

На правах рукописи



ЦВЕТКОВ Дмитрий Сергеевич

**ПОВЫШЕНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ СВОЙСТВ И КАЧЕСТВА
ПРОДУКЦИИ СТАНА 5000 ОАО "СЕВЕРСТАЛЬ" ЗА СЧЕТ
УЛУЧШЕНИЯ СТРУКТУРЫ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ШТРИПСА ИЗ
ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

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

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Санкт-Петербург – 2012

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» (ФГБОУ ВПО «СПбГПУ»)

Научный руководитель: кандидат технических наук, доцент
Зотов Олег Геннадьевич

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
Кудря Александр Викторович,
кандидат технических наук,
Малыхина Ольга Юрьевна

Ведущая организация: ООО «Газпром ВНИИГАЗ»,
г. Москва

Защита состоится «01» марта 2012 года в 18 часов 00 минут на заседании диссертационного совета Д 212.229.03 при Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» (ФГБОУ ВПО «СПбГПУ») по адресу: 195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 29.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ФГБОУ ВПО «СПбГПУ»

Автореферат разослан «26» января 2012 года

Ученый секретарь
диссертационного совета
Д 212.229.03:



доктор технических наук, профессор
Кондратьев Сергей Юрьевич

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Важнейшей частью нефтяной и газовой отраслей промышленности является разветвлённая система магистральных трубопроводов, построенная во времена Советского Союза. За прошедшее время ресурс работы многих из них был исчерпан, и сейчас остро стоит проблема реконструкции. Разработка новых шельфовых месторождений также вызывает необходимость строительства новых трубопроводов в северных районах страны.

Таким образом перед отечественной металлургией ставится задача совершенствования старых и разработки новых высокопрочных марок трубных сталей, обеспечивающих снижение затрат при строительстве и ремонте трубопроводов, а также режимов их обработки. Широко применяемые для изготовления трубного штрипса низколегированные малоуглеродистые стали являются наиболее современными в техническом плане материалами, созданными с использованием методов классической металлургии. Однако, изменение и ужесточение требований к комплексу их механических свойств, определяющих надежность конструкций трубопровода, требует постоянной эволюции трубных сталей.

Актуальность представленной работы определяется необходимостью создания промышленной технологии производства высокопрочного толстолистного проката категории прочности К65, обладающего помимо комплекса стандартных механических свойств их высокой стабильностью по сечению проката, а также гарантированным сопротивлением протяжённому вязкому разрушению. Решение этих задач невозможно без системного анализа основных показателей качества готовой продукции во взаимосвязи с качеством исходной непрерывнолитой заготовки (НЛЗ).

Цель работы: выявление особенностей строения структуры штрипса из высокопрочных низколегированных сталей категории прочности К65, связанных со структурой литой заготовки и влияющих на характер разрушения и характеристики вязкости, для совершенствования имеющихся и разработки новых технологий производства высокопрочного штрипса со стабильно высокими свойствами в условиях стана 5000 ОАО "Северсталь".

В рамках достижения поставленной цели были решены следующие **задачи:**

1. Изучить характер структурообразования при производстве высокопрочного штрипса из малоуглеродистых низколегированных сталей в условиях стана 5000 ОАО "Северсталь".
2. Выявить причины структурной неоднородности металла в толстолистовом штрипсе из высокопрочной трубной стали, полученном по технологии контролируемой прокатки.
3. Установить взаимосвязь структурных особенностей литой заготовки и штрипса с уровнем механических свойств и характером разрушения металла при проведении механических испытаний.

4. Разработать способы устранения негативного влияния структурных несовершенств непрерывнолитой заготовки и штрипса на механические свойства и их стабильностью в процессе эксплуатации.
5. Определить технологические параметры изготовления высокопрочного толстолистового проката из малоуглеродистых низколегированных сталей с заданным комплексом механических свойств.

Научная новизна:

1. Определены особенности строения структуры высокопрочного толстолистового штрипса из малоуглеродистых низколегированных сталей и выявлена их наследственная взаимосвязь с особенностями строения литой заготовки.
2. Разработана математическая модель, описывающая напряженно-деформированное состояние в вершине трещины для случая плоской деформации, на основе которой предложена схема возникновения расслоений в изломах образцов при испытаниях на вязкость разрушения феррито-бейнитных низколегированных сталей после контролируемой прокатки.
3. Выявлен характер изменения механических свойств штрипса в процессе естественного (режим эксплуатации трубопровода) и искусственного при 200°С (режим нанесения защитного покрытия) старения и предложены методы стабилизации механических свойств проката во времени.

Практическая значимость:

1. На основе анализа основных технологических параметров и результатов соответствующих промышленных экспериментов разработаны практические рекомендации по отработке технологии производства высокопрочного толстолистового проката для стана 5000 ОАО «Северсталь».
2. Определены технологические параметры прокатки высокопрочного низколегированного штрипса с феррито-бейнитной микроструктурой, толщиной до 27,7 мм, дающие возможность для его промышленного производства в условиях стана 5000 ОАО «Северсталь», и обеспечивающие высокую стабильность микроструктуры и свойств по сечению проката.
3. Использование полученных разработок обеспечило повышение конкурентоспособности выпускаемой станом 5000 ОАО «Северсталь» продукции на рынке штрипсовых сталей и способствовало выходу ОАО «Северсталь» на мировые рынки высокотехнологичной наукоемкой продукции.

Всего с использованием результатов представленной работы на стане 5000 ОАО «Северсталь» освоено 10 новых видов высокопрочного толстолистового проката.

На технологии и технические решения, разработанные в рамках данной работы, получено 4 патента Российской Федерации (2393238, 2409434, 2418866 2432221).

Основные научные положения, выносимые на защиту:

1. Взаимосвязь структуры высокопрочного толстолистового штрипса из низколегированных малоуглеродистых сталей категории прочности К65 с его конечными механическими свойствами.
2. Наличие и характер наследственной взаимосвязи структурных несовершенств высокопрочного толстолистового проката из низколегированных малоуглеродистых сталей с особенностями строения литой заготовки.
3. Математическая модель, описывающая напряженно-деформированное состояние в вершине трещины для случая плоской деформации при испытаниях СТОД.
4. Характер изменения механических свойств в процессе естественного и искусственного старения высокопрочного толстолистового проката из малоуглеродистых низколегированных сталей.
5. Взаимосвязь характера разрушения высокопрочного штрипса при механических испытаниях со структурной неоднородностью металла.

Апробация работы:

Основные положения и результаты диссертационной работа доложены и обсуждены на ряде научно-технических конференций, конгрессов и семинаров различного уровня:

XVIII – XIX Международных научно-технических конференциях «Трубы» в 2010 и 2011 гг. (г. Челябинск), VII – IX конференциях молодых ученых и специалистов ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» в 2008, 2009 и 2010 гг. (г. Санкт-Петербург), XXXVI Неделе науки СПбГПУ, 2008 г. (г. Санкт-Петербург) и международной конференции «Производство, испытания и практическое использование ТБД категорий прочности X80/X90», 2010 г. (г. Москва).

Публикации:

По теме диссертации опубликовано 15 печатных работ, в том числе 4 статьи в рецензируемых научно-технических изданиях, рекомендованных ВАК и 4 патента на способы производства новых сталей.

Структура и объем диссертации:

Диссертация состоит из введения, четырёх глав, заключения, основных выводов и списка литературы из 97 наименований. Работа изложена на 161 страницах машинописного текста, содержит 75 рисунков и 16 таблиц.

Автор выражает глубокую благодарность сотрудникам Центра развития компетенций по штрипсу ОАО «Северсталь» (г. Череповец, Россия), а также сотрудникам кафедр «Исследования структуры и свойств материалов», «Пластическая обработка металлов» и «Стали и сплавы» ФГБОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» (г. Санкт-Петербург, Россия) за содействие в выполнении работы, помощь в проведении лабораторных экспериментов и ценные замечания по содержанию диссертации.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрыта актуальность, научная новизна и практическая значимость работы, а также обоснована цель проведенных исследований и сформулированы задачи исследования.

В первой главе проведён анализ исследований в области создания и технологии производства высокопрочных трубных сталей, используемых при строительстве и ремонте магистральных трубопроводов. Рассмотрены причины появления структурной неоднородности и её влияние на свойства сталей произведённых с использованием технологии контролируемой прокатки. Сформулированы современные критерии оценки надёжности материала, на которые сильное влияние оказывает наличие структурной неоднородности.

Во второй главе на примере производства высокопрочного толстолистного штрипса из низколегированных сталей обоснован выбор химического состава, рассмотрены возможности применения термокинетических диаграмм при производстве трубного проката, а также представлена схема производства и влияния технологических факторов на качество листа из высокопрочной трубной стали.

Учитывая мировой опыт производства штрипса категории прочности K65, для работы в условиях стана 5000 ОАО «Северсталь» были выбраны марганцево-никелевые композиции состава, с микролегирующими добавками ванадия, ниобия и титана, а также меди и молибдена. Обобщенный химический состав сталей произведённых на стане 5000 и удовлетворяющих требованиям API к категориям прочности от X70 до X120 представлен в таблице 1.

Таблица 1 Эволюция химического состава трубных марок сталей.

Марка стали	10Г2ФБЮ, X70	X80	X90 – X100	X120
Химический состав	C≤0,10 %; Mn≤1,75 %; V, Nb, Ti; S≤0,005%	C≤0,08 %; Mn≤1,80 %; V, Nb, Ti, Cu, Mo; S≤0,005%	C≤0,07 %; Mn≤2,00 %; V, Nb, Ti, Cu, Mo Ni; S≤0,003%	C≤0,05 %; Mn≤2,00 %; V, Nb, Ti, Cu, Mo, Ni, B; S≤0,003%

Представленная композиция легирования включает в себя элементы как расширяющие γ -область, так и сужающие её. В целом приведенное содержание элементов обеспечивает необходимый фазовый состав и величину коэффициента трещиностойкости, а также механические свойства штрипса при реализации предлагаемых технологических режимов. Разработанная в работе система легирования в совокупности с применяемой технологией производства обеспечивает получение высоких прочностных и хладостойких свойств листа в толщине до 20 мм.

Режимы термомеханической обработки сталей характеризуются большим количеством регулируемых технологических параметров, таких как: температура начала и конца чистовой стадии прокатки, температура конца и скорость охлаждения, и другими, влияющими на процессы структурообразования. В то же время известно, что формирование

окончательной структуры сталей при температурном воздействии описывается термокинетическими диаграммами распада аустенита. Поэтому для обоснованного выбора режимов термомеханической обработки необходимо иметь термокинетическую диаграмму распада аустенита конкретной стали.

Термокинетическая диаграмма распада аустенита и разработанный на её основе режим термомеханической обработки для стали выбранного химического состава приведены на рис.1.

Исследования показали, что наиболее существенное влияние на структурообразование и конечные свойства проката оказывает охлаждение стали после стадии чистовой прокатки, которое осуществляется на установке ускоренного охлаждения УКО. При этом не менее важно, чтобы охлаждение проходило равномерно по всей толщине проката. При использовании стандартной модели охлаждения применяемой в УКО на Стане 5000 в интервале температур 400-500°C возможно проявление значительной температурной неоднородности по сечению проката, которая обуславливает структурную анизотропию и увеличивает внутренние напряжения.

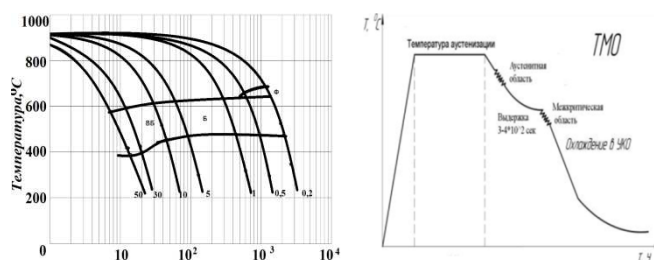


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада аустенита и режим пластической деформации стали К65

Для снижения неравномерности распределения температуры по толщине, с помощью программного пакета HSMM была решена температурная задача охлаждения. Согласно полученным данным отключение части секций УКО позволяет внутренним слоям подогреть поверхность проката и таким образом стабилизировать температуру по сечению. Для достижения необходимой, для протекания бейнитного превращения, скорости охлаждения в оставшихся секциях УКО была увеличена интенсивность подачи воды. Охлаждение по предложенному режиму позволило существенно снизить структурную неоднородность проката по сечению.

Таким образом, применение стабилизирующего охлаждения с отключением части секций УКО, позволяет увеличить равномерность охлаждения и снижает структурную неоднородность.

В рамках выполнения работы отрабатывались две основные технологии охлаждения: до температур начала бейнитного превращения и в область температур конца бейнитного превращения. Результаты испытаний представлены в таблице 2.

Таблица 2 Механические свойства опытных партий высокопрочных трубных сталей

Технология		σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	σ_T/σ_B	KV-40, Дж	DWTT -20, %
ТМО+УКО (начало превр.)	Max	715	780	21	0,98	348	98
	Среднее	650	710	18	0,93	247	92
	Min	630	690	16	0,83	160	78
ТМО+УКО (конец превр.)	Max	810	870	16	0,96	350	98
	Среднее	764	831	15	0,92	250	94
	Min	735	775	13	0,9	181	83

Анализ микроструктуры сталей показал, что ускоренное охлаждение до области начала бейнитного превращения и последующее замедленное охлаждение на воздухе позволяет получить смесь верхнего бейнита гранулярной и речной морфологии, с достаточным количеством феррита (до 30%) (рис. 2). Прочность прокатов полученных по данной технологии соответствует требованиям нормативной документации на сталь категории прочности K65, а пластичность, за счет наличия ферритных зерен в структуре достигает заданных значений. Представленная технология производства толстолистного проката защищена патентом Российской Федерации (№2393238), и на отдельные её элементы также подготовлены и высланы в Роспатент заявки на изобретения.

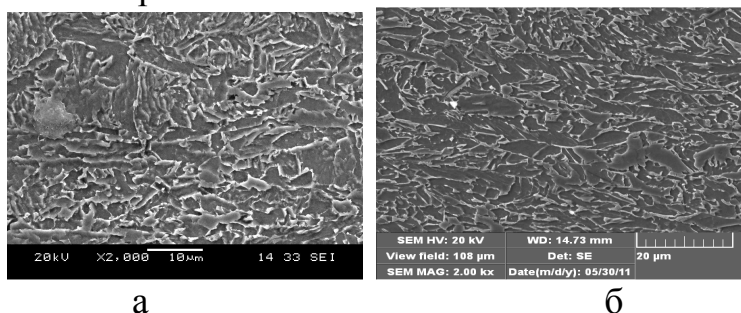


Рис. 2. Микроструктура листа, изготовленного по технологии ТМО+УКО с охлаждением а - до области начала бейнитного превращения; б - до области конца бейнитного превращения.

Листы, охлажденные в область конца бейнитного превращения, характеризуются высокой прочностью, получаемой за счёт наличия в структуре до 90% бейнита речной морфологии, что приводит к получению результатов по прочности близких к максимальным значениям, соответствующим требованиям нормативной документации, при сохранении высокой пластичности. Однако чрезмерно низкое охлаждение в установке УКО может приводить к получению более грубой структуры (увеличение длины реек до 10-15 мкм), что снижает пластичность и вязкость материала. По данной технологии также проводятся мероприятия по патентной защите интеллектуальной собственности.

Результаты проведённых исследований позволили разработать, а затем опробовать и внедрить в производство новые технологии производства высокопрочных низколегированных штрипсовых сталей категорий прочности K65. Использование сталей, полученных по разработанной технологии, позволяет повысить пропускную способность трубопроводов, увеличивая диаметр труб и рабочее давление газа. Это даёт возможность значительно

уменьшить удельные капитальные вложения на строительство трубопроводных магистралей, расходы по транспортировке газа (и нефти), и снижает расход металла по сравнению со сталями более низкой категории прочности.

В третьей главе рассмотрено влияние структурного состояния непрерывнолитой заготовки на свойства горячекатаного листа, проведено моделирование процесса образования расслоений в изломе при испытаниях на трещиностойкость, показана связь расслоений в изломе образцов ИПГ с дендритной ликвацией, а также рассмотрен один из методов снижения наследственного влияния структуры непрерывнолитого сляба на структуру и свойства горячекатаного проката.

В условиях производства ОАО «Северсталь» производство штрипса осуществляется из непрерывно-литой заготовки – сляба, строение которого характеризуется структурной и химической неоднородностью. Указанные особенности строения литой заготовки негативно отражаются на структуре и свойствах проката. Поэтому для повышения качества и надёжности штрипса необходимо устранить или минимизировать негативное влияние дефектов литой структуры.

Одной из основных причин появления ликвационной неоднородности в готовом прокате можно считать наследственное влияние дендритной структуры непрерывнолитого сляба. На всех стадиях производства листа, как после черновой прокатки, так и после полного цикла деформирования и охлаждения, горячее макротравление позволяет выявить первичные дендритные оси, причем в состоянии после черновой прокатки на макрошлифах также можно различить и вторичные оси дендритов.

С увеличением степени деформации, проработка структуры улучшается, однако, как показано на рис. 3 границы дендритов сохраняются. При этом они изменяют свою ориентировку и располагаются параллельно лицевым граням проката.

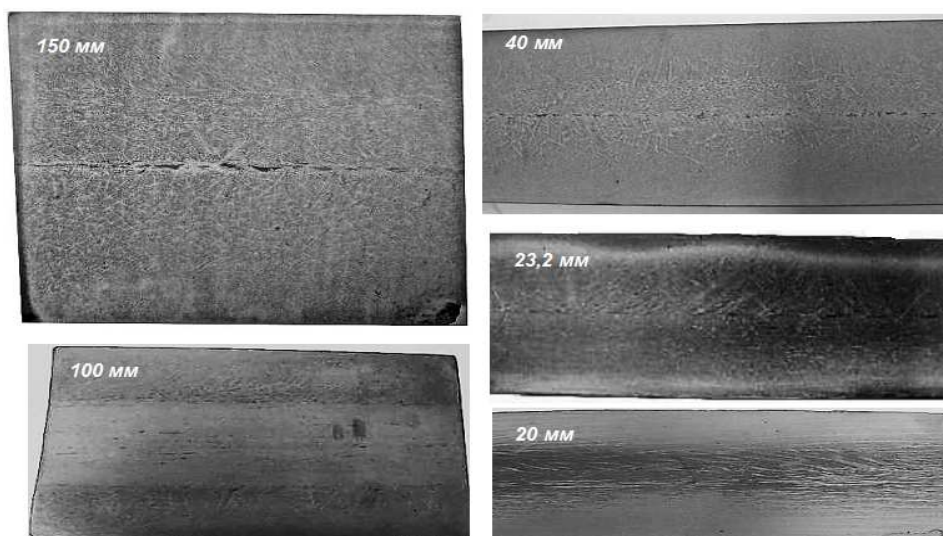


Рис. 3. Эволюция дендритной структуры в процессе прокатки

Установлены следующие закономерности строения литой заготовки толщиной 315мм, полученной способом непрерывной разливки в условиях

ЧерМК. Структура сляба характеризуется наличием трёх зон, расположенных несимметрично по отношению к геометрическому центру сляба (рис. 4):

- наружной зоны мелких равноосных кристаллов протяжённостью не более 10мм со стороны как большого, так и малого радиусов;
- зоны столбчатой кристаллизации, проходящей со стороны малого радиуса через центр на длину до 170-180мм до состыковки с зоной равноосных кристаллов. Со стороны большого радиуса за зоной мелкой кристаллизации в 5-10мм следует зона смешанных кристаллов и зона столбчатой кристаллизации длиной ~60-65мм до стыка с зоной равноосной кристаллизации;
- зоны равноосной кристаллизации протяжённостью 40-50мм, смещенной в сторону большого радиуса.

Очевидно, что протяжённость и характер строения той или иной зоны кристаллизации в НЛЗ определяется режимом разливки и охлаждения в первичной и вторичной зоне кристаллизации, а также наличием мягкого обжата.

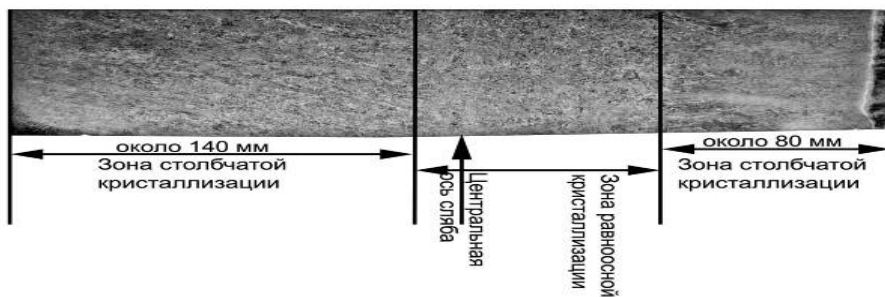


Рис. 4 Макроструктура НЛЗ

Микроструктура НЛЗ независимо от разницы в химическом составе и содержании углерода представляет собой феррито-перлитную смесь с преобладанием ферритной составляющей, имеющей грубоигольчатое строение видманштеттовой ориентировки или в виде крупных глобулярных зёрен. Структура грубоигольчатого феррита наблюдается как в поверхностных зонах слитка, так и в центральных с разницей в большей величине зёрен аустенита в центральной части и снижении дисперсности структурных составляющих.

В структуре литой стали отчётливо выявляются границы первичных зёрен, проходящих по чисто ферритным областям - стыкам первичных кристаллов (рис.5). Являясь протяжёнными и устойчивыми, они сохраняются в процессе контролируемой прокатки и служат в готовом прокате границами вторичных зёрен – аустенита и феррита, воспроизведённых по наследственному признаку.

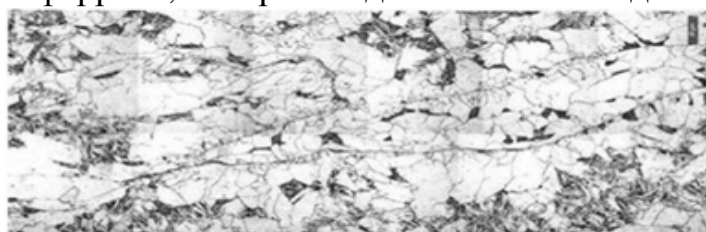


Рис. 5. Границы первичного зерна в НЛЗ

При исследовании образцов высокопрочной трубной стали К65 лист 20 мм., разрушенных при испытаниях падающим грузом обнаружена взаимосвязь расщеплений в изломе образцов с дендритной ликвацией и первичными границами (рис.6).

При проведении испытаний по определению критического раскрытия в вершине трещины (CTOD) в изломе образцов обнаруживаются аналогичные расщепления. Исследования показали, что зона ликвационной прослойки, располагающаяся непосредственно под расщеплением, имеет значительно более высокие значения твёрдости, нежели феррито-бейнитная матрица. Различие в микротвёрдости подтверждает, что эти зоны имеют различные физические свойства.

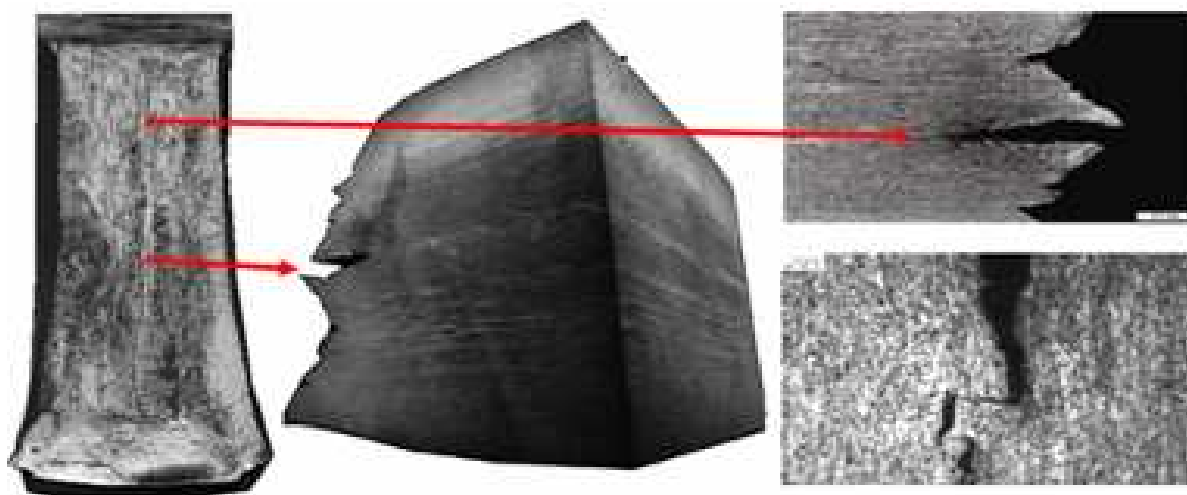


Рис. 6. Излом образца ИПГ с расщеплением и его структура

Для подтверждения данного предположения были проведены дальнейшие исследования, с использованием вырезанных в Z-направлении корсетных образцов на растяжение, позволяющих заранее зафиксировать зону разрыва. Были проведены испытания двух групп образцов:

- Первая группа образцов, зона разрыва которых совпадает с ликвационной полосой, характеризуется невысокой пластичностью, сужение составляет менее 30%. Сопротивление разрыву около 900 МПа и (табл.3) практически не зависит от температуры. Характерной особенностью является хрупкий излом.
- Образцы второй группы, зона разрыва которых смещена относительно ликвационной полосы, имеют полностью вязкий излом. Поперечное сужение у них превышает 55%, а сопротивление разрыву составляет 1500 МПа (табл. 3). При проведении микроструктурных исследований было выявлено, что линия разрушения крайне сильно изорвана, при этом в районе разрушения зерна материала подверглись значительной пластической деформации.

Таблица 3 Результаты испытания образцов в z-направлении

Температура испытания, °С	σ_B , МПа		ψ , %		S_K , МПа	
	1-ая группа, хрупкий излом	2-ая группа, вязкий излом	1-ая группа, хрупкий излом	2-ая группа, вязкий излом	1-ая группа, хрупкий излом	2-ая группа, вязкий излом
20	641	654	12,0	68,3	828	1525
20	611	655	14,4	70,7	814	1540
0	664	651	17,5	66,4	885	1432
0	679	648	14,4	60,9	894	1294
-20	702	645	15,1	65,4	926	1696
-20	682	688	24,9	70,7	922	1759
-40	673	707	23,4	70,7	941	1289
-40	678	712	29,7	67,3	913	1345
-60	721	726	17,5	67,9	916	1560
-60	725	747	12,0	62,4	903	1589
-80	678	747	22,6	69,2	926	1770
-80	732	654	19,0	68,3	930	1525
-100	689	655	4,9	70,7	825	1540
-100	749	651	9,8	66,4	880	1432

Наличие зон ликвационной неоднородности, имеющих повышенную твердость, низкие пластичность и сопротивление разрыву, послужило причиной возникновения расслоений при испытаниях падающим грузом и испытаниях по определению критического раскрытия в вершине трещины.

С использованием метода конечных элементов была разработана численная модель, описывающая напряженно-деформированное состояние в вершине трещины для случая плоской деформации.

Данная модель предназначена для решения плоских задач и основана на использовании треугольных конечных элементов. При этом реализуется схема напряженно-деформированного состояния характерная для плоской деформации, поскольку она наиболее близка к реальным условиям, соответствующим центральной части образца по толщине.

Вид сетки используемой при моделировании представлен на рис.7. Высота образца 35 мм, длина половинки образца – 70 мм, шаг сетки (Δ) – 0,05 мм.

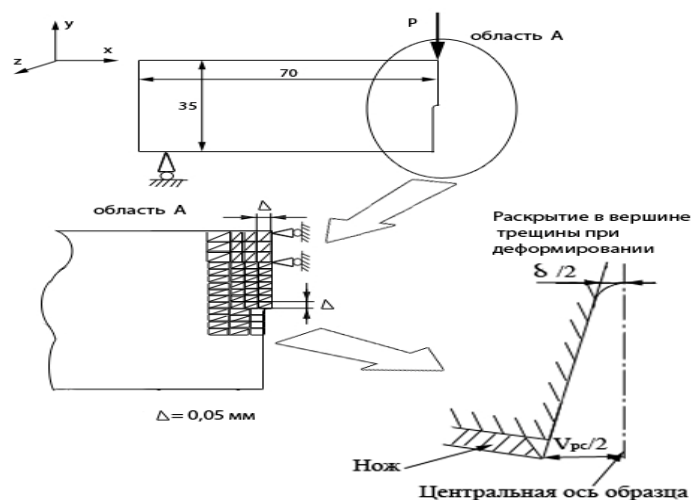


Рис. 7. Схема моделирования перемещения берегов трещины при испытаниях СТOD

Параметром, определяющим критическое событие (разрушение образца) было выбрано перемещение берегов трещины (V_{pc}) и раскрытие в вершине трещины (δ), поскольку эти параметры, не зависят от толщины образца, и хорошо контролируются при проведении экспериментальных исследований.

По результатам расчетов были построены поля распределения напряжений и деформаций в вершине трещины, а также зависимости напряжения в вершине трещины от величины раскрытия, и перемещения берегов надреза, проведена проверка адекватности модели: Образец нагрузили до небольшой нагрузки, при которой интенсивность напряжений заведомо ниже предела текучести, и сравнили с К-тарировкой по Мураками. (рис. 7). Аналитическое решение на данных графиках представлено линией, как видно, и Y- и Z-компонента очень близки к аналитическому решению, погрешность расчетов не превышает 15%, что даёт возможность считать модель адекватной, и достаточно точной.

Для анализа условий разрушения используется критерий предложенный Л.А.Копельманом. Внутризеренное хрупкое разрушение реализуется при выполнении следующих условий: для возникновения клиновых субмикротрещин в зерне необходимы существенные пластические деформации, это происходит только при достижении условия текучести, т.е. интенсивность напряжений больше либо равна пределу текучести; для распространения субмикротрещин по телу зерна необходимо, чтобы нормальные напряжения в Y-направлении σ_Y были больше, или равны сопротивлению отрыву $S_{отр}$.

Раскрытие расслоев в изломе образца испытанного на трещиностойкость происходит за счет проскока хрупкой трещины в ликвационной прослойке. Зоны ликвационной неоднородности расположенные по толщине листа имеют значительно меньшее сцепление ферритных и перлитных зёрен между собой, по сравнению с феррито-бейнитной матрицей. Соответственно, параметром, отвечающим за разрушение по ликвационной зоне, можно считать значение сопротивления разрыву в Z-направлении (S^{np}_k). Следовательно, условием развития хрупкой трещины по ликвационным прослойкам будут являться:

- Превышение критического значения напряжения разрыва по ликвационной прослойке, составляющего для исследуемой нами стали 2310 МПа.
- Получение параметров раскрытия в вершине трещины и коэффициента интенсивности напряжений для группы образцов из стали феррито-бейнитного класса, соответствующих экспериментально определенным значениям, приведенным в табл. 4.

Для анализа НДС в вершине трещины были выбраны образцы с вязким и хрупким характером излома.

Момент разрушения определялся по перемещению берегов надреза и раскрытию в вершине трещины. Зная из эксперимента, критическое раскрытие в вершине трещины на конечноэлементной модели были определены поля распределения напряжений для Y- и Z-компонент, а также для интенсивности напряжений в вершине трещины для образцов испытанных при различной температуре.

Таблица 4 Результаты испытаний образцов CTOD

T, °C	Маркировка	CTOD, мм	K(J) МПа*м ^{0,5}
20	X3	1,51	633,3
20	X4	1,49	605,5
-20	X13	1,15	481,0
-20	X14	1,43	616,2
-40	X11	1,13	458,8
-40	X12	0,74	400,2
-80	X7	0,17	342,5
-80	X8	0,36	376,4
-100	X1	0,02	57,3
-100	X2	0,10	144,1

Такой подход позволил построить схему оценки склонности стали с неоднородной структурой к расслоению в зависимости от температуры испытаний (рис.8).

При этом условия возникновения расслоений в феррито-бейнитной стали, при наличии ликвационной неоднородности, можно сформулировать следующим образом:

- если интенсивность напряжений в вершине трещины равна или превышает предел текучести, при этом напряжения по толщинной (Z) компоненте ниже соответствующих критических значений напряжений разрыва для ликвационной прослойки, а по Y-компоненте превосходит значение $S_{отр}$ для стали в этом направлении, то имеет место хрупкое разрушение, без раскрытия расслоений.
- если интенсивность напряжений в вершине трещины равна или превышает предел текучести, при этом напряжения по Z-компоненте выше соответствующих критических значений напряжения разрыва по ликвационной прослойке, то происходит вязкое разрушение, с большим количеством раскрывшихся расслоений в изломе (рис.8).

При температуре выше точки А, соответствующей равенству критического сопротивления разрыву по ликвационной прослойке и напряжения по толщинной компоненте, в изломе образцов будут возникать расслоения. При этом напряженно-деформированное состояние будет стремиться к плосконапряжённому, и долом образца произойдёт по вязкому механизму.

Изложенная схема возникновения расслоений в изломах образцов при испытаниях на вязкость разрушения феррито-бейнитных сталей после ТМО объясняет имеющиеся экспериментальные данные.

В целом структурная неоднородность штрипса, обусловленная наследованием несовершенств литой структуры в прокатанной полосе, приводит к слоистому характеру поверхности разрушения и неблагоприятно сказывается на механических свойствах и коррозионной стойкости. Для зоны ликвационной полосы можно отметить снижение прочности на отрыв и пластических характеристик, с переходом к хрупкому излому.

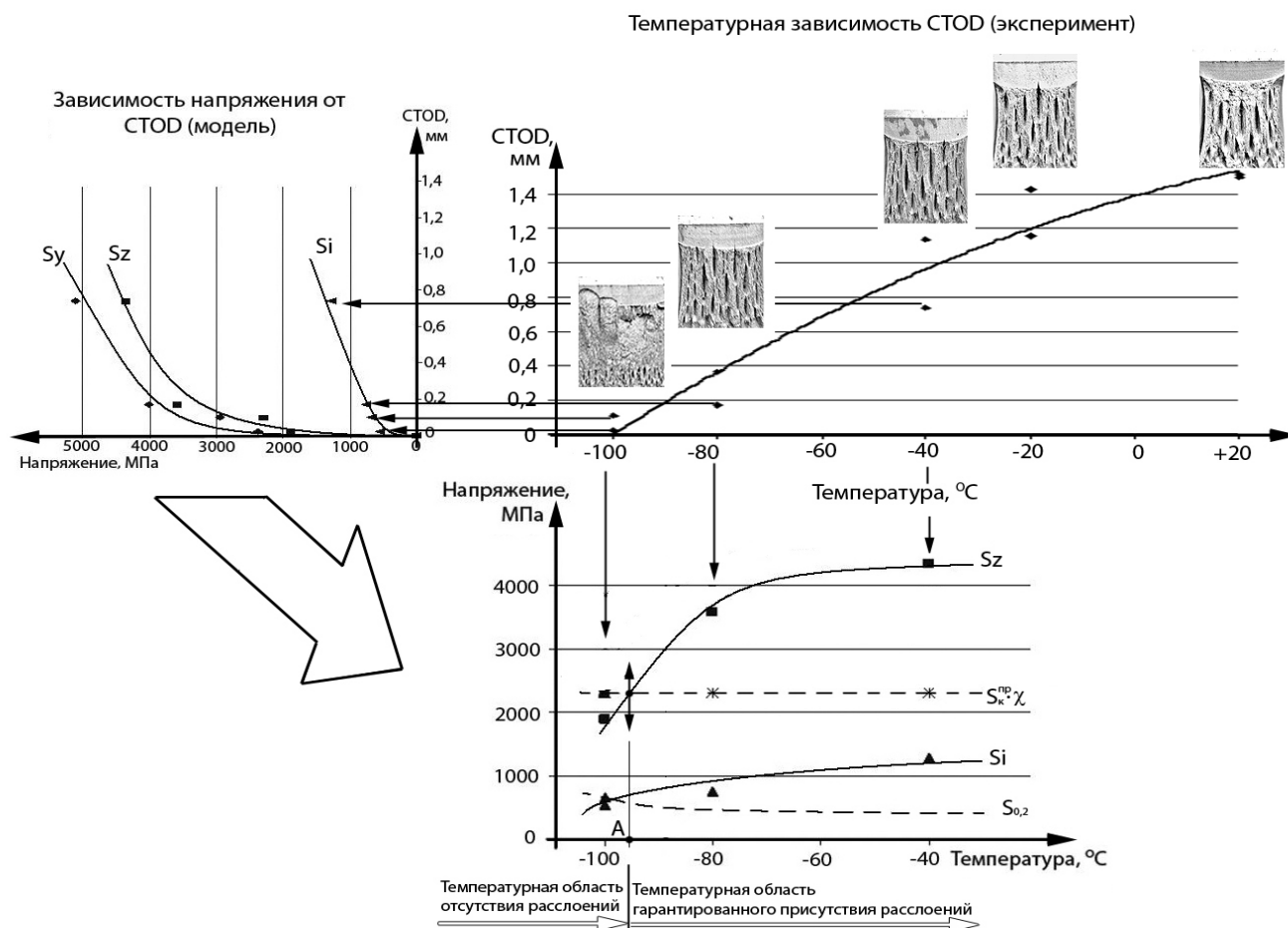


Рис. 8 Схема склонности стали с неоднородной структурой к расслоению в зависимости от температуры испытаний.

Решение данной задачи возможно за счёт формирования однородной мелкозернистой структуры непрерывнолитой заготовки и снижение его центральной сегрегационной неоднородности. Это способствует получению высококачественного листового проката для магистральных труб за счет улучшения металлургической наследственности.

Анализ мирового опыта показал, что улучшение структуры непрерывнолитой заготовки возможно за счёт применения дополнительного высокотемпературного перекристаллизационного отжига.

В условиях Листопрокатного цеха №3 ОАО «Северсталь» был проведён перекристаллизационный отжиг литых заготовок с целью измельчения зерна аустенита, что, в свою очередь, позволит снизить разнотекучность структуры проката, уменьшить полосчатость и повысить стабильность свойств материала.

При выборе параметров перекристаллизационного отжига руководствовались следующими соображениями:

- температура нагрева и время выдержки должны быть достаточными для перекристаллизации аустенита, но рост аустенитного зерна должен быть незначительным;
- скорость охлаждения не должна вызывать появление значительных внутренних напряжений;

Был выбран режим перекристаллизационного отжига, представленный на рис. 9.

В результате проведённой обработки было получено аустенитное зерно размером не более 200 мкм при одновременном снижении развития ликвационной полосы (рис. 10). Это обеспечивает для данного химического состава максимальный размер аустенитного зерна в деформированном металле не более 50÷60мкм., а средний размер действительного зерна феррита на готовом штрипсе составляет 3÷6мкм, что обеспечивает высокие прочностные и пластические характеристики металла.

Отработка по данной технологии проводилась для низколегированной стали химический состав которой был представлен ранее. При изменении химического состава стали меняются критические точки и интервалы фазовых превращений поэтому режим перекристаллизационного отжига требует корректировки.

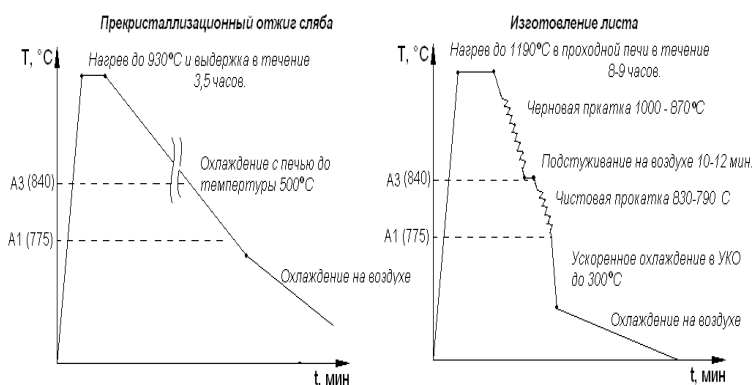


Рис.9 Схема проведения перекристаллизационного отжига и прокатки.

Представленная технология была применена для получения высокопрочного штрипса на стане 5000 ОАО «Северсталь» и впоследствии на данное техническое решение получен патент РФ № 2418866.

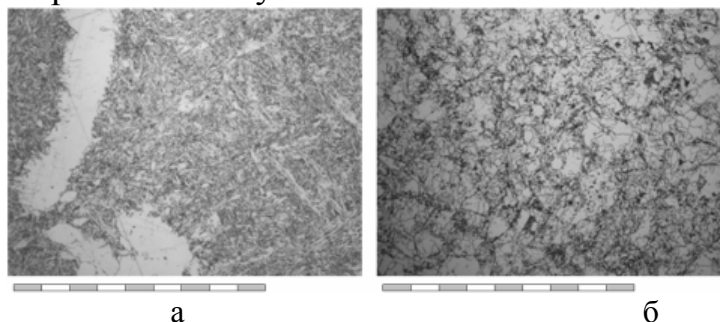


Рис. 10 Микроструктура исходной (а) и термообработанной НЛЗ, x100.

Таким образом, применение перекристаллизационной термообработки способствует повышению уровня прочностных свойств высокопрочного штрипса для труб большого диаметра при прокатке на реверсивном толстолистовом стане за счет измельчения структурных составляющих и устранения ликвационной полосы в непрерывнолитой заготовки. Однако полного устранения негативных факторов достичь не удалось, поскольку воздействие оказывается на уже сформировавшуюся литую структуру.

В четвёртой главе рассмотрены вопросы стабильности свойств толстолистового высокопрочного проката во времени.

В данном случае под стабильностью понимается сохранение механических свойств изделия в процессе эксплуатации.

В рамках исследования этой проблемы был рассмотрен характер изменения механических свойств высокопрочных штрипсовых сталей во времени и дана оценка возможности стабилизации этих свойств в случае необходимости. Исследования проводили на штрипсе категории прочности К65 толщиной 15, 20 и 27 мм, полученном по технологии ТМО+УКО (ускоренное контролируемое охлаждение до заданной температуры и последующее замедленное охлаждение в стопе).



Рис. 11. Результаты испытаний образцов на растяжение стали К65.

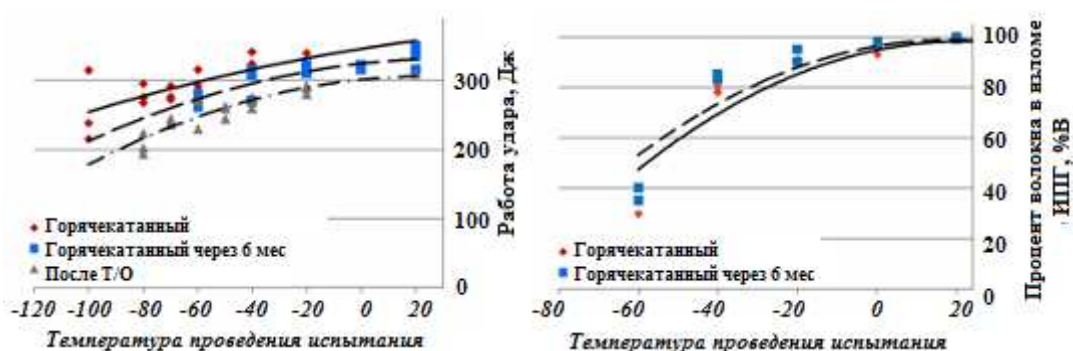


Рис. 12. Результаты испытаний образцов на ударный изгиб и ИПГ, сталь К65.

Как видно из приведённых на рис. 11–12 зависимостях, после вылеживания (естественного старения) горячекатаного штрипса, прочностные характеристики и показатели ударной вязкости металла несколько снижаются, а пластичность наоборот возрастает.

При этом для тонкого штрипса (15мм) имеет место более заметное изменение свойств, чем для толстого (27мм). В первом случае снижение предела текучести составляет до 30-40МПа, а прочности до 10-20МПа, что приводит к определенному уменьшению их соотношения и благоприятно сказывается на технологических свойствах штрипса. Для штрипса толщиной 27 мм изменение прочностных свойств со временем менее заметно, при том, что относительное удлинение δ – повышается примерно на 1-3%. Во всём рассмотренном диапазоне толщин штрипса пластичность после вылеживания выросла до уровня 20-23%. Следует отметить, что листы, которые

непосредственно после прокатки не соответствовали требованиям нормативной документации по относительному удлинению, при проведении механических испытаний после вылеживания в течение 2-х лет показали удовлетворительный результат.

Испытания на ударный изгиб показали, что работа удара как после вылеживания, так и после проведения термообработки несколько снижается, вероятнее всего неблагоприятное воздействие на неё оказывает перераспределение внутренних напряжений и образование мелких карбидов при термообработке. Хотя на долю вязкой составляющей в изломе образцов ИПГ вылеживание в течение 6 месяцев не оказало отрицательного воздействия. Температура вязко-хрупкого перехода определённая на образцах ИПГ составляет около -50°C , а для ударных образцов она не определена, т.к. находится ниже температуры проведения испытаний.

Исследования структуры штрипса после контролируемой прокатки, проведённые с использованием просвечивающей микроскопии, указывают на то, что основными структурными составляющими являются различные формы феррита (2) и бейнита (1): полигонизированный феррит, игольчатый феррит, бейнит реечной и глобулярной морфологии.

После проведения искусственного и естественного старения в структуре материала высокопрочного штрипса изменяется распределение дислокаций, оно становится неравномерным, а дислокационные сетки, образующие фрагменты, диссоциируют. В областях глобулярного бейнита плотность дислокаций снижается со значения $4 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$, до 10^{13} м^{-2} . Для полиэдрического феррита плотность дислокаций снижается в 2-3 раза. Снижение плотности дислокаций, и, как следствие, уменьшение уровня остаточных напряжений в материале штрипса приводит к понижению предела текучести при одновременном росте показателей пластичности.

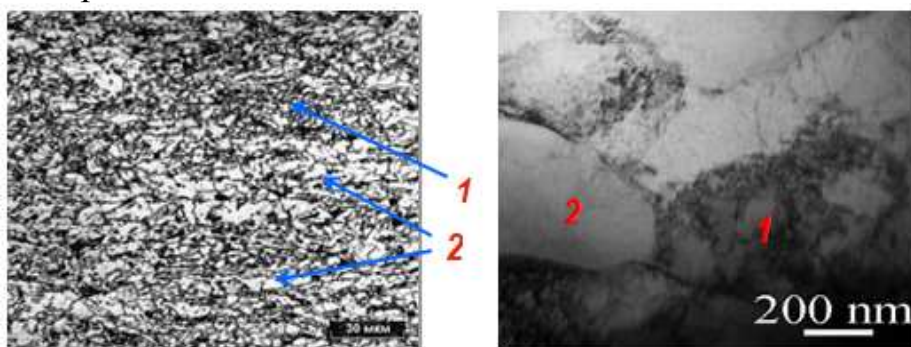


Рис. 13. Микроструктура листа категории прочности К65 толщиной 20 мм: 1 –гранулярный бейнит; 2 –феррит.

На образцах после искусственного старения при 200°C наблюдается усиление контраста на границах бейнитных кристаллов и на межфазных границах; в зонах α -железа, обогащенных углеродом, усиливается полосчатый контраст, что свидетельствует об усилении зернограницной диффузии. Структура образца состоит из блоков кубической фазы - феррита (рис. 14-1, 2) различной формы, размеров и ориентаций и гранулярного бейнита (рис. 14-3, 4).

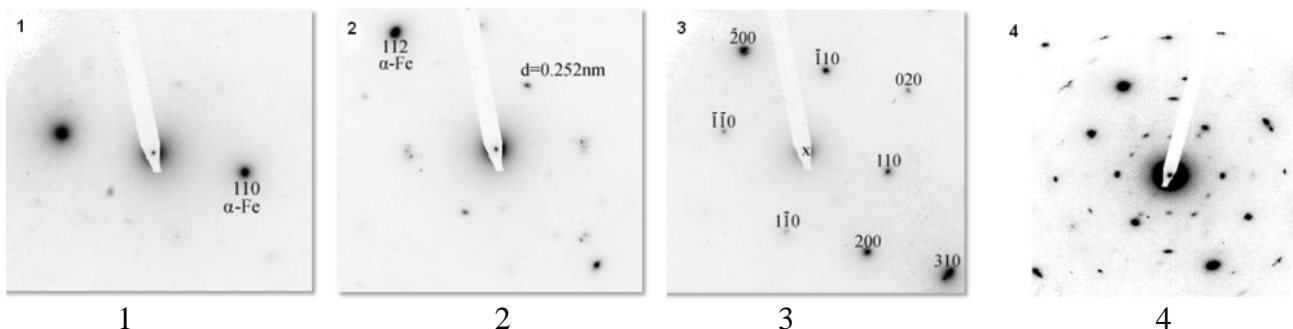


Рис 14. Электронограммы листа категории прочности К65 толщиной 20 мм, прошедшего Т/О (500°C, 2 ч): 1, 2 – феррит до и после Т/О; 3, 4 – гранулярный бейнит до и после Т/О.

Кроме рефлексов от феррита на электронограммах присутствуют слабые рефлексы, соответствующие карбонитридам или карбидам ниобия. Следует отметить, что после искусственного старения количество выделений упрочняющих фаз повышается. Такие изменения приводят к появлению большого числа мелких концентраторов напряжений, сдерживающих движение дислокаций и увеличивающих предел текучести. Дислокации, закрепленные мелкими карбидами и карбонитридами, теряют способность к аннигиляции, что и приводит к стабилизации свойств материала.

Таким образом, процессы, происходящие в исследуемой низколегированной высокопрочной стали категории прочности К65, во время естественного и искусственного старения существенно различаются. Так во время естественного старения происходит релаксация напряжений и снижение плотности дислокаций во всех структурных составляющих, вследствие чего снижается предел текучести и увеличивается пластичность материала. Во время искусственного старения при температуре 200 °С происходит выпадение чрезвычайно мелких карбидов и карбонитридов, которые, блокируя дислокации, повышают предел текучести, и, благодаря своим малым размерам, сохраняют на достаточном уровне пластичность материала.

В целом можно отметить более высокую стабильность свойств термообработанного штрипса во времени по сравнению с обычным штрипсом. Этот показатель не входит в число нормируемых для данного вида продукции, однако для конечного потребителя, безусловно важно, чтобы металл магистральных труб сохранял неизменные свойства в течение всего срока эксплуатации трубопровода. С этой точки зрения дополнительная низкотемпературная термообработка штрипса категории прочности К65 способна улучшить его эксплуатационные свойства и повысить надежность трубопроводов.

Основные выводы по работе:

1. Установлены закономерности влияния режимов термомеханической обработки на структуру и свойства малоуглеродистых низколегированных штрипсовых сталей:
 - Снижение температуры начала черновой прокатки облегчает процессы рекристаллизации и измельчает аустенитное зерно.
 - Подстуживание перед началом чистовой прокатки создаёт условия для равномерного прогрева заготовки, позволяет получить более однородную по сечению структуру и повышает вязкость.
 - Проведение чистовой стадии прокатки в двухфазной феррито-аустенитной области приводит к повышению прочности.
2. Показано, что наибольшее влияние на структуру и свойства малоуглеродистых низколегированных штрипсовых сталей оказывает режим охлаждения после чистовой стадии прокатки:
 - Ускоренное охлаждение до температур начала бейнитного превращения обуславливает стабильное получение механических свойств, соответствующих категории прочности K65.
 - Охлаждение до температур конца бейнитного превращения повышает долю реечного бейнита и увеличивает прочностные свойства.
3. Установлено, что решающее влияние на механические свойства и вязкие характеристики малоуглеродистых низколегированных сталей оказывают такие дефекты строения штрипса как ликвационная полоса и дендритная неоднородность, повышающие вероятность хрупкого разрушения. Указанные дефекты имеют наследственный характер и переходят от литой заготовки.
4. Разработанная математическая модель, описывающая напряженно-деформированное состояние в вершине трещины для случая плоской деформации, дала возможность сформулировать условия возникновения хрупких расслоений в изломе при испытаниях по определению вязкости разрушения малоуглеродистых низколегированных феррито-бейнитных сталей после термомеханической обработки.
5. Применение перекристаллизационной термической обработки литой заготовки из малоуглеродистых низколегированных сталей позволило частично устранить ликвационную полосу, измельчить структуру и повысить прочностные свойства штрипса для труб большого диаметра при прокатке на реверсивном толстолистовом стане.
6. Показано, что механические свойства высокопрочной феррито-бейнитной штрипсовой стали меняются как при естественном (режим эксплуатации трубопровода) так и при искусственном старении при температуре 200 °С (режим нанесения защитного покрытия). Длительное вылёживание при комнатной температуре повышает пластичность материала и снижает величину условного предела текучести. После низкотемпературного искусственного старения наблюдается повышение предела текучести и пластичности материала.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих научных трудах:

1. Цветков Д.С., Леонов В.П. Анализ возможных причин разрушения металла аварийного магистрального газопровода // XXXVI Неделя науки СПбГПУ: Материалы Всероссийской межвузовской научно-технической конференции студентов и аспирантов. – 2008 – Ч. III – с. 129-130.
2. Леонов В.П., Цветков Д.С., Мизецкий А.В. Исследование условий возникновения расслоений при разрушении стали X65, полученной термомеханической обработкой и испытанной в различных температурных условиях // VII конференция молодых ученых и специалистов ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» – 2008 – с. 15.
3. Цветков Д.С., Попова С.Д., Корчагин А.М., Немтинов А.А. Некоторые аспекты структурообразования высокопрочных штрипсовых сталей // VIII конференция молодых ученых и специалистов ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» – 2009 – с. 40.
4. **Цветков Д.С., Корчагин А.М., Тихонов С.М., Леонов В.П. Исследование свойств ликвационной зоны трубного штрипса категории прочности X65 // «Черная металлургия. Известия ВУЗов» – 2009 – №9 – с. 15-19.**
5. Tsvetkov D.S., Korchagin A.M., Tikhonov S.M., and Leonov V.P. Properties of the Liquefaction Zone in X65 Pipe Strip // Steel in Translation – 2009 – Vol. 39, No. 9 – pp. 733–737.
6. Луценко А.Н., Немтинов А.А., Цветков Д.С., Попова С.Д., Корчагин А.М., Тихонов С.М. Анализ стабильности механических свойств высокопрочных штрипсовых сталей во времени // IX конференция молодых ученых и специалистов ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» – 2010 – с. 44.
7. **Луценко А.Н., Арабей А.Б., Немтинов А.А., Цветков Д.С., Попова С.Д., Корчагин А.М., Тихонов С.М., Глебов А.Г. Анализ стабильности механических свойств высокопрочных штрипсовых сталей во времени // «Черная металлургия. Известия ВУЗов» – 2010 – №5 – с. 3-5.**
8. Lutsenko A. N., Arabey A. B., Nemtinov A. A., Tsvetkov D. S., Popova S. D., Korchagin A. M., Tikhonov S. M., and Glebov A. G. Stability of the Mechanical Properties of High Strength Steel Strip over Time // Steel in Translation – 2010 – Vol. 40, No. 5 – pp. 393–397.
9. **Матросов М.Ю., Таланов О.П., Лясовский И.В., Дьяконов Д.Л., Хлусова Е.И., Орлов В.В., Корчагин А.М., Цветков Д.С., Попова С.Д. Влияние термической обработки на механические свойства и структуру высокопрочных трубных сталей с феррито-бейнитной структурой. Часть 1 // «Металлург» – 2011 – №7 – с. 54-58.**
10. **Матросов М.Ю., Таланов О.П., Лясовский И.В., Дьяконов Д.Л., Хлусова Е.И., Орлов В.В., Корчагин А.М., Цветков Д.С., Попова С.Д. Влияние термической обработки на механические свойства и**

структуру высокопрочных трубных сталей с феррито-бейнитной структурой. Часть 2 // «Металлург» – 2011 – №8 – с. 62-68.

11. Цветков Д.С., Корчагин А.М., Попова С.Д., Тихонов С.М., Зотов О.Г., Леонов В.П., Мизецкий А.В. Влияние структурных несовершенств НЛЗ на свойства высокопрочного трубного штрипса // Сборник трудов конференции Трубы–2011 – 2011 – Челябинск.
12. Немтинов А.А., Скорохватов Н.Б., Емельянов А.М., Ордин В.Г., Корчагин А.М., Тихонов С.М., Цветков Д.С., Попова С.Д., Румянцев А.В. Способ производства толстолистового низколегированного штрипса ОАО «Северсталь». Патент РФ №2392238 от 11.09.2009, Оpubл. 27.06.2010. МКИ С21D 8/02 С22С38/38 // Бюллетень Изобретения и товарные знаки – 2010 – №18.
13. Корчагин А.М., Тихонов С.М., Голованов А.В. и др. Способ производства листового проката на реверсивном толстолистовом стане. ОАО «Северсталь» Патент РФ № 2409434 заявл. от 20.10.2009, № 2009138807/02 Оpubл. 20.01.2011 МКИ В21В 1/34 // Изобретения. Полезные модели. Официальный бюллетень.-2011-№2.
14. Немтинов А.А., Скорохватов Н.Б., Корчагин А.М. и др. Способ производства высокопрочного штрипса для магистральных труб из низколегированной стали. ОАО "Северсталь" Патент РФ № 2418866 Заявл. от 24.02.2010 № 2010106982/02 Оpubл. 20.05.2011 МКИ С21D 8/02. // Изобретения. Полезные модели. Официальный бюллетень – 2011 – №14.
15. Немтинов А.А., Скорохватов Н.Б., Корчагин А.М. и др. Способ правки толстолистового проката. ОАО "Северсталь" Патент № 2432221. Россия. МКИ В21D 1/05.- /;.-№ 2010114133/02.-Заявл. 2010.04.09; Оpubл. 2011.10.27 // Изобретения. Полезные модели. Официальный бюллетень.-2011-№30