

На правах рукописи

МАТРОСОВ МАКСИМ ЮРЬЕВИЧ

**ВЛИЯНИЕ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ПОСЛЕ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ДЛЯ ТРУБ
БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА**

Специальность 05.16.01 - «Металловедение и термическая обработка металлов»

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени кандидата
технических наук

Москва - 2007

Работа выполнена в ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина»

Научный руководитель - доктор технических наук,
старший научный сотрудник
ЭФРОН Леонид Иосифович

Официальные оппоненты:

- доктор технических наук, профессор
ОДЕССКИЙ Павел Дмитриевич

- кандидат технических наук,
старший научный сотрудник
БОБЫЛЕВ Михаил Викторович

Ведущее предприятие – ОАО «Волжский трубный завод»

Защита состоится 3 октября 2007г. в 11 часов на заседании диссертационного совета Д 217.035.01 при ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина».

Отзывы в двух экземплярах, заверенные печатью, просьба направлять по адресу: 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 9/23.

С диссертацией можно ознакомиться в технической библиотеке и на сайте ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»: www.chermet@chermet.net.

Автореферат разослан 31 августа 2007г.

Ученый секретарь диссертационного
совета Д 217.035.01,

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Развитие современных высокопрочных сталей для электросварных газопроводных труб большого диаметра основано на применении новых технологических воздействий, обеспечивающих достижение уровня свойств, отвечающих постоянно возрастающим требованиям нефтегазовой отрасли. Для сооружения новых магистральных трубопроводов, соединяющих основные месторождения с центрами энергопотребления, необходимы трубы, сочетающие в себе комплекс механических свойств, получение которого не представляется возможным с помощью традиционных технологий. Одним из эффективных методов воздействия на структурное состояние и свойства трубных сталей является ускоренное охлаждение листового проката после завершения контролируемой прокатки. Несмотря на ряд преимуществ указанная технология не нашла промышленного использования на российских металлургических предприятиях, что было обусловлено отсутствием до последнего времени современных систем ускоренного охлаждения, а также отечественных исследований и разработок по созданию технологических схем, металловедческому обоснованию практических аспектов и отдельных этапов данной технологии.

В настоящее время ОАО «Северсталь» является одним из основных производителей высококачественных сталей для изготовления газопроводных труб большого диаметра. Производство листов из трубных сталей на этом комбинате осуществляется на толстолистовом стане 5000, оснащенный установкой ускоренного охлаждения. Актуальность выполненной работы обусловлена тем, что она направлена на разработку технологии термомеханической (контролируемой) прокатки с ускоренным охлаждением, обеспечивающей существенное повышение служебных свойств трубных сталей, в том числе для производства труб для таких уникальных проектов как нефтепровод Восточная Сибирь – Тихий Океан.

Целью диссертационной работы является установление влияния параметров ускоренного охлаждения после термомеханической обработки на формирование структуры и свойств ниобийсодержащих трубных сталей, разработка на этой основе технологических схем ускоренного охлаждения после контролируемой прокатки листового проката для электросварных труб с уникальным комплексом требований,

оптимизация химического состава сталей, опробование и освоение технологии на стане 5000 ОАО «Северсталь».

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **задачи:**

- изучить влияние параметров охлаждения – скорости охлаждения, температуры начала ускоренного охлаждения ($T_{но}$), температуры его завершения ($T_{ко}$), на формирование структуры сталей, в том числе на соотношение фаз и структурных составляющих по сечению проката;
- установить особенности выделения дисперсных карбонитридных фаз в микролегированной ниобием трубной стали, изготовленной путем контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением;
- оценить влияние режимов ускоренного охлаждения на микроструктуру и тонкую структуру комплексно микролегированной трубной стали;
- установить взаимосвязи между параметрами ускоренного охлаждения после контролируемой прокатки с механическими свойствами и сопротивлением разрушению сталей различных систем легирования;
- на основе результатов проведенных исследований разработать режимы контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением трубных сталей различного назначения, опробовать и освоить промышленное производство толстых листов для труб большого диаметра на стане 5000 ОАО «Северсталь».

Научная новизна.

1. Установлены закономерности изменения типа, соотношения и морфологии фаз и структурных составляющих в зависимости от условий деформации и ускоренного охлаждения. Показано, что наилучшее сочетание прочности и хладостойкости достигается при формировании равномерной дисперсной структуры преимущественно игольчатого феррита, при этом неблагоприятной структурой являются участки грубого бейнита с крупными пластинами цементита по границам рек. Установлены и металловедчески обоснованы интервалы параметров ускоренного охлаждения, обеспечивающие формирование оптимальной структуры и уникального сочетания свойств в трубной стали.

2. Установлен и обоснован немонотонный характер зависимости твердости исследуемой стали от $T_{ко}$ с интервалом относительной стабильности при 450-575°C, обусловленный формированием феррито-бейнитной структуры. Показано, что

снижение температуры начала ускоренного охлаждения ($T_{но}$) из γ - области в $\gamma+\alpha$ - область приводит к снижению в структуре доли продуктов промежуточного превращения аустенита (бейнита и игольчатого феррита), повышению доли полигонального феррита и появлению в структуре перлита. При этом зависимость твердости от $T_{но}$ определяется режимом деформации: при деформации в γ -области она монотонно снижается, а при проведении деформации в верхней части $\gamma+\alpha$ -области твердость изменяется слабо. Показано, что данный эффект обусловлен в первом случае частичным превращением аустенита до начала ускоренного охлаждения, во втором – наложением эффекта наклепа выделившегося полигонального феррита.

3. Определены условия деформации, при соблюдении которых в α -фазе происходит выделение дисперсных частиц NbC, обеспечивающих эффективное дисперсионное твердение, вклад которого в повышение прочностных свойств может достигать 100 Н/мм².

4. Установлено, что для стали 05Г1МБ по мере снижения $T_{ко}$ временное сопротивление монотонно возрастает, в то время как зависимость предела текучести имеет вид кривой с максимумом при 480-550°C, после чего следует снижение из-за изменения формы диаграммы «напряжение-деформация»; повторный подъем при $T_{ко}$ наблюдается при температурах ниже 300°C; такая зависимость имеет место, если изменяется тип второй структурной составляющей, если же изменения затрагивают в основном матрицу, то предел текучести возрастает непрерывно.

Практическая ценность и реализация работы в промышленности.

1. На основании установленных закономерностей формирования структуры и свойств трубных сталей разработана промышленная технология термомеханической обработки с ускоренным охлаждением проката для электросварных труб большого диаметра. Разработана технологическая документация.

2. Разработан химический состав сталей классов прочности X56-X70 (K60) и научно-техническая документация на производство проката из сталей классов прочности X56, K60.

3. Разработанные марки стали и технологии с положительным результатом прошли промышленное опробование и внедрены на стане 5000 ОАО «Северсталь». Изготовлены промышленные партии: проката толщиной 38,1 мм для кондукторных труб $\varnothing 762$ мм, проката толщиной 24 мм класса прочности K60 для труб $\varnothing 1220$ мм с повышенными требованиями по однородности структуры и хладостойкости для

нефтепровода ВСТО. Всего по разработанной технологии изготовлено и отгружено на ОАО «Выксунский металлургический завод» и ЗАО «Ижорский трубный завод» более 17000 тонн проката.

Основные научные положения, выносимые на защиту.

1. Установленные закономерности влияния параметров ускоренного охлаждения на формирование структуры трубных сталей и соотношение фаз по сечению проката.
2. Результаты изучения влияния режимов ускоренного охлаждения на тонкую структуру микролегированных трубных сталей, а также выделения дисперсных фаз в состоянии после термомеханической обработки с ускоренным охлаждением.
3. Выявленные зависимости механических свойств и сопротивления разрушению сталей от параметров термомеханической обработки и ускоренного охлаждения.
4. Установленные структурные механизмы, определяющие характер изменения механических свойств и сопротивление разрушению.
5. Установленные соотношения между химическим составом стали, параметрами деформации и охлаждения, обеспечивающие формирование требуемой структуры и комплекса свойств трубных сталей.
6. Разработанные режимы термомеханической обработки с ускоренным охлаждением, реализованные на стане 5000 ОАО «Северсталь».
7. Результаты промышленного опробования и испытаний проката и труб.

Апробация работы: Основные положения и результаты работы доложены и обсуждены на: V и VI Конгрессах прокатчиков (Череповец, 2003 г.; Липецк, 2005 г.); Международной конференции «Теория и технология процессов пластической деформации – 2004 («Бернштейновские чтения»)» (Москва, 2004г.); 5-й Международной конференции «Современные тенденции производства труб для магистральных газонефтепроводов на ОАО «Харьковский трубный завод». (Ялта, Украина, 2005г.); The Joint Conference of HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005 (Sanya, China, 2005); International Conference of Processing and Manufacturing of Advanced Materials. THERMEC'2006. (Vancouver, Canada, 2006); Международном семинаре «Современные стали для газо-нефтепроводных труб; проблемы и перспективы» (Москва, 2006г.).

Публикации: По теме диссертационной работы опубликовано 10 печатных работ.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 6 глав, основных выводов, списка литературы из 136 наименований. Работа изложена на 196 страницах машинописного текста, содержит 71 рисунок и 34 таблицы.

Автор выражает глубокую благодарность К. Хулке (NPC GmbH) за содействие в выполнении работы и ценные замечания по содержанию диссертации.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрыта актуальность работы, обоснована цель, основные задачи, сформулированы научная новизна работы и ее практическая ценность.

В первой главе на основании опубликованных данных рассмотрены современные металлургические представления о сталях для электросварных труб большого диаметра, структурных механизмах упрочнения, способах их производства.

Отмечено отсутствие в литературе данных о влиянии широкого диапазона температур начала и окончания ускоренного охлаждения на структуру, механические свойства и сопротивление разрушению трубных сталей, а также металлургического обоснования практических аспектов технологии производства толстолистового проката для газопроводных труб большого диаметра с применением ускоренного охлаждения. Исходя из этого, обоснован выбор направления исследования.

Во второй главе обосновываются и описываются выбранные материалы и методы исследования. Для решения поставленных в работе задач в качестве материала исследования были выбраны ниобийсодержащие низколегированные трубные стали нескольких систем легирования: 1 - углеродистая сталь СтЗсп; 2 - широко применяемая сталь типа 10Г2ФБ, 3 – сталь с пониженным содержанием углерода, дополнительно легированная молибденом, 4 – сталь с добавками хрома, никеля, меди (табл.1).

Таблица 1

Химический состав опытных сталей, (% по массе)

№№ п/п	Сталь	C	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	Nb	V
1	СтЗсп	0,14- 0,18	0,48- 0,58	0,003- 0,008	0,008- 0,015	-	-	-	-	-	-	-
2	10Г2ФБ	0,07- 0,10	1,55- 1,66	0,002- 0,006	0,006- 0,012	-	-	-	-	0,011- 0,025	0,03- 0,065	0,050- 0,085
3	05Г1МБ	0,05- 0,06	1,43	0,003	0,008	-	-	-	0,16	0,016	0,050	-
4	05ХГНДБ	0,04- 0,05	1,40- 1,43	0,004	0,008- 0,009	0,27	0,21	0,27	-	0,013- 0,014	0,08	-

5	07Г2ФБ (Х56) «Сахалин»	0,06- 0,08	1,55- 1,63	0,003- 0,007	0,006- 0,010	-	-	-	-	0,010- 0,016	0,044- 0,050	0,024- 0,046
6	06Г2НДФБ (К60) ВСТО	0,05- 0,08	1,52- 1,65	0,001- 0,003	0,007- 0,011	0,07- 0,14	0,15- 0,27	0,09- 0,18	-	0,012- 0,026	0,034- 0,065	0,04- 0,06

Примечание: содержание кремния во всех плавках находилось в пределах 0,20-0,35%; алюминия – 0,029-0,050%; азота – 0,004-0,009%.

Стали выплавляли в 100-тонных дуговых электропечах или 350-тонных конвертерах ОАО «Северсталь», подвергали в ковше внепечной обработке и разливали на установках непрерывной разливки. Слябы прокатывали на толстолистовом реверсивном стане 5000. Листы охлаждали в установке ускоренного охлаждения с плоскоструйными форсунками конструкции ВНИИМТ.

Определение механических свойств проводили по стандартным методикам: на статическое растяжение на плоских пятикратных образцах тип II по ГОСТ 1497 и на образцах ASTM A370 с расчетной длиной 2" (50,8 мм); на ударную вязкость по ГОСТ 9454 на образцах типа 1 и 11 при температурах от +20 до -80°C; падающим грузом (ИПГ) образцов по ГОСТ 30456-97 с определением доли вязкой составляющей в изломе в интервале температур от +20 до -60°C; твердость по Виккерсу по ГОСТ 2999 - на приборах ТП-2 и НРО 250.

Кинетику полиморфного превращения при охлаждении горячедеформированного аустенита исследовали с помощью дилатометра ВАНР-805, оснащенного приставкой для деформации образцов сжатием. Наряду с построением термокинетических диаграмм исследовали формирование структуры при термомеханической прокатке, варьируя параметры охлаждения.

Исследование свариваемости проводили методом имитации термических циклов в околошовной зоне при сварке с помощью установки ИМЕТ-ДБ.

Испытания на стойкость против водородного растрескивания (НІС) проводили по методике стандарта NACE TM 02-84; на стойкость против сероводородного растрескивания под напряжением (SSCC) – по методике стандарта NACE TM 01-77 (96).

Изучение микроструктуры проводили методами световой микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ); сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), в том числе с использованием приставки для рентгеновского микроанализа (РМА); рентгеновской дифрактометрии (РД).

В третьей главе рассмотрены результаты исследования влияния температурных режимов ускоренного охлаждения после горячей пластической деформации, имитирующей условия контролируемой прокатки, на структурные превращения и микроструктуру ниобийсодержащих малоуглеродистых сталей.

С применением дилатометра ВАНР-805 построены термокинетические диаграммы превращения горячедеформированного аустенита сталей СтЗсп, 10Г2ФБ, 05ХГНДБ, 05Г1МБ и 06Г2НДФБ, которые явились основой для дальнейших исследований и разработок.

Эксперименты по разработанной методике позволили установить, что по мере снижения температуры завершения ускоренного охлаждения ($T_{\text{ко}}$) микроструктура образцов исследованной стали изменяется от феррито-перлитной при $T_{\text{ко}} = 675^{\circ}\text{C}$, состоящей из полигонального феррита и перлита, до феррито-бейнитно - мартенситной при $T_{\text{ко}} = 20^{\circ}\text{C}$, при этом также повышается дисперсность структуры (рис. 1).

В структуре образцов обнаружены следующие фазы и структурные составляющие: полиэдрический феррит при $T_{\text{ко}} \geq 600^{\circ}\text{C} - 625^{\circ}\text{C}$; феррит с нерегулярными границами и игольчатый феррит, имеющий развитую блочную субструктуру и повышенную плотность дислокаций; смесь игольчатого феррита и углеродосодержащей фазы, расположенной на границах зерен и элементов блоков (субзерен), идентифицированную как реечный или гранулярный бейнит ($T_{\text{ко}} \leq 650 - 625^{\circ}\text{C}$); пластинчатый и вырожденный перлит ($T_{\text{ко}} \geq 600^{\circ}\text{C} - 625^{\circ}\text{C}$); высокоуглеродистый бейнит ($T_{\text{ко}} = 550 - 650^{\circ}\text{C}$) обычно содержится в объеме перлитных областей, или в смеси с игольчатым ферритом; реечный мартенсит, образующийся при $T_{\text{ко}} \leq 400^{\circ}\text{C}$; двойникованный мартенсит (менее 1%) содержащийся в объемах, занятых реечным мартенситом; остаточный аустенит ($T_{\text{ко}} = 200^{\circ}\text{C}$) менее 1%, встречающийся в виде компактных участков или в виде тонких прослоек между рейками мартенсита.

Увеличение скорости охлаждения повышает твердость структурных составляющих за счет измельчения структуры, формирования субструктуры, а также приводит к увеличению доли бейнитной и мартенситной составляющих при тех же температурах конца охлаждения. Увеличение твердости образцов, охлаждавшихся со

скоростью 25 °C/c по сравнению со скоростью 10°С/с при одинаковой температуре конца охлаждения достигало 14 HV₁₀ (в среднем - 5 HV₁₀).

Понижение $T_{ко}$ увеличивает твердость металла, которая изменяется немонотонно, для обеих скоростей охлаждения характер кривых изменения твердости аналогичен: отмечены температурные интервалы охлаждения сравнительно резкого увеличения твердости: от 675 до 625°С и от 450 до 200°С и интервал с относительно стабильной твердостью: от 575 до 450°С (рис.1). При $T_{ко}$ в интервале температур 575-450°С тип структуры образцов стали 10Г2ФБ отличался несущественно.

Проведенный эксперимент по изучению влияния температуры начала ускоренного охлаждения позволил получить следующие результаты (рис.2, 3):

- температура начала ускоренного охлаждения ($T_{но}$) оказывает значительное влияние на структуру и свойства исследуемой стали;
- если температура окончания деформации и $T_{но}$ лежат выше точки Ar₃ (для исследованной стали в интервале температур 830-775°С), то микроструктура состоит из продуктов промежуточного превращения (бейнита и блочного феррита) и значения прочностных свойств металла максимальны;

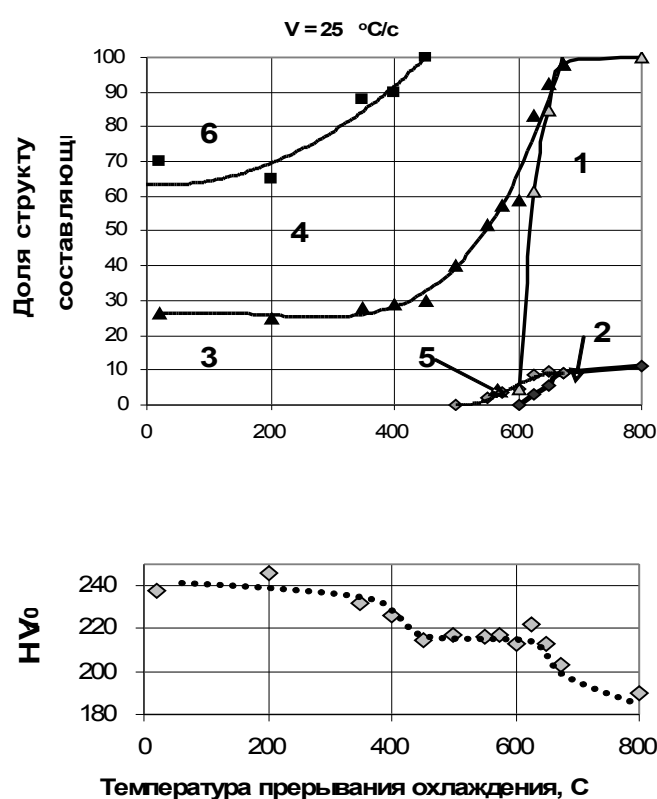


Рис.1. Зависимость структуры и твердости стали типа 10Г2ФБ от $T_{ко}$:

- 1) полиэдрический феррит;
- 2) перлит;
- 3) игольчатый феррит;
- 4) бейнит пластинчатой и гранулярной морфологии;
- 5) высокоуглеродистый бейнит;
- 6) реечный мартенсит

- если деформация заканчивается в γ -области, снижение $T_{но}$ из γ -области в $\gamma+\alpha$ -область (750-675°С) приводит к уменьшению доли бейнита и игольчатого феррита,

повышению доли полигонального феррита и появлению в структуре перлита. Такое изменение соотношения структурных составляющих приводит к монотонному снижению твердости металла;

- при изменении схемы проведения эксперимента (окончательная деформация проводится на 25°C выше $T_{\text{но}}$ и соответственно также снижается в $\gamma+\alpha$ -область) характер изменения соотношения структурных составляющих в зависимости от $T_{\text{но}}$ сохранился, при этом твердость металла выше, чем в случае завершения деформации в γ -области и выдержки перед началом ускоренного охлаждения. Это объясняется тем, что при завершении деформации в γ -области снижение $T_{\text{но}}$ приводит к тому, что частично $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение проходит до начала ускоренного охлаждения в условиях медленного охлаждения. При охлаждении из $\gamma+\alpha$ -области на этот эффект накладывается эффект наклепа выделившегося полигонального феррита. Об этом свидетельствуют и различные зависимости твердости от объемной доли феррита для обоих случаев. При проведении деформации в нижней части $\gamma+\alpha$ -области (700°C) наблюдается существенный рост прочности, возможно, связанный с сильным деформационным упрочнением полигонального феррита при низкой температуре.

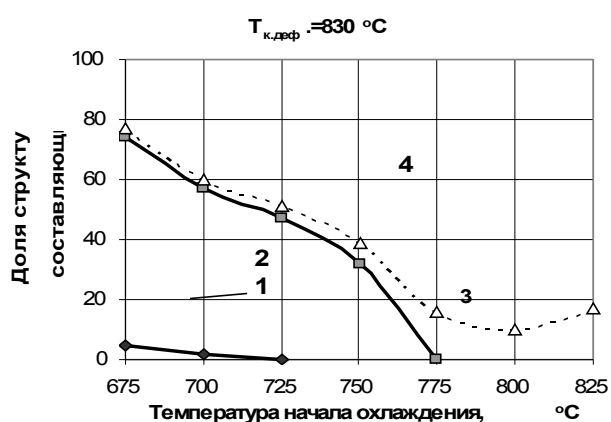


Рис. 2. Зависимость структуры стали 10Г2ФБ от температуры начала ускоренного охлаждения: 1 - перлит; 2 - полигональный феррит; 3 - квазиполигональный феррит; 4 - бейнит

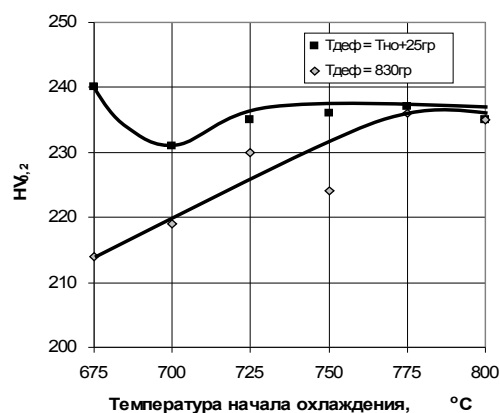


Рис. 3. Зависимость твердости стали 10Г2ФБ от температуры начала ускоренного охлаждения

При имитации процессов, происходящих при ускоренном охлаждении проката толщиной 30 мм, установлено, что твердость исследованных сталей снижается от поверхности к середине проката. Чем больше расстояние от поверхности листа (и, соответственно, ниже скорость охлаждения), тем больше доля феррита и меньше доля бейнитных продуктов. В сталях 05ХГНДБ, 10Г2ФБ и 05Г1МБ доля бейнита

составляет 55, 60 и 75% на поверхности и 17, 30 и 55% в средней части листа, соответственно. Размер элементов структуры увеличивается по мере удаления от поверхности листа в результате снижения скорости охлаждения. В целом, на распределение твердости влияет: соотношение структурных составляющих – бейнита, игольчатого феррита и феррита; дисперсность продуктов превращения аустенита; содержание углерода; содержание микролегирующих элементов ниобия, ванадия (эффект дисперсионного упрочнения).

В четвертой главе исследованы особенности микроструктуры и выделения дисперсных карбонитридных фаз в микролегированной ниобием трубной стали типа 05Г1МБ, изготовленной путем контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением по различным режимам. Варьировали режим черновой прокатки, а также температуру начала (860-1025°C) и окончания (760-865°C) чистовой прокатки.

Результаты исследования фазового состава проката, карбидной и карбонитридной фаз для различных режимов прокатки приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты исследования микроструктуры листов из стали типа 05Г1МБ методами оптической микроскопии, ПЭМ, СЭМ, РМА, РД

Номер режима	Структурные составляющие, %				Частицы (Ti,Nb)(CN), мкм	Частицы TiN, мкм	Частицы NbC, мкм	Усредненная величина микроискажений, $(\Delta d/d) \times 10^{-3}$
	ИФ	ПФ	Б	М/А				
1	80	10	10	+	0,3 -0,5	-	$\leq 0,005$	1,4
2	80	10	10	-	0,15-0,2	0,04 -0,1	-	1,6
3	20	40	40	-	0,3-0,5	-	$\leq 0,005$	0,9
4	-	80	20	-	0,3-0,6	-	$\leq 0,005$	0,4

Варьирование температурно-деформационных режимов контролируемой прокатки в сочетании с ускоренным охлаждением позволило получить в исследуемой стали широкий спектр структур: полигональный и игольчатый феррит, верхний бейнит, МА-фазу, а также частицы карбонитридов различной морфологии. После деформации при относительно высоких температурах (1050-1000°C) большая часть ниобия остается в твердом γ -растворе и выделяется в ходе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и в α -фазе при ускоренном охлаждении в форме дисперсных частиц NbC размером около 5 нм. Горячая пластическая деформация в интервале температур 930-970°C и ниже инициирует интенсивное выделение в γ -фазе равномерно распределенных, некогерентных частиц Nb(C,N) и (Ti,Nb)(C,N) размером 150-500 нм, не вносящих существенного вклада в упрочнение. В зависимости от режимов прокатки и

охлаждения свойства проката изменялись в широком диапазоне (предел текучести - от 508 до 620 Н/мм²). Наиболее высокие прочностные свойства обеспечил режим производства предусматривающий охлаждение из нижней части γ -области до температур 550-500^oC, при котором формируется дисперсная микроструктура, состоящая из мелкозернистого полигонального, игольчатого феррита и бейнита. Правильный подбор температурно-деформационного режима контролируемой прокатки с учетом интервала интенсивного выделения карбонитридной фазы в аустените позволяет управлять содержанием ниобия в твердом растворе, и обеспечивать выделение дисперсных частиц NbC в феррите. Вклад дисперсионного упрочнения в данной стали может достигать 100 Н/мм² при оптимальной морфологии частиц.

В пятой главе рассмотрены результаты промышленных экспериментов в условиях листопрокатного стана 5000 ОАО «Северсталь» по установлению зависимостей между параметрами деформации и охлаждения и структурой, механическими свойствами и характеристиками сопротивления разрушению сталей различных систем легирования.

Прочностные свойства стали СтЗсп возрастают по мере снижения температуры конца охлаждения. Достигнутый эффект ускоренного охлаждения составил 35-55 Н/мм² по пределу текучести и 45-55 Н/мм² по временному сопротивлению. Ускоренное охлаждение из γ - или верхней части $\gamma+\alpha$ -области существенно повышает ударную вязкость металла, особенно в листах повышенной толщины (для листов толщиной 50 мм увеличение ударной вязкости KCV при температурах испытания +20...-60^oC составляет ~110 Дж/см²). При ускоренном охлаждении упрочнение стали СтЗсп достигается за счет формирования ферритного зерна неполигональной морфологии, измельчения зерна и участков перлита или образования бейнитных структур. Разработаны режимы для листов толщиной более 40 мм, включающие прокатку с окончанием деформации в γ -области и ускоренное охлаждение ($T_{кп}=840-870^{\circ}\text{C}$; $T_{ко}=600-670^{\circ}\text{C}$). Рекомендовано скорректировать химический состав в сторону снижения содержания углерода до 0,14-0,16% для предотвращения роста временного сопротивления выше требований стандарта.

Снижение температуры окончания прокатки в интервале температур 770-734^oC ($\gamma+\alpha$ -область) с последующим охлаждением на воздухе приводит к повышению прочностных свойств листов толщиной 38,1 мм из стали типа 07Г2ФБ на 30-40 Н/мм².

Однако применение такой технологии не обеспечивает уровня прочностных свойств, необходимых для класса прочности X56. Контролируемая прокатка с охлаждением на воздухе не обеспечивает в данных условиях (толщина сляба 245-250 мм, толщина листа 38,1 мм) эффективного измельчения зерна. Ускоренное охлаждение приводит к дополнительному измельчению зерна и изменению соотношения структурных составляющих. Ускоренное охлаждение со скоростью 10-12 °С/с вызывает упрочнение стали, достигающее наиболее высокого уровня (50-70 Н/мм²) при $T_{\text{ко}} = 600-625^{\circ}\text{C}$. При дальнейшем снижении $T_{\text{ко}}$ свойства изменяются незначительно. Снижение температуры начала охлаждения из γ - в $\gamma+\alpha$ -область (780-710°С) ведет к снижению предела текучести и временного сопротивления металла на 60-80 Н/мм². При температуре $\sim 700-720^{\circ}\text{C}$ кривые прочностных свойств для технологических схем КП и КП+УО пересекаются, что говорит о неэффективности применения в этом случае ускоренного охлаждения. Снижение $T_{\text{но}}$ приводит к увеличению доли феррита, образованного при медленном охлаждении, и снижению количества более прочных структурных составляющих.

Ускоренное охлаждение после сходных температурах окончания прокатки трубных сталей типа 05Г1МБ, 10Г2ФБ обеспечивает по сравнению с охлаждением на воздухе повышение предела текучести на 50-100 Н/мм² и временного сопротивления на 100-120 Н/мм². При снижении температуры окончания ускоренного охлаждения временное сопротивление разрыву монотонно возрастает с одновременным снижением пластичности. Зависимость предела текучести от $T_{\text{ко}}$ для стали 05Г1МБ имеет более сложный вид: первоначально возрастает на 40-50 Н/мм², достигая максимума при $T_{\text{ко}}=500-550^{\circ}\text{C}$, далее снижается и снова возрастает при $T_{\text{ко}}=250-350^{\circ}\text{C}$ (рис. 4,а).

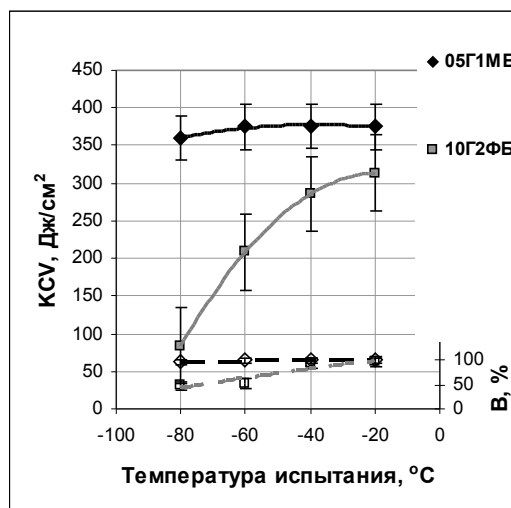
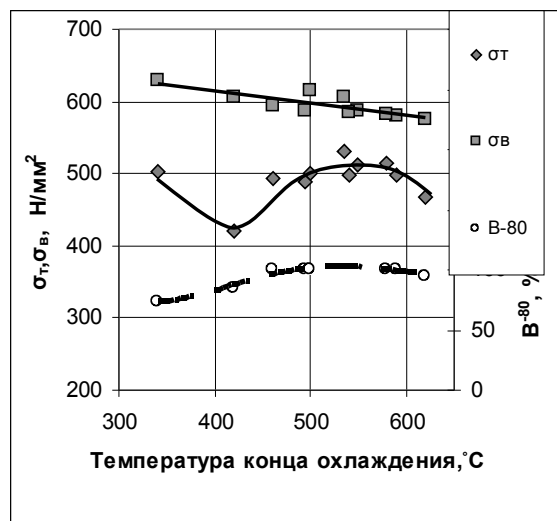


Рис. 4.а. Влияние $T_{\text{ко}}$ на прочностные свойства и хладостойкость листов толщиной 18,4 мм из стали 05Г1МБ. Влияние $T_{\text{ко}}$ на свойства листов толщиной 18,4 мм из стали 05Г1МБ

Рис. 4.б. Ударная вязкость и хладостойкость сталей 05Г1МБ и 10Г2ФБ, листы толщиной 18,7мм, КП+УО

Зависимость предела текучести от $T_{\text{ко}}$ определяется характером изменения структуры: если изменяется тип структуры или дисперсность матрицы (измельчение зерна феррита, переход от полиэдрического феррита к игольчатому ферриту или бейниту), то предел текучести возрастает, а если изменения затрагивают в первую очередь вторую структурную составляющую – переход от перлита к бейниту и/или мартенситу, то имеет место экстремальная зависимость, обусловленная изменением вида кривой «напряжение-деформация» (исчезновением площадки текучести).

Хладостойкость стали (рис. 4,а) слабо зависит от $T_{\text{ко}}$ в интервале 600-470°С. При более низких $T_{\text{ко}}$ доля вязкой составляющей в изломе снижается, в основном за счет образования мартенсита. Сопоставление вязкости и хладостойкости сталей 05Г1МБ и 10Г2ФБ после прокатки и ускоренного охлаждения по аналогичным режимам показало преимущество стали 05Г1МБ (рис. 4,б.), что говорит, о том, что ее химический состав больше подходит для технологии КП+УО.

Эффект ускоренного охлаждения существенно зависит от температуры начала ускоренного охлаждения ($T_{\text{кп}}$). Снижение $T_{\text{но}}$ ниже точки A_{r3} приводит к снижению прочности исследуемой стали, поскольку частично превращение происходит до начала ускоренного охлаждения. Повышение $T_{\text{но}}$ выше 800°С может привести к двойному результату, поскольку с одной стороны повышается устойчивость аустенита, а с другой увеличивается размер зерна аустенита и вследствие повышения

температурного интервала деформации происходит выделение части ниобия в аустените в виде крупных частиц с потерей части эффекта дисперсионного упрочнения. Поэтому в стали 05Г1МБ при $T_{но}$ выше 800°C отмечено снижение прочностных свойств, а в стали 10Г2ФБ в прокате большей толщины (ниже температуры начала чистовой прокатки) и с микродобавкой ванадия снижения прочности не наблюдается до $T_{но} \sim 830^\circ\text{C}$.

Прочность стали 10Г2ФБ после КП+УО при $T_{кп} \sim 800^\circ\text{C}$ примерно соответствует прочности после КП с окончанием деформации при 660-680°C и с охлаждением на воздухе при лучшей пластичности.

Снижение скорости охлаждения от 35-40 до 8-12 °C/с приводит к понижению временного сопротивления трубных сталей на 50-60 Н/мм².

Технология КП+УО обеспечивает более высокий уровень ударной вязкости, чем низкотемпературная КП с завершением в $\gamma+\alpha$ -области, соотношение хладостойкости проката для обеих схем зависит от химического состава стали: для стали 10Г2ФБ она после КП+УО несколько ниже, для стали 05Г1МБ - выше.

Структура стали после ускоренного охлаждения в сравнении с охлаждением на воздухе более дисперсная, равномерная (устраняется полосчатость) и, в зависимости от параметров охлаждения, может содержать игольчатый феррит, бейнит, или МА-фазу.

Применение ускоренного охлаждения позволяет повысить стойкость к сероводородному растрескиванию под напряжением (SSCC) до уровня, соответствующего состоянию после закалки и последующего отпуска.

При использовании контролируемой прокатки в γ -области с последующим ускоренным охлаждением наиболее благоприятной с точки зрения сочетания высокой прочности и хладостойкости (в частности, при ИПГ) является структура, состоящая из дисперсных зерен игольчатого феррита (1-2 мкм). Неблагоприятной с точки зрения хладостойкости является структура, в которой наряду с игольчатым ферритом образуются крупные бейнитные участки с грубыми цементитными пластинами по границам реек (рис.5).

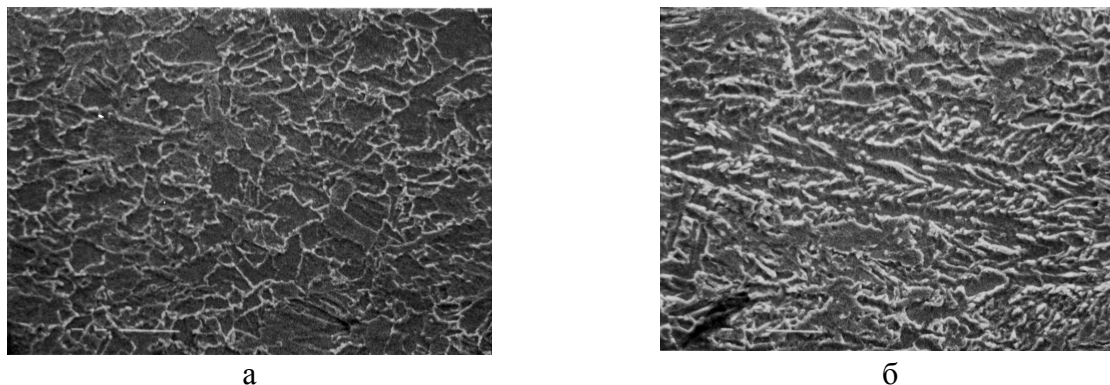


Рис. 5. а) Оптимальная структура стали класса прочности К60 (Х70) после КП+УО; б) неблагоприятная структура, СЭМ, х1500

Причиной появления участков грубого верхнего бейнита является формирование отдельных крупных зерен аустенита с невысокой плотностью дефектов кристаллической решетки, что может быть обусловлено повышенной температурой нагрева, недостаточными частными обжатыми в черновой стадии прокатки, повышенным температурным интервалом чистой прокатки. Для баланса прочности (предпочтительна $T_{кп}$ в γ -области) и хладостойкости (предпочтительно снижение $T_{кп}$ в $\gamma+\alpha$ -область) рекомендовано увеличить в стали класса прочности Х70 содержание марганца до 1,6-1,7%, легировать сталь никелем 0,2-0,3% для снижения интервала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения (возможно снижение $T_{кп}$) и снизить содержание углерода до 0,05-0,07%.

Получены экспериментальные данные о снижении хладостойкости трубной стали типа 06(Х)Г2НДФБ при повышении температуры деформации в интервале $A_{г3} < T_{деф.} < T_{рекр.}$, что может быть связано с аннигиляцией дефектов решетки в нерекристаллизованном аустените при повышенных температурах.

В шестой главе приводятся и анализируются результаты промышленного опробования и внедрения разработок на ОАО «Северсталь».

На основании результатов проведенных исследований разработана технология контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, рекомендации по химическому составу, проведено промышленное опробование и освоено производство проката класса прочности Х56 для кондукторных труб $\varnothing 762 \times 38,1$ мм и класса прочности К60 для труб $\varnothing 1020$ мм с толщиной стенки 24 мм для участков нефтепровода Восточная Сибирь-Тихий океан с сейсмичностью более 8-ми баллов. Разработанная технология термомеханической прокатки включала нагрев до $1170 \pm 10^\circ\text{C}$, прокатку с $T_{кп} = 790 \pm 10^\circ\text{C}$ с последующим охлаждением до $590 \pm 20^\circ\text{C}$ со скоростью 10-12 $^\circ\text{C}/\text{с}$. Разработан состав стали типа 07Г2ФБ для кондукторных труб $\varnothing 762 \times 38,1$ мм класса прочности Х56.

В условиях стана 5000 ОАО «Северсталь» изготовлена промышленная партия (более 3000 тонн) проката, который по комплексу свойств полностью отвечал предъявляемым требованиям (табл. 3). Структура проката после КП+УО представляла собой у поверхности смесь мелкозернистого игольчатого феррита балла 10-11 по ГОСТ 5639, равномерно распределенного вырожденного перлита (1-2%) и бейнита (~ 3-5 %). Перлитная полосчатость отсутствовала. В середине сечения проката структура феррито-перлитная, номер зерна 8-9, полосчатость – балл 1. Впервые в России на ОАО «Выксунский металлургический завод» изготовлена промышленная партия кондукторных труб с подобной толщиной стенки и требованиями по вязкости. Свойства основного металла и сварного соединения труб полностью удовлетворяли предъявляемым требованиям.

Разработан химический состав стали типа 06Г2НДФБ и технология производства проката размерами 24×3728×18000 мм для труб нефтепровода Восточная Сибирь-Тихий океан класса прочности К60 на давление до 14 МПа и сейсмичностью более 8 баллов в соответствии с требованиями ТУ 14-1-5539-2006. В связи с повышенными требованиями к прокату (доля вязкой составляющей в изломе образцов для ИПГ⁻²⁰ не менее 70%, полосчатость структуры не более 2-го балла по ГОСТ 5640) разработана технология, предусматривающаяся окончание прокатки вблизи точки A_{r3} ($770\pm 10^{\circ}\text{C}$) и начало ускоренного охлаждения немного ниже точки A_{r3} , ($740\pm 10^{\circ}\text{C}$), окончание ускоренного охлаждения $T_{\text{ко}} = 570\pm 20^{\circ}\text{C}$. Состав стали был разработан применительно к данной технологии и требованиям и характеризовался пониженным содержанием углерода, добавкой никеля для повышения хладостойкости, малыми добавками хрома, меди, для повышения устойчивости аустенита, микролегированием ниобием и ванадием.

Методом имитации термических циклов в околошовной зоне при сварке показана хорошая свариваемость разработанной стали в условиях ручной дуговой и автоматической сварки под флюсом. Разработанный химический состав и технология производства проката обеспечили выход годного по механическим свойствам в промышленной партии 94,5%. Механические свойства проката приведены в табл. 3. Микроструктура листов состоит из иррегулярного феррита и бейнита, ферритное зерно 12-14 номера, полосчатость - балл 0 по ГОСТ 5640. Промышленная партия проката класса прочности К60 в объеме более 14000 тонн

была успешно переработана в трубы диаметром 1220 мм на ЗАО «Ижорский трубный завод».

Таблица 3

Механические свойства промышленных партий проката классов прочности X56 и K60

	σ_b , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_2 , %	KV ⁻⁴⁰ , Дж	σ_b , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_5 , %	KCV ⁻⁶⁰ , Дж/см ²	ИПГ ⁻²⁰ , %
	X56, требования к прокату				K60, требования к прокату				
min	500	420	29	85	590	480	22	78,4	70
max	620	520	-	-	690	600	-	-	-
	X56, фактические данные				K60, фактические данные				
min	502	421	42	200	590	516	22	131	71
max	605	515	82	470	667	595	26	453	100

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Исследовано влияние параметров ускоренного охлаждения и предшествующей деформации на кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, формирование структуры, комплекса механических свойств и сопротивления разрушению сталей для электросварных труб большого диаметра; разработаны режимы ускоренного охлаждения после термомеханической прокатки и рекомендации по оптимальному химическому составу сталей; на стане 5000 ОАО «Северсталь» опробовано производство и изготовлены промышленные партии толстолистового проката для труб ОАО «Выксунский металлургический завод» и ЗАО «Ижорский трубный завод».

2. Методом имитации процессов термомеханической прокатки и ускоренного охлаждения с использованием деформационного дилатометра установлено:

- снижение $T_{ко}$ изменяет дисперсность, тип и соотношение фаз и структурных составляющих: перлит исчезает, зерна феррита измельчаются и приобретают неполигональную форму, возрастает доля продуктов промежуточного типа, повышается их микротвердость, появляется мартенсит;

- увеличение скорости охлаждения и снижение $T_{ко}$ ведет к упрочнению металла. Зависимость твердости от $T_{ко}$ немонотонна: в интервале от 575 до 450°C твердость изменяется слабо, а при более высоких и низких $T_{ко}$ – более интенсивно. Характер изменения твердости обусловлен: при температурах от 675 до 600°C заменой перлита на бейнит; ниже 450°C - появлением в структуре мартенсита, в то время как в интервале температур 450-575°C тип структуры сохраняется феррито-бейнитным;

- снижение температуры начала ускоренного охлаждения из γ -области в $\gamma+\alpha$ -область (825- 675°C) приводит к уменьшению в структуре доли бейнита и игольчатого феррита, повышению доли полигонального феррита и появлению в структуре перлита. Зависимость твердости от $T_{но}$ определяется режимом деформации: при деформации в γ -области наблюдается монотонное снижение твердости металла, а при проведении окончательной деформации на 25°C выше $T_{но}$ твердость металла изменяется слабо. Эффект обусловлен в первом случае частичным превращением аустенита в полиэдрический феррит до начала ускоренного охлаждения, во втором – деформационным упрочнением выделившегося полигонального феррита.

3. При имитации ускоренного охлаждения проката повышенной толщины показано, что твердость снижается от поверхности к середине проката за счет изменения условий охлаждения. На распределение твердости по толщине влияют: соотношение структурных составляющих – бейнита, игольчатого феррита и феррита, их дисперсность, содержание углерода и микролегирующих элементов – ниобия, ванадия.

4. Показано, что после деформации при относительно высоких температурах (1050-1000°C) большая часть ниобия остается в твердом γ -растворе и выделяется в ходе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и в α -фазе в форме дисперсных частиц Nb(C) размером менее 5 нм; деформация в интервале температур 930-970°C и ниже приводит к выделению в γ -фазе некогерентных частиц Nb(C,N) и (Ti,Nb)(C,N) размером 150-500 нм, не вносящих вклада в упрочнение металла.

5. Установлены и обоснованы следующие практические аспекты технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением:

- скорость охлаждения 25 °C/с в сравнении с охлаждением на воздухе и охлаждением со скоростью 10 °C/с обеспечивает более эффективное управление структурообразованием в исследованных сталях за счет более интенсивного измельчения зерна и повышения доли продуктов промежуточного превращения;

- относительная стабильность уровня твердости в интервале $T_{ко} = 450-575^\circ\text{C}$ свидетельствует о том, что в промышленных условиях колебания $T_{ко}$ в указанном интервале не вызовут критического изменения механических свойств;

- при деформации в γ -области пауза между завершением деформации и началом ускоренного охлаждения должна быть минимальной. Для реализации упрочнения за счет образования структур бейнитного типа $T_{но}$ должна быть не ниже

точки Ar_3 . При деформации в $\gamma+\alpha$ -области снижение этого эффекта может быть компенсировано субструктурным и дислокационным упрочнением вследствие наклепа феррита.

6. В исследованных сталях в зависимости от режимов прокатки и охлаждения образуется широкая гамма структур: полиэдрический и игольчатый феррит, верхний бейнит, МА-фаза, частицы карбонитридов различной морфологии. Наилучшее сочетание прочности и сопротивления разрушению достигается при формировании структуры мелкозернистого (1-2 мкм) игольчатого феррита, упрочненной дисперсными частицами Nb(C); неблагоприятной с точки зрения хладостойкости является структура с бейнитными участками с грубыми цементитными пластинами по границам рек.

7. В промышленных условиях подтверждены установленные закономерности влияния технологических параметров ускоренного охлаждения ($T_{но}$, $T_{ко}$, $V_{охл.}$) на структуру и свойства сталей. Для стали 05Г1МБ по мере снижения $T_{ко}$ временное сопротивление монотонно возрастает, в то время как зависимость предела текучести имеет вид кривой с максимумом при 480-550°C, после чего следует снижение из-за изменения формы диаграммы «напряжение-деформация». Такая зависимость имеет место, если изменяется тип второй структурной составляющей, если изменения затрагивают в основном матрицу, то предел текучести возрастает непрерывно.

Хладостойкость стали слабо зависит от $T_{ко}$ в интервале 600-470°C, при более низких температурах конца охлаждения доля вязкой составляющей в изломе снижается, в основном за счет образования мартенсита.

При температуре конца прокатки ~700-720°C и ниже применение ускоренного охлаждения неэффективно.

8. Повышение прочностных свойств в результате ускоренного охлаждения достигает 35-120 Н/мм² в зависимости от химического состава стали. Технология КП+УО обеспечивает более высокий уровень ударной вязкости и пластичности при данном уровне прочности, чем низкотемпературная КП с завершением в $\gamma+\alpha$ -области. По хладостойкости проката обе технологические схемы равноценны. Термомеханическая прокатка с ускоренным охлаждением дает возможность обеспечить уникальное сочетание характеристик металла (свойства в больших сечениях, отсутствие полосчатости структуры, повышенная стойкость в среде H₂S-содержащего газа и др.).

Оптимальный режим для проката толщиной 12 мм класса прочности X56: $T_{\text{кп}} = 790 \pm 10^\circ\text{C}$ с последующим охлаждением до $590 \pm 20^\circ\text{C}$ со скоростью 8-10 °C/c; для проката толщиной 24 мм класса прочности K60 – $T_{\text{кп}} = 770 \pm 10^\circ\text{C}$, $T_{\text{ко}} = 570 \pm 20^\circ\text{C}$.

9. Разработана промышленная технология термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением и химический состав сталей классов прочности X56, K60 для электросварных труб большого диаметра. Технология прошла опробование и освоена на стане 5000 ОАО «Северсталь». С использованием разработанной технологии изготовлено и отгружено на ОАО «Выксунский металлургический завод» и ЗАО «Ижорский трубный завод» более 17000 тонн проката класса прочности X56 толщиной 38,1 мм для кондукторных труб Ø762 мм с повышенными требованиями по вязкости и толщиной 22-24 мм класса прочности K60 для труб Ø1220 мм с повышенными требованиями по однородности структуры и хладостойкости для нефтепровода Восточная Сибирь-Тихий океан.

Основное содержание работы изложено в следующих публикациях:

1. Эфрон Л.И., Ильинский В.И., Голованов А.В., Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю. и др. «Разработка и промышленное опробование перспективных трубных сталей класса прочности до K65 (X80) на стане 5000 ОАО «Северсталь»//Труды Пятого Конгресса прокатчиков, г. Череповец, 2003г., с. 40-44.
2. Матросов М.Ю., Эфрон Л.И., Ильинский В.И. Опробование технологии термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением экономнолегированных трубных сталей на ОАО «Северсталь»//Труды Международной научно-технической конференции «Теория и технология процессов пластической деформации-2004», г. Москва, 26-27 октября 2004г. с. 314-316.
3. Матросов М.Ю., Эфрон Л.И., Ильинский В.И. Использование ускоренного охлаждения для повышения комплекса механических и технологических свойств толстолистового проката для изготовления газопроводных труб большого диаметра//Труды 5-й Международной научно-технической конференции «Современные тенденции производства труб для магистральных газонефтепроводов на ОАО «Харьковский трубный завод». г. Ялта. Украина. 24-27 мая 2005г. с. 51-67.
4. Матросов М.Ю., Эфрон Л.И., Ильинский В.И. и др. Использование ускоренного охлаждения для повышения механических и технологических свойств толстолистового проката для изготовления газопроводных труб большого диаметра//М. Металлург. 2005. № 6. с. 49-54.

5. Efron L.I., Matrosov M.Y., Golovanov A.V. ets. Development of Steels with Increased Strength and Cold Resistance for Large-Diameter Electric-Welded Pipes at Severstal Steel Works»//The Joint International Conference of HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005 Proceedings (HSLA Steels). Sanya, Hainan, China, Nov. 8-10, 2005. p.p. 682-687.
6. Немтинов А.А., Голованов А.В., Головин С.В., Матросов М.Ю., Эфрон Л.И. Использование технологии ускоренного охлаждения для производства листового проката для электросварных труб большого диаметра на стане 5000 ОАО «Северсталь»//Труды Международного семинара «Современные стали для газо-нефтепроводных труб; проблемы и перспективы». г. Москва, 15-16 марта 2006г. с. 132-134.
7. Nastich S.Y., Y.D. Morosov, Efron L.I., Matrosov M.Y. Steels with Ferrite-Bainite Microstructure with Improved Weldability and Cold Resistance for Main Pipelines//International Conference of Processing and Manufacturing of Advanced Materials. THERMEC'2006. Vancouver. Canada. July 4-8. 2006. p.p. 4744-4749.
8. Кичкина А.А., Матросов М.Ю., Дубинин И.В. Влияние ускоренного охлаждения после контролируемой прокатки на структуру и свойства стали 05Г1МБ//М. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka. 2006г. № 11. с. 125-127.
9. Матросов М.Ю., Эфрон Л.И., Немтинов А.А. и др. Производство проката для кондукторных труб диаметром 762 мм с толщиной стенки 38,1 мм категории прочности X56 с особыми требованиями к хладостойкости и анализ трубного передела//М. Metallurg. № 5. 2007г. с.55-59.
10. Матросов М.Ю., Кичкина А.А., Ефимов А.А., Эфрон Л.И., Багмет О.А. Имитация процессов структурообразования в трубных сталях при контролируемой прокатке с ускоренным охлаждением//М. Metallurg. № 7. 2007г. с. 52-58.