, Y. Kawaguchi, A Study of Shear Crack propagation in Gas-Pressurized Pipelines // Journal of Pressure Vessel Technology, ASME, 104(1982), p. 338.

64. F. Bonomo, M. Bramanter, M. Spedaletti. // Inf. conf. of Fracture Mechanics. Rome. 1980. P. 567–578.

65. Maxey W.A, Kiefner J.R., Eiber R.S., // Proc. of the 12-th WorldGas Conf. Int. Gas. Union. Paris. 1973. P. 66–72.

- 
66. Kawaguchi Y., Tsukamoto M., Sumitomo Y. // Trans. ISIJ. 1982. V. 22. P. 617–623.
67. ГОСТ 1497. Металлы. Метод испытаний на растяжение.
68. ГОСТ 9454. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженной, комнатной и повышенных температурах.
69. ГОСТ 6996. Сварные соединения. Методы определения механических свойств.
70. ГОСТ Р ИСО 6507- 2007. Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения.
71. BS 7448-1. Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of K<sub>Ic</sub> critical CTOD and critical J values of metallic materials
72. BS 7448-2. Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of K<sub>Ic</sub> critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials
73. Р Газпром 133-2013 «Методики оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению высокопрочных сталей на основе комплексных испытаний основного металла труб в заводских и лабораторных условиях», в печати. Дата выхода Рекомендаций: ноябрь 2014 г.
74. Методика гидравлических приемочных испытаний электросварных труб для магистральных и г промысловых трубопроводов. Разраб.: ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Москва, 2009
75. СТО Газпром 2-2.3-112-2007. Методические указания по оценке работоспособности участков магистральных газопроводов с коррозионными дефектами
76. П.М. Созонов, С.В. Трапезников. Создание и опыт работы полигона для пневматических испытаний труб на рабочее давление 11,8 МПа. Сб. док.: Международная научно-практическая конференция «Трубы-2008», 2008г.
77. Pumpyskiy D.A., Lobanova T.P., Pyshmintsev I.Yu., Arabey A.B., Stolyarov V.I., Kharionovsky V.V., Struin A.O., Crack Propagation and Arrest in X70 1420x21.6 mm Pipes for New Generation of Gas Transportation System // Proceedings of «IPC2008», 7th International Pipeline Conference, September 29 - October 3, 2008, Calgary, Alberta, Canada.
78. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А., Глебов А.Г., Струин А.О., Гервасьев А.М. О структурных причинах шиферности вязких изломов толстолистовой стали // Известия ВУЗов. Черная металлургия, №9, 2009. С. 9-15.
79. Гуляев А.П. Металловедение // Учебник для ВУЗов. 6-ое издание перераб и доп. М.: Металлургия, 1986, 346 с.
80. Pyshmintsev I.Yu., Gervasiev A.M., Struin A.O., Olalla V.C., Arabey A.B., Petrov R.H., Kestens L.A.I., X80 Pipeline Steel Characteristics Defining the Resistance to Ductile Fracture Propagation // Proceedings of 6th International Pipeline Technology Conference, 6-9 October, 2013, Ostend, Belgium.
81. Струин А.О. Оценка трещиностойкости высокопрочных труб большого диаметра группы прочности X80(K65) // Труды конференция аспирантов и докторантов в ЮУрГУ, Россия, Челябинск, 2009.
82. А.М. Гервасьев, И.Ю. Пышминцев, А.О. Струин, В. Карретеро Олалла, Р.Х. Петров, Л.А.И. Кестенс, А.Б. Арабей, Параметры микроструктуры газопроводных сталей X80 после ВТО и традиционной КТМО // Международная конференция, «Микролегированные трубные стали для нефтегазовой отрасли» Москва, 2-4 апреля, 2013.
83. Р.П. Полянский, В.И. Пастернак, Трубы для нефтяной и газовой промышленности за рубежом // М., Недра, 1979, 215 с.

- 
84. Strain-Based design of pipelines. Report. Project No. 45892GTH. EWI, 2003.
85. M. Carr and etc., Local buckling of pressurised seamless linepipe: results of the SAFEBUCK JIP // Pipeline Technology Conference, Ostend, 12-14 October 2009
86. G. Mannicci, G. Demofonti, Control of Ductile Fracture Propagation in X80 Gas Pipeline // International Pipeline Technology Conference, Beijing, 2010.
87. T.L. Anderson, Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications. Second Edition // CRC Press, 1995.
88. Д. Броек, Основы механики разрушения // М: Высшая школа, 1980.
89. Сварка. Резка. Контроль. Справочник в двух томах. Под общ. редакцией Алешина Н.П., Чернышева Г.Г. и др. М.: Машиностроение, 2004.
90. Тайц Н.Ю., Технология нагрева стали. М., Металлургиздат, 1962. 568 с., стр. 547.
91. Дж. Демофанти. Влияние пластической деформации на характер распространения трещины в высокопрочных газопроводах. Материалы междунациональной конференции: «Производство, испытания и практическое использование труб большого диаметра категории прочности X80/X90», Москва, 6-7 апреля, 2011.
92. А.Б. Арабей, И.Ю. Пышминцев, М.А. Штремель, А.Г. Глебов, А.О. Струин, А.М. Гервасьев. Сопротивление сталей класса прочности X80 распространению вязких трещин в магистральных газопроводах // Известия ВУЗов. Черная металлургия, 2009, №9, с. 3-8.
93. Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., Есиев Т.С., Струин А.О., Валов М.А., Насыбулина Е.Р. Энергоемкость разрушения трубных сталей класса прочности K65 (X80) // Наука и техника в газовой промышленности, 2011, №4, с. 63-72.
94. Людвиг П. Основы технологической механики // Расчеты на прочность. Сборник статей, вып.15. — М.: Машиностроение, 1971. — С. 130-165.
95. I.Yu. Pyshmintsev, T.P. Lobanova, A.B. Arabey, P.M. Sozonov, A.O. Struin, Crack Arrestability and Mechanical Properties of 1420mm X80 Grade Pipes Designed for 11.8 MPa Operation Pressure // International Pipeline Technology Conference 2009, Ostend, 2009.
96. Пышминцев И.Ю., Столяров В.И., Казачков В.И., Беляев К.В. Харионовский В.В., Травин Н.Н., Струин А.О. Применение высококачественных труб – гарантия от лавинообразного разрушения трубопровода высокого давления // Территория Нефтегаз, 2007, №10.
97. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Струин А.О., Есиев Т.С., Яковлев С.Е. К вопросу о влиянии локальной хрупкости сварного соединения труб большого диаметра на их конструктивную прочность // Известия ВУЗов. Черная металлургия, 2010, №9.
98. Pyshmintsev. I.Yu., Struin A.O., Lozovoy V.N., Arabey A.B., Esiev T.S., Crack Nucleation and Propagation in High Strength Welded Pipes // Proceedings of International Seminar «Welding of High Strength Pipeline Steels», 27-30 November 2011, Araxa, Brazil.
99. Br. Leis, Charpy impact test and its applications // Journal of Pipeline Engineering, Vol.13, №3.
100. A. Struin, Ductile Fracture Energy of X80 Linepipe Steels. New laboratory tests for predicting full scale crack arrestability // Report for Round Table «Ductile fracture mechanisms», 9-10 February, Rome, Italy, 2012.
101. СТО Газпром 2-4.1-741-2013 «Технические требования к основному металлу труб K65(X80) и методы их контроля», в печати. Дата выхода стандарта: ноябрь 2014 г.