

На правах рукописи

**Червонный Алексей Владимирович**

**РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ  
МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ТРУБ  
КЛАССОВ ПРОЧНОСТИ К56-К60 И РЕЖИМОВ ИХ КОНТРОЛИРУЕМОЙ  
ПРОКАТКИ В УСЛОВИЯХ ЛИТЕЙНО-ПРОКАТНОГО КОМПЛЕКСА**

Специальность 05.16.09 - Материаловедение (машиностроение)

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук



Москва, 2021

Работа выполнена в АО «Выксунский металлургический завод»

Научный руководитель:

**Эфрон Леонид Иосифович**

доктор технических наук, научный  
руководитель инженерно-технологического  
центра АО «ВМЗ»

Официальные оппоненты:

**Выбойщик Михаил Александрович,**

доктор физико-математических наук  
профессор кафедры «Нанотехнологии,  
материаловедения и механики»  
Тольяттинского государственного  
университета

**Мальцева Анна Николаевна**

кандидат технических наук, начальник отдела  
материаловедения ООО "ТМК НТЦ"

Ведущее предприятие:

ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский  
политехнический университет Петра  
Великого»

Защита состоится \_\_\_\_\_ часов на заседании диссертационного  
совета Д 212.141.04 при Московском государственном техническом  
университете имени Н.Э. Баумана по адресу: 105005, г. Москва, 2-я Бауманская, 5.

Отзывы в двух экземплярах, заверенные печатью, просьба направлять по  
указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ им. Н.Э. Баумана и  
на сайте [www.bmstu.ru](http://www.bmstu.ru).

Телефон для справок: 8 (499) 267-09-63.

Автореферат разослан «\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2021 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
К.Т.Н., доцент



Плохих А.И.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность работы.** В настоящее время для производства рулонного проката в мире широко применяется совмещенная схема непрерывной разливки тонких слябов с дальнейшей горячей прокаткой полосы. Преимуществами данной схемы являются снижение удельных капитальных затрат на 30-40 %, снижение себестоимости проката на 20-25 %, затрат энергетических и материальных ресурсов на 50-60 %, улучшение экологических условий, сокращение времени выполнения заказов. Единственный на сегодня литейно-прокатный комплекс (ЛПК) на территории России и СНГ запущен в эксплуатацию в 2008 году в г. Выкса и входит в состав АО «Выксунский металлургический завод» (АО «ВМЗ»), ориентирован на производство рулонного и листового проката из трубных марок стали толщиной до 12,7 мм с дополнительными требованиями по хладостойкости и коррозионной стойкости.

Производство высокопрочного проката с дополнительными требованиями по хладостойкости при данной схеме производства осложнено отсутствием повторного нагрева сляба, а, следовательно, наличием крупного первичного зерна аустенита перед началом прокатки, что затрудняет его рекристаллизацию и измельчение. При условии исходной крупнозернистой структуры наличие микролегирующих элементов в стали способствует торможению рекристаллизации и формированию структурной неоднородности из-за сдерживания границ зерен аустенита частицами карбонитридных фаз. Усложняет измельчение зерна и меньшая степень суммарного обжатия по сравнению с традиционными широкополосными станами.

Известный подход к технологии производства высокопрочных низколегированных трубных сталей подразумевает использование термомеханической обработки, включающей в себя нагрев слябов, черновую стадию прокатки для измельчения исходного аустенитного зерна, чистовую стадию прокатки ниже температуры остановки рекристаллизации для наклепа аустенита, ускоренное охлаждение для формирования дисперсной микроструктуры готового проката. В технологической линии ЛПК АО «ВМЗ» предусмотрена черновая группа клетей, система промежуточного охлаждения подката и подогреваемый рольганг перед чистовой группой клетей, что отличает комплекс от аналогичных предприятий, большинство которых оснащены только одной группой прокатных клетей, что не позволяет в полной мере разделить черновую и чистовую стадии прокатки. Разработка материала для хладостойких труб классов прочности K56-K60 применительно к производству на литейно-прокатном комплексе требует установления влияния состава стали и технологических параметров производства на формирование структуры и свойств рулонного проката, чем и обусловлена актуальность настоящей работы.

**Цель диссертационной работы.** Разработка составов низкоуглеродистых микролегированных сталей классов прочности K56-K60 для электросварных труб, получаемых по технологии контролируемой прокатки, с повышенной вязкостью и хладостойкостью, обеспечиваемыми формированием дисперсной и однородной структуры аустенита и конечной структуры проката в условиях ЛПК.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Разработать новые низкоуглеродистые микролегированные стали и сформулировать общую концепцию химического состава хладостойких сталей применительно к технологической схеме ЛПК.

2. Установить влияние состава стали на закономерности выделения и растворения карбонитридных фаз с целью управления структурой и свойствами исследуемых сталей.

3. Изучить закономерности влияния состава стали и технологических параметров на формирование структуры и свойств исследуемых сталей в цикле ЛПК.

4. Установить природу структурной неоднородности готового проката ЛПК и предложить способы ее устранения.

5. Сформулировать концепцию контролируемой прокатки на ЛПК, обеспечивающей формирование дисперсной и однородной структуры и сочетание требуемых свойств разработанных сталей.

6. Разработать и освоить в промышленных условиях ЛПК АО «ВМЗ» технологию производства рулонного проката из разработанных сталей толщиной до 12,7 мм классов прочности K56-K60 для электросварных труб диаметром 219 - 530 мм и 1020 мм с гарантированным уровнем ударной вязкости KCV и доли вязкой составляющей при испытании падающим грузом (ИПГ) при -20...-40 °С.

#### **Научная новизна:**

1. Разработан химический состав трубных сталей, производимых по технологии контролируемой прокатки на ЛПК, и сформулирована общая концепция его создания: доперитектическое содержание углерода (0,04-0,07 %); минимально необходимое для достижения требуемой прочности содержание марганца  $\leq 1,5$  % для повышения плотности высокоугловых границ; микролегирование только ниобием (0,03-0,08 %) в зависимости от уровня хладостойкости; естественное легирование из шихты элементами, повышающими устойчивость аустенита ( $Cr+Ni+Cu = 0,25-0,40$  %).

2. Впервые определены и металловедчески обоснованы параметры контролируемой прокатки, обеспечивающие формирование в прокате толщиной до 12,7 мм дисперсной феррито-бейнитной структуры ( $>60$  % полигонального феррита с низкими уровнем микронапряжений и плотностью дислокаций) с величиной зерна 12 номера, с долей границ с углом разориентировки более  $10^\circ$ , превышающей 70%, и упрочненной наноразмерными частицами Nb(C,N) и обеспечивающих хладостойкость до -80 °С при классе прочности K56.

3. Расчетами и экспериментально установлены особенности преобразования исходной литой структуры аустенита тонкого сляба (без повторного нагрева) микролегированных ниобием трубных сталей ( $d_{cp} \sim 500$  мкм,  $d_{max} \sim 2000$  мкм) при рекристаллизации, показана возможность формирования мелкого и однородного зерна (до 55 мкм) при двукратной деформации и определены ее параметры, обеспечивающие полное протекание рекристаллизации зерен максимального размера:  $\varepsilon = 25-40\%$  за проход;  $T_{деф.} = 1100-1150$  °С;  $\varepsilon_1/\varepsilon_2 = 1,2-1,6$ .

4. Показано, что известная особенность металла ЛПК - структурная неоднородность («смешанная» структура) минимизируется не только благодаря снижению содержания Mn (не более 1,5 %) и углерода (0,04-0,07 % С), но и формированию полностью рекристаллизованной структуры аустенита после черновой прокатки, исключения частичной рекристаллизации ( $T_{н.чист.} < T_{н.р.}$ ) при

чистой прокатке; полное ее устранение достигается при рекристаллизационной контролируемой прокатке (8 циклов рекристаллизации взамен 2-3) в стали без добавок Nb, в этом случае порог хладноломкости проката повышается на 20-30 °С.

5. Установлено, что при режимах смотки полосы в рулон ( $T_{см.} = 540-570$  °С), обеспечивающих формирование дисперсной феррито-бейнитной структуры: в стали с добавкой ванадия не наблюдается выделений V(C,N) (при 0,005-0,008% N); в стали с добавкой Nb формируются частицы Nb(C,N) (в аустените, феррите и межфазные) размером 2 - 5 нм; в стали микролегированной Nb и Ti формируются частицы размером 40 - 60 нм путем зарождения Nb(C,N) на частицах TiN, что приводит к снижению дисперсионного упрочнения.

6. Установлено, что на литейно-прокатном комплексе АО «ВМЗ» могут быть в полной мере применены основные принципы термомеханической (контролируемой прокатки) со следующими особенностями: нагрев, обеспечивающий растворение ~90% Nb(C,N) и минимальный размер рекристаллизованного зерна аустенита после черновой прокатки, повышенная температура и обжатия при двукратной деформации в черновой стадии, интенсивное охлаждение перед чистой стадией прокатки, чистовая прокатка ниже температуры остановки рекристаллизации аустенита.

**Практическая значимость.** Разработанный комплекс технологических решений (составы сталей и технологии контролируемой прокатки) успешно внедрён на стане 1950 ЛПК для производства рулонного проката классов прочности K56-K60 толщиной до 12,7 мм. При этом обеспечена ударная вязкость и доля вязкой составляющей при испытаниях падающим грузом при температуре до -40 °С.

С 2015 по 2019 годы на ЛПК АО «ВМЗ» произведено свыше 600 тысяч тонн хладостойкого (с гарантией хладостойкости при -20 °С и ударной вязкости более 200 Дж/см<sup>2</sup>) рулонного проката классов прочности K56-K60. Из данного металлопроката произведены и отгружены потребителям (в том числе ПАО «Газпром» и ПАО «Транснефть») трубы диаметром от 219 до 530 мм, полученные методом непрерывной формовки со сваркой ТВЧ, а также трубы диаметром 530 и 1020 мм, полученные методом УОЕ с дуговой сваркой под флюсом.

По представленной работе **на защиту выносятся:**

1. Сформулированная концепция химического состава трубной стали применительно к производству на ЛПК и разработанные на ее основе составы сталей.
2. Установленные закономерности формирования аустенитной структуры в ходе горячей прокатки на ЛПК, способ оценки однородности аустенитной структуры проката и экспериментальные результаты исследования структуры подката после черновой прокатки.
3. Установленные условия структурообразования в процессе прокатки на ЛПК для ряда микролегированных ниобием трубных сталей.
4. Выявленные особенности структуры проката ЛПК, а также установленный механизм формирования структурной неоднородности и способы её устранения.
5. Разработанная концепция контролируемой прокатки на ЛПК.
6. Предложенные новые схемы прокатки для ЛПК, выбираемые в зависимости от конечных требований к продукции.

**Достоверность результатов.** Достоверность результатов экспериментальных исследований гарантируется их проведением на современном сертифицированном оборудовании и использованием для обработки данных новейшего лицензионного программного обеспечения, а также подтверждается результатами реализации предложенных технологических решений в промышленных условиях.

**Личный вклад автора.** Автор непосредственно участвовал в постановке работы, формулировке задач, планировании, организации исследований, разработке методик и проведении лабораторных и промышленных экспериментов, обработке и анализе экспериментальных данных, установлении закономерностей формирования структуры аустенита, а также участвовал во внедрении разработок.

**Апробация работы.** Основные результаты и положения диссертации были доложены и обсуждены на 6-ти международных и 3-х российских конференциях: международной научно-практической конференции «ТРУБЫ-2014» (Челябинск, 2014), «Современные требования и металлургические аспекты повышения коррозионной стойкости и других служебных свойств углеродистых и низколегированных сталей» (Москва, 2015), X и XII международных конгрессах прокатчиков, (Липецк, 2015; Выкса, 2019), VIII Всероссийской конференция молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России» (Москва, 2015), Asia Steel International Conference 2015 (Tokyo, Japan 2015), International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials THERMEC 2016 (Graz, Austria, EU, 2016), IX конференции молодых специалистов «Перспективы развития металлургических технологий» (Москва, 2018), 17-я Научно-технической конференции «Новые перспективные материалы, оборудование и технологии для их получения» (Москва, 2018).

**Соответствие содержания диссертации паспорту специальности, по которой она рекомендуется к защите.** Цель, задачи, содержание, методы исследования и полученные результаты работы соответствуют пунктам 1. «Теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры материалов с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и долговечности материалов и изделий» и 4. «Разработка физико-химических и физико-механических процессов формирования новых материалов, обладающих уникальными функциональными, физико-механическими, эксплуатационными и технологическими свойствами, оптимальной себестоимостью и экологической чистотой» паспорта специальности 05.16.09 — Материаловедение (машиностроение).

**Публикации.** Основное содержание диссертации отражено в десяти публикациях, пять из которых в рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК РФ, общим объемом 3,87 п.л./ 1,58 п.л..

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, шести глав, общих выводов и заключения, списка литературы из 124 наименований, содержит 160 страниц машинописного текста, 101 рисунок, 19 таблиц.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** отражена актуальность, поставлена цель и сформулированы задачи исследования, научная новизна и практическая значимость диссертационной работы.

**В Главе 1** рассмотрены современные требования к прокату для производства нефте-газопроводных труб, описаны основные принципы легирования и контролируемой прокатки, применяемые для достижения данных требований. Подробно рассмотрены способы обеспечения хладостойкости рулонного и листового проката, применяемые на реверсивных и непрерывных станах. Рассмотрены особенности структуры и внутреннего качества тонких слэбов, условия производства проката, сортамент производимой продукции на литейно-прокатных агрегатах в мире.

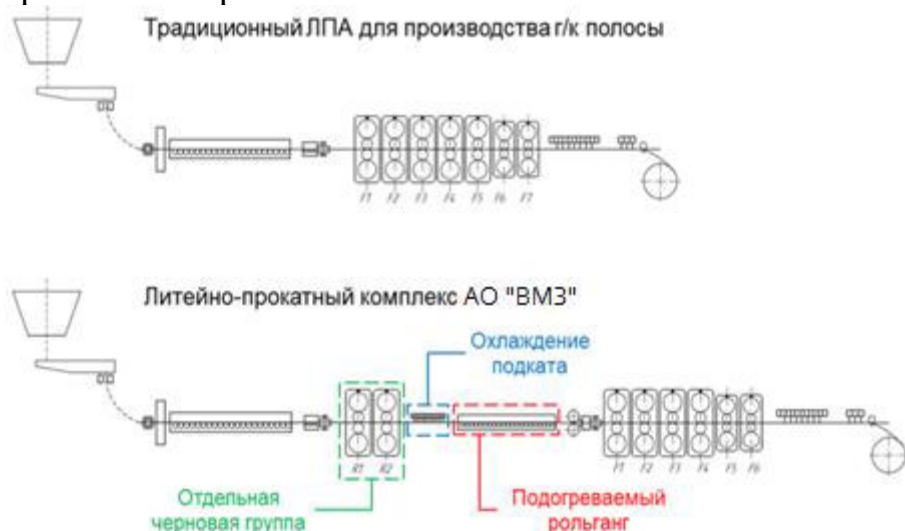


Рис. 1. Сравнение традиционного ЛПА и ЛПК компании АО «ВМЗ»

Анализ мирового опыта производства проката категории прочности до Х70 на ЛПА, показал, что применение ЛПА для производства хладостойкого проката трубного назначения толщиной более 6 мм не распространено. Определены особенности ЛПК АО «ВМЗ» г. Выкса по сравнению с

применяемыми литейно-прокатными агрегатами (ЛПА) (Рис.1). Обозначены преимущества и недостатки литейно-прокатного комплекса по сравнению с другими способами производства проката. На основе анализа этих данных обоснован выбор направления исследования.

**Глава 2** посвящена обоснованию выбора материала исследования и описанию методик исследования. Исследованные стали (Таблица 1) отличаются схемой легирования и различным содержанием элементов, что позволило изучить влияние отдельных элементов на процессы структурообразования.

Таблица 1.

Химический состав исследуемых сталей (масс. %)

Сталь	Массовая доля, %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni + Cu	Al	P	S	N	V	Ti	Nb
06Г2Б – 1	0,06	0,32	1,15	≥0,10	0,20 – 0,25	0,029-0,033	0,007-0,009	0,001-0,002	0,006 - 0,007	-	-	0,080
06Г2Б – 2	0,06	0,35	1,53							-	-	0,040
06Г2Б – 3	0,06	0,30	1,60							-	0,010	0,040
07ХГФБ	0,07	0,35	0,57	0,62						0,083	0,013	0,033
07Г2АФ	0,07	0,36	1,48	≥0,10					0,014	0,094	-	-
07Г2Ф	0,08	0,35	1,70						0,006 - 0,007	0,100	0,009	-
07ГФ	0,06	0,31	0,50						0,088	-	-	

Для имитации процесса прокатки отбирали образцы промышленных слябов. Исследование сляба и подката производили на образцах, отобранных и закаленных непосредственно в линии ЛПК.

Исследование кинетики процессов структурообразования аустенита при горячей деформации проводили на основании результатов испытаний на комплексе Gleeble 3800, экспериментальную прокатку на стане ДУО 300 осуществляли с применением горячего посада слитков после разливки в разборные изложницы.

Для исследования процессов рекристаллизации аустенита применяли созданную в инженерно-технологическом центре АО «ВМЗ» модель Hot Rolling Recrystallization Model (HRRM), для термодинамических расчетов - программы Thermocalc и DICTRA.

Исследование структуры аустенита проводили при помощи оптического микроскопа «Carl Zeiss Axio Observer.Dlm», для количественного анализа использовали программу анализа изображений Thixomet®, оценку однородности структуры проводили, определяя параметр отношения максимального размера зерна аустенита  $d_{\max}$  к среднему  $d_{\text{ср}}$ . Сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) выполняли на микроскопе Carl Zeiss Ultra 55, рентгеноспектральный анализ проводили при помощи энергодисперсионного спектрометра INCA Energy X-Max. Фольги исследовали с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM200CX при ускоряющем напряжении 120 кВ. Оценку состава карбонитридов, проводили путем определения межплоскостных расстояний решеток по микродифракционным картинам.

Испытания на растяжение производили в соответствии с ГОСТ 1497, ударную вязкость проката и труб определяли по ГОСТ 9454 при температурах +20...-80 °С, долю вязкой составляющей в изломе после ИПГ - по ГОСТ 30456, оценку размера зерна производили по ГОСТ 5439.

**В Главе 3** исследованы особенности формирования структуры непрерывно-литых слябов из трубных сталей в технологической линии ЛПК.

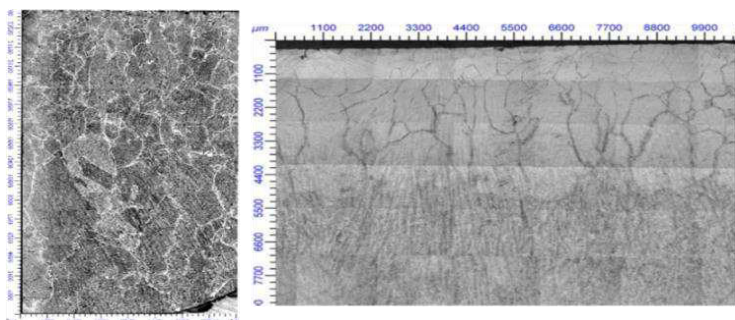
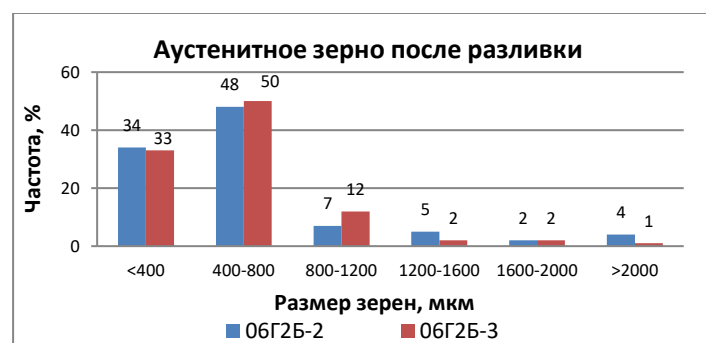


Рис. 2. Распределение зерен по размерам в слябе перед черновой группой клетей и микроструктура сляба после закалки

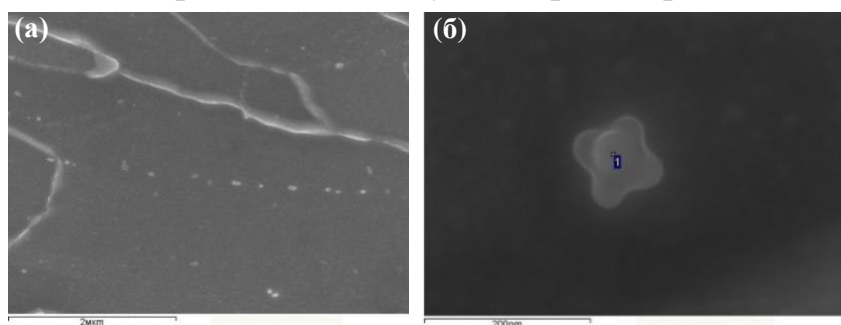
Структура сляба после разливки характеризуется неоднородным распределением размеров зерна аустенита по сечению, от 300 мкм до 2000 мкм ( $d_{\text{ср}}=500$  мкм), наиболее крупные зерна находятся в зоне столбчатых кристаллов, размер зерна слабо зависит от химического состава исследованных сталей (Рис.2).

Исходный размер зерна аустенита после разливки крупный, и движущая сила роста зерен невелика, поэтому, как показывают результаты промышленного эксперимента, разница в размере зерна аустенита до и после туннельной печи незначительна.



Температура поверхности сляба перед туннельной печью снижается до 900-1000 °С; в средней части составляет 1000-1120 °С. Расчеты показали, что в этом случае в поверхностных слоях слябов может выделяться от 60 % до 85 % частиц карбонитридов ниобия (в зависимости от состава стали).

При нагреве до температур 1150-1170 °С основная часть выделившихся частиц растворяется, доля нерастворенных оценивается 10 – 15 %. В ниобийсодержащей стали, микролегированной титаном установлено формирование крупных частиц «звездообразной» формы (100-150 мкм и более) в которых сердцевина представляет собой нитрид титана, а «лучи» карбонитрид ниобия (Рис.3).



Такие частицы не растворяются при нагреве и обнаружены в готовом прокате; их формирование приводит к неэффективному использованию части ниобия, поскольку из-за выделения на подложке из нитрида титана частиц карбонитрида ниобия доля нерастворенного ниобия возрастает еще на 10 %.

Рис. 3. Звездообразные частицы на основе TiN в прокате стали 06Г2Б – 3: а – СЭМ ( $\times 3000$ ), б – СЭМ ( $\times 30000$ )

Повышение температуры нагрева выше 1150-1170 °С приводит к увеличению размера рекристаллизованного зерна в подкате после черновой прокатки. Таким образом, температура подогрева в туннельной печи с одной стороны, ограничена ростом рекристаллизованного зерна аустенита, с другой - должна обеспечивать максимальное растворение карбонитридов, выделившихся в процессе переохлаждения поверхности сляба при разливке для последующего влияния на процессы структурообразования.

**Глава 4** посвящена исследованию формирования структуры при прокатке трубных сталей на ЛПК. На ЛПК АО «ВМЗ», в отличие от большинства применяемых ЛПА, выделена черновая группа клетей, на промежуточном рольганге расположены система интенсивного охлаждения и подогреваемый рольганг. Отличительной особенностью стана 1950 по сравнению с традиционными НШПС является возможность осуществления в черновой клетии относительных обжатий до 50 % за один проход.

Экспериментально и с помощью модели HRRM исследованы процессы рекристаллизации аустенита. Показано, что для полной рекристаллизации крупнозернистого аустенита в исследуемых сталях с ниобием при 1100-1150 °С необходимы относительные обжатия не менее 20-25 % (Рис.4, а).

Для использования модели HRMM в условиях ЛПК в ее базу данных были добавлены экспериментальные данные по 7 исследуемым сталям. Применимость модели HRMM подтверждена проведением промышленного эксперимента в условиях ЛПК: два сляба толщиной 90 мм, были прокатаны в черновой группе клетей до толщин 36 и 45 мм, перед чистовой группой клетей от подката ножницами были отрезаны пробы и закалены в воде. Средний размер зерен аустенита составил 55 мкм в подкате толщиной 36 мм и 76 мкм в подкате толщиной 45 мм, что хорошо соответствуют расчетным значениям (Рис.4, б). Полученные расчетные данные

также хорошо согласуются с результатами прокатки слитков на лабораторном стане ДУО 300 после горячего посада (имитация схемы ЛПК), которые, в частности показали, что использование даже однократного обжатия 50% позволяет эффективно измельчить зерно, а использование двух обжатий в черновой стадии прокатки существенно измельчает и повышает однородность структуры аустенита.

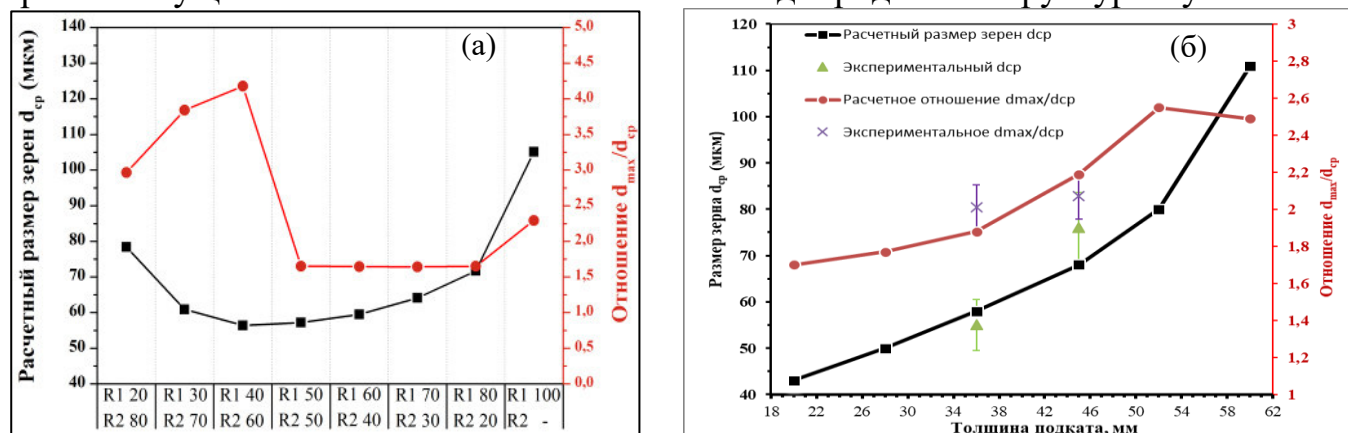


Рис. 4 а) Изменение среднего размера зерен и однородности аустенитной структуры перед чистовой группой клетей в подкате толщиной 35 мм при температуре выдачи из печи 1165°C; б) Изменение среднего размера зерен и однородности аустенитной структуры перед чистовой группой клетей при изменении толщины подката (при равных степенях деформации в черновых клетях)

По результатам исследования процессов рекристаллизации с помощью модели установлено, что изменение параметров черновой прокатки с учетом ограничений оборудования (температуры деформации, распределения обжатий между клетями и суммарной степени деформации) приводит к изменению результирующего среднего размера зерна аустенита от 55 мкм до 110 мкм, а параметра однородности зеренной структуры аустенита  $d_{max}/d_{cp}$  от 1,6 до 4,2. Определены оптимальные параметры черновой стадии прокатки для сталей различного состава, обеспечивающие максимально однородную структуру и минимально возможный размер зерна аустенита: температура деформации 1100-1150 °C; соотношение степеней деформации в первой и второй клетях  $\sim 1,5/1$ ; минимальная толщина подката.

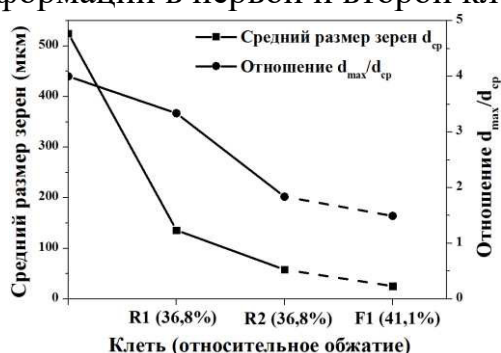


Рис. 5. Изменение среднего размера зерен аустенита и отношения  $d_{max}/d_{cp}$  после использования первой чистовой клетки в качестве третьей черновой

Для получения дисперсной конечной структуры может быть также использована вторая стратегия, которая заключается в использовании первой клетки чистовой группы в качестве третьей черновой. При этом необходимо вывести из работы вторую чистовую клеть, и обеспечить достаточное время и температуру для полного протекания статической рекристаллизации. Дополнительный черновой проход позволяет значительно измельчить средний размер аустенитного зерна (до 25,5 мкм), а также уменьшить отношение  $d_{max}/d_{cp}$  (Рис.5).

Экспериментально показано, что

применение интенсивного охлаждения проката после черновой прокатки позволяет предотвратить рост зерна и сохранить однородность структуры, сформированной в ходе черновой прокатки при транспортировке раската к чистовой группе клетей, при этом также установлено, что в исходно неоднородной структуре неоднородность усиливается даже при использовании интенсивного охлаждения (Рис.6).

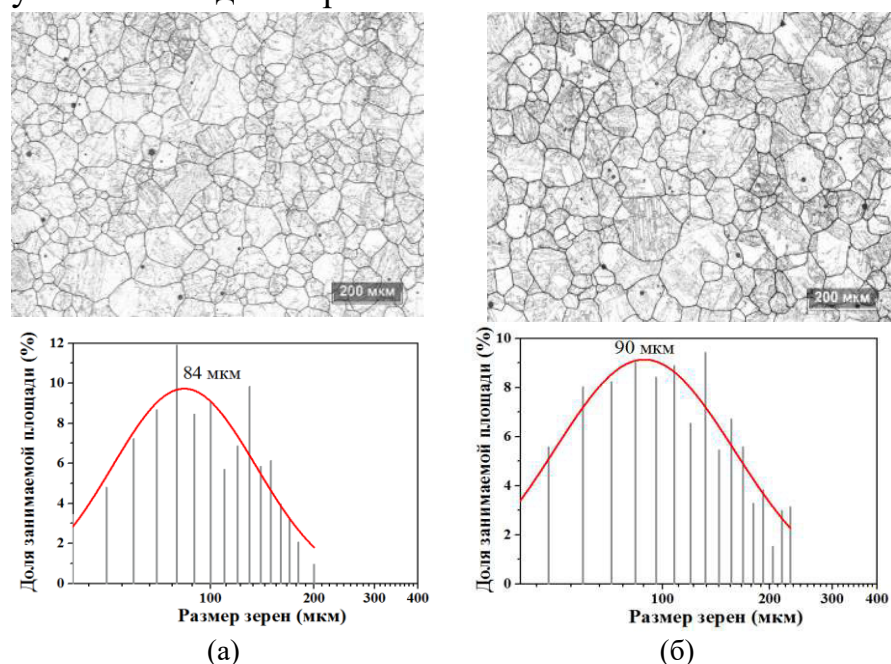


Рис.6. Структура после черновой прокатки (а) – однородная структура после черновой прокатки; (б) – однородная дисперсная структура после ускоренного охлаждения перед чистовой прокаткой

Конечная структура проката определяется структурой аустенита перед  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращением. В качестве критерия для оценки количества мест зарождения используют эффективный размер аустенитного зерна, который зависит не только от размера рекристаллизованного зерна, но и суммарной степени наклепа в чистовой группе клетей. Расчетами установлено, что минимальные значения эффективного размера аустенитного зерна могут быть получены в подкате толщиной от 35 до 45 мм.

**Глава 5** посвящена исследованию фазовых превращений при охлаждении после прокатки, изучению микроструктуры и характера выделений карбонитридных фаз в рулонном прокате трубного назначения, а также описаны особенности структуры проката, произведенного на ЛПК.

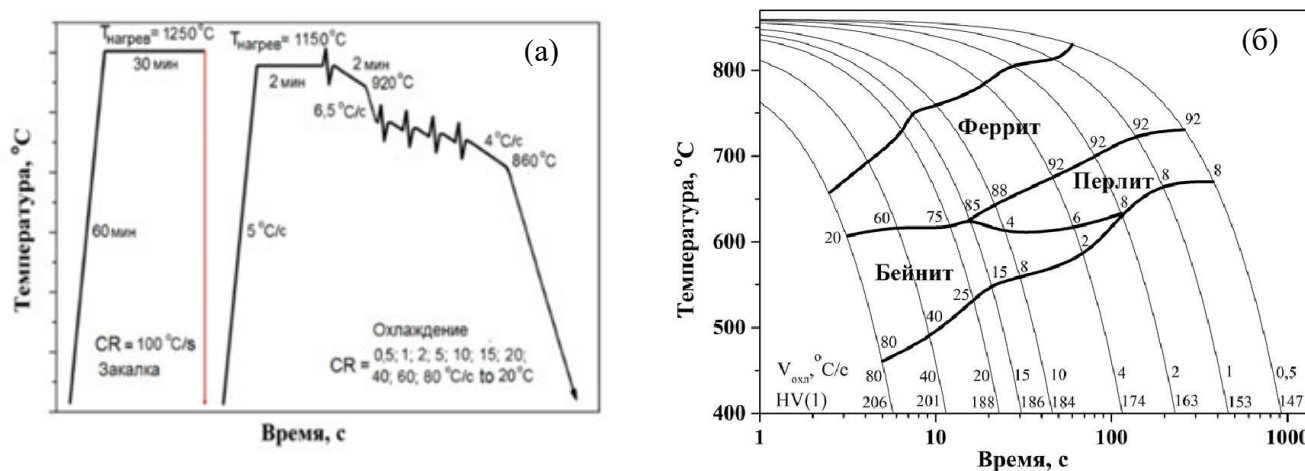


Рис. 7 а) Режим деформации и охлаждения образца на дилатометре при построении ТКД; б) ТКД для стали 06Г2Б – 3

Построены термокинетические диаграммы (ТКД) распада деформированного аустенита в условиях, приближенных к реальным, что является неотъемлемой

частью разработки технологии производства проката для определения режимов контролируемой прокатки и последеформационного охлаждения стали (Рис.7). Исследованием выделений карбо-нитридных фаз в рулонном прокате, установлено (Рис.8), что:

- в стали, содержащей Nb и V обнаружены только частицы карбонитрида  $(Ti,Nb)(C,N)$ , частицы VC не обнаружены;

- в стали микролегированной только ванадием - частицы VC также не обнаружены (рис 8, а); дисперсные частицы VN, обеспечивающие упрочнение стали по механизму дисперсионного твердения, обнаружены только в стали, содержащей 0,014 % азота и 0,095 % ванадия (Рис 8, д). После отпуска при 650 °С труб стали Nb+Ti+V обнаружены дисперсные выделения VC, что подтверждает предположение о сохранении ванадия в твердом растворе при применении прокатки с ускоренным охлаждением в пределах исследованных температур (Рис 8, в);

- в стали микролегированной только ниобием наблюдается меньшая объемная доля субмикронных частиц и большое количество наночастиц на основе ниобия всех видов: аустенитные, межфазные, ферритные (размером 2 - 5 нм) (Рис 8, е);

- в стали микролегированной Nb и Ti наблюдается существенно большее количество субмикрокарбонитридов размером 40 - 60 нм (частицы, как правило, состоят из двух фрагментов, состав которых близок к NbC и TiN) и существенно меньшее количество наноразмерных частиц, образовавшихся в феррите (рис 8, а).

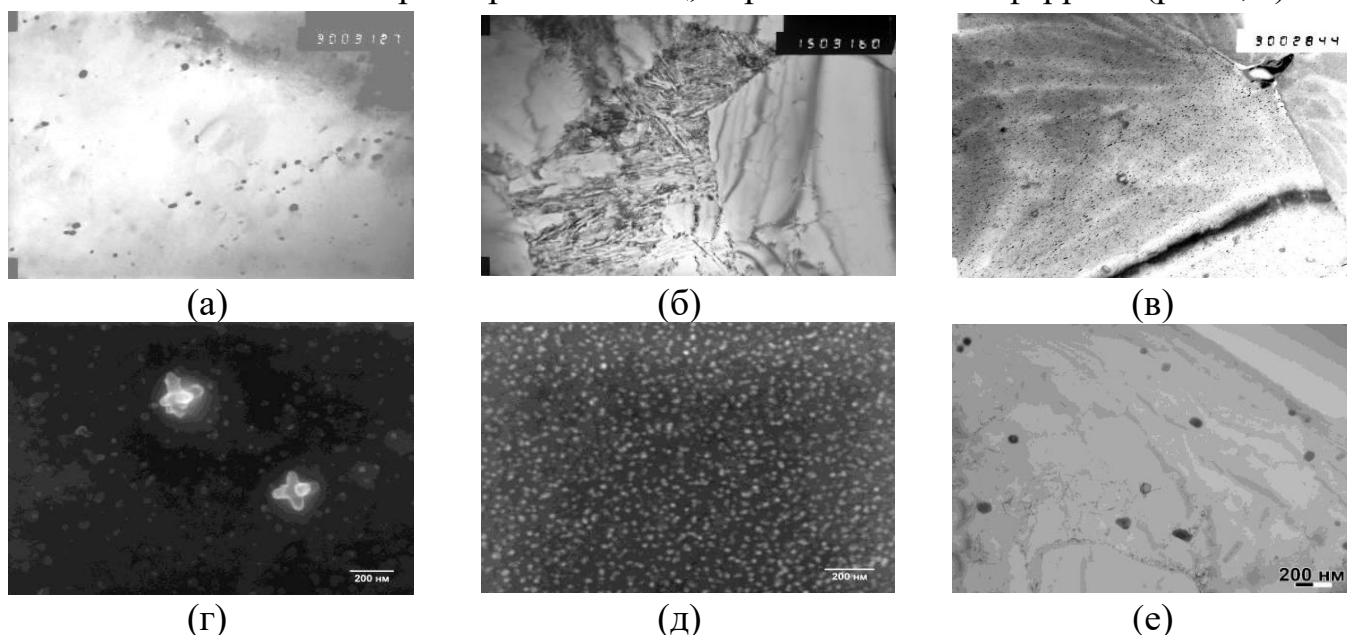


Рис. 8. Частицы микролегирующих элементов в исследуемых сталях: а) 07ХГФБ - значительное количество частиц размером 40-60 нм  $(Ti,Nb)(C,N)$ , VC не обнаружены, ПЭМ,  $\times 15000$ ; б) - 07ГФ частиц не наблюдается, ПЭМ,  $\times 15000$ ; в) - 07ХГФБ после отпуска 650°С, частицы 40-60 нм  $(Ti,Nb)(C,N)$ , 15-50 нм VC, ПЭМ,  $\times 15000$ ; г) - 07Г2Ф-2, частицы  $Ti(C,N)$  20-100 нм и звездообразные  $(Ti,V)(C,N)$  50-150 нм, СЭМ,  $\times 30000$ ; д) - 07Г2АФ - частицы VN размером менее 20 нм; е) 06Г2Б – 1, частицы 40-100 нм и 2-5 нм Nb(C,N)

При изучении влияния микролегирующих добавок на свойства трубных сталей установлено:

- снижение прочности при введении в ниобийсодержащую сталь микродобавки титана обусловлено зарождением карбонитридов ниобия на частицах TiN, что



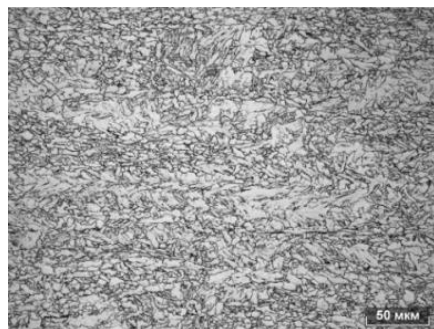
приводит к образованию существенно большего количества карбонитридов субмикронного размера 40 - 60 нм, ниобий расходуется на их образование, по причине чего снижается количество наноразмерных частиц и пропадает эффект дисперсионного твердения. Вторым возможным механизмом разупрочнения стали является связывание азота в относительно крупные частицы TiN, не вызывающие дисперсионного твердения.

Наилучшее сочетание прочности, пластичности и хладостойкости достигнуто в стали с содержанием 0,08 % ниобия. Повышение прочности стали с высоким содержанием ниобия при снижении температурного интервала чистовой стадии деформации происходит не только благодаря измельчению зерна, но и из-за выделения большого количества наноразмерных частиц карбонитридов (2 - 5 нм) в аустените.

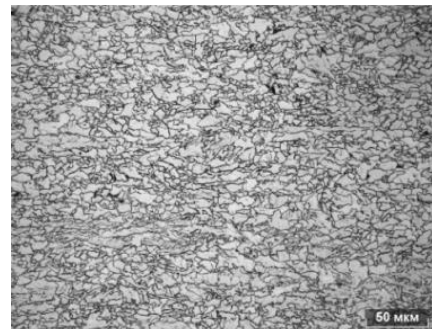
В сталях с высоким содержанием ниобия ферритная матрица состоит из мелкозернистого полигонального (МПФ) и квазиполигонального феррита, причем количество и дисперсность МПФ возрастает с понижением температуры деформации в чистовой стадии прокатки. Сталь с добавками 0,04% ниобия и 0,01% титана обладает пониженной прочностью, но при этом более высокой пластичностью и хладостойкостью, чем сталь с добавками только 0,04% ниобия (Рис.9).



Сталь 06Г2Б – 1



Сталь 06Г2Б – 2



Сталь 06Г2Б – 3

Рис. 9. Микроструктура сталей 06Г2Б

При стандартном содержании в стали азота (менее 0,008%) введение в трубную сталь микродобавки ванадия не обеспечивает упрочнения рулонного проката по механизму дисперсионного твердения. Выделение карбидной фазы ванадия затруднено вследствие ускоренного охлаждения полосы на отводящем рольганге перед смоткой полосы в рулон и используемыми относительно низкими температурами смотки. Наблюдается противоречие между технологическими режимами необходимыми для получения оптимальной структуры матрицы (измельчением зерна и получением продуктов промежуточного превращения) и обеспечением условий для реализации дисперсионного твердения. Наличие дисперсных частиц VN в стали с повышенным содержанием азота может быть объяснено, тем, что нитридная фаза ванадия может выделяться при более высоких температурах в сравнении с карбидной, т.е. в процессе прокатки. Структура микролегированных ванадием сталей преимущественно феррито-перлитная, отличающаяся пониженной дисперсностью.

Мировой опыт показывает, что прокат, производимый по схеме ЛПА, характеризуется структурной неоднородностью, основные причины формирования

которой – отсутствие перекристаллизации, относительно малая суммарная степень деформации, неоптимальный режим деформации, формирование разнотекстурной структуры аустенита и ликвационная неоднородность. Проведенные исследования, созданные технологии и композиции легирования трубных сталей позволили минимизировать структурную неоднородность проката ЛПК с помощью проведения черновой стадии прокатки по оптимальному режиму, обеспечивающему максимально однородную полностью рекристаллизованную структуру аустенита, а при необходимости - применения режима прокатки с тремя черновыми проходами (использование первой чистовой клетки в качестве третьей черновой); исключения при проведении чистовой прокатки частичной рекристаллизации аустенита (т.е. температура начала чистовой прокатки ниже температуры остановки рекристаллизации); снижения содержания марганца (особенно для К60, применения низкоуглеродистых сталей (0,04-0,07 % С). Практически полное устранение структурной неоднородности достигнуто при использовании рекристаллизационной контролируемой прокатки (8 циклов рекристаллизации взамен 2-3) в стали без добавок Nb, однако в этом случае не обеспечивается требуемая хладостойкость проката.

**В Главе 6** сформулирована концепция химического состава трубной стали классов прочности К56-К60 толщиной до 12,7 мм для ЛПК, обосновывающая применение низкого содержания углерода (0,04-0,07 %) и минимально необходимого содержания марганца без дополнительных добавок Cr, Ni и Cu, микролегирование стали только Nb в количестве, определяемом только требуемой хладостойкостью.

Показано, что в технологической схеме ЛПК возможна реализация контролируемой прокатки с учетом особенностей процессов формирования структуры на начальной стадии с формированием мелкозернистой структуры и высокой прочности и хладостойкости. Сформулирована концепция контролируемой прокатки хладостойкой стали на ЛПК, основными элементами которой являются максимальное растворение частиц Nb(C,N) в туннельной печи без повышения размера рекристаллизованного зерна, что одновременно обеспечивает требуемую температуру черновой прокатки, измельчение зерна аустенита за два (три) прохода черновой прокатки при полном исключении частичной рекристаллизации, что обеспечено обжатиями в 25-40 % за проход; использование системы интенсивного охлаждения и подогреваемого рольганга для торможения роста зерна между черновой и чистовой стадиями и обеспечения температуры начала чистовой стадии прокатки ниже температуры остановки рекристаллизации. Последующие стадии процесса с металловедческой точки зрения аналогичны протекающим на других прокатных станах, кратность подката для чистовой группы клеток 3,75-4,5. Температура конца прокатки выше критической точки  $A_{r3}$  (780-850 °С).

В промышленных условиях ЛПК подтверждены установленные закономерности формирования структуры трубных сталей. Разработаны составы сталей, технология контролируемой прокатки и освоено массовое производство рулонного проката классов прочности К56-К60. Обеспечено (по сравнению с ранее применяемыми составами стали и режимами) измельчение зерна в среднем на 1-2 номера и формирование однородной микроструктуры проката, рост средней ударной вязкости KCV<sup>-20</sup> на 50-70%, повышена стабильность обеспечения значений ударной вязкости, выход годного по испытаниям падающим грузом составил 100%.

## Основные выводы по работе

1. На основании установленных закономерностей влияния состава и технологических параметров производства на структуру и свойства разработаны новые низкоуглеродистые микролегированные стали классов прочности K56-K60 для электросварных труб, получаемые по технологии контролируемой прокатки, с повышенной вязкостью и хладостойкостью, которые обеспечиваются формированием дисперсной и однородной структуры аустенита в условиях ЛПК.

Сформулирована концепция химического состава трубной стали классов прочности K56-K60 толщиной до 12,7 мм:

- низкое содержание углерода (строго доперитектического состава 0,04-0,07 %);
- минимально необходимое содержание марганца (для K60 не более 1,5 %), которое повышает плотность высокоугловых границ зерен;

- микролегирование стали только Nb, содержание которого определяется требуемым уровнем хладостойкости проката, а не возможностями оборудования, как на НШС;

- микролегирование ванадием с целью повышения прочности нецелесообразно, за исключением случая, когда предполагается проведение термической обработки труб;

- микролегирование стали титаном нецелесообразно вследствие снижения прочностных свойств и потери части ниобия из-за формирования комплексных частиц,

- исключение добавок элементов, повышающих устойчивость аустенита кроме естественного содержания ( $\text{Cr}+\text{Ni}+\text{Cu} = 0,25-0,40 \%$ ) из шихты.

2. При исследовании влияния состава стали установлено:

- в стали микролегированной ниобием формируется большое количество наноразмерных частиц размером 2-5 нм; в стали микролегированной Nb и Ti наблюдается значительное количество комплексных субмикрокарбонитридов размером 40 - 60 нм и существенно меньшее количество наноразмерных частиц вследствие зарождения Nb(C,N) на частицах TiN, что приводит к снижению дисперсионного упрочнения;

- в прокате из микролегированной ванадием стали ( $\leq 0,008 \%$  N) частицы V(C,N) не обнаружены, ванадий сохраняется в твердом растворе при используемых температурах смотки для получения оптимальной структуры матрицы, их наличие установлено только после отпуска при 650°C; дисперсные частицы VN, обнаружены в стали, содержащей 0,014 % и более азота в связи с более высоким интервалом температур их выделения;

- наилучшее сочетание прочности, пластичности и хладостойкости достигнуто в стали с содержанием 0,08 % Nb благодаря измельчению зерна и дисперсионного упрочнения, при этом есть возможность снизить содержание Mn (ниже 1,3%) и повысить долю высокоугловых границ в ферритной матрице из мелкозернистого полигонального и квазиполигонального феррита;

- сталь с 0,04 % Nb и 0,01 % Ti обладает пониженной прочностью, но более высокой пластичностью и хладостойкостью, чем сталь, содержащая только 0,04 % Nb,

3. Экспериментально установлены, следующие особенности формирования структуры трубных сталей на литейно-прокатном комплексе:

- структура сляба после разливки характеризуется неоднородным распределением размеров зерна аустенита от 300 до 2000 мкм ( $d_{cp} \sim 500$  мкм) и слабо зависит от химического состава стали, при этом в поверхностных слоях слябов (при 900-950 °С) может выделяться от 60 % до 85 % ниобия в виде частиц карбонитридов;

- при нагреве до 1150-1170 °С около 60 % частиц растворяется, размер зерна аустенита изменяется незначительно; повышение температуры нагрева усиливает рост рекристаллизованного зерна аустенита после черновой прокатки сталей микролегированных Nb и Nb+Ti; снижение – увеличивает долю нерастворенных частиц Nb(C,N) и способствует неполной рекристаллизации аустенита при деформации; микролегирование титаном Nb-содержащей стали приводит к формированию комплексных частиц «звездообразной» формы (100-150 мкм и более), которые не растворяются при нагреве, что приводит к неэффективному использованию ~10-15 % Nb;

-определены параметры черновой стадии прокатки, обеспечивающие максимально однородную структуру и минимально возможный размер зерна аустенита: температура деформации 1100-1150 °С; относительные обжатия 25-40 %; соотношение степеней деформации в первой и второй клетке ~ 1,5/1; показана возможность измельчения зерна за два прохода до  $d_{cp}$ , ~ 55-76 мкм и высокой однородности  $d_{max}/d_{cp} < 2,1$ ;

- дополнительное третье обжатие (первая клетка чистовой группы (с выводом второй клетки) в качестве третьей черновой, обеспечивает еще более мелкое (до 26 мкм) и однородное зерно  $d_{max}/d_{cp}$  до ~ 1,5; определены температурно-временные условия для полного протекания рекристаллизации между первой и третьей клетками чистовой группы;

- интенсивное охлаждение проката после черновой прокатки предотвращает рост зерна аустенита и сохраняет однородность структуры; в исходно неоднородной структуре разнотернистость усиливается даже при использовании интенсивного охлаждения;

- для исследуемых сталей и относительных обжатий 25-40 % температура остановки рекристаллизации аустенита составляет 890-920 °С в зависимости от содержания ниобия;

- установлены условия формирования минимального эффективного размера аустенитного зерна  $D_{eff.} = D_v/(1+5\epsilon)$ , обусловленного правильным соотношением параметров черновой и чистовой стадий прокатки (толщина подката 36-45 мм).

4. Показано, что известная особенность металла ЛПК - структурная неоднородность минимизируется благодаря: однородной полностью рекристаллизованной структуре аустенита после черновой прокатки; исключения частичной рекристаллизации ( $T_{н.чист.} < T_{н.р.}$ ) при чистовой прокатке; снижения содержания марганца и углерода (0,04-0,07 % С); полное ее устранение достигнуто при использовании рекристаллизационной контролируемой прокатки (8 циклов рекристаллизации взамен 2-3) в стали без добавок Nb, однако в этом случае не обеспечивается требуемая хладостойкость проката,

5. Установлено, что в технологической схеме ЛПК возможна реализация контролируемой прокатки с учетом особенностей процессов формирования структуры на начальной стадии (структура и состояние МЛЭ в слябе) с формированием мелкозернистой структуры и высокой прочности и хладостойкости



и сформулирована концепция КП на ЛПК, основными элементами которой являются:

- максимальная температура поверхности сляба перед его задачей в туннельную печь для уменьшения выделения частиц карбонитридных фаз (выше 950 °С);
- максимальное растворение частиц Nb(C,N) и обеспечение минимального размера рекристаллизованного зерна аустенита после черновой прокатки благодаря обоснованному выбору температуры в туннельной печи (1150-1170 °С), что одновременно обеспечивает требуемую температуру черновой прокатки;
- измельчение зерна аустенита за два (три) прохода черновой прокатки при полном исключении частичной рекристаллизации, что обеспечено обжатиями в 25-40 % за проход,
- использование интенсивного охлаждения и подогреваемого рольганга для торможения роста зерна между черновой и чистовой стадиями и обеспечения  $T_{н.чист.} < T_{н.р.}$ ;
- кратность подката для чистовой группы клетей 3,75-4,5, температура конца прокатки выше критической точки  $Ar_3$  (780-850 °С).

6. На основе результатов проведенных исследований разработаны составы сталей и технологии КП на ЛПК, освоена промышленная технология контролируемой прокатки рулонного и листового хладостойкого проката класса прочности K56-K60 толщиной 8,0-12,7 мм для изготовления электросварных труб диаметром 219-530 мм и 1020 мм.

Внедрение разработанной технологии обеспечило (по сравнению с ранее применяемыми режимами) измельчение зерна на 1-2 номера, формирование однородной структуры проката, рост ударной вязкости KCV<sup>-20</sup> на 50-70% и повышение стабильности ее уровня, 100% обеспечение требований при испытании падающим грузом (ИПГ) при -20...-40 °С.

С 2015 по 2019 годы на ЛПК произведено свыше 600 тысяч тонн хладостойкого рулонного проката классов прочности K56-K60. Из данного металлопроката произведены и отгружены потребителям (в том числе ПАО «Газпром» и ПАО «Транснефть») одношовные трубы диаметром от 219 мм до 530 мм и двухшовные диаметром 1020 мм. Общий экономический эффект от внедрения результатов работы за 5 лет составил 843,89 млн.руб.

### **Основное содержание работы изложено в следующих публикациях:**

1. Влияние микрولةгирования на микроструктуру и уровень механических свойств рулонного проката класса прочности K56, произведенного в условиях ЛПК / А.В. Червонный [и др.] // Сталь. 2015. №7. С. 50-56; (0,69 п.л. / 0,23 п.л.).
2. Микрولةгирование хладостойких трубных сталей для производства рулонного проката на литейно-прокатном комплексе / А.В. Червонный [и др.] // Сталь. 2015. №9. С. 56-61; (0,58 п.л. / 0,29 п.л.).
3. Разработка технологии производства рулонного проката трубного назначения класса прочности K60, производимого в условиях литейно-прокатного комплекса / А.В. Червонный [и др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2016. №3. С.17-25; (0,92 п.л. / 0,23 п.л.).

4. Разработка системы микролегирования для производства хладостойкого рулонного проката трубного назначения в условиях ЛПК / А.В. Червонный [и др.] // *Металлург*. 2016. №10. С.38-44; (0,81 п.л. / 0,40 п.л., **Scopus**).
5. Формирование структуры и свойств рулонного проката трубного назначения при производстве в условиях литейно-прокатного комплекса / А.В. Червонный [и др.] // *Металлург*. 2018. №10. С.40-47 (0,87 п.л. / 0,43 п.л., **Scopus**).
6. Технологические особенности производства проката для электросварных труб на Литейно-прокатном комплексе / А.В. Червонный [и др.] // Развитие технологий производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке: Сб. тр. / Под общей ред. А.М. Барыкова. М.: *Металлургиздат*, 2016. С.233-247 (0,87 п.л. / 0,68 п.л.).
7. Литейно-прокатный комплекс: микролегирование трубных сталей для производства хладостойкого рулонного проката / А.В. Червонный [и др.] // Развитие технологий производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке: Сб. тр. / Под общей ред. А.М. Барыкова. М.: *Металлургиздат*, 2016. С.248-273 (1,38 п.л. / 0,35 п.л.).
8. Разработка технологии производства хладостойкого проката трубного назначения классов прочности K42-K60 в условиях Литейно-прокатного комплекса / А.В. Червонный [и др.] // Развитие технологий производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке: Сб. тр. / Под общей ред. А.М. Барыкова. М.: *Металлургиздат*, 2016. С.274-292 (1,62 п.л. / 0,54 п.л.).
9. Microalloying of Low Temperature Pipe Steel for Coil Production by Casting and Rolling/ A.V. Chervonnyi et al. // *Steel in Translation*, 2015, Vol. 45. No. 9. P. 705–711 (0,69 п.л. / 0,15 п.л.).
10. Влияние микролегирования на микроструктуру и механические свойства рулонного проката, произведенного в условиях литейно-прокатного комплекса / А.В. Червонный [и др.] // Микролегированные трубные стали для нефтегазовой отрасли: Сборник трудов международной конференции. М.: *Металлургиздат*, 2018. С. 136-142. (0,69 п.л. / 0,23 п.л.).