

На правах рукописи



Мальцева Анна Николаевна

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ
ФЕРРИТО-БЕЙНИТНЫХ СТАЛЕЙ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ
МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ**

Специальность: 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Автореферат диссертации на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Челябинск – 2012

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Южно-Уральский государственный университет» (национальный исследовательский университет) (ФГБОУ ВПО «ЮУрГУ» (НИУ)) и в открытом акционерном обществе «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности» (ОАО «РосНИТИ»)

Научный руководитель Доктор технических наук, профессор,
ПЫШМИНЦЕВ ИГОРЬ ЮРЬЕВИЧ

Официальные оппоненты: ГЕРВАСЬЕВ МИХАИЛ АНТОНОВИЧ, доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» (ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»), заведующий кафедрой металловедения

МИТРОПОЛЬСКАЯ СОФЬЯ ЮРЬЕВНА,
кандидат технических наук, доцент, ФГБУН
Институт машиноведения Уральского отделения
Российской академии наук (ФГБУН Институт
машиноведения УрО РАН), старший научный
сотрудник лаборатории технической
диагностики

Ведущая организация: ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург

Защита состоится «23» января 2013г., в 14⁰⁰ часов, в ауд. 1001 (гл. корпус)
на заседании диссертационного совета Д212.298.01, ФГБОУ ВПО «ЮУрГУ»
(НИУ), по адресу: 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И.Ленина, 76.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГБОУ ВПО «ЮУрГУ»
(НИУ).

Автореферат разослан «14» декабря 2012г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Мирзаев Джалал Аминулович

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы: Повышение эксплуатационных характеристик магистральных трубопроводов высокого давления может быть достигнуто за счет использования труб высокого класса прочности (X80 – X120), для изготовления которых применяются низкоуглеродистые легированные стали, подвергаемые контролируемой прокатке и ускоренному охлаждению. Практика показала, что при формировании в низкоуглеродистой трубной стали феррито-перлитной структуры невозможно получить прочностные свойства выше класса прочности K60 (X70). Высокие прочностные свойства этих сталей обеспечивают режимы обработки, при которых формируется феррито-бейнитная, бейнитная или бейнитно-мартенситная структуры. Несмотря на большое количество опубликованных работ, следует констатировать, что еще не сформулированы достаточно надежные подходы к выбору оптимальных структур, позволяющих иметь не только повышенные прочностные свойства, но и высокие пластичность, вязкость и коррозионную стойкость. При этом следует подчеркнуть, что морфология бейнитных структур в низкоуглеродистых феррито-бейнитных трубных сталях чрезвычайно разнообразна: встречается игольчатый, глобулярный и реечный бейнит. Появление того или иного морфологического типа бейнита зависит как от характера легирования стали, так и режима ее обработки. В трубных низкоуглеродистых сталях наряду с основными структурными составляющими (феррит и бейнит) присутствуют так называемые вторичные фазы, к которым относят остаточный аустенит, карбиды и мартенситно-аустенитную составляющую, оказывающие существенное влияние на свойства. В настоящее время отсутствуют обстоятельные исследования, которые позволяют определить в каких соотношениях с другими структурными составляющими бейнит обеспечивает наиболее оптимальные свойства.

В связи с этим является актуальным проведение всесторонних исследований структур бейнитного типа и их влияние на свойства низкоуглеродистых трубных сталей.

Оценка традиционных свойств, определяемых при статическом и динамическом нагружении, не всегда позволяет объективно судить о работоспособности магистральных трубопроводов. С этой целью в мировой практике на этапе оценки надежной работы трубопроводов все большее распространение получают пневматические полигонные испытания труб. Такие испытания дают информацию о склонности материала труб к распространению магистральной трещины. При этом важно знать, как микроструктура и традиционные свойства опытных партий труб коррелируют с результатами пневматических полигонных испытаний.

Работа выполнена в рамках научно-технического сотрудничества ОАО «Трубная Металлургическая Компания» и ОАО «ГАЗПРОМ».

Цель работы:

- установить закономерности влияния феррито-бейнитной структуры на свойства низкоуглеродистых трубных сталей в зависимости от условий

охлаждения недеформированного и деформированного аустенита в температурном интервале распада переохлажденного аустенита;

- выяснить взаимосвязь между особенностями феррито-бейнитной структуры, механическими свойствами и результатами пневматических полигонных испытаний труб.

Научная новизна работы:

- выбрана систематизация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей, позволяющая интерпретировать связь микроструктуры с определяющим комплексом механических свойств высокопрочных сталей;

- установлены закономерности влияния легирования, условий деформации и скорости последующего охлаждения на структуру и механические свойства современных низкоуглеродистых трубных сталей с феррито-бейнитной структурой. Показано, что с увеличением доли игольчатого бейнита рост прочности сопровождается уменьшением показателя деформационного упрочнения, полного и равномерного удлинения и ростом отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Преимущественно бейнитная структура в условиях статического нагружения и вязкого характера разрушения обеспечивает меньшую трещиностойкость (CTOD), чем структура, в которой преобладает полигональный феррит. В то же время такая структура эффективнее при динамическом нагружении;

- установлено, что горячая пластическая деформация аустенита при последующем ускоренном охлаждении способствует получению большей объемной доли глобулярного бейнита. Его присутствие в структуре, по сравнению с игольчатым бейнитом, повышает сопротивление к хрупкому разрушению;

- впервые установлено, что наличие в структуре современных высокопрочных трубных сталей крупных участков игольчатого бейнита и грубых образований МА-составляющей приводит к повышению температуры вязко-хрупкого перехода и снижению параметра трещиностойкости CTOD, а также снижает сопротивление распространения магистральной трещины в газопроводе.

Практическая значимость работы:

Предложенная систематизация микроструктур и выявленные закономерности связи между особенностями структуры и механическими свойствами, позволили интерпретировать результаты серии уникальных пневматических полномасштабных полигонных испытаний труб нового поколения категории прочности K65, предназначенных для строительства первого наземного газопровода «Бованенково-Ухта» диаметром 1420 мм на рабочее давление 11,8 МПа.

Полученные данные использованы при формировании технических требований к листовому прокату толщиной 23,0 и 27,7 мм для производства прямошовных труб нового поколения диаметром 1420 мм класса прочности K65(X80) для строительства магистрального газопровода «Бованенково-Ухта». Опытная партия труб производства ОАО «Волжский трубный завод» по ТУ 14-156-82-2009 «Трубы стальные электросварные прямошовные класса прочности

К65 диаметром 1420 мм для магистральных газопроводов на рабочее давление 11,8 МПа» успешно выдержала комплекс приемочных (механических, стендовых гидравлических и полигонных пневматических) испытаний.

На защиту выносятся основные положения и результаты:

- результаты исследования влияния скорости охлаждения в температурном интервале распада переохлажденного аустенита на структуру и свойства трубных сталей с различным характером легирования;
- зависимость структуры и свойств стали 04Г2Б от температуры горячей пластической деформации;
- взаимосвязь микроструктуры и свойств материала газопроводных труб категории прочности К65 (Х80) и особенностями разрушения при полигонных пневматических испытаниях.

Апробация работы:

Основные результаты диссертационной работы были представлены и обсуждались на Международной научно-технической Уральской школе-семинаре металловедов – молодых ученых (Екатеринбург, 2007, 2009), Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» (Москва, 2008), Международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии – СММТ'2009» (Санкт-Петербург, 2009), Международной конференции Pipeline Technology 2009 (Belgium, 2009), Международной научно-технической конференции «ТРУБЫ-2010» (Челябинск, 2010), международной конференции Pipeline Technology 2010 (BEIJING, 2010), Второй международной конференции «Super-High Strength Steels», (Italy, 2010), Международной научно-технической конференции «Производство, испытания и практическое использование ТБД классов прочности Х80/Х90» (Москва, ЦНИИЧермет, 2011).

Публикации:

Основное содержание работы опубликовано в 23 статьях, из них 10 статей в журналах из перечня ВАК.

Структура и объем диссертации:

Диссертация состоит из введения, пяти глав, шести общих выводов по работе, списка использованных источников. Работа изложена на 194 страницах машинописного текста, содержит 76 рисунков, 22 таблицы, список использованных источников из 141 наименования отечественных и зарубежных авторов, одно приложение.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность работы, сформулированы цель и задачи исследования, отмечена научная новизна полученных результатов и практическая ценность работы.

В **первой главе** представлен аналитический обзор литературы по исследуемому вопросу. Рассмотрены механизмы горячей пластической деформации. Проведен анализ данных о влиянии горячей деформации на особенности выделения карбидных фаз до и во время деформирования и их

воздействия на процессы разупрочнения. Дано описание схем контролируемой прокатки, применяемых для упрочнения трубных сталей.

Изучение и анализ научно-технической литературы позволили сформулировать задачи исследования.

Во второй главе описаны материалы и методы исследования.

Для исследования были выбраны стали 07Г2МФБ, 05Г2ФБ и 04Г2Б промышленной выплавки (таблица 1). Часть экспериментов проводилась на сталях, выплавленных в лабораторных условиях (таблица 2). Трубы класса прочности К65 (Х80), подвергнутые пневматическим полигонным испытаниям, были изготовлены из сталей, химический состав которых указан в таблице 3.

Для получения различных структур варьировали режимами нагрева и охлаждения. Заготовки имели толщину от 15,7 до 21,6 мм. Средние скорости охлаждения в интервале 800-300 °С изменяли от 0,1 до 50 град/с. Для определения скоростей охлаждения использовали хромель-алюмелевые термопары с тонкими электродами, которые помещали в отверстия, просверленные в центральных частях заготовок. В ряде экспериментов заготовки подвергали горячей пластической деформации на лабораторном прокатном стане со скоростью $\sim 1 \text{ с}^{-1}$ и умеренными обжатиями (20-30 %), осуществляемыми в один проход.

Для изучения структуры использовали оптическую, сканирующую и трансмиссионную электронную микроскопию. Количество структурных составляющих определяли с помощью анализатора изображения IA-Structure. При работе на сканирующем микроскопе применялась приставка для автоматического анализа картины дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD). Рентгеноструктурный метод использовали для определения остаточного аустенита, физического уширения интерференционных линий и параметра решетки. Съемка велась на дифрактометре, снабженным аппаратно-программным комплексом для автоматического управления и регистрации результатов. Построение термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита осуществлялось дилатометрическим методом.

Испытания на статическое растяжение проводили на пятикратных образцах с диаметром рабочей части 6 мм. Для оценки ударной вязкости применяли образцы с V-образным надрезом. Долю вязкой составляющей в изломах оценивали согласно ГОСТ 4543. За температуру вязко-хрупкого перехода принимали температуру, соответствующую 50 % вязкой составляющей в изломе (T_{50}). Трещиностойкость при статическом нагружении оценивали в соответствии с BS 7448, согласно которому образцы размерами 10×20×100 мм с предварительно нанесенной усталостной трещиной подвергали нагружению по схеме трехосного изгиба при температуре минус 10 °С. При этом определяли величину критического раскрытия трещины CTOD, соответствующую началу ее движения.

При исследовании склонности стали к водородному охрупчиванию образцы на растяжение подвергали наводороживанию в водном растворе 5-ти % хлорида натрия и 0,5-ти % кристаллической уксусной кислоты, насыщенном H_2S , в течении 96 часов. Об интенсивности охрупчивания судили по отношению

Таблица 1 – Химический состав промышленных сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %											
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Nb	Ti
07Г2МФБ ¹	0,07	1,64	0,22	0,004	0,011	-	-	-	0,230	0,075	0,053	0,011
07Г2МФБ ²	0,07	1,56	0,27	0,004	0,018	-	-	-	0,184	0,068	0,050	0,013
07Г2МФБ ³	0,07	1,56	0,27	0,004	0,018	0,03	0,02	0,01	0,184	0,068	0,050	0,013
07Г2МФБ ⁴	0,07	1,59	0,19	0,003	0,006	-	-	-	0,22	0,070	0,050	-
05Г2ФБ	0,08	1,65	0,38	0,0017	0,012	-	-	-	0,004	0,050	0,045	0,003
04Г2Б	0,044	1,91	0,33	0,005	0,011	0,17	0,012	0,009	0,002	0,001	0,058	0,014

Таблица 2 – Химический состав экспериментальных сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %							
	C	Mn	Si	S	P	Mo	V	Nb
06Г2ФБ	0,06	1,63	0,21	0,008	0,006	0,01	0,033	0,047
06Г2МФБ	0,06	1,76	0,22	0,008	0,007	0,23	0,033	0,06
06Г3ФБ	0,06	2,31	0,20	0,007	0,006	0,02	0,040	0,052
06Г2МБ0,1	0,06	1,71	0,23	0,008	0,006	0,23	0,006	0,10
05ГБ0,1	0,05	1,49	0,09	0,007	0,006	0,01	0,005	0,093

Таблица 3 – Исходные данные и химический состав сталей, подвергнутых пневматическим испытаниям.

Марка стали	Толщина стенки, мм	Массовая доля элементов, %											
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Nb	Ti
07Г2МБ ⁽¹⁾	27,7	0,07	1,80	0,22	0,003	0,008	0,02	0,23	0,29	0,24	0,003	0,03	0,01
07Г2МБ ⁽²⁾	23,0	0,07	1,79	0,21	0,001	0,007	0,10	0,24	0,01	0,14	0,003	0,04	0,012
08Г2МБ	27,7	0,08	1,85	0,38	0,001	0,012	0,07	0,42	0,29	0,26	0,005	0,05	0,019
06Г2МБ	27,7	0,06	1,93	0,25	0,001	0,010	0,07	0,42	0,29	0,26	0,005	0,05	0,016
05Г2МФБ	27,7	0,05	1,72	0,24	0,002	0,007	0,04	0,24	0,07	0,21	0,030	0,06	0,017
05Г2НДБ	23,0	0,05	1,93	0,10	0,001	0,006	0,27	0,66	0,55	0,01	0,004	0,02	0,018

величины уменьшения относительного сужения в результате наводораживания к исходному уровню ($\Delta\psi/\psi$).

В третьей главе представлена систематизация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей, формирующихся при непрерывном охлаждении.

Объективное описание структур и сопоставление результатов исследований различных авторов затруднено из-за отсутствия общепринятой классификации структур трубных сталей. Анализ литературных источников дает весьма пеструю картину применяемых терминов и обозначений. Для одной и той же структуры часто используются разные термины и, наоборот, один и тот же термин может обозначать разные структуры. В диссертации приведен обзор опубликованных в литературе классификаций структур низкоуглеродистых сталей. Отмечается, что, как правило, в этих работах представлена излишняя детализация структурных составляющих и затрудняет идентификацию структур.

Предложена систематизация микроструктур низкоуглеродистых сталей, в которой структуры разделены в зависимости от основного механизма превращения на две группы (таблица 4):

- структуры, образующиеся в результате диффузионного распада переохлажденного аустенита;
- структуры, в формировании которых основную роль играет сдвиговый (мартенситный) механизм превращения.

Систематизация также учитывает разную морфологию основных структурных составляющих. В диссертации рассмотрены особенности структур, указанных в таблице 4.

В четвертой главе рассмотрены результаты исследования взаимосвязи особенностей феррито-бейнитной структуры с механическими свойствами низкоуглеродистых трубных сталей.

Таблица 4 – Структуры низкоуглеродистых трубных сталей

Основной тип превращения	Структурная составляющая
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

Основная часть исследования выполнена на нескольких плавках стали 07Г2МФБ. В большинстве экспериментов использовали температуру аустенитизации, равную 1000 °С. Выбор такой температуры аустенитизации позволяет при последующем охлаждении уменьшить интенсивность развития

процессов выделения карбидов в аустенитном состоянии и их влияние на свойства стали.

При оценке интервалов скоростей охлаждения, в которых формировались основные структурные составляющие, была использована термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 07Г2МФБ (рисунок 1), с дополнительным микроструктурным исследованием дилатометрических образцов. Установлено, что при охлаждении со скоростью более 5 град/с формируется преимущественно бейнитная структура с небольшим количеством феррита. Наблюдается бейнит различной морфологии – игольчатый, глобулярный и реечный. С уменьшением скорости охлаждения получает развитие диффузионное превращение, что приводит к образованию большего количества феррита и небольшого количества вырожденного перлита. Особенностью этой стали является то, что при весьма малой скорости охлаждения (0,04 град/с) в структуре стали обнаружен специфический бейнит, имеющий строение верхнего бейнита, характерного для среднеуглеродистых сталей.

Рассмотрено влияние микроструктуры с различным содержанием бейнитной составляющей на примере стали 07Г2МФБ на механические свойства. Заготовки подвергали нагреву на 1000 °С и охлаждению в широком интервале скоростей охлаждения 0,9-32 град/с.

Во всем исследованном интервале скоростей охлаждения в стали 07Г2МФБ формировалась феррито-бейнитная структура (рисунок 2). Основными структурными составляющими являлись полигональный феррит и игольчатый бейнит. При охлаждении со сравнительно небольшими скоростями 0,9-9,0 град/с, когда интенсивное развитие имел диффузионный распад переохлажденного аустенита, в структуре превалировал полигональный феррит. Увеличение скорости охлаждения сопровождалось закономерным повышением количества продуктов сдвигового превращения. Игольчатый бейнит при малых скоростях охлаждения образует небольшие участки, часто расположенные совместно с вырожденным перлитом. Эти участки обычно состоят из нескольких коротких реек бейнитной α -фазы шириной до 2-3 мкм. Чаще всего рейки расположены параллельно между собой, но могут быть и произвольно ориентированы относительно друг друга. На границах участков игольчатого бейнита и на границах реек бейнитной α -фазы присутствовали островки МА-составляющей различных размеров.

После охлаждения со скоростью 9 град/с наряду с увеличением объемной доли игольчатого бейнита, в структуре появилось небольшое количество глобулярного бейнита. Одновременно ощутимо возростала объемная доля МА-составляющей. При этом важно отметить наличие в структуре ее крупных островков различной формы.

При охлаждении со скоростями более 18 град/с наряду с игольчатым и глобулярным бейнитом в структуре присутствовал реечный бейнит, но его объемная доля, как и объемная доля глобулярного бейнита невелика. Кроме того, при скоростях охлаждения 28 – 32 град/с образовывалось небольшое количество реечного мартенсита.

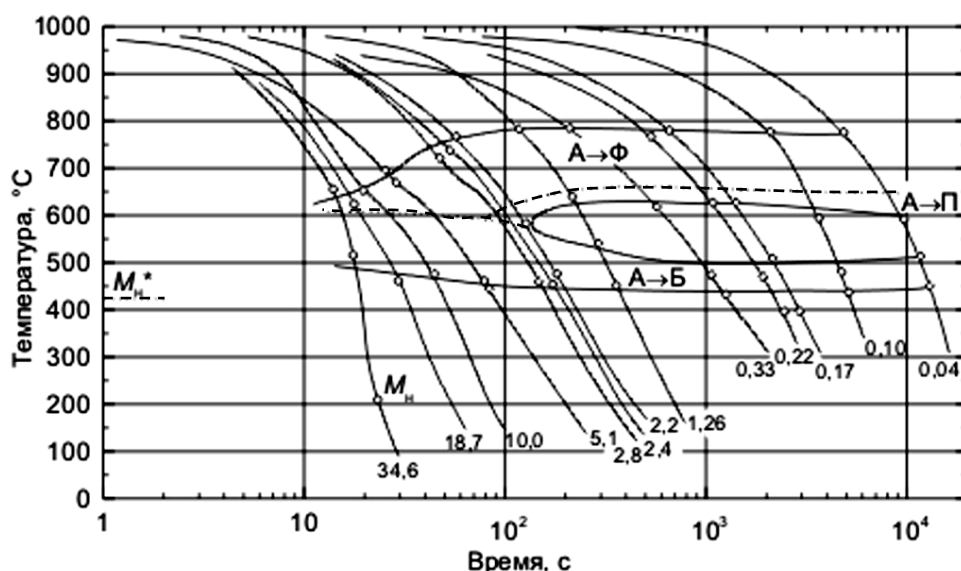


Рисунок 1 –Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 07Г2МФБ¹. У кривых указана средняя скорость охлаждения. Точка M_n^* получена расчетным путем

При использовании высоких скоростей охлаждения (более 18 град/с) изменяется вид игольчатого бейнита. Он становится преимущественно пакетным. Пакеты игольчатого бейнита чаще всего состоят из параллельных реек и имеют достаточно большую неравноосность. В некоторых крупных пакетах длина реек соизмерима с размерами исходного аустенитного зерна. С увеличением скорости охлаждения от 18 до 32 град/с средняя ширина реек бейнитной α -фазы уменьшается с 2,22 до 1,34 мкм, соответственно. Одновременно становится меньше дисперсия (σ^2). При охлаждении со скоростями 18 и 32 град/с она равнялась 0,77 и 0,33 мкм² соответственно, что свидетельствует о снижении разброса ширины реек по размерам.

Использование EBSD-анализа позволило получить дополнительную информацию о структуре игольчатого бейнита. Установлено, что его пакеты состоят из реек бейнитной α -фазы двух и реже трех ориентировок. Как правило, рейки с одинаковой и близкой ориентировкой разделены малоугловыми границами с углами разориентировки менее 10°. Если ориентировки соседних реек существенно различны, то углы разориентировки между ними могут достигать нескольких десятков градусов. То есть в одном пакете игольчатого бейнита могут присутствовать как малоугловые, так и большеугловые границы. С повышением скорости охлаждения от 0,9 до 9 град/с наблюдается рост доли большеугловых границ и уменьшение доли малоугловых, что обусловлено в основном измельчением зерен полигонального феррита с 7,7 до 4,5 мкм. При дальнейшем увеличении скорости охлаждения имеет место противоположный эффект, что связано с возрастанием объемной доли и дисперсности игольчатого бейнита, в котором преобладают малоугловые границы между рейками.

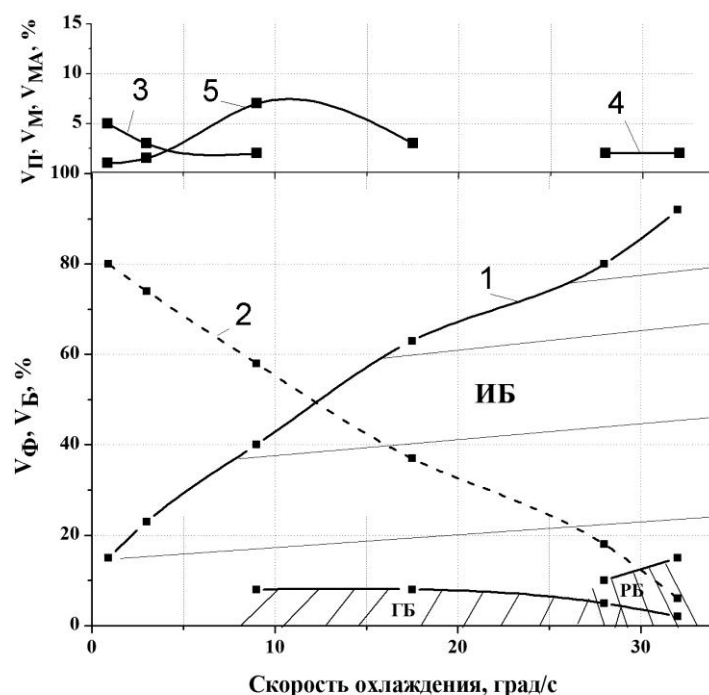


Рисунок 2 – Зависимость объемной доли структурных составляющих стали 07Г2МФБ⁴ от скорости охлаждения: 1 – бейнит (ИБ – игольчатый, ГБ – глобулярный; РБ – реечный); 2 – полигональный феррит; 3 – перлит; 4 – реечный мартенсит; 5 – МА-составляющая

С увеличением скорости охлаждения от 0,9 до 32 град/с плотность дислокаций в стали растет с $1,32 \cdot 10^{11}$ до $5,46 \cdot 10^{11}$ см⁻². Такой эффект обусловлен не только увеличением объемной доли бейнита. При повышении скорости охлаждения бейнитное превращение реализуется при более низких температурах, что приводит не только к уменьшению ширины реек бейнитной α -фазы, но и к росту в рейках плотности дислокаций.

Как известно, снижение температуры бейнитного превращения сопровождается меньшим обеднением α -твердого раствора углеродом. С этим фактором, а также с уменьшением объемной доли феррита, содержащего меньшее количество углерода, чем бейнитная фаза, следует связывать рост постоянной решетки α -твердого раствора с 2,8692 до 2,8709 Å с увеличением скорости охлаждения от 0,9 до 32 град/с соответственно.

После охлаждения со скоростью 0,9 град/с, когда формируется небольшое количество бейнитной составляющей, наблюдается наиболее низкий уровень прочностных свойств. Увеличение скорости охлаждения от 0,9 до 32 град/с приводит к повышению пределов текучести и прочности; относительное и равномерное удлинения уменьшаются, а относительное сужение практически не изменяется.

Установлено, что наиболее существенным фактором, определяющим уровень прочности, является объемная доля бейнитной составляющей и прежде всего игольчатого бейнита. Сопоставление прочностных характеристик с объемной долей бейнита показывает, что значения пределов прочности и текучести укладываются на прямые с перегибом при содержании бейнита около

60% (рисунок 3). После перегиба на обеих кривых увеличение объемной доли бейнита сопровождается несколько более интенсивным ростом прочностных характеристик. Так если зависимость предела текучести от объемной доли бейнита при его содержании менее 60% описывается уравнением $\sigma_{0,2}=330+1,69V_B$, то при большей объемной доле этой структурной составляющей – $\sigma_{0,2}=208+4,04V_B$.

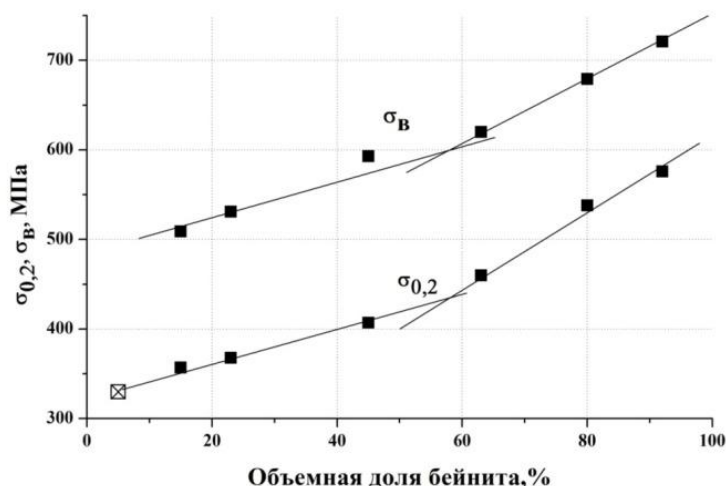


Рисунок 3 – Зависимость прочностных характеристик от объемной доли бейнита. (⊠ - охлаждение со скоростью 0,02 град/с)

Первый участок прямой V_B - $\sigma_{0,2}$ соответствует скоростям охлаждения 0,9 - 9,0 град/с, когда преобладает диффузионный распад переохлажденного аустенита. В этом случае на рост прочности при повышении скорости охлаждения оказывает определенное влияние измельчение зерна полигонального феррита. Об этом свидетельствует тот факт, что зависимость между пределом текучести и средним размером ферритных зерен можно удовлетворительно описать уравнением Холла-Петча $\sigma_{0,2} = 175 + 495 \cdot \overline{D}_f^{-1/2}$. На втором участке прямой V_B - $\sigma_{0,2}$ (охлаждение со скоростями более 9 град/с) при преимущественно бейнитной структуре зависимость Холла-Петча $\sigma_{0,2}=67+583 \cdot \overline{D}_p^{-1/2}$ реализуется между пределом текучести и средней шириной реек бейнитной α -фазы. Зависимость предела текучести от эквивалентного диаметра структуры, определяемого при EBSD анализе, также как и прочностные свойства, укладывается на прямые с перегибом.

Параметр трещиностойкости CTOD, определенный при статистическом нагружении, снижается при увеличении скорости охлаждения, а следовательно, и прочности (рисунок 4). По иному себя ведет температура вязко-хрупкого перехода T_{50} , свидетельствующая о склонности к хрупкому разрушению. С увеличением скорости охлаждения и, соответственно, прочности температура вязко-хрупкого перехода значительно снижается. Вероятнее всего, основной причиной повышения сопротивления хрупкому разрушению после высоких скоростей охлаждения является уменьшение ширины реек бейнитной α -фазы.

Следует подчеркнуть, что при увеличении скорости охлаждения от 3 до 9 град/с имеет место резкое снижение CTOD, а при динамическом нагружении

соответствует существенный рост температуры вязко-хрупкого перехода. Этот эффект связан с наличием в структуре крупных островков МА-составляющей, которые, являются инициаторами зарождения хрупких трещин.

Судя по величине $\Delta\psi/\psi$, образцы, охлаждаемые со скоростями 0,9 – 3,0 и 28–32 град/с, несмотря на весьма различную структуру (преимущественно ферритную или бейнитную) и разный уровень прочности имеют примерно одинаковую склонность к водородной хрупкости. Охрупчивание существенно возросло в случае охлаждения со скоростью 9 град/с, когда в структуре присутствовали крупные островки МА-составляющей.

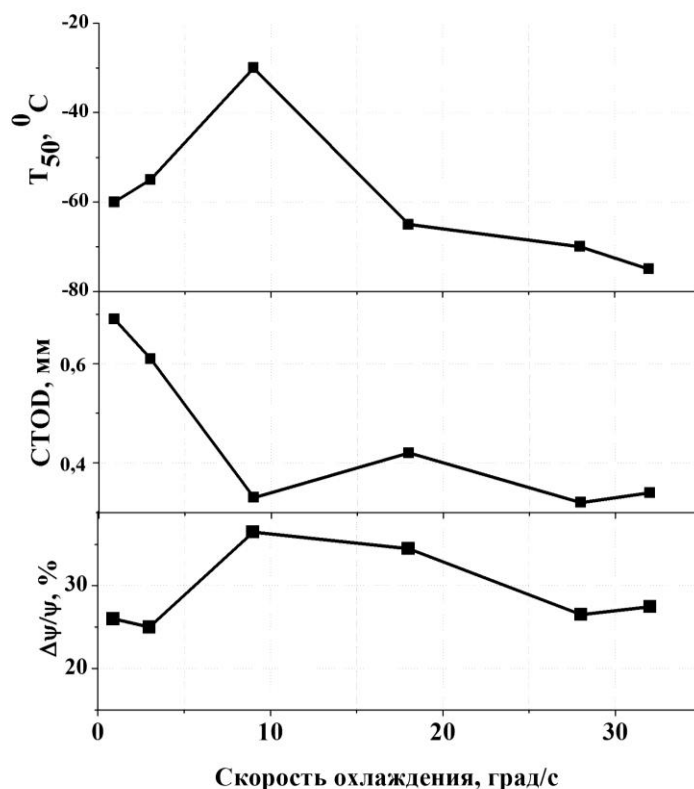


Рисунок 4 – Зависимость температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} , критического развития трещины CTOD и $\Delta\psi/\psi$ от скорости охлаждения.

Влияние предварительной горячей пластической деформации на микроструктуру и механические свойства было изучено на стали 07Г2МФБ². Показано, что предварительная деформация при 820°C с обжатию 25%, осуществляемая в аустенитной области при отсутствии процессов рекристаллизации, вне зависимости от скорости охлаждения, способствовала уменьшению количества и размеров участков игольчатого бейнита и формированию дисперсной МА-составляющей. Установлено, что горячая пластическая деформация с последующим ускоренным охлаждением увеличивает объемную долю глобулярного бейнита в 1,5-3 раза. При этом наблюдается тенденция к уменьшению размеров участков этой структурной составляющей. В таком бейните островки МА-составляющей имеют форму близкую к глобулярной и они значительно меньше, чем в игольчатом бейните.

Показано, что влияние предварительной пластической деформации на механические свойства от скорости охлаждения имеет те же закономерности,

что и для стали в недеформированном состоянии. Пластическая деформация несколько увеличивает пределы текучести и прочности, существенно не изменяя отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Относительное сужение под действием деформации незначительно уменьшается. В деформированном состоянии наблюдается небольшая тенденция к росту относительного удлинения, а относительное сужение в данном случае несколько снижается. Пластическая деформация смещает порог вязко-хрупкого перехода T_{50} в область более низких температур.

Оценка влияния температуры горячей пластической деформации, осуществляемой в аустенитной области в условиях подавления рекристаллизационных процессов, на структуру и свойства была проведена на стали 04Г2Б. Заготовки деформировали при 900, 820 и 770 °С и охлаждали со скоростями 1 и 50 град/с, позволяющими получить в различном соотношении феррито-бейнитные структуры.

В случае медленного и быстрого охлаждения, когда формируется малое количество бейнита либо преимущественно бейнитная структура снижение температуры прокатки с 900 до 770 °С, сопровождающееся уменьшением объемной доли бейнита и МА-составляющей и, соответственно, увеличением количества феррита, не обеспечило значительного прироста прочности, при отсутствии влияния на пластичность. С понижением температуры деформирования металла наблюдается тенденция к смещению серийной кривой ударной вязкости в сторону более низких температур и снижению температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} .

Из сопоставления полученных данных следует, что увеличение скорости охлаждения, способствующее более полному развитию бейнитного превращения, повышает уровень прочности и снижает температуру вязко-хрупкого перехода эффективнее, чем снижение температуры деформации.

Рассмотрено, как особенности легирования сказываются на свойствах низкоуглеродистых сталей, когда при охлаждении после горячей пластической деформации формируются разные структуры, от преимущественно феррито-бейнитной до бейнитно-мартенситной. Исследование проводили на сталях 06Г2ФБ, 06Г2МФБ, 06Г3ФБ, 06Г2МБ0,1 и 05ГБ0,1, которые подвергали нагреву на 1160 и 1000 °С, затем подстуживали до 900 °С и деформировали с обжатием 30%. Непосредственно после окончания прокатки осуществляли охлаждение со средними скоростями 1 и 50 град/с в интервале 800-300 °С.

Изменение характера легирования и условий обработки позволили изменить не только количество бейнитной составляющей, но и ее морфологию.

Вне зависимости от температуры аустенитизации во всех сталях после медленного охлаждения (1 град/с) образуется игольчатый бейнит. Нагрев на 1160 °С и ускоренное охлаждение способствовали интенсификации бейнитного превращения, а также образованию мартенсита. При этом в структуре преобладали пакеты реечного бейнита. Снижение температуры нагрева с 1160 °С до 1000 °С при охлаждении с высокой скоростью, привело к измельчению аустенитного зерна и изменению морфологии бейнита: в структуре присутствует в основном глобулярный бейнит. Кроме глобулярного бейнита образуется и некоторое количество игольчатого бейнита.

В случае обработок с малой скоростью охлаждения, когда формируется феррит и игольчатый бейнит, уровень прочности исследованных сталей определяется объемной долей бейнита V_B , причем $\sigma_{0,2}$ (σ_T) и σ_B имеют прямолинейную зависимость от V_B . С увеличением объемной доли бейнита предел текучести растет медленнее, чем предел прочности. При увеличении скорости охлаждения от 1 до 50 град/с, приводящее к доминированию бейнитно-мартенситной структуры либо структуры глобулярного бейнита, с увеличением доли бейнитной составляющей происходил не только значительный рост предела прочности, но и предела текучести. В диссертации дано объяснение этому эффекту.

Показано, что в сталях с феррито-бейнитной структурой в случае преобладания игольчатого бейнита рост прочности сопровождался уменьшением отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и увеличением показателя деформационного упрочнения, что наряду с уменьшением равномерного удлинения свидетельствует о повышении деформационной способности сталей. В случае преобладания преимущественно глобулярного или реечного бейнита установлена противоположная закономерность.

Если нагрев осуществлялся на 1160 °С, то вне зависимости от скорости охлаждения и особенностей формирования структуры, исследованные стали имели высокую температуру T_{50} . Снижение температуры нагрева до 1000 °С, приводя к измельчению аустенитного зерна, а следовательно, и к формированию при охлаждении более дисперсных продуктов превращения переохлажденного аустенита, смещает T_{50} по температурной шкале вниз. Установлено, что структура с глобулярным бейнитом по сравнению с игольчатым обладает большим сопротивлением хрупкому разрушению: для нее характерно смещение сериальных кривых ударной вязкости и T_{50} в сторону низких температур испытания.

Вне зависимости от температуры аустенитизации и скорости охлаждения наблюдалась одна и та же закономерность влияния легирования на формирование количества бейнитной составляющей в структуре сталей, а также их прочностные свойства: для стали 06ГЗФБ, с наибольшим содержанием марганца, характерны максимальные значения этих характеристик, а для наименее легированных сталей 06Г2ФБ и 05ГБ0,1 – минимальные.

Следует отметить, что после каждого режима обработки свойства сталей 06Г2МФБ и 06Г2МБ0,1 близки между собой. Это позволяет считать, что при отсутствии в стали ванадия увеличение содержания ниобия может обеспечить уровень свойств, достигаемый при комплексном легировании ванадием и ниобием.

В **пятой главе** приведены результаты особенностей микроструктуры и свойств металла газопроводных труб класса прочности K65 (X80), подвергнутых пневматическим испытаниям.

Перед испытаниями сваривали плетъ труб, в центре которой находилась труба длиной 5 м, являющаяся инициатором разрушения. Слева и справа от трубы-инициатора располагались участки испытываемых труб. По всей длине

трубы-инициатора наносили надрез глубиной, равной 25% толщины стенки. Для инициирования трещины посередине трубы-инициатора помещали взрывное вещество. С помощью компрессора в плети создавалось повышенное давление, при котором отношение максимального кольцевого напряжения в стенках труб к минимальному пределу текучести для данного класса прочности составляло 0,72. Перед испытанием трубу-инициатор и участки испытываемых труб охлаждали до минус 10°C. При подрыве заряда возникала трещина, которая распространялась в обе стороны от очага взрыва по надрезу трубы-инициатора, а затем входила в участки испытываемых труб. Остановка трещины в пределах трех испытываемых труб принята в качестве базового требования трещиностойкости.

Из шести партий исследованных труб пневматические испытания не прошли трубы, изготовленные из сталей 08Г2МБ и 06Г2МБ. Трещина, возникшая в результате пневматических испытаний, выходила за пределы испытываемых труб и превосходила 30 м.

Характер разрушения труб, выдержавших и не выдержавших испытания, различен. Развитие трещин в трубах, прошедших испытания, сопровождалось значительной локальной деформацией, и излом имел вязкий транскристаллитный тип разрушения. Изломы труб, не прошедших испытания, имели иное строение. На их поверхности наблюдались многочисленные трещины, распространившиеся вдоль направления прокатки листа. Разрушение труб в данном случае имело смешанный характер. Наряду с участками хрупкого разрушения присутствовали области вязкого разрушения, ориентированные под углом 45°.

Все исследованные стали имели феррито-бейнитную структуру (таблица 5). Исходные аустенитные зерна сильно вытянуты вдоль направления деформации, и имеют вид сплюснутых блинообразных эллипсоидов. Основной структурной составляющей исследуемых сталей является игольчатый бейнит. Также в структуре присутствует некоторое количество феррита и вырожденного перлита. МА-составляющая наблюдается как на границах реек бейнитной α -фазы, так и на границах исходных аустенитных зерен. Глобулярный и реечный бейнит во всех исследованных сталях отсутствовал.

Установлено, что структура сталей 06Г2МБ и 08Г2МБ, не прошедших пневматические испытания, имеет ряд особенностей. В их структуре значительно чаще, чем в структуре сталей, прошедших пневматические испытания, встречаются крупные бейнитные участки, вытянутые в направлении прокатки (рисунок 5). В длину они могут достигать нескольких десятков, а иногда и сотен микрон, а в ширину ограничиваться границами аустенитных зерен. В этих участках кристаллы бейнитной α -фазы грубее, чем в остальном объеме. Их длина сопоставима с шириной участков, а толщина может достигать до 5 мкм.

Другой особенностью структуры сталей 06Г2МБ и 08Г2МБ является присутствие крупных островков МА-составляющей. Они имеют размеры до 5-10 мкм, а иногда и более. На границах исходного аустенитного зерна МА-

составляющая совместно с перлитом не редко образуют совместные участки толщиной до 5 мкм и длиной до 20-30 мкм.

Таблица 5- Характеристики структуры исследованных сталей

Марка стали	Бейнит, %	МА-составляющая в бейните, %	Феррит, %	Перлит, %	Остаточный аустенит, %
07Г2МБ ¹	80	3	17	3	2,1
07Г2МБ ²	93	3	5	2	0,5
08Г2МБ	91	6	6	3	2,3
06Г2МБ	92	6	5	3	2,3
05Г2МФБ	91	3	7	2	2,2
05Г2НДБ	93	3	5	2	2,5

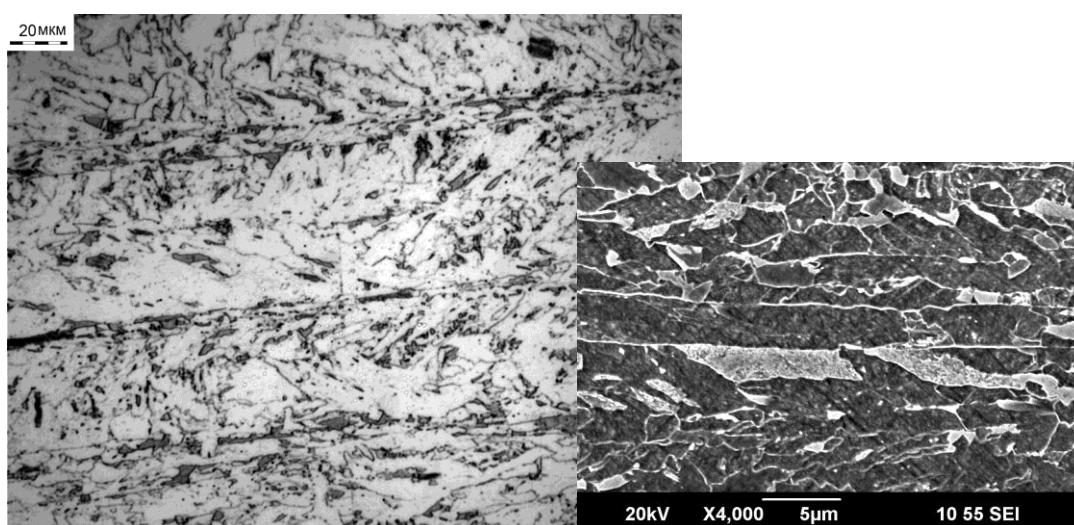


Рисунок 5 – Микроструктура стали 08Г2МБ

По данным EBSD-сканирования углы разориентировки между рейками феррито-бейнитной структуры оказались достаточно близкими между собой. Лишь для сталей, не прошедших пневматические испытания, наблюдалась тенденция к увеличению процентного содержания малоугловых границ. Этот факт предположительно связан с наличием в структуре этих сталей большего количества участков с небольшой разориентировкой между кристаллами бейнитной α -фазы.

Для текстур сталей 07Г2МБ¹ и 05Г2НДБ, прошедших пневматические испытания, и 08Г2МБ и 06Г2МБ, не прошедших их, характерны одинаковые основные компоненты: $\{112\} \langle 011 \rangle$, $\{113\} \langle 011 \rangle$ и $\{001\} \langle 011 \rangle$. Несколько иной характер текстуры наблюдался у сталей 07Г2МБ² и 05Г2МФБ: $\{013\} \langle 011 \rangle$ и $\{112\} \langle 011 \rangle$. Эти данные позволяют считать, что особенности текстуры не являются основным фактором, обуславливающим различие в стойкости металла труб при распространении магистральной трещины.

Все исследованные стали относятся к одной категории прочности К65, и их прочностные свойства и пластичность, определенные при статическом растяжении, близки между собой.

Показано, что наиболее высокой температурой охрупчивания T_{50}^{KCV} характеризуются стали 06Г2МБ и 08Г2МБ, не прошедшие пневматические испытания, для которых характерно наличие крупных бейнитных участков и островков МА-составляющей. Установлено, что при отрицательных температурах испытания зарождение разрушения происходит на островках МА-составляющей.

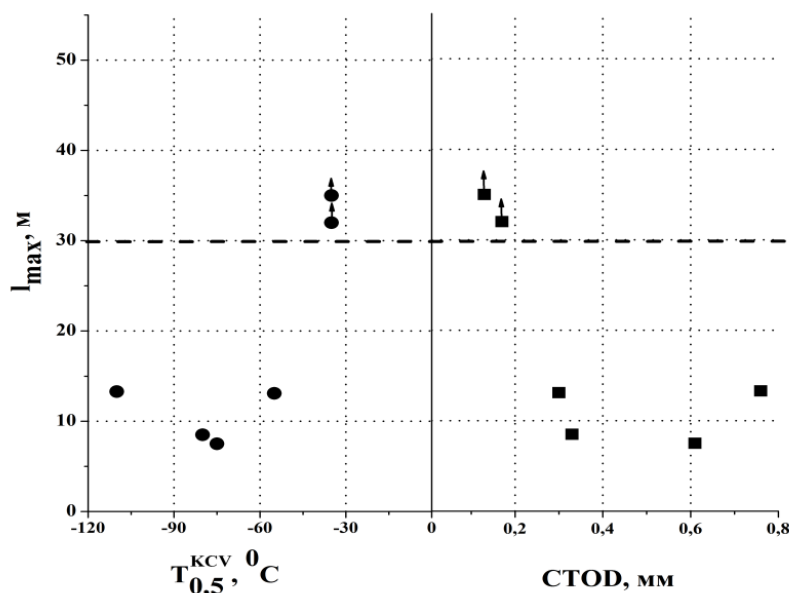


Рисунок 6— Зависимость температуры вязкохрупкого перехода ($T_{0,5}^{KCV}$) и величины раскрытия трещины (CTOD) от максимальной длины распространения трещины при пневматических испытаниях (l_{max}). Штриховая линия – максимальная длина трещины, при которой трубы считаются выдержавшими пневматические испытания

Наиболее высокой трещиностойкостью CTOD обладает сталь 05Г2НДБ, наиболее низкой – стали 08Г2МБ и 06Г2МБ. Из сопоставления T_{50}^{KCV} и CTOD с максимальной длиной трещины (l_{max}), возникающей при пневматических испытаниях, следует, что стали с наибольшей величиной l_{max} обладают наиболее низким сопротивлением хрупкому разрушению (рисунок 6).

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Исследованы механические свойства низкоуглеродистых трубных сталей с феррито-бейнитной структурой и относительно мелким исходным зерном аустенита (20-30 мкм), скорость охлаждения которых в температурном интервале распада переохлажденного аустенита варьировали в широких пределах (0,9 до 50 град/с), что позволяло получить набор структур с преобладанием ферритной составляющей до практически полностью бейнитных.

С увеличением доли бейнитной составляющей, состоящей в основном из игольчатого бейнита, закономерное увеличение прочности сопровождалось уменьшением коэффициента деформационного упрочнения, полного и

равномерного относительного удлинения и ростом отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Преимущественно бейнитная структура, формирующаяся при больших скоростях охлаждения (18 град/с и более), в условиях статического нагружения и вязкого характера разрушения обеспечивает меньшую трещиностойкость (CTOD), чем структура, в которой преобладает полигональный феррит. В то же время такая структура эффективнее при динамическом нагружении, о чем свидетельствуют более низкие значения температуры вязкохрупкого перехода.

2. В сталях с феррито-бейнитной структурой наличие крупных островков МА-составляющей оказывает отрицательное влияние на трещиностойкость (CTOD), температуру вязкохрупкого перехода и сопротивление водородному охрупчиванию. Экспериментально установлено, что крупные островки МА-составляющей являются местами зарождения микротрещин как при статическом, так и динамическом нагружении.

3. Горячая пластическая деформация аустенита, не сопровождающаяся процессами рекристаллизации, при последующем ускоренном охлаждении способствует получению большей объемной доли глобулярного бейнита. В таком бейните островки МА-составляющей имеют форму близкую к глобулярной и они дисперснее, чем в игольчатом бейните.

4. В сталях с феррито-бейнитной структурой вне зависимости от соотношения основных структурных составляющих при снижении температуры пластической деформации, осуществляемой в аустенитном состоянии при отсутствии рекристаллизационных процессов, происходит уменьшение объемной доли бейнита и МА-составляющей. Несмотря на такую закономерность, снижение температуры деформации способствует получению некоторого прироста прочности. Увеличение скорости охлаждения, способствующее более полному развитию бейнитного превращения, повышает уровень прочности и снижает температуру вязко-хрупкого перехода эффективнее, чем снижение температуры деформации.

5. В сталях с феррито-бейнитной структурой в случае преобладания глобулярного бейнита рост прочности сопровождался увеличением отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и уменьшением показателя деформационного упрочнения, что наряду с уменьшением равномерного удлинения свидетельствует об определенном снижении деформационной способности сталей. В случае преобладания игольчатого бейнита установлена противоположная закономерность. При сопоставимых значениях предела прочности стали, в структуре которых присутствует глобулярный бейнит, имеют меньшие значения температуры вязкохрупкого перехода, чем стали со структурой игольчатого бейнита.

6. При исследовании сталей с феррито-бейнитной структурой, имеющих различные характер легирования и уровни прочности, установлено, что нет четкой корреляции между результатами пневматических испытаний и свойствами, определяемыми при статическом растяжении. В тоже время высокий температурный порог вязко-хрупкого перехода и низкие значения CTOD характерны для сталей с низкой способностью останавливать трещину и, соответственно, эти стали характеризуются повышенной склонностью к охрупчиванию, как при динамическом, так и статическом нагружении.

Стали, не прошедшие пневматические испытания, имеют следующие особенности структуры, которые могут негативно влиять на их поведение при пневматических испытаниях: крупные участки игольчатого бейнита, состоящие преимущественно из реек с близкой ориентировкой и грубые образования МА-составляющей.

Выявленные особенности микроструктуры позволили интерпретировать результаты пневматических полномасштабных полигонных испытаний труб нового поколения категории прочности К65, предназначенных для строительства первого наземного газопровода «Бованенково-Ухта» диаметром 1420 мм на рабочее давление 11,8 МПа.

Основные результаты опубликованы в работах:

1. Смирнов, М.А. Влияние скорости охлаждения на свойства низкоуглеродистой трубной стали / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова¹ // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2007. – Вып. 9. – №21(93). С.15-18. **(рекомендованное ВАК)**

2. Борякова, А.Н. Структура и свойства малоуглеродистой легированной стали после различных режимов охлаждения / А.Н. Борякова // Труды VIII международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2007. – С. 280.

3. Пышминцев, И.Ю. Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства низкоуглеродистой трубной стали / И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, М.А. Смирнов // Металлург. – №8. – 2008. – С.48-51. **(рекомендованное ВАК)**

4. Пышминцев, И.Ю. Структура и свойства малоуглеродистой трубной стали после различных режимов охлаждения / И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, М.А. Смирнов // Труды IV-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур – ПРОСТ 2008». – Москва: МИСиС, 2008. – С. 203.

5. Борякова, А.Н. Влияние легирования на свойства малоуглеродистой стали, подвергнутой горячей деформации и ускоренному охлаждению / А.Н. Борякова // Труды IX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2008. – С. 218.

6. Смирнов, М.А. Влияние горячей пластической деформации на свойства низкоуглеродистой стали с феррито-бейнитной структурой / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, Н.В. Дементьева, В.И. Крайнов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2009. – Вып. 13. – №36 (169). С. 41-45. **(рекомендованное ВАК)**

7. Пышминцев, И.Ю. Свойства низкоуглеродистых сталей, содержащих в структуре бейнит / И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, М.А. Смирнов, Н.В. Дементьева // Металлург. – №12. – 2009. – С.45-50. **(рекомендованное ВАК)**

8. Пышминцев, И.Ю. Влияние структуры на деформационную способность низкоуглеродистых сталей / Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н.,

¹ С 2010 г. фамилия с Борякова изменена на Мальцеву.

Смирнов М.А // Труды международной научно-технической конференции «Трубы 2009». – Челябинск: Изд-во ООО «Полиграф-Мастер», 2009. – Т. 2. – С. 284-287.

9. Пышминцев, И.Ю. Свойства малоуглеродистой трубной стали после различных режимов охлаждения / И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, М.А. Смирнов // Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2009): Труды международной научно-технической конференции. – СПб: Изд. Политехнического университета, 2009. – С. 523-524.

10. Борякова, А.Н. Влияние бейнитной структуры на деформационную способность низкоуглеродистых трубных сталей / А.Н. Борякова // Труды X-ой Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2009. – С. 428.

11. Pyshmintsev, I.Yu. Effect of microstructure and texture on shear fracture in X80 linepipe Designed for 11.8 MPa gas pressure / I.Yu. Pyshmintsev, A.B. Arabey, A.M. Gervasyev, A.N. Boryakova. // International conference on Pipeline Technology. – UK:Scientific Surveys Ltd, 2009, – P.14-16.

12. Борякова, А.Н. Структура и свойства трубной малоуглеродистой стали в зависимости от скорости охлаждения при контролируемой прокатке / А.Н. Борякова // Наука ЮУрГУ: Материалы 61-й научной конференции. Секции технических наук. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2009. – Т. 2. – 304 с.

13. Пышминцев, И.Ю. Влияние температуры пластической деформации на структуру и свойства низкоуглеродистой трубной стали / И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, М.А. Смирнов, В.И. Крайнов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – №1. – 2010. – С. 35-40. **(рекомендованное ВАК)**

14. Пышминцев, И.Ю. Микроструктура и свойства труб класса прочности X80 для нового поколения газопроводов / И.Ю. Пышминцев, А.Б. Арабей, А.М. Гервасьев, А.Н. Борякова, А.О. Струин // Труды V-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур – ПРОСТ 2010». – Москва: МИСиС, 2010. – С. 258.

15. Смирнов, М.А. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова // Металлург. – №7. – 2010. – С.45-51. **(рекомендованное ВАК)**

16. Pyshmintsev, I.Yu. Microstructure and Texture in X80 Linepipes Designed for 11.8 MPa Operation Pressure / I.Yu. Pyshmintsev, A.B. Arabey, A.M. Gervasyev, A.N. Boryakova // International Pipeline Technology Conference. – 2010. – Pp. 153-158.

17. Pyshmintsev, I.Yu. Microstructure and properties of X80 Line pipes for arctic environment / I.Yu. Pyshmintsev, A.M. Gervasyev, A.N. Boryakova, A.O. Struin, A.B. Arabey // 2nd International conference «SUPER-HIGH STRENGTH STEELS». – 2010. – Pp. 235-241.

18. Мальцева, А.Н. Оценка трещиностойкости металла трубных сталей, подвергнутых полигонным пневматическим испытаниям / А.Н. Мальцева, М.А.

Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.М. Гервасьев, Л.В. Горбунова // Труды международной научно-технической конференции «Трубы 2010». – Челябинск: Изд-во ООО «Полиграф-Мастер», 2010. – Т. 2. – С.94-97.

19. Пышминцев, И.Ю. Структура и свойства низкоуглеродистых трубных сталей, подвергнутых пневматическим испытаниям / И.Ю. Пышминцев, М.А. Смирнов, А.Н. Мальцева, А.М. Гервасьев, А.В. Корзников // Сталь. – №2. – 2011. – С. 75-81. **(рекомендованное ВАК)**

20. Пышминцев, И.Ю. Роль структурных составляющих в формировании свойств современных высокопрочных сталей для магистральных трубопроводов / И.Ю. Пышминцев, А.Н. Мальцева, М.А. Смирнов // Наука и техника в газовой промышленности. – 2011. – №4. – С. 46-52. **(рекомендованное ВАК)**

21. Пышминцев, И.Ю. Особенности микроструктуры и текстуры труб К65 (Х80), влияющие на способность материала трубы останавливать протяженное вязкое разрушение / И.Ю. Пышминцев, А.М. Гервасьев, А.Н. Мальцева, А.О. Струин // Наука и техника в газовой промышленности. – 2011. – №4. – С. 73-78. **(рекомендованное ВАК)**

22. Смирнов, М.А. Влияние ферритно-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Мальцева, О.В. Мушина // Metallurg. – №1. – 2012. – С. 55-62. **(рекомендованное ВАК)**

23. Судариков, М.В. Структура игольчатого бейнита в низкоуглеродистой трубной стали / М.В. Судариков, О.В. Самойлова, М.А. Смирнов, А.Н. Мальцева, Э.Н. Михайлова // Сборник тезисов XXIV Российской конференции по электронной микроскопии. – 2012. – С.135.

Мальцева Анна Николаевна

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ
ФЕРРИТО-БЕЙНИТНЫХ СТАЛЕЙ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ
МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

05.16.01 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации на соискание учёной
степени кандидата технических наук