

На правах рукописи

Струин Алексей Олегович

**ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ ТРУБ БОЛЬШОГО
ДИАМЕТРА КЛАССОВ ПРОЧНОСТИ K60, K65 ИЗ
МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ФЕРРИТО-БЕЙНИТНЫХ СТАЛЕЙ**

**Специальность - 05.16.01 Металловедение и термическая обработка
металлов и сплавов**

АВТОРЕФЕРАТ

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

**Челябинск
2014**

Работа выполнена в Открытом Акционерном Обществе «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности».

Научный руководитель: доктор технических наук,
Пышминцев Игорь Юрьевич
(ОАО «РосНИТИ»)

Официальные оппоненты: доктор технических наук,
Настич С.Ю.
(ФГУП «ЦНИИЧЕРМЕТ им. И. П. Бардина»)

кандидат технических наук,
Сазонов Ю.Б. (НИТУ «МИСиС»)

Ведущее предприятие ОАО «Челябинский Металлургический
Комбинат».

Защита диссертации состоится «02» октября 2014 года в 15³⁰ на заседании диссертационного совета Д 212.132.08 при НИТУ «МИСиС» по адресу 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4., ауд. Б-607.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИТУ «МИСиС» и на сайте www.misis.ru.

Автореферат разослан «___» _____ 2014 года.

Ученый секретарь диссертационного
совета Д 212.132.08, д.ф.-м.н.

 С.И. Мухин

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Устойчивое увеличение объема потребления энергоресурсов, основным источником которых являются углеводороды требует развития системы транспорта природного газа в Российской Федерации путем строительства новых магистральных газопроводов в сложных условиях в районах Севера, Восточной Сибири, Дальнего Востока. Для повышения пропускной способности, газопроводы проектируют на повышенное давление, не применяемое ранее. При этом большинство новых проектов отличаются экстремально низкими температурами строительства и эксплуатации.

В этих условиях представляется экономически выгодным применение труб большого диаметра, изготовленных из сталей высоких классов прочности (K65 и выше). Опыт применения труб высоких классов прочности при строительстве магистральных газопроводов на территории РФ ограничен. Единственным проектом магистрального газопровода 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 вязкие свойства сварных соединений в сравнении со свойствами основного металла трубы.

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 классов прочности K46-K60 с ударной вязкостью не более 125 Дж/см². Развитие технологий сталеплавленного, листопрокатного и трубного производств сделало возможным получение новых типов микроструктур, в результате чего были созданы новые высокопрочные стали для труб класса прочности K65 и выше, а также существенно улучшены вязкие свойства стали широко применяемой для труб класса прочности K60. Очевидно, что существующие подходы к определению уровня вязких свойств основного металла, необходимого для предотвращения протяженного разрушения, нуждаются в серьезной корректировке применительно к новым сталям. На основе изучения особенностей распространения вязких трещин в трубах с различными типами микроструктур, формирующимися в современных малоуглеродистых сталях при термомеханической обработки исходного листа, можно констатировать, что новые методы находятся на стадиях достаточно далеких от завершения и принятия инженерным сообществом, их разработка и проверка является актуальной задачей.

Использование новых трубных сталей закономерно привело к необходимости повышения комплекса механических свойств сварных соединений труб. Несмотря на это уровень вязких свойств сварных соединений остается существенно ниже, чем у основного металла. Современные требования к величине ударной вязкости и статической трещиностойкости (далее CTOD – Crack Tip Opening Displacement) основного металла и сварных соединений различаются более чем в 2-3 раза. При этом сварное соединение характеризуется выраженной неоднородностью свойств, а также является концентратором напряжений, что в совокупности создает благоприятные условия для зарождения, подрастания и

распространения трещин. Относительно низкие вязкие свойства (далее также локальная хрупкость) сварного соединения в сравнении со свойствами основного металла, могут привести к тому, что надежность труб будет определяться свойствами сварных соединений, как наиболее «слабого звена». Вопрос влияния локальной хрупкости в зоне термического влияния (далее ЗТВ) вблизи линии сплавления на процессы инициирования и распространения разрушения в прямошовных и спиральношовных трубах К60, К65 при наличии трещиноподобного дефекта вследствие ограниченного количества экспериментальных данных мало изучен.

Несмотря на то, что проблеме относительно низких вязких свойств сварных соединений посвящено довольно много исследований, 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 толстостенным трубам К60, К65 для новых проектов магистральных трубопроводов являются актуальными и представляют большой научный и практический интерес.

Цель работы состоит в определении 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 в установлении особенностей разрушения таких труб под действием внутреннего давления для разработки методик и критериев оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению.

Для достижения поставленной цели необходимо решить 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 толстостенных труб;

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 характерными типами микроструктур, формирующимися при современных схемах термомеханического упрочнения исходного листа 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 анализе результатов полигонных пневматических испытаний опытных партий труб класса прочности К65.

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 α -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 α -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/см².

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(X80) 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».

Основные положения, выносимые на защиту.

1. Влияние микроструктуры на механические свойствами основного металла и сварного соединения труб К60, К65, предназначенных для новых проектов дальнего транспорта газа.

2. Влияние зон локальной хрупкости сварных соединений на конструктивную прочность труб большого диаметра на стадии инициирования и распространения трещины под действием внутреннего давления.

3. Закономерности и особенности деформации, сопровождающей распространение вязких трещин в прямошовных и спиральношовных трубах.

4. Новые методики и критерии оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению основного металла труб К65, коррелирующие с результатами полномасштабных пневматических испытаний.

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.

Публикации

По теме диссертации опубликовано 20 печатных работ из них 8 в журналах рекомендованных ВАК.

Объем и структура диссертации

Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов, списка литературы из 101 наименования. Работа изложена на 151 странице, содержит 120 рисунков и 19 таблиц.

СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ

Во введении обоснована актуальность тематики исследования, сформулированы цель работы и задачи исследования, перечислены полученные автором результаты, раскрыта их научная и практическая ценность.

В первой главе приведены общие сведения о состоянии и направлениях развития 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 для дальнего транспорта газа. Рассмотрены разновидности технологий производства листового проката, а также существующие подходы к легированию трубных сталей. Описаны установленные ранее особенности микроструктуры основного металла и сварных соединений высокопрочных труб и их влияние на трещиностойкость.

Показано, что основные риски применения высокопрочных труб связаны с возможностью протяженного вязкого разрушения газопровода и относительно низкими вязкими 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. Рассмотрен текущий уровень понимания научным сообществом этих проблем и разработанные ранее подходы к их решению.

Во второй главе приведены основные параметры исследуемых сталей и описаны методики, использованные для их исследования.

Для проведения исследования были выбраны 12 труб классов прочности K60, K65. Прокат для исследуемых труб изготовлен по разным схемам термомеханической контролируемой обработки (далее ТМСП - Thermo-Mechanical Controlled Processing) с использованием различных концепций легирования. Исследуемые трубы изготовлены на российских и зарубежных предприятиях с применением современных технологий сталеплавильного, листопрокатного и трубного производства и предназначены для эксплуатации в составе газотранспортной системы «Сила Сибири» и магистральных газопроводов «Южный Поток», «Бованенково-Ухта», «Cheyenne Plains».

Основные параметры исследуемых труб, их условные обозначения и химический состав основного металла приведены в таблицах 1 и 2.

Сталь, изготовленная по разновидности ТМСП, получившей название высокотемпературная обработка (далее НТП – High Temperature Processing), для осуществления контролируемой прокатки при более высоких температурах, чем традиционная ТМСП, содержит порядка 0,10% Nb. При этом она имеет повышенное содержание Cr, пониженное содержание Mn и не легирована Mo. Данную концепцию легирования стали также можно отнести к экономным.

В работе использованы следующие методы исследования микроструктуры и механических свойств основного металла и сварных соединений исследуемых труб: оптическая и электронная микроскопия, фрактография, измерение твердости, испытание на растяжение, ударный изгиб, по определению статической трещиностойкости, а также специальные методы испытаний, разработанные при непосредственном участии автора. Эксплуатационные свойства исследуемых труб определяли по результатам полигонных пневматических и гидравлических испытаний, проводимых по методикам разработанным ООО «Газпром-ВНИИГАЗ».

Таблица 1. Химический состав и соответствующие концепции (схемы) легирования исследуемых трубных сталей.

Массовая доля, %

Усл. обозн. стали	Химический состав														Концепция легирования
	C	Si	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	V	Nb	Ti	S	P	Сэкв	Рсм	
стали К60															
A1	0,098	0,43	1,62	0,009	0,046	0,029	0,024	0,002	0,050	0,022	0,0008	0,0110	0,40	0,20	Экономная
A2	0,056	0,32	1,91	0,002	0,013	0,012	0,170	0,003	0,056	0,014	0,0005	0,0090	0,43	0,17	Nb-Cr
A3	0,060	0,14	1,67	0,190	0,180	0,180	0,030	0,000	0,020	0,012	0,0010	0,0050	0,41	0,17	Экономная
стали К65															
B1	0,060	0,12	1,55	0,000	0,130	0,240	0,230	0,001	0,095	0,012	0,0020	0,0110	0,38	0,16	для НТР, Nb↑-Cr
B2	0,050	0,10	1,87	0,010	0,630	0,490	0,260	0,000	0,024	0,019	0,0040	0,0070	0,49	0,20	Специальная композиция
B3	0,058	0,21	1,84	0,210	0,220	0,068	0,073	0,026	0,064	0,019	0,0014	0,0120	0,45	0,18	Nb-V
B4	0,060	0,20	1,69	0,210	0,220	0,060	0,030	0,040	0,070	0,017	0,0020	0,0060	0,43	0,17	Nb-V
B5	0,080	0,39	1,85	0,133	0,220	0,170	0,190	0,002	0,050	0,016	0,0010	0,0130	0,46	0,21	Nb-Cr
B6	0,050	0,20	1,80	0,220	0,350	0,240	0,040	0,010	0,054	0,017	0,0008	0,0140	0,44	0,19	Смешанная
B7	0,060	0,19	1,76	0,188	0,240	0,240	0,050	0,002	0,038	0,012	0,0010	0,0120	0,43	0,18	Экономная
B8	0,050	0,21	1,81	0,190	0,240	0,270	0,050	0,000	0,040	0,010	0,0010	0,0150	0,43	0,18	Экономная
B9	0,060	0,15	1,78	0,200	0,280	0,270	0,020	0,000	0,010	0,013	0,0060	0,0005	0,43	0,19	Экономная
Примечание: Все исследуемые стали содержат не более 0,005% S, не более 0,015% P и не более 0,009% N.															

Таблица 2. Основные параметры исследованных труб.

Условное обозначение	Толщина стенки, мм	Наружный диаметр, мм	Концепция легирования	Технология производства проката
трубы К60 ($\sigma_{0,2} \geq 485$ МПа, $\sigma_B \geq 570$ МПа)				
A1	21,6	1420	Экономная	ТМСП
A2*	21,6	1420	Nb-Cr	ТМСП
A3	28,0	1220	Экономная	ТМСП с термообработкой в линии стана
трубы К65 ($\sigma_{0,2} \geq 555$ МПа, $\sigma_B \geq 625$ МПа)				
B1	14,1	762	для НТР, Nb↑-Cr	НТР
B2	23,0	1420	Специальная композиция	ТМСП
B3	27,7	1420	Nb-V	ТМСП
B4	27,7	1420	Nb-V	ТМСП
B5	27,7	1420	Nb-Cr	ТМСП
B6	27,7	1420	Смешанная	ТМСП
B7	27,7	1420	Экономная	ТМСП
B8	27,7	1420	Экономная	ТМСП
B9	27,7	1420	Экономная	ТМСП
Примечание: * спиральношовная труба.				

В третьей главе приведены результаты металлографических исследований и механических испытаний основного металла и сварных соединений исследуемых труб К60, К65.

Они показали, что исследуемые стали по типу микроструктуры можно разделить на следующие группы: феррито-перлитные, феррито-бейнитные, феррито-бейнитные с ферритными прослойками, феррито-бейнитные с равномерным распределением мартенсит/аустенитной (далее МА) составляющей (рисунок 1). В таблице 3 для каждой стали приведены данные о концепции легирования, технологии производства проката, сопротивлении протяженному вязкому разрушению и соответствующем типе микроструктуры.

Установлено, что в феррито-бейнитных сталях, изготовленных по технологии ТМСП (№ А2, В2, В3, В5...В8), основной структурной составляющей является бейнитная α -фаза, состоящая из игольчатого и небольшого количества глобулярного бейнита¹. Количество феррита незначительно. В качестве «вторых» фаз выступают МА составляющая и вырожденный перлит.

Сталь, изготовленная по технологии НТР (№В1), также имеет феррито-бейнитную микроструктуру, однако основной структурной составляющей в данной

1. В настоящей диссертационной работе при описании микроструктур использована терминология, предложенная Смирновым М.А. и др. в работе «Классификация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей» (журнал «Металлург», №7, 2010).

стали является квазиполигональный феррит. Характерной особенностью данной стали являются относительно большой размер структурных составляющих и отсутствие их вытянутости в плоскости прокатки.

Таблица 3. Типы микроструктур исследованных сталей.

Условное обозначение	Тип микроструктуры	Концепция легирования	Технология производства	Результат полигонного испытания
A1	феррито-перлитная	Экономная	TMCP	Положительный
A2		Nb-Cr	TMCP	Положительный
B1		Nb↑-Cr	для НТР, Nb↑-Cr	–
B2		Специальная композиция	TMCP	Положительный
B3		Nb-V	TMCP	Отрицательный
B5		Nb-Cr	TMCP	Отрицательный
B6		Смешанная	TMCP	Отрицательный
B7		Экономная	TMCP	Положительный
B8		Экономная	TMCP	Положительный
A3	феррито-бейнитная с равномерным распределением МА	Экономная	TMCP с термообработкой в линии стана	–
B4	феррито-бейнитная с ферритными прослойками	Nb-V	TMCP	Положительный
B9		Экономная	TMCP	Положительный

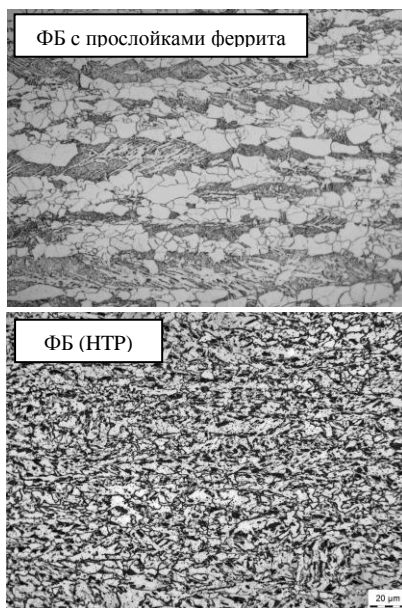
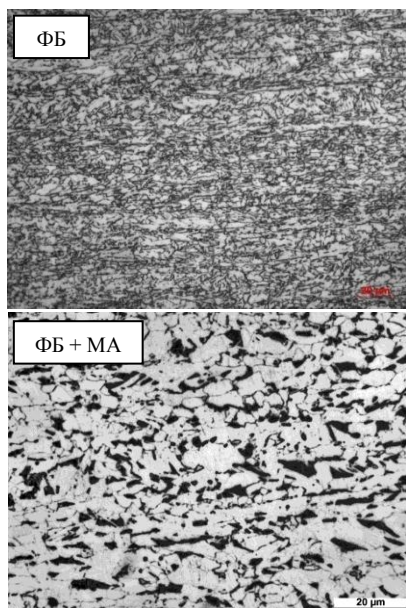


Рисунок 1. Микроструктуры исследованных сталей. Увеличение 500 крат.

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 мелкодисперсной бейнитной α -фазы.

Сталь с феррито-бейнитной микроструктурой с равномерным распределением МА составляющей (№А3), изготовленная по технологии ТМСП с дополнительной термообработкой в линии листопрокатного стана, характеризуется выраженным градиентом микроструктуры по толщине. Микроструктура центрального слоя представляет собой смесь феррито-бейнитной α -фазы со значительным количеством крупной равномерно распределенной МА составляющей, имеющей размер до 15 мкм. Микроструктура внешних слоев состоит из α -фазы полигональной и реечной морфологии с точечными выделениями карбидных фаз. Хладнотоккость стали с такой микроструктурой относительно остальных типов феррито-бейнитных микроструктур невысокая.

Электронная сканирующая микроскопия показала, что в сталях №Б3, Б5, Б6, не выдержавших полигонное пневматическое испытание, наблюдается повышенное содержание МА составляющей и вырожденного перлита, имеющих форму, вытянутую в направлении прокатки. Вырожденный перлит и МА составляющая образуют характерные прерывистые «полосы» длиной до 100 мкм по границам исходного зерна аустенита (рисунок 2). На границах аустенитного зерна присутствует в относительно большом количестве высокоуглеродистая фаза, внутри аустенитного зерна наблюдается игольчатый бейнит с низким содержанием углерода. Его наличие также является характерной особенностью сталей с низким сопротивлением протяженному вязкому разрушению. Распределение в структуре стали перлита и МА составляющей в виде вышеописанных «полос» повышает склонность стали к образованию расщеплений при разрушении. Внешний вид излома труб из сталей №Б2 и Б6 показан на рисунке 3.

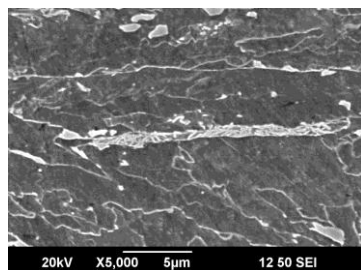


Рисунок 2.

Микроструктура стали Б6.



Рисунок 3. Внешний вид излома стали №Б2 выдержавшей (а) и стали №Б6 не выдержавшей (б) полигонное испытание.

Механические испытания образцов показали, что стали с феррито-бейнитной микроструктурой обладают более высокими прочностными свойствами ($\sigma_{0,2}$, σ_B), высоким отношением $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, ударной вязкостью и сопротивлением протяженному вязкому разрушению по сравнению со сталями с микроструктурой других типов.

Стали с феррито-бейнитной микроструктурой с прослойками полигонального феррита и сталь с феррито-бейнитной микроструктурой с дисперсионным распределением МА составляющей имеют комплекс свойств характерный для сталей с повышенной деформируемостью (невысокие значения $\sigma_{0,2}$ и отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$), областью применения которых является строительство газопроводов в районах повышенной подвижности грунтов и сейсмической активности. На диаграммах растяжения этих сталей отсутствует площадка текучести. Это способствует интенсивному упрочнению на ранних стадиях деформации, что приводит к повышению сопротивления труб локализации деформации при изгибе или осевом сжатии. Данные стали обладают относительно невысокой ударной вязкостью, однако продемонстрировали удовлетворительное сопротивление протяженному вязкому разрушению по результатам полигонных пневматических испытаний.

Испытания на ударный изгиб и статическую трещиностойкость основного металла и сварных соединений исследованных труб показали, что самым «ослабленным» местом по периметру трубы является участок крупного зерна вблизи

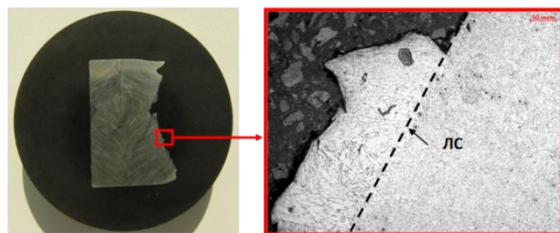


Рисунок 4. Распространение трещины на участке крупного зерна вблизи ЛС.

линии сплавления (далее ЛС). По результатам фрактографических исследований было установлено, что разрушение распространяется хрупко на расстоянии не более 4-х зерен аустенита от ЛС, либо непосредственно по ней (рисунок 4).

По результатам испытания образцов на статическую трещиностойкость установлено, что при нанесении надреза по ЛС все сварные соединения независимо от концепции легирования разрушаются хрупко, но при этом имеют разную величину CTOD. В изломах образцов сварных соединений труб с высокими значениями CTOD наблюдается участок вязкого подроста трещины перед началом хрупкого разрушения. Сварные соединения труб №А3, Б2, Б4 обладают высокой трещиностойкостью (CTOD более 0,35 мм), труб №Б7 и Б9 удовлетворительной трещиностойкостью (CTOD более 0,15 мм). Трещиностойкость сварных соединения труб №Б3, Б5 и Б6 не соответствует даже самым минимальным требованиям (CTOD менее 0,10 мм).

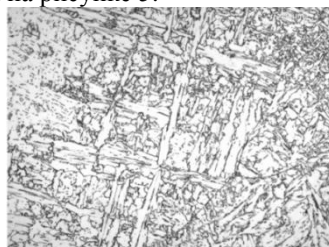
Для исследуемых сварных соединений определены параметры микроструктуры участка крупного зерна вблизи ЛС, а именно: размер зерна аустенита и тип микроструктуры внутри зерна. Металлографические исследования сварных соединений показали, что максимальный размер аустенитного зерна наблюдается непосредственно вблизи линии сплавления и составляет 2-4 балл в зависимости от исследуемой стали. На расстоянии 500 мкм от линии сплавления балл аустенитного зерна 7-11. Стали №Б3, Б6 имеют наибольший средний размер зерен (более 0,07 мм). Минимальный размер зерен наблюдается в сталях №Б4, Б7. Однако очевидной корреляции между размером аустенитного зерна и уровнем CTOD не наблюдается (таблица 4).

Таблица 4. Результаты испытания по определению CTOD и среднего размера зерна аустенита на участке крупного зерна вблизи ЛС.

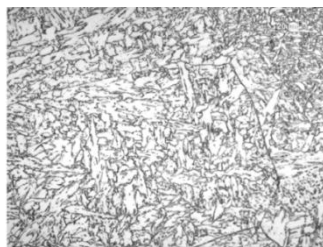
Обозначение стали	Средний размер зерна, мм	Балл зерна	CTOD*, мм
A3	0,0478	2-9	0,585
B2	0,0558	3-8	0,606
B3	0,0761	3-6	0,023
B4	0,0416	3-9	0,358
B5	0,0736	2-8	0,035
B6	0,0505	2-9	0,044
B7	0,0455	3-8	0,159
B9	0,0608	3-8	0,151
Примечание: * среднее значение по трем образцам.			

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: $P = 0,022q^{0,5}X^{-0,024}$, где: P – размер зерна аустенита, [мм]; q – погонная энергия сварки, [Дж/мм]; X – суммарное содержание карбидообразующих элементов (Nb, V, Ti), [%].

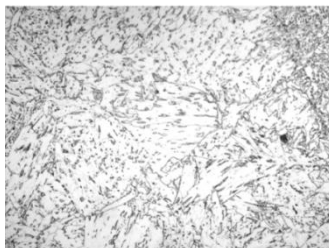
В сварных соединениях труб K60, K65 внутри аустенитного зерна вблизи линии сплавления преобладает бейнитная структура, состоящая из игольчатого, реечного и глобулярного бейнита. При этом в некоторых сварных соединениях вблизи ЛС в достаточно большом количестве образуется видманштеттов феррит. Внешний вид типичных микроструктур, обнаруженных вблизи ЛС сварных соединений труб K60, K65, показан на рисунке 5.



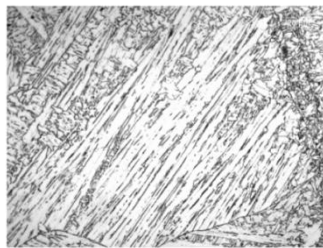
Видманштеттов феррит x500



Игольчатый бейнит x500



Глобулярный бейнит x500



Реечный бейнит x500

Рисунок 5. Микроструктуры, обнаруженные вблизи ЛС.

Сопоставление обнаруженных типов микроструктур с результатами испытаний образцов по определению CTOD позволило установить, что наиболее предпочтительными типами микроструктур для участка крупного зерна вблизи ЛС, позволяющими обеспечить высокий уровень CTOD, являются: дисперсный игольчатый бейнит (рисунок 6а), видманшеттов феррит и реечный бейнит. Низкие значения CTOD наблюдаются при образовании вблизи ЛС грубого игольчатого и глобулярного бейнита (рисунок 6б). На рисунке 7 показана зависимость величины CTOD от типа внутризеренной микроструктуры.

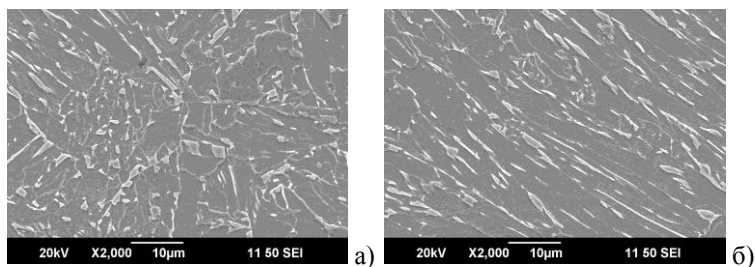


Рисунок 6. Микроструктура участка вблизи ЛС: а) грубый ИБ; б) дисперсный ИБ. Сканирующая микроскопия.

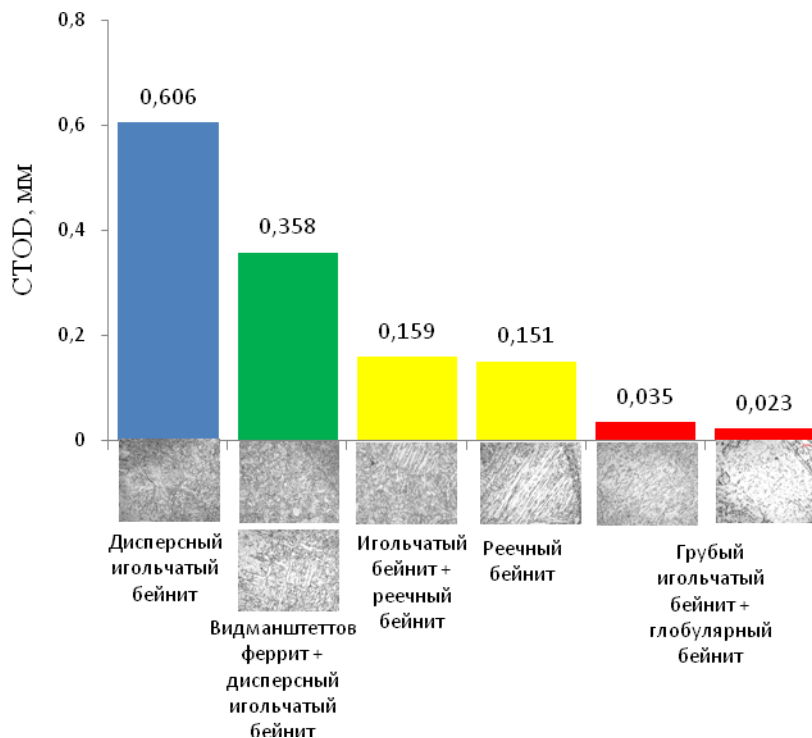


Рисунок 7. Зависимость величины CTOD от типа внутризеренной структуры

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 (таблица 5).

Таблица 5. Рекомендации к химическому составу основному металлу труб К60, К65 для обеспечения свариваемости.

Массовая доля, %								
C	Si	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	V	Nb
сталь К60								
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
сталь К65								
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

В четвертой главе описаны особенности деформирования труб К65 при распространении по ним протяженного вязкого разрушения, приведены экспериментальные данные о скорости распространения вязкой трещины и скорости декомпрессии газа, а также показано влияние локальной хрупкости сварных соединений (хрупкой зоны крупного зерна вблизи ЛС) на эксплуатационные свойства труб.

На основании результатов полигонных пневматических испытаний установлено, что 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. Чем больший объем металла подвержен пластической деформации вблизи распространяющейся трещины и выше интенсивность деформации, тем короче длина разрушения (рисунок 8).

Наблюдается соответствие степени пластической деформации и внешнего вида излома труб. При больших степенях пластической деформации поверхность разрушения имеет вид характерный для разрушения сдвигом (рисунок 3а). При уменьшении степени пластической деформации расщепления занимают большую площадь излома. Излом слоистый. Профиль излома приобретает вид характерный для разрушения отрывом (прямой излом, рисунок 3б). Наличие расщеплений приводит к локализации пластической деформации посредством образования множественной шейки, тем самым, уменьшая объем пластически деформированного металла.

Максимальный уровень пластических деформаций наблюдается на стадии зарождения разрушения, в месте перехода трещины из трубы-инициатора разрушения в испытываемые трубы. На этом участке осевая деформация может составлять порядка 35%. При распространении трещины в установившихся «стабильных» условиях осевая пластическая деформация составляет порядка 5 %.

Предложена методика определения энергоемкости разрушения труб, основанная на измерениях зоны пластических деформаций стенок труб вдоль траектории распространения трещины с последующим определением работы пластической деформации на основе измеренных характеристик деформационного упрочнения основного металла труб. Энергоемкость распространения трещины определяли по следующей формуле:

$$E = 2 \lim_{\Delta l \rightarrow 0} \sum_0^l A_{уд} \cdot V_{пл.деф} = \frac{2}{t} \cdot \int_0^l A_{уд}(l) \cdot S(l) dl, \left[\frac{\text{Дж}}{\text{см}^2} \right].$$

где: $A_{уд}$ – удельная работа, [Дж/см³];

$V_{пл.деф}$ – объем пластически деформированного металла, [см³];

$S(l)$ – изменение площади поперечного сечения в поперечном сечении трубы по длине зоны пластической деформации, [см²]

l – размер зоны пластической деформации в поперечном направлении, [см];

t – толщина стенки трубы, [см²].

Результаты определения энергоемкости разрушения основного металла труб К65 показаны на рисунке 8. Максимальный уровень энергоемкости разрушения наблюдается при переходе трещины с трубы-инициатора разрушения в испытуемые трубы. Для остановки вязкой протяженной трещины в пределах трех труб К65 энергоемкость разрушения на стадии стабильного вязкого распространения разрушения должна быть не менее 1400 Дж/см².

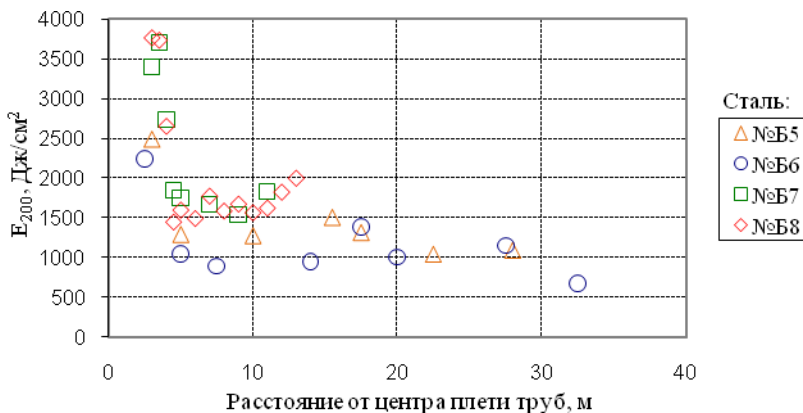


Рисунок 8. Измерение энергоемкости распространения трещины в трубах К65.

Полигонные пневматические испытания показали, что 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 не оказывают существенного влияния на процесс вязкого протяженного разрушения.

Наличие спирального сварного шва может привести к повороту вязкой трещины и распространению разрушения вдоль заводского сварного шва. При этом локальная хрупкость сварного шва не проявляется. Разрушение происходит по вязкому механизму (рисунок 9) с минимальной энергоемкостью (не более 200 Дж/см^2). При расположении заводского сварного шва прямошовной трубы в направлении траектории движения трещины смены механизма разрушения с вязкого на хрупкий не происходит. Трещина отклоняется от прямолинейной траектории и распространяется в кольцевом направлении (рисунок 10).



Рисунок 9. Профиль разрушения спиральношовной трубы №А2.

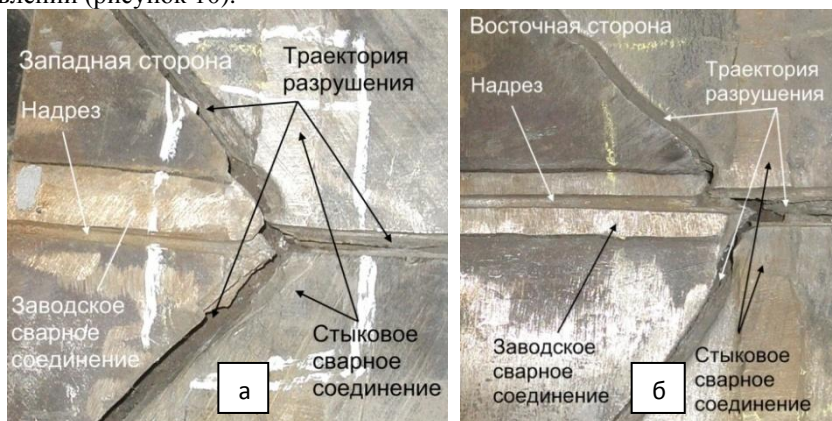


Рисунок 10. Результаты полномасштабных экспериментов по расположению заводских сварных соединений в направлении распространения вязкой трещины:

а) расположение надреза по ЛС; б) расположение надреза по металлу шва.

Данные полученные при проведении полигонных пневматических 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.

В пятой главе приведены результаты испытаний на ударный изгиб и по определению CTOD основного металла труб с известным (низким и высоким) сопротивлением протяженному вязкому разрушению, а также представлены результаты испытаний этих же сталей по двум специальным методикам, разработанных при непосредственном участии автора.

Показано, что испытания на ударный изгиб и по определению CTOD не позволяют надежно оценить сопротивление протяженному вязкому разрушению высокопрочных трубных сталей K65. При проведении испытаний на ударный изгиб зачастую не происходит разрушения ударного образца, вследствие высокой вязкости испытуемых сталей. В этом случае определение ударной вязкости, как работы удара отнесенной к начальной площади образца, некорректно. В качестве примера на рисунке 11 приведены результаты испытания образцов Шарпи на ударный изгиб сталей №Б6, Б7 при температуре минус 20°C, показавших разное поведение при полигонных пневматических испытаниях. 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 образце из стали №Б7, однако используемый метод измерения не позволяет корректно охарактеризовать ее численно.



KCV = 365 Дж/см²



KCV = 335 Дж/см²

Рисунок 11. Результаты испытания образцов Шарпи на ударный изгиб.

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.

На основании особенностей разрушения, зафиксированных при проведении полигонных пневматических испытаний труб, разработаны два новых метода проведения механических испытаний для определения сопротивления протяженному вязкому разрушению основного металла труб K65: испытание предварительно деформированных образцов на ударный изгиб и испытание пластин с краевым надрезом на растяжение.

Сущность первого метода 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. Испытания показали, что исследуемые стали, показывают разное поведение при увеличении степени предварительной пластической деформации, несмотря на одинаковый «начальный» уровень ударной вязкости (рисунок 12). 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.

Предлагаемый способ определения трещиностойкости прост, удобен и не требует дополнительных затрат на приобретение нового оборудования. Благодаря указанным преимуществам он был внесен в Р Газпром 133-2013. С целью предотвращения распространения протяженного вязкого разрушения в СТО Газпром 2-4.1-741-2013 внесено требование к величине ударной вязкости основного металла труб К65 при степени предварительной пластической деформации 10%. Она должна составлять более 200 Дж/см² при температуре минус 20°С (рисунок 12).

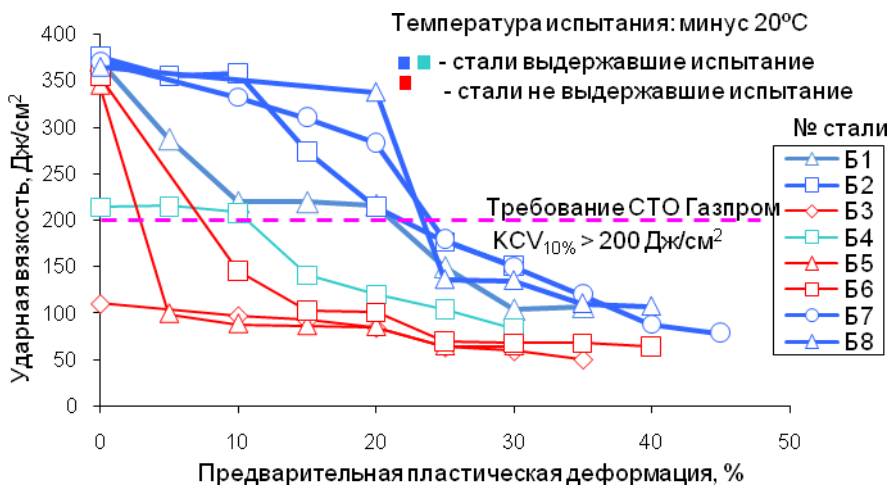


Рисунок 12. Изменение ударной вязкости в зависимости от степени предварительной пластической деформации.

С целью исследования влияния степени предварительной пластической деформации на параметры микроструктуры исследуемых сталей было проведено металлографическое исследование сталей с различной степенью предварительной пластической деформации. Металлографическое исследование показало, 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.

Автором, также предложена методика испытания пластин с краевым надрезом на растяжение. 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 (рисунок 13). Зона пластических деформаций перед вершиной трещины в стали №Б8 занимает больший объем металла, чем в стали №Б5. Также очевидна качественная разница между изломами пластин из сталей №Б5, Б6 и сталей №Б7, Б8 (рисунок 13). Результаты испытания пластин из сталей №Б1...Б8 показаны на рисунке 14.

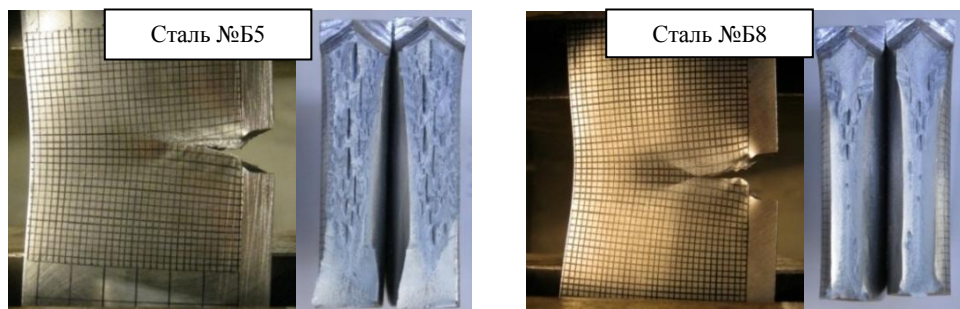


Рисунок 13. Внешний вид пластин с краевым надрезом при проведении испытания и изломы пластин из сталей №Б5 и №Б8.

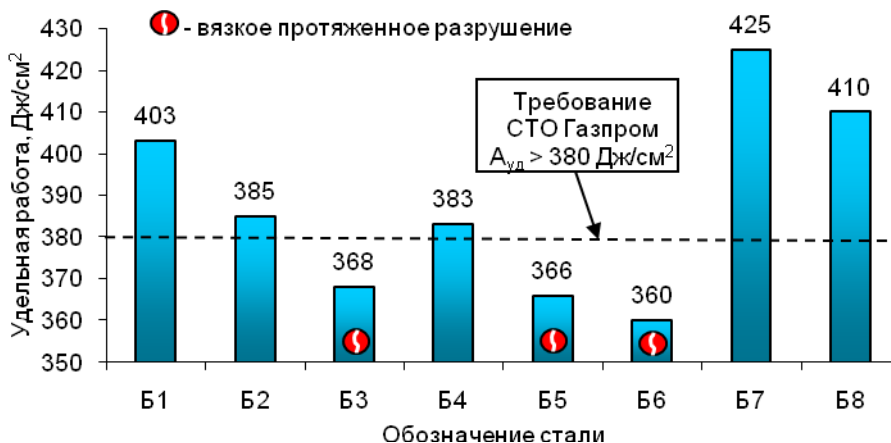


Рисунок 14. Удельная работа распространения трещины в пластинах с краевым надрезом из сталей К65 с различным типом микроструктур.

Максимальные значения удельной работы разрушения наблюдаются в сталях №Б7, Б8, имеющих феррито-бейнитную микроструктуру без полос «вторых» фаз, 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.

Методика испытания пластин с краевым надрезом на растяжение включена в Р Газпром 133-2013. В СТО Газпром 2-4.1-741-2013 включено факультативное требование к величине удельной работы разрушения пластин с краевым надрезом. Испытания показали, что при величине удельной работы более 380 Дж/см^2 исследуемые стали обладают достаточным сопротивлением протяженному вязкому разрушению для остановки вязкой трещины в пределах трех труб (рисунок 14).

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Способность труб К60, К65 к остановке протяженного вязкого разрушения определяется объемом и интенсивностью пластических деформаций металла перед вершиной вязкой трещины, т.е. энергоемкостью разрушения, которая в зависимости от типа микроструктуры, сформированной при термомеханическом упрочнении исходного листа, может существенно различаться.

2. Разработана методика определения энергоемкости распространения вязкой трещины в основном металле труб, которая позволила определить, что энергоемкость разрушения максимальна на стадии зарождения разрушения и мало меняется на стадии его распространения и в трубах К65 выдержавших полигонное испытание составляет не менее 1400 Дж/см^2 , а в трубах не выдержавших испытание - $1000\text{-}1400 \text{ Дж/см}^2$.

3. Низкую энергоемкость разрушения имеют стали в микроструктуре которых наблюдается повышенное содержание крупных зерен бейнитной α -фазы и «вторых» фаз, имеющих форму прерывистых полос, вытянутых в направлении прокатки. Такие особенности микроструктуры способствуют образованию расщеплений при разрушении, что приводит к локализации пластической деформации посредством образования множественной шейки, тем самым, уменьшая энергоемкость разрушения.

4. Стали К65 с феррито-бейнитным типом микроструктуры без вытянутых в направления прокатки «вторых» фаз обладают более высокими прочностными свойствами ($\sigma_{0,2}$, σ_b), отношением $\sigma_{0,2}/\sigma_b$, ударной вязкостью и сопротивлением протяженному вязкому разрушению по сравнению со сталями К65 с другими типами микроструктуры.

5. Уровень трещиностойкости участка крупного зерна вблизи линии сплавления зависит от типа и параметров внутризеренной микроструктуры. Размер исходного аустенитного зерна при этом является второстепенным фактором. Высокий уровень CTOD на участке крупного зерна вблизи линии сплавления обеспечивают структуры дисперсного игольчатого и реечного бейнита. Низкие значения CTOD наблюдаются при образовании грубого игольчатого и глобулярного бейнита. На основании проведенных исследований разработана концепция легирования листового проката

К60, К65, позволяющая обеспечить заданный уровень прочностных и вязких свойств и удовлетворительный уровень свариваемости.

6. Существует корреляционная зависимость между содержанием карбидообразующих элементов (Nb, V и Ti), погонной энергией сварки и размером аустенитного зерна. Для сталей К60, К65 методами регрессионного анализа установлен вид уравнения регрессии и его коэффициенты.

7. Сварные соединения труб К 60, К65 имеют зону локальной хрупкости – участок крупного зерна вблизи линии сплавления шириной до 4 зерен аустенита. Локальная хрупкость сварных соединений проявляется только в случае зарождения разрушения в сварном соединении и определяет его длину. При расположении продольного трещиноподобного дефекта в основном металле или в зоне локальной хрупкости сварного соединения разрушение трубы происходит при практически равном уровне внутреннего давления.

8 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.

9. Разработаны новые методики оценки сопротивления протяженному вязкому разрушению основного металла труб К65: испытание предварительно деформированных образцов на ударный изгиб и испытание пластин с краевым надрезом на растяжение. Новые методики испытаний и критерии включены в нормативные документы ОАО «Газпром» с целью предупреждения распространения протяженного вязкого разрушения в современных магистральных газопроводах высокого давления.

Список работ, опубликованных автором по теме диссертации в научных изданиях, входящих в список ВАК РФ:

1. Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., Есиев Т.С., Струин А.О., Валов М.А., Насыбулина Е.Р., Энергоемкость разрушения трубных сталей класса прочности К65 (Х80) // Наука и техника в газовой промышленности, 2011, №4, с. 63-72.

2. Пышминцев И.Ю., Гervасьев А.М., Мальцева А.Н., Струин А.О. Особенности микроструктуры и текстуры труб К65 (Х80), влияющие на способность материала трубы останавливать протяженное вязкое разрушение // Наука и техника в газовой промышленности, 2011, №4, с. 73-79.

3. Пышминцев И.Ю., Лозовой В.Н., Струин А.О. Проблемы и решения применения высокопрочных труб для магистральных газопроводов нового поколения // Наука и техника в газовой промышленности, 2009, №4, с. 73-79.

4. 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.

5. А.Б. Арабей, И.Ю. Пышминцев, М.А. Штремель, А.Г. Глебов, А.О. Струин, А.М. Гervасьев. Сопротивление сталей класса прочности Х80 распространению

вязких трещин в магистральных газопроводах // Известия ВУЗов. Черная металлургия, 2009, №9, с. 3-8.

6. В.И. Столяров, И.Ю. Пышминцев, А.О. Струин, И.Л. Пермяков. Технология и свойства газопроводных труб большого диаметра производства ОАО «Волжский трубный завод // Сталь, 2009, №10.

7. 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.

8. 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.

Основные публикации в научных изданиях, не входящих в список ВАК РФ:

1. 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», 6-8 апреля, 2011, Москва.

2. Pumpyanskyi 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.

3. 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.

4. Pyshmintsev I.Yu., Gervasyev 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.

5. Pyshmintsev I.Yu., Gervasyev A.M., Boryakova A.N., Struin A.O., Arabey A.B., Microstructure and Properties of X80 Line Pipes for Arctic Environment // Proc. 2nd International Conference «Super-High Strength Steels». 17-20 October 2010, Verona, Italy.

6. А.М. Гервасьев, И.Ю. Пышминцев, А.О. Струин, В. Карпетеро 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.

7. Струин А.О. Оценка трещиностойкости высокопрочных труб большого диаметра группы прочности X80(K65) // Труды конференция аспирантов и докторантов в ЮУрГУ, Россия, Челябинск, 2009.

Подписано в печать «01» июля 2014 г.

Формат 60х48 1/16

Печать – офсетная.

Усл. печ. л. 1. Тираж 100 экз.

Отпечатано с готового оригинал-макета в типографии ОАО «РосНИТИ».
454139, Россия, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30.

ОТЗЫВ

научного руководителя о диссертационной работе
«Повышение сопротивления разрушению труб большого диаметра классов
прочности K60, K65 из малоуглеродистых феррито-бейнитных сталей»
по специальности 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов
и сплавов»

Струин Алексей Олегович в 2006 году с отличием окончил ГОУ ВПО «Южно-Уральский Государственный Университет» и в 2007 году поступил в очную аспирантуру указанного университета. Тема диссертационной работы была выбрана в соответствии с основным направлением деятельности Струина А.О. в Открытом Акционерном Обществе «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности» где в период с 2006 по 2014 год он последовательно занимал должности инженера, начальника сектора, заведующего лабораторией и заместителя начальника отдела технологий производства труб по направлению сварные трубы, в которой работает в настоящий момент.

За время работы над диссертацией А.О. Струин постоянно совершенствовал свои профессиональные качества и в настоящий момент является квалифицированным научным работником, способным самостоятельно выполнять глубокие теоретические и прикладные исследования. Он принимал непосредственное участие в проведении всех экспериментальных работ, изложенных в диссертационной работе, в том числе при изучении особенностей деформирования и разрушения труб большого диаметра в эксплуатационных условиях – на трассах магистральных трубопроводов. Личный вклад диссертанта состоит в разработке методики обработки результатов полноразмерных испытаний труб внутренним давлением жидкости или газа. Им разработан и реализован экспериментально-расчетный метод определения энергоемкости распространения трещины в трубе под давлением. Им были использованы традиционные подходы упруго-пластической механики разрушения для определения сопротивления основного металла распространению трещины. При этом было обнаружено, что они не могут быть использованы для надежного прогнозирования возможности остановки трещин в высокопрочных трубах, изготовленных по современным технологиям. Результатом явилась выработка новых подходов к проведению испытаний основного металла. Автор диссертации подробно рассмотрел вопрос

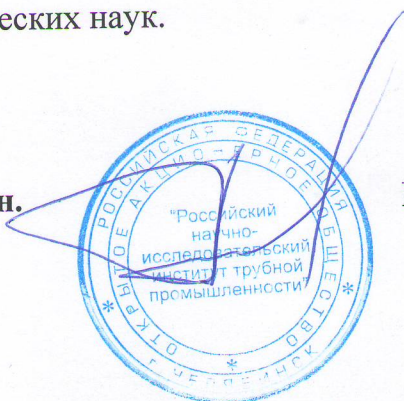
роли зон локальной хрупкости в зоне термического влияния продольных и спиральных сварных швов труб в зарождении и распространении трещин. При этом была установлена связь между степенью охрупчивания и морфологическими особенностями микроструктуры. Все это обеспечило возможность выполнения комплексного и результативного исследования. В процессе работы Струин А.О. зарекомендовал себя как высоко работоспособный, дисциплинированный, ответственный, и грамотный специалист.

Диссертация выполнена на актуальную тему и носит законченный характер. Практическим результатом работы является разработка новых методик и критериев оценки сопротивления вязкому разрушению трубных сталей К65, которые были включены в нормативную документацию ОАО «Газпром» (Р Газпром 133-2013 и СТО Газпром 2-4.1-741-2013) с целью предотвращения протяженного разрушения строящихся и новых газопроводов высокого давления для дальнего транспорта газа. Разработаны рекомендации по выбору химического состава стали для обеспечения высокой трещиностойкости основного металла и сварных соединений толстостенных труб К60, К65, которые используются металлургическими предприятиями России при производстве листового проката и труб большого диаметра.

Исследования Струина А.О. по проблеме прочности и надежности современных высокопрочных труб К60, К65 нашли свое отражение в 20 публикациях из них 8 в журналах рекомендованных ВАК. Диссертант принимал участие в работе более десятка конференций международного и российского уровня.

В целом Струина А.О. можно охарактеризовать как сформировавшегося научного работника, способного решать поставленные проблемы, достойного ученой степени кандидата технических наук.

Научный руководитель, д.т.н.



И.Ю. Пышминцев

**Объявление о защите диссертации на соискание ученой степени
кандидата наук**

Диссертационный совет Д 212.132.08 при Национальном исследовательском технологическом университете «МИСиС», 119049, Москва, Ленинский проспект, 4, объявляет, что Струин Алексей Олегович представил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук «Повышение сопротивления разрушению труб большого диаметра классов прочности К60, К65 из малоуглеродистых феррито-бейнитных сталей» по специальности 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов».

Защита диссертации состоится 02 октября 2014 г.

Текст объявления о защите диссертации и полный текст диссертации размещены на сайте НИТУ «МИСиС» 16.06.2014 по адресу:

<http://www.misis.ru/tabid/176/ArticleID/1971/%D0%A1%D1%82%D1%80%D1%83%D0%B8%D0%BD-%D0%90%D0%BB%D0%B5%D0%BA%D1%81%D0%B5%D0%B9-%D0%9E%D0%BB%D0%B5%D0%B3%D0%BE%D0%B2%D0%B8%D1%87.aspx>