

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Уральский федеральный университет имени
первого Президента России Б.Н.Ельцина»
Институт новых материалов и технологий
Кафедра термообработки и физики металлов

На правах рукописи

Пумпянский Дмитрий Александрович

**НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ РАЗРАБОТКИ СТАЛЕЙ, СПЛАВОВ И
ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА
НЕФТЕГАЗОВЫХ И СПЕЦИАЛЬНЫХ ТРУБ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ**

2.6.17. Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени

доктора технических наук

Научный консультант – доктор технических наук,

профессор Попов Артемий Александрович

Екатеринбург – 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
1. РАЗВИТИЕ ПОТРЕБНОСТЕЙ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ В ТРУБАХ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ	13
1.1. Основные задачи развития энергетики, как основы экономического развития.....	13
1.2. Особенности ресурсной базы ТЭК России, ее развитие, потребности в новых технологиях и оборудовании.....	14
1.3. Новые подходы и технологии в ядерной энергетике.....	26
1.4. Особенности технологии, материалов и оборудования для эффективной добычи нефти и газа в новых нефтегазовых провинциях России	30
1.5. Новые технических требований к обсадным и насосно- компрессорным трубам.....	40
1.6. Основные направления разработки составов сталей и сплавов и технологий изготовления специальных видов нарезных труб.....	44
2. РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ СТАЛИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ НАРЕЗНЫХ ХЛАДОСТОЙКИХ ТРУБ ПОВЫШЕННОЙ И ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ	51
2.1. Влияние легирования на структуру и свойства хромомолибденовых сталей в хладостойком исполнении.....	59
2.2. Корректировка составов и режимов обработки для повышения коррозионной стойкости в среде сероводорода	70
Выводы по главе	81
3. РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ И РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ И ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ, СТОЙКИХ К УГЛЕКИСЛОТНОЙ КОРРОЗИИ	83
3.1. Изучение структуры и свойств трубных сталей с 13 масс.% хрома	85

3.2.Разработка сталей высокопрочных сталей с повышенным содержанием хрома для высоконагруженных конструкций.....	102
3.3.Разработка технологических режимов и опытно-промышленной опробование производства	116
3.4.Влияние легирования сталей на основе 13% хрома на коррозионные свойства.....	130
3.5.Разработка технологических режимов и опытно-промышленное опробование производства	132
Выводы по главе	136
4. РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ И СПОСОБОВ ОБРАБОТКИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ С АУСТЕНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ОСОБЫХ УСЛОВИЯХ	138
4.1. Аустенитные стали на основе X18H10T	138
4.2. Высоколегированные аустенитные стали и сплавы	157
Выводы по главе.....	177
5. РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ И СПОСОБОВ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	178
5.1.Анализ горячекованных трубных заготовок из сплавов ПТ-1М, ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V.....	180
5.2.Физическое моделирование процессов горячей деформации сплавов.....	182
5.3.Эволюция структурно-фазового состояния и дюрOMETрических характеристик после экспандирования трубных заготовок	185
5.4.Компьютерное моделирование и расчет энергосиловых параметров прессования и их сравнение с экспериментальными данными	187
5.5.Горячепрессованные трубы: структура, текстура, фазовый состав, свойства	189

5.6. Влияние степени холодной деформации на деформационное упрочнение образцов из горячепрессованных трубных полуфабрикатов...	194
5.7. Расчет Q-фактора по данным компьютерного моделирования процесса холодной прокатки труб	197
5.8. Формирование структуры, текстуры, фазового состава и свойств при холодной прокатке труб	199
5.9. Влияние окончательного отжига на формирование структуры, текстуры, фазового состава и свойств холоднокатаных труб.....	203
Выводы по главе.....	207
6. СОЗДАНИЕ И ВНЕДРЕНИЕ НОВОЙ СКВОЗНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ БЕСШОВНЫХ ТРУБ	...210
6.1. Задачи перехода на новые технологии производства бесшовных труб	210
6.2. Совершенствование электросталеплавильного производства на ВТЗ, основные направления и результаты реконструкции.....	213
6.3. Разработка технологий производства труб из НЛЗ на ВТЗ	221
6.4. Создание новых мощностей и освоение производства на предприятиях отрасли.....	232
6.5. Эффективность новых технологий в производстве бесшовных труб	...251
7. ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	268
8. СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	272
9. ПРИЛОЖЕНИЕ. Акт о внедрении результатов диссертационной работы	294

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Устойчивый экономический рост невозможен без развитой промышленности, обеспечивающей разработку запасов углеводородов и освоение технологий их извлечения, переработку сырья для удовлетворения текущих и перспективных потребностей. Несмотря на перспективы снижения удельной энергоемкости валового продукта, увеличения доли воспроизводимых источников, стабильной доли атомной энергетики в энергобалансе страны, углеводороды в настоящее время остаются ключевым источником энергии.

К началу XXI века истощение традиционных месторождений определило развитие новых крупных проектов по освоению запасов нефти и газа с осложненными условиями добычи, что обуславливает необходимость повышения эксплуатационных свойств обсадных и насосно-компрессорных труб. Разработка перспективных месторождений, содержащих в значительных количествах сероводород и углекислый газ наряду с другими компонентами, требует создания коррозионно-стойких материалов с повышенными свойствами.

Решение новых задач топливно-энергетического комплекса возможно только при одновременном активном развитии смежных отраслей, в том числе металлургии и ее подотрасли – трубной промышленности, изменения в которой необходимы для обеспечения высококачественными стальными трубами. Высокий уровень технических требований, соответствующих лучшим мировым достижениям, и устойчивое повышение доли высокопрочных труб в структуре потребления обусловили необходимость создания новых научно обоснованных подходов для освоения производства высококонкурентоспособных труб. В связи с этим разработка технологий производства бесшовных труб с повышенными эксплуатационными свойствами для различных областей применения, не имеющих аналогов, является важнейшей задачей. Увели-

чение объемов производства и качества выпускаемой продукции также потребовало коренной реконструкции производственных мощностей – от выплавки стали до финишных операций.

Для расширения областей применения труб, обладающих в зависимости от назначения различными механическими и служебными свойствами, **актуальной** стала необходимость научного обоснования выбора материалов и технологических схем их обработки для получения изделий с требуемыми характеристиками. В представленной диссертационной работе, направленной на разработку материаловедческих подходов и их внедрение в процесс производства высокопрочных бесшовных труб со специальными свойствами из различных сталей и титановых сплавов, изложены новые научно обоснованные технические и технологические решения, внедрение которых вносит значительный вклад в развитие страны.

Степень разработанности темы исследования. Высокопрочные стали и сплавы широко применяются для изготовления различных механизмов и конструкций в машиностроении, авиационной и судостроительной отраслях в виде листового и сортового проката. Однако применительно к трубной продукции до начала XXI века они использовались крайне мало и поэтому к моменту постановки данной диссертационной работы у производителей было недостаточно сведений о рекомендуемых составах и технологиях обработки для изготовления труб, применение которых целесообразно в различных областях промышленности. Также были ограничены сведения о фазовых и структурных превращениях в сталях и сплавах различной легированности, формирующихся комплексах физико-механических и служебных свойств и об областях рационального использования производимой продукции. В связи с этим была необходима постановка работ, направленных на создание материаловедческих принципов, которые бы позволили обоснованно выбирать материалы и технологии их обработки для получения труб с требуемым комплексом свойств для нефтяной, газовой и атомной промышленности.

Цель работы: разработка научных основ создания высокопрочных коррозионно-стойких сталей и сплавов для высокоэффективного производства бесшовных труб специального назначения через установление закономерностей формирования фазового состава, структуры и комплекса свойств путем оптимизации химического состава и режимов термической обработки.

Задачи исследования:

1. Исследовать влияние содержания углерода и легирующих элементов на формирование структуры и механических свойств стали в условиях технологического цикла прокатки и термической обработки стальных бесшовных труб различных классов и исполнения.
2. Исследовать влияние химического состава, легирования и микролегирования стали сильными карбидообразующими элементами на особенности сопротивления хрупкому разрушению для труб и муфт в высокопрочном состоянии, формируемом путем закалки и отпуска.
3. Изучить влияние химического состава, степени загрязненности неметаллическими включениями различного типа, фазового состава и тонкой микроструктуры трубной стали на сопротивление сульфидному коррозионному растрескиванию и разработать методы обеспечения стандартного и повышенного уровня стойкости для металла труб различных групп прочности с минимальным пределом текучести в диапазоне от 552 до 758 МПа с целевой дифференциацией по содержанию основных легирующих и микролегирующих элементов.
4. Сформулировать требования к базовым химическим составам стали для изготовления труб всех групп прочности в обычном, хладостойком, сероводородостойком исполнениях в соответствии с требованиями российских и международных стандартов, а также ключевых потребителей трубной продукции для их экономически эффективного массового производства на универсальных новых и реконструированных мощностях.
5. Разработать составы и способы упрочняющей обработки новых рационально легированных высокохромистых марок стали для изготовления

хладостойких труб стойких к углекислотной коррозии, труб стойких к радиационному охрупчиванию и распуханию в реакторах нового поколения, а также высоколегированных сплавов, в том числе титановых, с высокой стойкостью к углекислотной и сероводородной коррозии.

Научная новизна

Разработан научно обоснованный подход к выбору составов и режимов термической обработки высокопрочных трубных сталей с повышенными вязкопластическими свойствами в широком интервале температур для их применения в различных условиях, в том числе в средах, содержащих углекислый газ и сероводород.

Установлено, что сбалансированное легирование хромомолибденовых сталей несколькими сильными карбидообразующими элементами (ниобием и ванадием) позволяет обеспечить измельчение зерна аустенита за счет выделения карбидов ниобия в аустените и дисперсионное упрочнение карбидами ванадия, которые образуются в процессе отпуска.

Показано, что контроль соотношения значений никелевого и хромового эквивалента в сталях мартенситного класса с 12–14 % хрома позволяет обеспечить однофазный механизм кристаллизации, что способствует получению однородной микроструктуры и достижению высокого комплекса свойств при пределе текучести не менее 758 и 862 МПа, а необходимая пластичность при горячей деформации должна достигаться за счет повышения температур существования квазиоднофазного аустенита (γ +карбиды).

Установлено, что в высокохромистых сталях повышение температуры обработки в двухфазной области обуславливает увеличение дисперсности продуктов мартенситного превращения и повышение комплекса прочностных и вязкопластических свойств за счет обогащения аустенита по углероду при растворении карбидов хрома.

Выявлено, что для аустенитных сталей типа X18H10T наиболее значимыми факторами упрочнения являются концентрации углерода, азота, титана в твердом растворе и размер зерна, что может обеспечивать до 45 % предела текучести металла получаемых труб.

Для сталей аустенитного класса показано, что повышение отношения $Ni/(Cr+Mo)$ от 0,94 до 1,08 увеличивает устойчивость аустенита против выделения σ -фазы при старении, в то время как пластическая деформация повышает склонность к образованию интерметаллидной фазы.

Теоретическая и практическая значимость

Созданы теоретически обоснованные научные представления к подходам выбора состава стали и технологии ее обработки для получения требуемого комплекса служебных свойств (соответствующей группы прочности) изделий трубной промышленности.

Разработаны составы сталей и технологии их обработки для производства бесшовных труб, применяемых в различных областях, которые защищены патентами РФ и внедрены в производство.

Для псевдо- α -сплавов титана разработана технология, включающая горячее прессование передельных труб по предложенным температурно-скоростным режимам, последующую многопроходную холодную прокатку с промежуточным и окончательным отжигами, которая позволяет обеспечить формирование комплекса механических свойств в холоднокатаных трубах, удовлетворяющих требованиям российских ТУ (сплавы ПТ-1М, ПТ-7М) и зарубежных стандартов (сплав Ti-3Al-2,5V).

Создано новое производство стальных труб широкого сортамента для нефтяной, газовой и атомной промышленности, характеристики которых превосходят требования международных стандартов. Освоение новых видов продукции в период с 2018 по 2022 г. позволило обеспечить долю отечественных

производителей на внутреннем рынке высокопрочных труб в сероводородостойком, хладостойком исполнении не менее 99 %, а труб из сталей с 13 масс. % хрома – не менее 94 %. Экономический эффект от внедрения разработок в производство превышает 94 млрд рублей, что подтверждено соответствующим актом.

Личный вклад диссертанта

Под руководством диссертанта были поставлены и проведены научно-исследовательские работы по изучению структуры и свойств сталей и сплавов, используемых для изготовления труб различных областей применения; разработаны и внедрены технологии выплавки и обработки, обеспечивающие требуемые комплексы физико-механических и служебных свойств. Диссертант лично руководил обсуждением получаемых результатов и их обработкой, обосновал научные положения и технологические решения для освоения массового производства новой высокотехнологичной продукции.

Методология и методы диссертационного исследования

В диссертационной работе проведено комплексное исследование фазового состава, структуры и свойств изучаемых сталей и сплавов с использованием современных методов структурного анализа: оптическая металлография, растровая и просвечивающая электронная микроскопия, дифракция обратного рассеяния электронов (EBSD), рентгеноструктурный и микрорентгеноспектральный анализы; физико-механические исследования: дилатометрический и дюрометрический анализы; испытания механических свойств при комнатной и отрицательных температурах. Проведены исследования сталей на стойкость к общей и локальной коррозии и выполнены термодинамические расчеты фазового состава изучаемых сталей.

Основные положения, выносимые на защиту:

– научно обоснованный подход к выбору составов и режимов термической обработки высокопрочных трубных сталей, обеспечивающих высокие прочностные и вязкопластические свойства в широком интервале температур и возможность их применения в различных коррозионно-активных средах, в том числе содержащих углекислый газ и сероводород;

– составы сталей и технологии их обработки, которые защищены патентами РФ, внедрены в практику производства высококачественных труб и применяются в нефтегазовой и атомной промышленности;

– технология получения холоднодеформированных труб из низколегированных сплавов титана, обеспечивающая формирование комплекса механических свойств, удовлетворяющего требованиям российских и международных стандартов.

Достоверность результатов подтверждена большим объемом взаимодополняющих экспериментальных исследований структурно-фазового состояния и комплекса физико-механических и служебных свойств, выполненных с применением современных методик и оборудования с последующей эксплуатацией готовой продукции.

Апробация работы

Результаты работы доложены на IV Международной школе-семинаре «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах. Компьютерное моделирование» (Барнаул, 1998), Девятом всемирном конгрессе по титановым сплавам (Санкт-Петербург, 1999), первой и второй конференциях «Активная государственная инновационная политика – основа экономического возрождения России» (Екатеринбург, 2001 и 2002), Международной конференции «Высокопрочные низколегированные стали и стали со сверхмелким зерном» (ISUGS, Санья, Китай, 2005), VI Международном российско-китайском симпозиуме «Государство и рынок» (Екатеринбург, 2005), XIII международной научно-практической конференции «ТРУБЫ-2005» (Челябинск,

2005), ASME International Pipeline Conference, IPC 2006 и IPC 2008 (Calgary), XX Уральской школе металловедов-термистов (Екатеринбург, 2020), российском научно-техническом конгрессе «Направления национального научно-технологического прорыва 2030» (Москва, 2021), XI Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» (Москва, 2023).

На основании проведенных исследований опубликовано 28 научных работ, из них 14 статей в рецензируемых научных журналах из списка ВАК МОиН РФ, в том числе 13 в изданиях, индексируемых в международных базах Scopus и Web of Science, 1 монография и 9 патентов РФ.

Структура и объем диссертации

Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, заключения, списка цитируемых 192 источника, приложения и написана на 294 страницах, включая 104 рисунка и 54 таблицы.

ГЛАВА 1. РАЗВИТИЕ ПОТРЕБНОСТЕЙ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ В ТРУБАХ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

1.1. Основные задачи развития энергетики, как основы экономического развития

Стратегия научно-технологического развития [1], определила цели, задачи, приоритеты государственной политики в этой области с основными важнейшими ожидаемыми результатами для обеспечения устойчивого экономического развития страны. Среди больших вызовов как совокупности проблем, угроз и возможностей, сложность и масштаб которых таковы, что они не могут быть решены, реализованы или устранены только за счет увеличения использования ресурсов, определены качественные изменения характера глобальных и локальных энергетических систем, рост значимости энерговооруженности экономики, наращивание объемов выработки, сохранения энергии, а также эффективность ее передачи и использования. Кроме того, антропогенные нагрузки на окружающую среду постоянно возрастают до масштабов, угрожающих воспроизводству природных ресурсов, что способствует увеличению рисков для здоровья и жизни граждан и требует адекватной реакции в области ресурсоемких технологий. В связи с этим создание на основе последних научных достижений новых материалов, процессов и технологий, отличающихся высокой эффективностью на стадии производства и применения, является важнейшей задачей. Важными элементами в решении таких приоритетных задач является обеспечение перехода к экологически чистой и ресурсосберегающей энергетике, повышению эффективности добычи и глубокой переработке углеводородного сырья, создание новых источников, способов хранения и транспортировки энергии.

Энергетическая стратегия на период до 2035 года [2] отмечает особое место, которое заняла Россия по результатам развития ресурсно-сырьевого и технологического уклада мировой энергетики. Страна является одновременно

крупным производителем, потребителем и экспортером всех видов углеродных энергетических ресурсов, а также одним из мировых лидеров в атомной энергетике и гидроэнергетике. В экономике РФ существенное место занимает топливно-энергетический комплекс (ТЭК), который является базовой инфраструктурой, основой формирования доходов бюджета и крупнейшим заказчиком для других отраслей. В связи с этим цель развития энергетики состоит в максимальном содействии социально-экономическому развитию страны в условиях укрепления и сохранения позиций РФ в мире на длительную перспективу. При этом ТЭК способствует развитию всех смежных и энергопотребляющих секторов экономики, достижению главных национальных целей и решению стратегических задач развития страны. Энергетическая политика включает строгий набор приоритетов, среди которых первоочередное удовлетворение внутреннего спроса на продукцию и услуги, развитие конкуренции на внутреннем рынке, рациональное природопользование и энергетическая эффективность при максимально возможном использовании оборудования, материалов и высокоэффективных технологий отечественной разработки и производства.

Российская Федерация входит в число мировых лидеров по запасам углеводородного сырья, объемам производства и экспорта энергетических ресурсов, а также по развитию, использованию и экспорту технологий атомной энергетики. Среди крупнейших экономик мира отечественный топливно-энергетический баланс является одним из самых низкоуглеродных - более 30 процентов генерации электрической энергии приходится на гидроэнергетику, другие возобновляемые источники энергии и атомную энергетику, а около 50 процентов генерации происходит за счет природного газа. В то же время в полной мере актуальны вызовы, стоящие перед мировой энергетикой, а основные угрозы определяются рядом проблем, среди которых критическая зависимость организаций ТЭК от импорта технологий, оборудования, материалов, услуг и программного обеспечения. При этом к прорывным технологиям, способным

вызвать радикальные изменения в структуре разрабатываемых запасов и существенные изменения на внутреннем и мировом энергетическом рынке, относятся технологии разработки гидратов метана и нефтематеринских пород, например, Баженовской свиты в Западной Сибири. Определяющую роль играют технологии добычи нетрадиционных и трудноизвлекаемых запасов, включая сланцевый газ, нефть, добыча которых требует комплекса специального оборудования, включая создание технологий разведки, моделирования месторождений, «флота» для проведения операций гидроразрыва пласта и труб специального назначения, предназначенных для работы при больших глубинах залегания, в скважинах с большими горизонтальными участками, высокими температурами на забое при наличии в добываемом флюиде значительного количества коррозионно-активных компонентов.

Решение многих задач обеспечения развития энергетики связано с созданием материалов, оборудования и технологий нового поколения в смежных отраслях. К таковым в высокой степени относится черная металлургия и ее подотрасль – трубная промышленность. При этом очевидно, что освоение производства новых видов материалов и труб из них чрезвычайно важно для ряда направлений развития энергетики:

- 1) Добыча углеводородов в новых районах с резко осложненными природно-климатическими условиями;
- 2) Атомная энергетика, построенная на основе реакторных установок нового поколения двухступенчатого топливного цикла;
- 3) Теплообменные установки и аппараты с высоким уровнем надежности, работающие в условиях критических температур и давлений при наличии коррозионных воздействий.

1.2. Особенности ресурсной базы ТЭК России, ее развитие, потребности в новых технологиях и оборудовании

Основой для обеспечения экономической и энергетической безопасности, удовлетворения текущих и перспективных потребностей экономики Российской Федерации является одна из крупнейших в мире минерально-сырьевая база ТЭК. За период с 2008 по 2020 год запасы приросли в жидких углеводородах (нефть и конденсат) по категории АВ1С1 - 7,1 млрд. тонн, газе (свободный газ и газ газовых шапок) по категории АВ1С1 - 8,1 трлн. куб. метров, углю - 2,2 млрд. тонн, уране - 337,7 тыс. тонн. Однако среди основных вызовов, угроз и факторов риска в области минерально-сырьевой базы отмечены: практическое отсутствие в нераспределенном фонде недр крупных разведанных месторождений углеводородного сырья и крайне малое количество месторождений с небольшими, но экономически эффективными в разработке запасами, спад динамики разведки новых месторождений из-за снижения активности геологоразведки; отставание отечественных технологий геологоразведки от передового уровня, повышающее зависимость российских организаций от импортного оборудования, технологий и сервисных услуг.

Устойчивая для последних двух десятилетий тенденция увеличения добычи нефти и конденсата обеспечена за счет начала широкомасштабного освоения месторождений в Восточной Сибири (Ванкорский кластер) и Республике Саха (Якутия), а также месторождений, расположенных в акватории Каспийского моря. На арктическом континентальном шельфе силами дочернего общества ООО «Газпром нефть шельф» компании «Газпром нефть» начата разработка Приразломного месторождения с разведанными запасами более 70 млн тонн нефти, которое на сегодняшний день является единственным действующим проектом по добыче углеводородов на шельфе Арктики. Основным объектом обустройства месторождения является морская ледостойкая нефтедобывающая платформа морская ледостойкая стационарная платформа (МЛСП) «Приразломная» массой более 500 тыс. тонн, расположенная в акватории Печерского моря около 60 км от берега. Она обеспечивает добычу до

5,5 млн тонн нефти сорта ARCO (Arctic Oil) в год. Этот сорт впервые поступил на мировой рынок в 2014 году и отличается высокой плотностью (около 910 кг на куб. м), повышенным содержанием серы и низким содержанием парафина. Относительно тяжелая по сравнению с обычной российской экспортной нефтью, ARCO хорошо подходит для глубокой переработки на заводах северо-западной Европы. Для добычи используют протяженные горизонтальные скважины, общее количество которых более 30-ти. Ряд скважин имеют конструкцию «рыбья кость» с множеством ответвлений от главного ствола, что обеспечивает повышенный дебит. Для строительства скважин используют только высокопрочные трубы в сероводородостойком исполнении. Конструкция платформы обеспечивает выполнение всех технологических операций: бурение, добычу, хранение нефти, подготовку и отгрузку готовой продукции. «Приразломная» проектировалась с учетом характеристик арктического региона и рассчитана на эксплуатацию в экстремальных природно-климатических условиях, отвечает самым жестким требованиям безопасности и способна выдерживать максимальные ледовые нагрузки.

Развитие добычи в труднодоступных регионах предполагает создание специальной транспортной инфраструктуры. В 2016 году введен в эксплуатацию уникальный нефтеналивной беспричалный терминал "Ворота Арктики", расположенный в акватории Обской губы в 3,5 км от берега и предназначенный для обеспечения круглогодичной транспортировки нефти Новопортовского месторождения в страны Европы морским путём. Терминал может работать при толщине льда до 2,5 м, а для его функционирования компания «Газпром нефть» заказала 6 специальных танкеров высокого ледового класса Arc7 грузоместимостью 42 тыс. тонн и 2 ледокола нового типа мощностью 22 МВт, оснащенных винторулевыми колонками.

Нефтяная компания «Роснефть» в 2020 году приступила к реализации крупнейшего в мировой нефтегазовой отрасли проекта по добыче углеводородов – «Восток Ойл». Ресурсная база проекта в Красноярском крае включает в

себя месторождения Ванкорского кластера, Пайяхской группы, Западно-Ир-кинский участок и Восточно-Таймырской группы и составляет свыше 6 млрд тонн малосернистой нефти самого высокого качества. Этот проект один из самых экологичных проектов в мире, поскольку на этапе проектирования закладывается применение передовых технологий в области охраны окружающей среды – от этапа бурения скважин до специализированного исполнения нефтепроводов и танкеров, которыми будет экспортироваться нефть. Предусмотрено использование ветрогенерации для энергообеспечения и полная утилизация попутного нефтяного газа, что обеспечит «углеродный след» на 75% ниже, чем у других новых крупных нефтяных проектов в мире. Близость локации проекта к Северному морскому пути является важным конкурентным преимуществом, поскольку открывает возможность поставок сырья с месторождений «Восток Ойла» и на европейские, и на азиатские рынки. Реализация проекта обеспечит увеличение грузопотока по Северному морскому пути до 80 млн тонн уже к 2024 году.

В настоящее время проводятся геолого-разведочные работы по подготовке ресурсной базы «Восток Ойл» и определения места для размещения первых кустовых площадок для эксплуатационного бурения. Долгосрочный контракт предполагает поставку до 100 буровых установок отечественного производства. Ведутся подготовительные работы по строительству установок сбора и подготовки нефти, магистрального трубопровода (протяженность 770 км), нефтеналивного терминала порт «Бухта Север». Первый этап строительства порта предусматривает возможность отгрузки нефти до 30-ти миллионов тонн в год. К 2030 году, после реализации второй и третьей очередей строительства, объем нефтеперевалки увеличится до 100 миллионов тонн. Судостроительная верфь «Звезда» приступила к выполнению заказа на первую серию из 10 танкеров высокого ледового класса Arc7, а в целом для реализации проекта запланировано построить 50 судов различных классов: танкеры, газовозы, суда обеспечения.

Реализация проекта предполагает строительство объектов электрогенерации мощностью 3,5 ГВт, трех аэродромов, 2 морских терминалов, 15 промышленных городков, масштабное обновление речной инфраструктуры Енисея, что даст импульс для развития смежных отраслей экономики, таких как машиностроение, металлургия, электроэнергетика, дорожное строительство, судостроение.

Для успешной реализации проекта необходима бесперебойная комплексная поставка металлопродукции, в том числе труб, металлоконструкций, резервуарного парка, вспомогательных металлоемких элементов для проведения строительно-монтажных работ.

Крупные проекты по добыче и глубокой переработке нефти в Восточной начаты Иркутской нефтяной компанией и рядом других. В результате начала реализации всей совокупности новых проектов с 2008 по 2020 год добыча нефти в Восточной Сибири и на Дальнем Востоке уже выросла в 5 раз (с 14,3 до 74,6 млн. тонн), на континентальном шельфе - более чем в 2 раза (с 12,7 до 29,1 млн. тонн), трудноизвлекаемых запасов - на 6 млн. тонн (до 38 млн. тонн).

Тем не менее развитие добычи на шельфе, включая шельф арктических морей, в значительной степени осложнена отсутствием необходимых технологий – как в России, так и в мире. При имеющихся технологиях порогом рентабельной разработки шельфа является цена на нефть около \$80–90 за баррель. В то же время по некоторым оценкам среднегодовая цена нефти эталонной марки Brent в период до 2035 г. может не превышать \$75/барр. В условиях ограничения доступа к технологиям в ближайшее время российский арктический шельф может стать экспериментальной площадкой по созданию и освоению инновационных технологий. При этом основной потенциал прироста запасов нефти континентального шельфа связан с недрами арктических морей, общие ресурсы которого оцениваются более чем в 80 млрд т условного топлива. Из них около 80% составляют запасы в акваториях Баренцева и Карского морей. Главным препятствием развития шельфовой добычи в настоящее время мешают низкий уровень локализации производства и высокая зависимость от

импорта оборудования и услуг по гидроразрыву пласта, глубоководным шельфовым работам, горизонтальному направленному бурению. Создание импортозамещающих технологий в этой области стало приоритетной задачей, поскольку в настоящее время основной прирост запасов можно ожидать за счет шельфа. Ввиду высокого уровня затрат для разработки шельфовых месторождений и сложных условий добычи на шельфе Сахалина и в Арктике их способны вести только крупные компании, такие как государственные «Роснефть» и «Газпром» и частный «Лукойл».

Наряду с уникальным проектом в Печерском море Газпром ведет разработку ряда арктических месторождений, что является одним из стратегических направлений. «Сахалин-2» – крупнейший в мире комплексный проект разработки на северо-востоке сахалинского шельфа двух месторождений – Пильтун-Астохского и Лунского включает морские платформы «Моликпак», «Лунская-А», «Пильтун-Астохская-Б», объединенный береговой технологический комплекс и завод по производству сжиженного природного газа (СПГ). Транспортировку нефти и газа с морских платформ на берег обеспечивают морские трубопроводы протяженностью около 300 км, а затем сырье попадает в Транссахалинскую трубопроводную систему общей длиной 1600 км. В 2020 году произведена отгрузка в страны азиатско-тихоокеанского региона (АТР) более 11,6 млн т сжиженного природного газа (СПГ), основной объем которого был добыт с морской платформы «Лунская-А»[3].

Проект «Сахалин-3» включает четыре блока месторождений: Киринский, Венинский, Аяшский и Восточно-Одоптинский, прогнозные извлекаемые ресурсы которых превышают 700 млн т нефти и 1,3 трлн кубометров газа. Лицензии на Киринский, Аяшский и Восточно-Одоптинский блоки принадлежат «Газпрому», лицензия на разработку Венинского блока – «Роснефти». В пределах Киринского участка находятся Киринское, Южно-Киринское, Южно-Лунское и Мынгинское месторождения. Газ «Сахалин-3» является основной ресурсной базой для газотранспортной системы Сахалин – Хабаровск – Владивосток. Добыча газа на Киринском месторождении началась в 2014

году. Южно-Киринский участок является крупнейшим на шельфе о.Сахалин с запасами в 815 млрд кубометров газа и 130 млн т газового конденсата, планировалось запустить в эксплуатацию в 2024 году с выходом на проектный уровень в 21 млрд кубометров после 10 лет разработки. Высокая стоимость разработки и необходимость создания собственных компетенций в России в настоящее время являются ключевыми факторами, определяющими возможности роста добычи на шельфе. Характерным примером является Штокмановское месторождение в Баренцевом море, где работы были заморожены в 2012 году по причине слишком высокой ожидаемой себестоимости добычи газа, достигающей \$450-500 за тысячу кубометров [3].

НК «Роснефть» обладает значительным количеством лицензионных участков на континентальном шельфе РФ в Арктике (Баренцевом, Печорском, Карском морях, море Лаптевых, Восточно-Сибирском и Чукотском морях), на Дальнем Востоке (в Охотском и Японском морях) и на юге России (в Черном, Азовском и Каспийском морях). Оценочно запасы углеводородов составляют около 40 млрд т нефтяного эквивалента. При этом на большинстве этих участков пока проводится только изучение недр. Добыча углеводородов приходится главным образом на проект «Сахалин-1», который включает в себя освоение трех морских месторождений – Чайво, Одопту и Аркутун-Даги на северо-восточном шельфе острова. Накопленная добыча нефти и конденсата на трех месторождениях, входящих в проект, уже превысила 125 млн т. А потенциальные извлекаемые запасы углеводородов проекта составляют 307 млн т нефти и 485 млрд кубометров природного газа [4].

Одопту-море (Северный купол) - старейшее из шельфовых месторождений в России, добыча нефти на котором началась в 1998 году. В настоящее время там работают 28 добывающих и 7 нагнетательных скважин, что обеспечивает добычу до 0,5 млн тонн нефти. С 2014 года «Роснефтью» начата добыча нефти и газа на Лебединском шельфовом месторождении в Охотском море. После корректировки границ Лебединского участка в 2018 году была

увеличена ресурсная база месторождения и введен в эксплуатацию нефтепровод Лебединское – Одопту-море.

«Роснефть» с 2016 года ведет добычу углеводородов и на шельфе Азовского моря, на участке месторождения Новое. Компания Лукойл также ведет разработку шельфовых месторождений на юге России на Каспии, там в последние десятилетия открыто и ведется освоение 10 месторождений с суммарными извлекаемыми запасами углеводородного сырья более 950 млн т в нефтяном эквиваленте. Два крупных шельфовых месторождения – им. Ю.Корчагина и им. В.Филановского уже находятся в эксплуатации. Суммарный объем добытых там нефти и газового конденсата за время эксплуатации превышает 50 млн т. Месторождение им. Ю. Корчагина было открыто в 2000 году, а добыча с морской ледостойкой стационарной платформы с буровым комплексом началась в 2010 году [4]. Месторождение им. В. Филановского было открыто в 2005 году, а в 2016 году была введена в эксплуатацию первая очередь - ледостойкая стационарная платформа, платформа жилого модуля, райзерный блок и центральная технологическая платформа. После поэтапного ввода всех мощностей добыча на месторождении поддерживается на проектном уровне 6 млн т нефти в год.

Еще одного месторождение на Каспии – им. В. Грайфера (ранее Ракушечное) было открыто в 2001 году, его обустройство начато Лукойлом в 2018 году, а ввод его в эксплуатацию с годовым объемом добычи более 1 млн т нефти планировался на 2023 год. Благодаря расположению в непосредственной близости от месторождения им. В. Филановского использование уже построенной инфраструктуры позволят сократить сроки и затраты. Так, подготовка добытого продукта к транспортировке через систему Каспийского трубопроводного консорциума будет осуществляться на центральной технологической платформе на В. Филановском.

Лукойл ведет также несколько шельфовых проектов на Балтике в Калининградской области, где в 2004 году было введено в разработку первое

морское месторождение компании – Кравцовское, а в 2019 году начата промышленная эксплуатация месторождения D41.

Достигнутый уровень совокупной добычи нефти существенно превышает прогнозные внутренние потребности Российской Федерации до 2035 года. При этом характерными проблемами и факторами риска в нефтяной отрасли являются: увеличение себестоимости добычи вследствие нарастания доли трудноизвлекаемых запасов в вводимых в разработку, высокая выработанность "зрелых" месторождений, сложности удержания достигнутых уровней добычи нефти, необходимость применения дорогостоящих технологий; ухудшение физико-химических характеристик извлекаемой нефти с повышением плотности, применением новых технологий, повышением себестоимости переработки нефти в связи с увеличением содержания серы.

Тем не менее по опубликованным Минэнерго РФ данным несмотря на неблагоприятные внешнеполитические и внешнеэкономические условия последних лет добыча нефти в 2023г. ожидается на уровне 527 млн т, что на 1,5% ниже уровня добычи в 2022 г. Согласно последним отчетам ОПЕК [5] добыча нефти в РФ в 2024 г. может снизиться еще на 0,4% относительно 2023 г. и составить 525 млн т., но уже в 2026 г. добыча нефти может восстановиться примерно до уровня 2022г. с возможным дальнейшим ростом (рис.1.1).

Нефтяные компании продолжают наращивать объемы бурения в России, что обусловлено истощаемостью действующих месторождений и необходимостью разработки новых для поддержания текущих объемов добычи и восполнения ресурсной базы. Это обуславливает в среднесрочной перспективе перемещение основных объемов бурения в новые регионы нефтегазодобычи со сложной геологической структурой. При этом усиливаются ожидания увеличения глубин бурения и усложнения профиля скважин, что приведет к росту спроса на высокотехнологичные виды бурильных и обсадных труб для строительства скважин (исполнение product specification level PSL-3, специальные покрытия, износостойкие наплавки типа hardbanding, применение двухупорных замков, сероводородостойкие и высокопрочные стали).

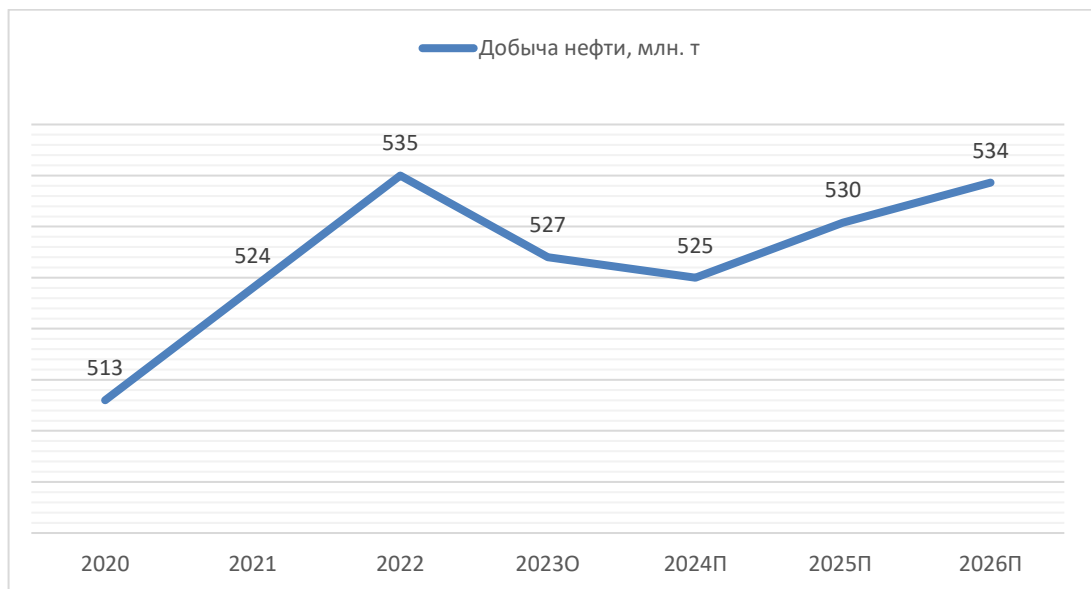


Рисунок 1.1 Изменение добычи нефти в РФ за последние годы и прогноз до 2026 г. П- прогноз, О-ожидание [5]

Согласно опубликованным статистическим данным в России проходка в эксплуатационном бурении после некоторого снижения в 2021 г. показала рекордные значения по итогам 2022 г. – 28,4 млн м. По информации ряда аналитических агентств и статистическим данным за 9 месяцев 2023 г. (рост к 9 месяцам 2022г. составляет 8%) в 2023 г. ожидается очередной рекорд по проходке [4]. В дальнейшем проходка в бурении может продолжить рост в связи с необходимостью поддержания текущих объемов добычи и разработки новых месторождений. При этом глубина бурения будет расти, в том числе ввиду необходимости разбуривания более глубоких залежей на зрелых месторождениях Западной Сибири. Кроме того, высокотехнологичное горизонтальное бурение продолжает расти, и по итогам 2022г. его доля составила 60% (54% в 2021г.), а в 2023г. она может составить 61%. В перспективе доля горизонтального бурения продолжит увеличиваться, но темпы роста будут ниже (рис.1.2).

Решение задач нефтяной отрасли потребует поддержания добычи нефти и газового конденсата в период до 2024 года в диапазоне 555 - 560 млн. тонн, а в период до 2035 года - в диапазоне 490 - 555 млн. тонн. Задачами

нефтяной отрасли в рамках пространственного и регионального развития являются: стабилизация объема добычи нефти в Западной Сибири и других традиционных районах добычи; формирование нефтегазовых минерально-сырьевых центров в Восточной Сибири, на Дальнем Востоке и в Арктической зоне Российской Федерации, обеспечивающих в том числе освоение континентального шельфа Российской Федерации в пределах Баренцева, Карского, Печорского и Охотского морей.



Рисунок 1.2 Изменение объемов бурения в России в 2018-2026 гг.

О- ожидание, П- прогноз [4].

К ключевым мерам, обеспечивающим решение задач нефтяной отрасли, относят создание долгосрочных инвестиционных условий для ускоренного освоения месторождений Арктической зоны и континентального шельфа с вовлечением организаций, обладающих необходимым опытом и финансовыми ресурсами, в состав потенциальных пользователей участков нераспределенного фонда недр.. Необходимым условием является развитие внутреннего рынка высокотехнологичных сервисных услуг по изучению и освоению участков недр континентального шельфа, а также повышение эффективности системы транспортировки нефти и нефтепродуктов на основе внедрения передовых технологий.

Устойчивое положение газовой отрасли требует поддержания добычи газа в период до 2024 года в диапазоне 795 - 820 млрд. куб. метров, а в период до 2035 года - в диапазоне 860 - 1000 млрд. куб. метров. Задачами газовой от-

расли в рамках пространственного и регионального развития является формирование нефтегазовых минерально-сырьевых центров в новых районах (Восточная Сибирь и Дальний Восток) и на континентальном шельфе с развитием магистральной газотранспортной инфраструктуры, включая регионы Восточной Сибири и Дальнего Востока. Это предъявляет специальные требования к использованию материалов нового поколения и высокопрочных труб с газогерметичными резьбовыми соединениями в хладостойком и коррозионно-стойком исполнениях.

Решение задачи обеспечения нефтяной и газовой промышленности трубами для реализации новых технологий добычи с учетом осложняющих факторов и масштабов задач возможно на основе современных решений и достижений, основанных на многолетней практике применения труб специального назначения в сложных условиях эксплуатации, опыта использования труб зарубежного производства, использованных на протяжении длительного периода отечественными компаниями, и базовых подходов международно признанных стандартов, предъявляющих специальные требования к составу сталей, термической обработке, характеристикам микроструктуры и совокупности специальных свойств, таких как хладостойкость, стойкость к коррозионному растрескиванию, устойчивости к углекислотной коррозии и др. Результаты разработки собственных научно-обоснованных решений, сделанных с учетом особенностей условий эксплуатации и успешно опробованных на практике могут лечь в основе прогрессивных, но гармонизированных с международными в части базовых подходов стандартов на импортозамещающую продукцию.

1.3. Новые подходы и технологии в ядерной энергетике.

Ядерная энергетика обладает целым рядом важных преимуществ, к которым можно отнести существенно меньшие затраты на сырье, чем на органическое топливо, неограниченные сырьевые ресурсы, слабая зависимость стои-

мости сырья от волатильности рынка углеводородов, эффективные технологии обращения с отходами при малом из объеме, минимальный углеродный след. Однако, среди наиболее актуальных задач атомной энергетики последнего десятилетия можно выделить повышение эффективности производства, включая обеспечение экономической конкурентоспособности новых атомных электростанций с учетом их полного жизненного цикла; разработка и внедрение новой энергетической технологии, предполагающей параллельную эксплуатацию реакторов на тепловых и быстрых нейтронах в целях обеспечения замкнутого ядерного топливного цикла.

Для определения целей, задач, стратегии развития отрасли, а также обеспечения и сохранения стратегических интересов страны, решения важнейших геополитических задач, направленных на надежное обеспечение национальной безопасности и суверенитета в 2014 году была разработана и утверждена, а в 2021 году уточнена программа развития атомного энергопромышленного комплекса. Атомная энергетика является одной из наиболее высокотехнологичных отраслей, в области которой на протяжении всей истории Российская Федерация является одним из мировых лидеров. . В ней работает более 360 организаций, в которых занято около 255 тыс. высококвалифицированных работников. Развитие атомной отрасли является во много определяющим фактором для других отраслей экономики, включая энергетическое машиностроение, строительство, специальную металлургию, судостроение, транспорт, ракетно-космическую промышленность, радиоэлектронику, цифровые технологии, медицину и другие, поскольку в них в высокой степени используются результаты разработки научно-технической продукции и технологий в области использования энергии атомного ядра.

Одной из ключевых проблем атомной энергетики в мире является обеспечение ядерной и радиационной безопасности при обращении с ядерным топливом и радиоактивными отходами на всех этапах жизненного цикла и особенно в конце эксплуатации, утилизации и ликвидации. Снижение нагрузки на окружающую среду, поддержание уровня цен на энергию в высокой степени

зависит от возможностей повышения эффективности производства на атомных электростанциях за счет модернизации действующих и сооружения новых энергоблоков, включая нового типа, с обеспечением высокого уровня производственно-технических и экономических показателей. Это подразумевает в ближайшие годы внедрение усовершенствованных энергоблоков типа ВВЭР-ТОИ мощностью 1200 МВт с последующей разработкой новых реакторных установок ВВЭР-С, предусматривающих снижение капитальных и эксплуатационных затрат, уменьшение расхода природного урана, обеспечение работы в условиях замкнутого топливного цикла и с загрузкой активной зоны уран-плутониевым топливом в полном объеме. Результатом реализации планов в этом направлении должно стать увеличение общей мощности атомных электростанций к 2030 году до 26 ГВт. При этом будет создана технологическая возможность для строительства новых энергоблоков поколения «3+» и обеспечение готовности к сооружению реакторов новой технологической платформы с реакторами ВВЭР-С, а также с реакторами на быстрых нейтронах 4-го поколения с замкнутым ядерным топливным циклом, не имеющими ограничений по ресурсно-сырьевой базе. Осуществление таких планов позволит увеличить долю ядерной энергетики в энергобалансе страны до 25% к 2045 году с одновременным укреплением лидерских позиций России в атомных энерготехнологиях и существенным увеличением потенциала высокотехнологичного экспорта.

Реализация программы ядерных технологий нового поколения на 2010-2015 гг. и на перспективу до 2020 года, включающая технологическое направление «Прорыв» позволила получить ряд уникальных результатов, имеющих принципиального значения [7]. Целью «Прорыва» является создание основ крупномасштабной ядерной энергетики с замыканием топливного цикла на базе реакторов на быстрых нейтронах. Была создана технология нового оптимального для реакторов на быстрых нейтронах плотного смешанного уран-плутониевого (СНУП) топлива с подтверждением работоспособности как в ис-

следовательских, так и промышленном реакторе БН-600 с максимальным выгоранием 7,5%. Создан проект опытно-демонстрационного энергоблока мощностью 300 МВт на СНУП и свинцовым теплоносителем. Начато его строительство с вводом в эксплуатацию в 2026 г, что позволит провести опытную проверку всех элементов новой технологии на площадке Сибирского химического комбината. Ведутся НИР и проектные проработки нового энергоблока с реактором на быстрых нейтронах высокой мощности БН-1200.

Для активных зон и внутрикорпусных устройств энергетических ядерных реакторов с 70-х годов XX применяют 9–12 %-ные хромистые стали ферритно-мартенситного класса с быстрым спадом наведенной радиоактивности. Склонность к низкотемпературному охрупчиванию (хладноломкости) при радиационных воздействиях и потеря длительной прочности (жаропрочности) являются главными факторами, определяющими диапазон рабочих температур [8-12.]. Стали с 9 мас. % хрома получили широкое применение, однако увеличение его содержания до 12 мас. % дает лучшую жаропрочности и стойкость к коррозии в контакте с теплоносителем.

Развитие ядерной энергетики и переход к новому поколению ядерных реакторов предусматривают ужесточение условий внутри активной зоны с увеличением температуры (до 650 °С и выше) а также дозы (≥ 100 сна) радиационного облучения. Используемые в настоящее время аустенитные стали для оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов) реакторов на быстрых нейтронах типа БН-600 (повреждающая доза ~ 83 сна, выгорание топлива $\sim 11,3$ % тяжелых атомов) при повреждающих дозах > 110 сна являются непригодными из-за их распухания. Для уменьшения влияния распухания под действием нейтронного облучения для ТВЭЛов новых реакторов БН-1200 и др. с глубиной выгорания топлива свыше 16 % целесообразно применение материалов с ОЦК решёткой из числа малораспухающих 9–12 %-ных хромистых фер-

ритно-мартенситных сталей, которые также имеют более высокую теплопроводность и меньший коэффициент термического расширения, чем стали аустенитного класса [13].

Требуемые свойства в материалах нового поколения можно достичь за счет комплексного легирования и формирования преимущественно мартенситной структуры, упрочненной дисперсными частицами. Развитие составов сталей этой группы происходит путем усложнения при обеспечении баланса элементов, стабилизирующих феррит и аустенит, а также увеличения концентрации упрочняющих элементов таких как Mo, W, ответственных главным образом за твердорастворное упрочнение, и V, Nb для дисперсного упрочнения. Малоактивируемыми легирующими элементами являются Mn, W, V, Ta и C, после прекращения облучения безопасность обеспечивается приблизительно через 100 лет. Освоение производства труб из таких материалов стало особенно актуально.

1.4. Особенности технологии, материалов и оборудования для эффективной добычи нефти и газа в новых нефтегазовых провинциях

Главными объектами добычи газа за прошедшее десятилетие, а также на ближайшую и долгосрочную перспективу являются месторождения полуострова Ямал и прилегающих акваторий, Надым-Пур-Тазовский район, Восточно-Сибирский центр добычи газа и шельф Дальнего Востока. В долгосрочной перспективе к ним будут добавлены месторождения шельфа полярных морей. Развитие Ямала и Надым-Пур-Тазовского региона (рис.1.3) обусловлено задачей компенсации снижения объемов добычи по базовым месторождениям - Медвежьему, Уренгойскому и Ямбургскому, выработанным на 50-70% [14].

На Ямале активно формируется новый центр газодобычи, который в перспективе станет одним из основных для развития газовой отрасли России.

Нефтегазоносные районы полуострова территориально разделены на три группы месторождений - Бованенковскую, Тамбейскую и Южную. Суммарные запасы и ресурсы всех 32-х месторождений составляют 26,5 трлн куб. м газа, 1,6 млрд тонн газового конденсата, 300 млн тонн нефти. С учетом ввода месторождений шельфа Карского моря добыча газа в районе полуострова достигнет 360 млрд куб. м газа в год. Основными объектами, позволяющими компенсировать падение добычи на ближайшую и среднесрочную перспективу, являются месторождения Бованенковской группы: Бованенковское, Харасавэйское и Крузенштернское [15]. После выхода на проектную мощность добыча по эксплуатируемому с 2012 г. Бованенковскому месторождению составит 115 млрд куб. м газа в год, суммарные запасы газа категории С1 на котором - 6,6 трлн куб. м. По Харасавэйскому месторождению ведутся работы по проектированию обустройства, а по Крузенштернскому – доразведка и проектирование.

При освоении Бованенковского месторождения предприятия Группы Газпром столкнулись с рядом проблем, решение которых потребовало внедрения новых технических решений в области строительства и эксплуатации скважин, обустройства кустовых площадок. Проблемы обусловлены большим количеством продуктивных объектов с различными фильтрационно-емкостными характеристиками, наличием в некоторых продуктивных горизонтах углекислоты, крайне сложным строением криолитозоны с наличием высокольдистых пород и жильных льдов. Кроме того, проблемы технико-экономического характера связаны с отсутствием на полуострове общераспространенных полезных ископаемых, позволяющих обеспечить требуемые параметры насыпных оснований, и необходимостью частичного завоза соответствующих материалов из других регионов.

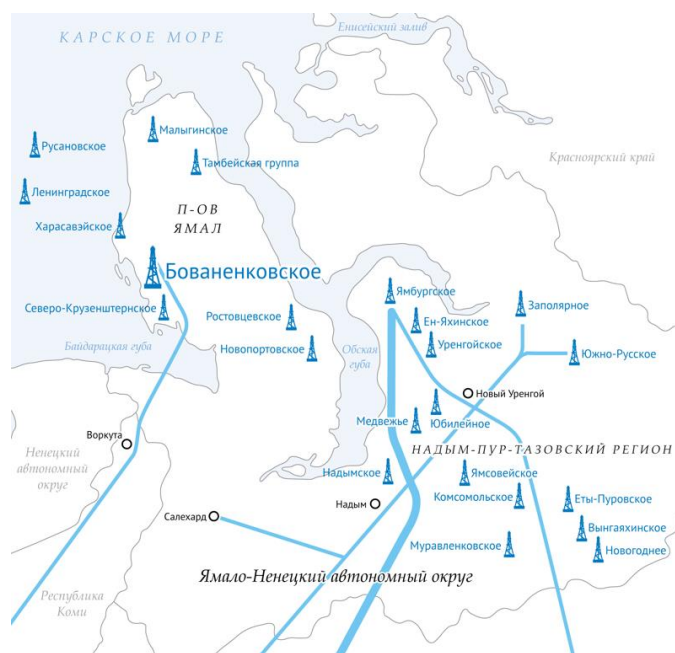


Рисунок 1.3 Месторождения п-ва Ямал и Надым-Пур-Тазовского региона

С целью снижения затрат на обустройство месторождений Ямала были приняты решения о сокращении расстояний между скважинами на кустовых площадках до 20 метров и оснащении приустьевой части колонн теплоизолированными лифтовыми трубами (ТЛТ), исключаящими растепления многолетнемёрзлых пород (ММП) [15]. Для начала промышленного освоения месторождения была поставлена задача разработки и освоения в России производства труб с требуемыми теплофизическими характеристиками. Их применение необходимо и будет нарастать, так как геокриологические условия Харасавэйского и Круженштернского месторождений, а также месторождений Тамбейской группы существенно сложнее. Кроме того, для строительства скважин при наличии высоких концентраций углекислоты потребовались трубы и комплексы подземного внутрискважинного оборудования в коррозионностойком исполнении, а противофонтанная безопасность в этих условиях должна быть обеспечена за счет применения газогерметичных резьбовых соединений (класса Премиум).

В Надым-Пур-Тазовском регионе основным перспективным объектом добычи на ближайшее время являются глубокие ачимовские отложения Урен-

гойского нефтегазоконденсатного месторождения (НГКМ). После ввода в эксплуатацию всех лицензионных участков ПАО «Газпром» добыча газа из ачимовских отложений превысит 30 млрд м³ в год. Их освоение сопряжено с рядом проблем геологического и технологического характера, аномально высокими пластовыми давлениями, низкими продуктивными характеристиками и наличием в пластовом флюиде углекислоты. С целью повышения продуктивности на всех скважинах ачимовских отложений требуется проведение работ по гидроразрыву пласта (ГРП). Для обеспечения безопасной эксплуатации скважин было предусмотрено использование высокопрочных (на давление до 100 МПа) насосно-компрессорных труб (НКТ) из материалов, стойких к углекислотной коррозии [15].

Заполярье является самым мощным по добыче газа в России, оно было открыто в 1965 году в южной части Тазовского района Ямало-Ненецкого автономного округа, в 220 км от Нового Уренгоя. Начальные запасы (категории С1+С2) составляли более 3,5 трлн куб. м газа и около 80 млн тонн газового конденсата и нефти (извлекаемые). Проектная мощность месторождения составляет 130 млрд куб. м газа в год. Его промышленная эксплуатация началась в 2001 году с разработки Сенюманской залежи. В 2004 году мощность месторождения достигла 100 млрд куб. м газа в год. В 2011 году была начата добыча газа и конденсата из более глубоких залежей — валанжинских (неокомских), что позволило в 2013 г. достичь проектную мощность. Для освоения Заполярного месторождения был использован набор современных прогрессивных технических решений и передовое оборудование с высоким ресурсом, рассчитанное на эксплуатацию в тяжелых природно-климатических условиях. В частности, применены наклонно-направленное бурение с субгоризонтальным окончанием ствола скважин, система телемеханики, позволяющая в режиме реального времени управлять работой скважин.

Базовыми месторождениями Восточно-Сибирского центра добычи газа являются Чайандинское и Ковыктинское, находящиеся в стадии обустройства. Эти месторождения являются основной ресурсной базой газопровода Сила

Сибири. Суммарная добыча газа из Чайндинского и Ковыктинского месторождений составит более 50 млрд м³ газа в год. На этих месторождениях ПАО «Газпром» впервые столкнулось с проблемой размещения кустовых площадок скважин из-за сложного рельефа местности, что привело к необходимости оборудования скважин комплексами подземного внутрискважинного оборудования и лифтовыми трубами с высокогерметичными резьбовыми соединениями. Кроме того, геологический разрез месторождения осложнен аномально низким давлением в продуктивных горизонтах, наличием солей и зон неустойчивости (рапоопасных пропластков), опасных возможностью смятия обсадных колонн. Все это потребовало принятия соответствующих технико-технологических решений, включая создание комплекса высокотехнологичного производства высокопрочных стальных бесшовных труб нового поколения [15].

Наиболее сложным объектом добычи ПАО «Газпром» многие годы является Астраханское ГКМ, в пластовом флюиде которого содержится сероводород и углекислый газ с аномально высокими парциальными давлениями. В вышележащих горизонтах с отложениями каменной соли имеются неустойчивые пропластки, а также рапоопасные горизонты. Отложения надсолевого комплекса содержат большое количество нефтегазоносных пропластков с непромышленными запасами и аномальностями пластового давления. Астраханское ГКМ, открытое в 1976 г, является уникальным по запасам газа и газового конденсата. В разведанной части содержится 3,7 трлн куб. м газа, около 900 млн. тонн газового конденсата и 1,5 млрд тонн серы. При этом объемное содержание метана составляет около 50 %, кислых компонентов – более 40 %, скважинная среда содержит сероводород и двуокись углерода (до 25% каждого) в присутствии воды и абразивных частиц. Глубина залегания продуктивного пласта составляет более 4000 м, а пластовое давление более 60 МПа. Разработка месторождения началась в 1986 г. Его особенности, расположение его вблизи населённых пунктов и заповедной зоны Волго-Ахтубинской поймы предъявили повышенные требования к надёжности технологического оборудования и охране окружающей среды.

На момент подготовки и реализации проекта освоения Астраханского ГКМ отечественная промышленность не выпускала оборудования, соответствующего этим требованиям. В связи с этим, начиная с момента ввода месторождения в эксплуатацию, для строительства скважин традиционно использовались только импортные оборудование и материалы в коррозионностойком исполнении, в том числе обсадные и насосно-компрессорные трубы с газогерметичными резьбовыми соединениями класса Премиум. В настоящее время на Астраханском ГКМ проводятся работы по строительству новых скважин для компенсации выбывающих из эксплуатации в связи с коррозионным износом оборудования или по геологическим причинам. При сохранении текущего уровня добычи разведанные запасы газа позволяют обеспечить эксплуатацию месторождения в течение более 200 лет, в связи с чем долговременная надежность оборудования и материалов в таких сложных горно-геологических условиях крайне важна.

Развитие добычных мощностей на Дальнем Востоке является самым новым для ПАО «Газпром» проектом. Основные запасы газа в Дальневосточном регионе расположены на глубоководном континентальном шельфе. Киринское газоконденсатное месторождение является первым для Газпрома, запущенным в эксплуатацию с использованием подводных добычных комплексов. К скважинам с подводным расположением устьев предъявляются особые требования по надежности, так как их ремонт в процессе эксплуатации фактически невозможен или сопряжен с затратами, сопоставимыми со строительством новых. Кроме того, скважины на месторождениях континентального шельфа проектируют с существенно большей продуктивностью, чем на суше, что обеспечивает окупаемость затрат на строительство, которые кратно выше за счет значительной стоимости фрахта буровых платформ. Ближайшие планы Группы компаний Газпрома в области работ на шельфе связаны с освоением и вводом в эксплуатацию Южно-Киринского месторождения, запасы газа которого существенно превышают показатели Киринского.

Разработка новых, более сложных месторождений обусловило разработку специальных подходов к выбору конструкций и методам заканчивания скважин. Сенманские залежи Медвежьего, Уренгойского, Ямбургского и других месторождений Надым-Пур-Тазовского региона, а также валанжинских газоконденсатных залежей Уренгойского и Ямбургского месторождений не требовали использования дополнительных методов вторичного воздействия на продуктивные горизонты для повышения дебита. Однако были применены импортные хладостойкие обсадные трубы высокой прочности для перекрытия зон ММП с целью предотвращения их смятия при обратном промерзании, так как отечественная промышленность такие трубы не выпускала [15] .

По мере вовлечения в разработку новых месторождений и нижележащих продуктивных отложений возникла потребность в совершенствовании системы их первичного и вторичного вскрытия. Главным образом, это связано с тем, что на конечной стадии разработки месторождения в продуктивных пластах сохраняются крупные остаточные запасы сырья. При этом значительная часть углеводородов оказывается в защемленном состоянии в массиве вмещающих горных пород и переходит в так называемые неизвлекаемые запасы. Вскрытие продуктивных горизонтов, вызов притока и методы его интенсификации стали особенно важны в связи с выходом на сложные в геологическом и геокриологическом плане месторождения. Это углеводородные залежи Арктического шельфа, глубокозалегающие перспективные объекты юрских и ачимовских отложений по уже разрабатываемым месторождениям с развитой инфраструктурой, запасы углеводородов нетрадиционных коллекторов туронских и сенонских отложений. Одним из наиболее эффективных способов решения этой проблемы является строительство скважин сложного профиля: наклонно-направленных, субгоризонтальных, горизонтальных и горизонтально-разветвленных (рис. 1.4 и 1.5) [15]. Современные конструкции с горизонтальным окончанием позволяют с одной технологической площадки пробурить несколько скважин и наиболее эффективно добывать углеводороды.

Увеличение суммарной длины скважины позволяет сократить количество кустовых площадок на месторождении для наземных проектов и эффективно использовать ресурсы для морских.

С 2000-х годов ПАО «Газпром» применяет скважины с горизонтальным окончанием ствола. Такие скважины рассматривались как опытно-промышленные, но в последние 5-7 лет это стало массовым решением, доказавшим свою эффективность. Особенности геологического строения надпродуктивных отложений при строительстве скважин на ачимовские залежи Уренгойского НКМ и на Астраханском ГКМ потребовали увеличения на отдельных участках темпов набора кривизны ствола скважин, что привело к необходимости использования обсадных и лифтовых колонн с резьбовыми соединениями класса Премиум. Такое соединение должно обеспечивать герметичность колонны при наборе кривизны с интенсивностью до 13,3 градусов на 10 м в вертикальных и наклонно-направленных скважинах.

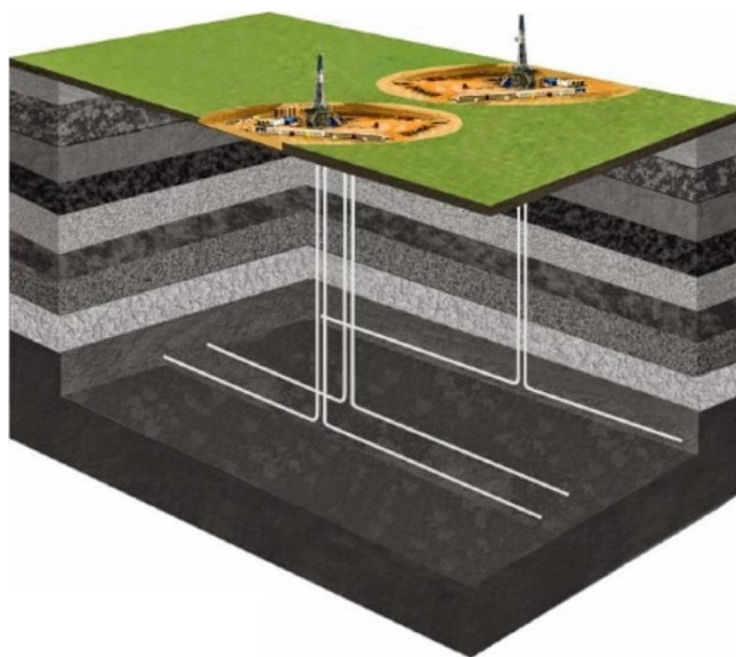


Рисунок 1.4 Пример размещения кустовых площадок на месторождении

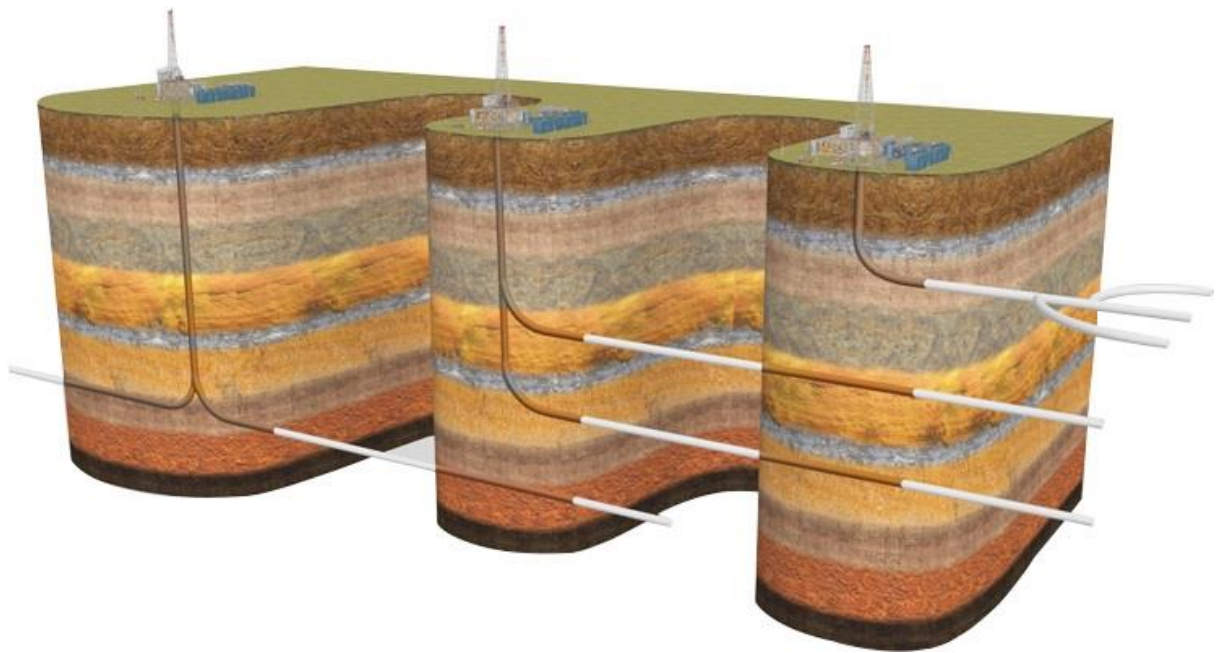


Рисунок 1.5 Типичные профили горизонтальных скважин [15]

Стандартные резьбовые соединения, разработанные в конце 20-го века, не могли обеспечить герметичность колонн в условиях высоких давлений, больших глубин и высокой интенсивности искривления ствола скважины. Дополнительные меры (отверждаемые резьбовые герметики, уплотнительные кольца-вставки из полимерных материалов) также не давали гарантированного эффекта.

Массовое внедрение в последние 10 – 15 лет ГРП, как наиболее эффективного метода интенсификации притока и повышения продуктивности скважин, внесло свои коррективы в конструкции скважин. В настоящее время наиболее эффективным считается строительство скважин с горизонтальным окончанием ствола большой протяженности и применением технологии многостадийного ГРП, что также привело к существенному росту требований к прочностным характеристикам обсадных и насосно-компрессорных труб. На рис. 1.6 даны примеры проведения многостадийного ГРП [15]. Количество стадий и давление операции зависит от длины горизонтального интервала, а также фильтрационно-емкостных свойств продуктивного пласта. Например, для горизонтального интервала длиной 920 м количество стадий может достигать 18-ти при давлении более 100 МПа.

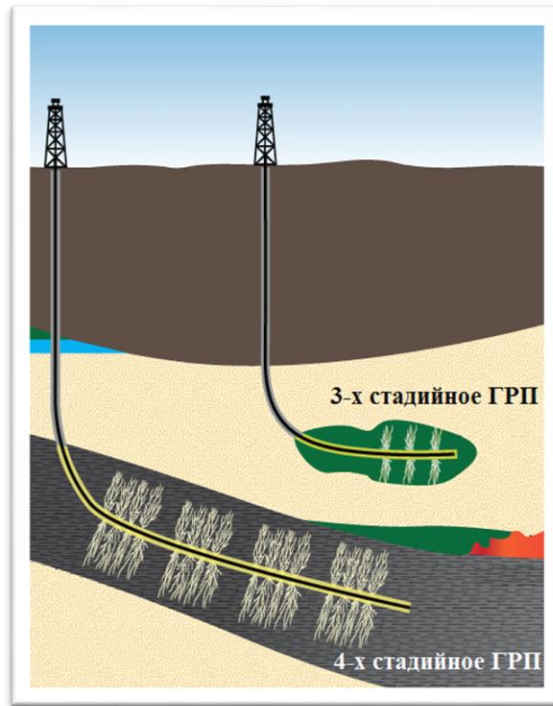


Рисунок.1.6 Примеры многостадийного ГРП в наклонно-направленной скважине и скважине с горизонтальным окончанием [15]

С целью снижения металлоемкости в современных конструкциях скважин все чаще предусматривается использование эксплуатационных хвостовиков и потайных колонн при безусловном выполнении требований промышленной и экологической безопасности объекта. Реализация проектных решений стала возможна только после разработки и освоения в ТМК высокопрочных обсадных труб с премиальными (высокогерметичными) резьбовыми соединениями.

На всех месторождениях Группы компаний Газпром, введенных в эксплуатацию после 2011 г, скважины комплектуются трубной продукцией с высокогерметичными резьбовыми соединениями класса Премиум. Уже в настоящее время эти месторождения являются основой устойчивого развития газовой промышленности и энергетической безопасности Российской Федерации в целом. В ближайшей и долгосрочной перспективе объем газа, добываемого с применением высокопрочных обсадных и насосно-компрессорных труб с резьбовыми соединениями Премиум будет существенно увеличиваться за счет

ввода в эксплуатацию перспективных залежей углеводородов с больших глубин на действующих месторождениях, ввода в эксплуатацию месторождений полуострова Ямал, развития Восточно-Сибирского центра добычи газа, освоения шельфа.

Поисково-разведочные работы проводятся на перспективных площадях со сверхвысокими пластовыми давлениями. Так, в юрских отложениях Песцового месторождения с прогнозными запасами, превышающими 500 млрд м³ газа, пластовое давление составляет более 82 МПа, на перспективной Крупской площади в Краснодарском Крае прогнозное пластовое давление составляет более 115 МПа, на перспективных девонских отложениях Астраханского ГКМ – более 110 МПа. В связи с этим строительство и эксплуатация скважин на указанных месторождениях невозможна без использования надежных высокопрочных труб. Их применение позволяет обеспечить долговременную эксплуатационную надежность, соответствие требованиям к эксплуатации опасных производственных объектов. ПАО «Газпром» уделяет особое внимание обеспечению противofонтанной безопасности в процессе строительства и эксплуатации скважин. Высокопрочные трубы с резьбовыми соединениями класса Премиум позволяют существенно снизить риск возникновения аварийных ситуаций, связанных с заколонными перетоками, грифообразованием и практически исключить смятие обсадных колонн.

1.5. Новые технические требования к обсадным и насосно-компрессорным трубам

В рамках реализации целей и задач ПАО «Газпром» были разработаны корпоративные технические требования к обсадным трубам в хладостойком исполнении. В их основу легли результаты лабораторных исследований и испытаний опытных партий обсадных труб повышенного качества производства заводов Группы ТМК, а также требования спецификаций иностранных поставщиков труб, применявшихся ранее на объектах добычи

газа. В 2007-2008 гг. были разработаны следующие нормативно-технические документы, устанавливающие технические требования, объем и методы контроля качества трубной продукции нефтяного сортамента [16,17]:

- СТО Газпром 2-4.1-158-2007 «Технические требования к обсадным трубам для месторождений ОАО «Газпром»;
- СТО Газпром 2-4.1-228-2008 «Технические требования к насосно-компрессорным трубам для месторождений ОАО «Газпром».

Стандарты сформировали систему основных технических требований к сортаменту, геометрическим параметрам, химическому составу, свойствам и микроструктуре металла труб и резьбовым соединениям, правилам их приемки, методам испытаний, маркировке и упаковке для различных условий эксплуатации. Был установлен порядок проведения приемочных испытаний обсадных и насосно-компрессорных труб и муфт к ним с целью оценки готовности производителей к выпуску и поставке высококачественной продукции на объекты добычи газа. Требования включают широкий ряд групп прочности с минимальными пределами текучести от 379 до 930 МПа. Были определены варианты исполнения труб и соответствующие технические характеристики, общий подход к классификации приведен в таблице 1.1. Стойкость к углекислотной коррозии обеспечена применением марок сталей на основе 13Cr (12-14% Cr). Основные отличительные требования к металлургическому качеству стали и технологии производства приведены в таблицах 1.2 и 1.3. Наиболее жесткие требования, выше, чем в международных стандартах, - сформулированы к металлу труб, стойких к воздействию сероводорода, что определяет возможность получения пороговых напряжений в насыщенной H₂S среде до 90% от минимального значения предела текучести. Трубы из стали на основе 13Cr должны обеспечивать не только стойкость к углекислотной коррозии, но и обладать высокой ударной вязкостью при температуре -60°C (KCV⁻⁶⁰ не менее 50 Дж/см², а для высокопрочных труб P110 не менее 70 Дж/см²).

Таблица 1.1

Исполнения труб в соответствии с требованиями СТО ГАЗПРОМ [16,17]

Исполнение	Климат	Коррозионная среда	Резьба
Обычное	Умеренный	Нет	Стандартная и ВГП
Хладостойкое	Холодный (-60°C)	Нет	Стандартная и ВГП
Стойкое к H ₂ S	Холодный (-60°C)	H ₂ S	ВГП
Стойкое к CO ₂	Холодный (-60°C)	CO ₂	ВГП

Прим.: ВГП – высокогерметичные газоплотные соединения (Премиум)

Таблица 1.2

Требования к чистоте металла труб различных исполнений [15]

Исполнение	Содержание, масс% не более		Балл по неметаллическим включениям					
	S	P	OT	OC	СП	CX	CH	C
Обычное	0,030	0,030	H	H	H	H	H	H
Хладостойкое	0,020	0,025	2,5	2,5	2,5	2,5	2,5	1,5
Стойкое к H ₂ S	0,010*	0,015	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1,0
Стойкое к CO ₂	0,010	0,015	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1,0

Примечание: *для групп P110 и C110 не более 0,005%; H – не регламентировано

На основании опыта применения импортных труб и новых технологических задач были сформированы основные требования к резьбовым соединениям, существенно превышающие типовые:

- конструкция должна обеспечивать легкость сборки без образования задиров, отслоений антизадирного покрытия, а также возможность надежного контроля и изготовления в условиях массового производства;

- соединение обсадных труб должно выдерживать не менее трех циклов свинчивания-развинчивания, а насосно-компрессорных труб - не менее десяти таких циклов без потери эксплуатационных свойств;

- соединение должно иметь двойное радиальное и осевое уплотнения типа «металл-металл», которые могут быть выполнены в одном узле, обеспечивающем герметичность соединения в газовой среде (газогерметичность) после его свинчивания с рекомендуемым моментом;

- конструкция должна обеспечивать герметичность резьбового соединения при значительных растягивающих/сжимающих нагрузках и внутреннем/внешнем давлениях, при которых достигается предел текучести по телу трубы;

- точность изготовления профиля, размеров и отделки резьбового соединения должны обеспечивать требуемую герметичность колонны при наборе кривизны с интенсивностью до 13,3 градусов на 10 м.

Таблица 1.3

Дополнительные требования к характеристикам труб [15]

Исполнение	Термообработка	% мар-тенсита при закалке	Номер зерна аустенита минимум	Разброс твердости HRC в сечении*	Температура правки, °C не менее
Обычное	Н	Н	7	Н	Н
Хладостойкое	Зак+отпуск	>90%	8	3-6	510
Стойкое к H ₂ S	Зак+отпуск	≥95%	8	3-4	510

Прим.: * - величина зависит от толщины стенки труб; Н – не регламентировано

Таким образом, для предприятий металлургического комплекса была сформулирована задача по разработке технологии, реновации мощностей для организации выпуска инновационных видов продукции с высокими технико-экономическими характеристиками, снижения зависимости от поставок по импорту и обеспечения стратегических инвестиционных программ Группы компаний Газпром. Для этого в 2004-2015 гг. были последовательно реализованы четыре Программы научно-технического сотрудничества ПАО

«ТМК» и ПАО «Газпром», предусматривающие освоение производства различных видов сварных и бесшовных труб.

1.6. Основные направления разработки составов сталей и сплавов и технологий изготовления специальных видов нарезных труб

На протяжении десятилетий в нефтяной и газовой промышленности успешно применяли стандарты на стальные бесшовные обсадные и насосно-компрессорные трубы, а также муфты к ним, в которых были сформулированы требования к геометрическим размерам, резьбовым соединениям, механическим свойствам, способам упрочняющей термической обработки, химическому составу стали, а также методам контроля. Хотя по сортаменту и диапазону механических свойств (групп прочности) стандарты 80-х годов прошлого века с учетом переиздания в 1989 и 1997 гг. удовлетворяли большинству потребностей, на их базе было создано множество нормативных документов типа технических условий, в которых сформулированы дополнительные требования по ряду ключевых параметров, определяющих эксплуатационные свойства для применения в сложных условиях, в частности, хладостойкости. В таблице 1.4 приведены основные требования к механическим свойствам насосно-компрессорных, обсадных труб и муфт к ним.

Таблица 1.4

Механические свойства стали труб обсадных и муфт к ним по ГОСТ 632-80, труб насосно-компрессорных и муфт к ним по ГОСТ 633-80 [18,19]

Группа прочности	Д	К	Е	Л	М	Р	Т
σ_b , МПа, не менее	655	/687	689	758	862/823	1000	1103
$\sigma_{T(0,2)}$, МПа, не менее	379	/491	552	655	758/734	930	1034
$\sigma_{T(0,2)}$, МПа, не более	552	-	758	862	965/921	1137	1241
δ_5 , не менее	14,3	/12,0	13,0	12,3	10,8/11,3	9,5	8,5

Примечание: в знаменателе – значения для металла насосно-компрессорных труб, отличающиеся от значений для обсадных труб

Стандартами было регламентировано обязательное проведение термической или термомеханической обработки для гладких труб групп прочности

«К» и выше, а также термообработка труб всех групп прочности с высаженными концами. Тем не менее, очевидны ограничения данных базовых стандартов, применявшихся, главным образом, для труб массового применения невысоких групп прочности (Д, К, Е). Среди них следует выделить отсутствие ряда требований, что согласно современным представлениям делает невозможным производство труб высокого качества в высокопрочном, хладостойком и сероводородостойком исполнениях:

- к химическому составу стали за исключением предельного содержания серы и фосфора в 0,045 масс%, что фактически не соответствовало уровню качественных сталей даже в период разработки данных документов;

- к способам и ключевым параметрам проведения упрочняющей термической обработки, контролю качества ее проведения, а также ограничения по холодной деформации, калибровке, правке, формоизменению;

- к хладостойкости и величине ударной вязкости (вязкопластические характеристики наряду с минимальным относительным удлинением подтверждаются только проведением испытания на сплющивание);

- к возможности обеспечения стойкости к коррозионному растрескиванию в «кислых» средах, насыщенных сероводородом;

- к трубам из высокохромистых марок стали и высоколегированных сплавов, особо стойких к углекислотной, сероводородной коррозии.

Следует отметить, что по целому ряду основных технических требований указанные стандарты соответствовали международным и международно-признанным стандартам тех лет, созданных, главным образом, на основе спецификаций Американского нефтяного института (API). Однако развитие металлургических технологий и эволюция предпочтений основных потребителей существенно изменили международно-признанные стандарты API и ISO, что в значительной степени позволило преодолеть указанные выше недостатки. Ввиду очевидного отличия рациональных методов упрочнения и, соответственно, контроля качества продукции для различных групп прочности и

назначения насосно-компрессорные и обсадные трубы, а также муфты к ним дифференцированы по 4-м классам (таблица 1.5) [20].

К классу 1 отнесены трубы низкой и относительно невысокой прочности, к которым обычно не применимы специальные требования в силу использования в некритических условиях. В связи с этим такие трубы поставляются преимущественно с феррито-перлитной микроструктурой, сформированной при термической обработке или непосредственно после проката, что не позволяет обеспечивать высокие показатели вязкости.

К классу 2 отнесены трубы средней прочности с пределом текучести 448 – 828 МПа в состоянии после закалки и отпуска, что позволяет достичь заданные уровни вязкости, пластичности и хладостойкости, а при необходимости и стойкости к коррозионному растрескиванию в средах, насыщенных сероводородом. При этом регламентированы условия проведения закалки, отпуска, правки и калибровки после термической обработки, что определяет возможности обеспечения требуемых служебных характеристик металла.

К классу 3 отнесены трубы с пределом текучести 758 - 965 МПа, после закалки и отпуска. При этом особые требования к технологии не определены.

К классу 4 отнесены высокопрочные трубы с пределом текучести 862 - 1034 МПа, что в силу фундаментальной закономерности противонаправленного изменения прочности и вязкости требует специальных мер при проведении упрочняющей обработки и контроля механических и служебных характеристик.

В соответствии с классом сформулированы требования к химическому составу, которые достаточно общие по содержанию углерода и основных элементов, но дифференцированы в зависимости от назначения. Дополнительно к углеродистым и низколегированным введены высокохромистые (9 и 13 %) марки стали мартенситного класса, нашедшие широкое применение в условиях, осложненных углекислотной коррозией. Общий уровень загрязненности

Таблица 1.5

Современные требования к химическому составу и прочностным свойствам металла бесшовных труб и муфт
по API Spec 5CT и ISO11960 [19]

Класс	Группа	Тип	Массовая доля, %												Предел текучести, МПа		Временное сопротивл., МПа	
			C		Mn		Cr		Mo		Ni	Si	S	P	мин	макс	мин	
			мин	макс	мин	макс	Мин	макс	мин	Макс	Макс	Макс	макс					
1	H40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	276	552	414
	J55	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	379	552	517
	K55	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	379	552	655
	N80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	552	758	689
	R95	-	-	0,45	-	-	-	-	-	-	-	-	0,45	0,030	0,030	655	758	724
2	M65	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	448	586	586
	L80	1	-	0,43	-	1,90	-	-	-	-	0,25	0,45	0,030	0,030	552	655	655	
	L80	9Cr	-	0,15	0,30	0,60	8,00	10,00	0,90	1,10	0,50	1,00	0,010	0,020	552	655	655	
	L80	13Cr	0,15	0,22	0,25	1,00	12,00	14,00	-	-	0,50	1,00	0,010	0,020	552	655	655	
	C90	-	-	0,35	-	1,20	-	1,50	0,25	0,85	0,99	-	0,010	0,020	621	724	689	
	T95	-	-	0,35	-	1,20	0,40	1,50	0,25	0,85	0,99	-	0,010	0,020	655	758	724	
	C110	-	-	0,35	-	1,20	0,40	1,50	0,25	1,00	0,99	-	0,005	0,020	758	828	793	
3	P110	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,030	758	965	862	
4	Q125	-	-	0,35	-	1,35	-	0,85	-	0,85	0,99	-	0,010	0,020	862	1034	931	

Примечания: содержание углерода может быть увеличено для групп L80 тип 1, R95, если изделия закаливают в масле; содержание молибдена в стали для групп C90 и T95 может быть уменьшено для толщин стенок менее 17,78 мм; максимальный разброс твердости в поперечном сечении изделий C90, T95, C110, Q125 не должен превышать от 3 до 6 HRC в зависимости от толщины стенки; заливкой выделены группы для изделий в сероводородостойком исполнении

стали серой и фосфором снижен до уровня 0,030 масс. % каждого, что соответствует сложившимся представлениям о высококачественной стали, а для труб класса 2, стойких к воздействию сероводорода, предельное содержание фосфора ограничено 0,020 масс.% при предельном содержании серы 0,010 – 0,005 масс.% в зависимости от уровня прочности. Показатели вязкости и хладостойкости нормируются при 0°C, но могут быть определены по согласованию производителя и потребителя на ином уровне и для другой температуры.

Дополнительные требования, имеющие важное значение для потребительских свойств и надежности, для каждой группы прочности сформулированы в виде уровней (Product Specification Level –PSL) [21]. При этом PSL-1 соответствует базовому (обычному) уровню требований, а PSL-2 и PSL-3 соответствуют повышенному и высокому. В общем случае для этого в более жестких пределах нормируются показатели, оказывающие существенное влияние на потребительские свойства, такие как минимальная доля вязкой составляющей в 75% при температуре испытания металла труб повышенной и высокой прочности, минимальные температуры правки, повышенная доля мартенсита в микроструктуре после закалки, увеличенное пороговое напряжение для металла труб в сероводородостойком исполнении, дополнительные меры разрушающего и неразрушающего контроля. Несмотря на достаточно полное отражение в международных стандартах современных достижений в части выплавки и разливки высококачественных сталей, наличие устойчивых представлений о закономерностях формирования ключевых потребительских свойств, знаний в области технологий производства и обработки труб, ряд параметров нормирован очень широко. Некоторые требования существенно ниже уровня, закрепленного в соответствующих СТО ГАЗПРОМ.

Таким образом, для изготовления нарезных труб в соответствии с техническими требованиями ПАО «Газпром», ПАО НК «Роснефть», а также в перспективе других ключевых потребителей в РФ и за рубежом, ведущих добычу углеводородов в особо сложных условиях, требовалось проведение исследований, направленных на выработку оптимальных решений в области

химического состава, режимов термической обработки. В соответствии с поставленными задачами исследований (см. Введение, стр. 7) в качестве материалов для труб различного назначения были выбраны следующие группы сталей и сплавов:

1. Для хладостойких труб нефтегазового сортамента повышенной и высокой прочности, в том числе коррозионностойких в средах с сероводородом – низко и среднеуглеродистые хромомолибденовые мартенситные стали с карбидным упрочнением;
2. Для высокопрочных нарезных труб нефтяного сортамента, применяемых в средах с высокой концентрацией углекислого газа – низкоуглеродистые высокохромистые стали с мартенситной структурой, дополнительно легированные никелем и молибденом, которые обеспечивают, наряду с высокой стойкостью к коррозии, хладостойкость, необходимую для применения труб в условиях сурового климата. Кроме того, стали с 12 % хрома характеризуются низкой склонностью к радиационному распуханию, что делает целесообразным применение труб из этих материалов в узлах активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных энергетических установок (ЯЭУ).
3. Для труб нефтяного сортамента, применяемых в средах, содержащих наряду с диоксидом углерода и сероводородом ионы хлора - высоколегированные аустенитные сплавы на Fe – Cr – Ni основе с добавками молибдена.
4. Для труб, используемых для скоростной перекачки морской воды, транспортировки хлоридсодержащих сред при высокой температуре (до 350°С), теплообменников для конденсации пара в судовой и морской технике, гидросистем летательных аппаратов – α - и псевдо- α титановые сплавы с различной структурой и уровнем свойств.

Далее по группам материалов рассмотрим последовательно особенности легирования и фазовых превращений, протекающих в них при термической обработке, обеспечивающей требуемый уровень механических и служебных свойств для соответствующих областей применения.

ГЛАВА 2. РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ СТАЛИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ НАРЕЗНЫХ ХЛАДОСТОЙКИХ ТРУБ ПОВЫШЕННОЙ И ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ

Очевидно, что выполнение требований заказчиков в части обеспечения сочетания высокой прочности и хладостойкости в условиях массового производства должно обеспечиваться научно-обоснованным и экономически целесообразным выбором составов сталей с учетом накопленного опыта производства и известных базовых соотношений состава, режима термической обработки и комплекса свойств легированных и низколегированных сталей, подвергаемых упрочнению путем закалки и отпуска (термоулучшению). Исходя из практики термической обработки с применением закалки в водяном спрейере или водяной механизированной ванне, была определена верхняя граница по содержанию углерода в 0,35%, снижающая риски образования закалочных трещин.

Выбор системы легирования в зависимости от заданной группы прочности и характеристик хладостойкости определялся следующими факторами:

- возможностью обеспечения прокаливаемости для формирования не менее 90% мартенсита в микроструктуре для заданной толщины стенки;
- устойчивостью к отпуску и возможностью обеспечения заданной прочности с горячей калибровкой и правкой непосредственно после отпуска;
- формированием мелкозернистой структуры отпущенного мартенсита с равномерно распределенными карбидами.
- сопротивлением к к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН).

По характеру и величине предъявляемых требований такие трубные стали должны быть отнесены к материалам для высокопрочных труб групп прочности от L80 до C110 API Spec 5CT. Достижение заданной комбинации свойств для труб с различной толщиной стенки обычно используют низко- и среднеуглеродистые марганцовистые и хромо-молибденовые стали, в том числе микролегированные сильными карбидообразующими элементами (V, Nb) [23-32]. Повышение уровня

прочности при сохранении хладостойкости требует, как правило, использования хром-молибденовой, в т.ч. микролегированной стали, что обеспечивает возможность формирования целевой микроструктуры отпущенного мартенсита при сохранении достаточно высоких температур отпуска. В зарубежной литературе данные стали называют «модифицированной сталью марки AISI 4130 или ее аналогов», что в базовом варианте соответствует марке 30ХМА [23,28]. Стали этого класса обычно содержат около 1% хрома, повышенное количество марганца (до 1%) и молибдена (до 1%)[30]. Однако в ряде работ было показано, что повышенное содержание хрома сказывается отрицательно на склонность стали к СКРН [25,26]. В этом же направлении действует и марганец [27].

Для понимания роли легирующих и микролегирующих элементов в формировании микроструктуры и свойств металла труб в высокопрочном и хладостойком состоянии было проведено несколько серий исследований с использованием сталей лабораторной и промышленной выплавки [33, 34]. Результаты этих работ позволили сделать следующие обобщения.

Для выбора оптимальных температурно-временных параметров упрочняющей термической и термомеханической обработок, обеспечивающих требуемый комплекс свойств материала изучены кинетика распада переохлажденного аустенита и влияние температуры на рост его зерна при нагреве. Показано, что в сталях 20Х1МФА, 22Х1МФА и 25Х2М1ФА в интервале температур аустенитизации 850–980 °С формируется однородная мелкозернистая структура, формирование которой обусловлено наличием в сталях наноразмерных частиц карбонитридных фаз тормозящих процессы роста зерна. Средний условный диаметр аустенитного зерна сохраняется на уровне 10...20 мкм (рис. 2.1), что соответствует восьмому номеру по ГОСТ 5639.

При повышении температуры нагрева до 1000 °С в сталях 20Х1МФА и 22Х1МФА на фоне мелкозернистой структуры формируются аномально крупные зерна, размер которых достигает 120 мкм, что является отличительным признаком вторичной рекристаллизации. В тоже время, зеренная структура стали 25Х2М1ФА

остается мелкозернистой при нагреве до 1000 °С, что, по нашему мнению, обусловлено повышенной концентрацией ванадия и, тем самым, повышением температуры растворения карбонитридов V(CN) в аустените.

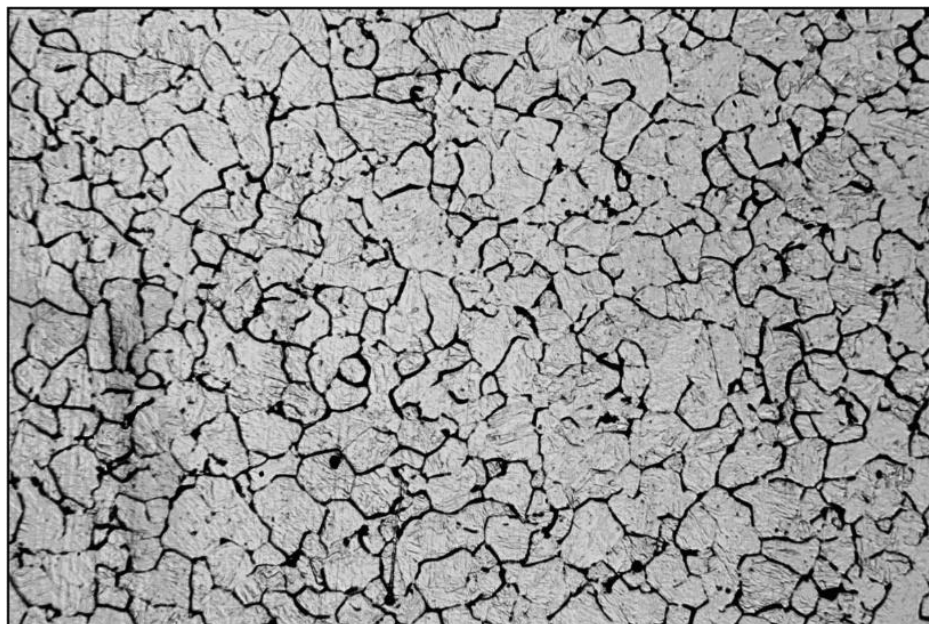


Рисунок 2.1 Аустенитное зерно в стали 20X1MФА ($T_{\gamma} = 900$ °С)

В таблице 2.1 представлены результаты термодинамических расчетов, выполненных в специализированном лицензированном пакете Thermo-Calc, максимальных температур существования различных карбидных фаз, которые могут выделяться в анализируемых сталях. Как видно из представленных расчетов, температура растворения карбида MeC в стали, содержащей 0,04% ванадия – 25ХМФ, составляет 800°С, а в стали с ниобием – 25ХМБ – 1180°С. В случае совместного введения ванадия и ниобия в зависимости от их соотношения температура растворения повышается до 1120 – 1150°С.

Проведение расчетов для конкретных составов анализируемых сталей в пакете Thermo-Calc подтвердили высказанные предположения о роли карбонитридных частиц. Так, если в стали 22Х1МФА, содержащей 0,06% ванадия в условиях равновесия карбонитрид растворяется при 830...840°С, то в стали 25Х1МФА, содержащей 0,15% ванадия, температура растворения повышается на 140...150°С (рисунок 2.2). В тоже время, расчеты, выполненные в работе [36], показывают более

высокие температуры растворения карбонитридных частиц в изучаемых сталях. Так, например, в стали 22Х1МФА температура растворения карбида ванадия составляет 996°С [37].

Таблица 2.1

Результаты термодинамических расчётов в «Thermo-Calc»[35]

Условное обозначение образца в отчете	Химический состав (используемый для расчётов), мас. %							A ₁ , °С	A ₃ , °С	Карбидные фазы и температуры выделения ¹
	С	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Si			
25ХМ	0,24	0,55	0,92	0,34	0,001	0,001	0,22	734	816	Fe ₃ C (740 °С) M ₂₃ C ₆ (760 °С)
25ХМФ	0,23	0,56	0,92	0,35	0,040	0,001	0,22	735	820	Fe ₃ C (740 °С) M ₂₃ C ₆ (760 °С) MeC (800 °С)
25ХМБ	0,24	0,55	0,94	0,34	0,001	0,040	0,22	734	817	Fe ₃ C (740 °С) M ₂₃ C ₆ (760 °С) MeC (1180 °С)
25ХМФБ-1	0,22	0,55	0,92	0,22	0,040	0,030	0,22	737	822	Fe ₃ C (740 °С) M ₂₃ C ₆ (760 °С) MeC (1150 °С)
25ХМФБ-2	0,24	0,52	0,94	0,31	0,042	0,029	0,22	737	819	Fe ₃ C (730 °С) M ₂₃ C ₆ (750 °С) MeC (1150 °С)
28ХГМФБ	0,28	0,84	1,05	0,41	0,060	0,020	0,22	726	801	Fe ₃ C (735 °С) M ₂₃ C ₆ (755 °С) MeC (1120 °С)

Примечание – температуры выделения указаны в скобках и не превышают приведенного значения

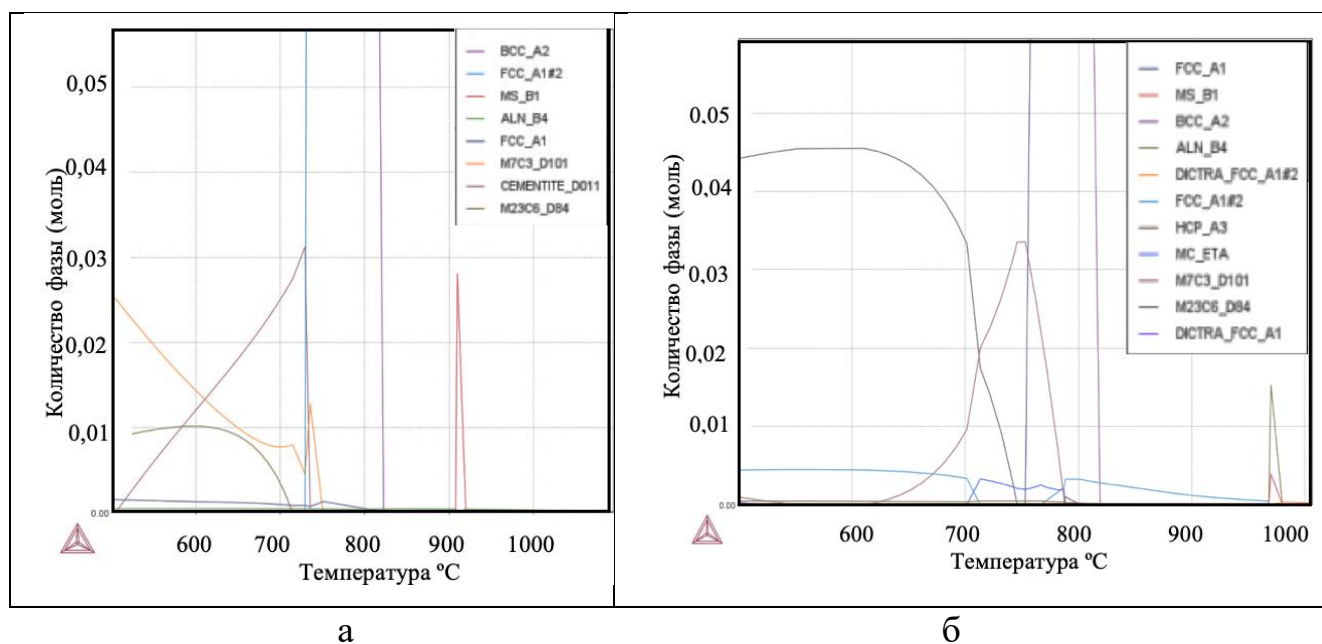


Рисунок 2.2 Фазовые диаграммы для сталей 20X1MФА (а) и 25X1MФА (б) построенные в программе Termo-Calc

В работах Ашихминой И.Н. и Рыжкова М.А. [33,34] для сталей 20ХМФА, 22Х1МФА, 25Х2МФА, 26Х1МФА были построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита в зависимости от температуры аустенизации. Для примера на рис.2.3 представлена термокинетическая диаграмма распада аустенита в стали 20ХМФА после нагрева до 900°C, выдержки 15 минут и охлаждения с различными скоростями.

Анализ диаграмм показал, что все они типичны для низко- и среднеуглеродистых легированных конструкционных сталей. Первая и вторая ступени распада переохлажденного аустенита разделены между собой областью повышенной устойчивостью матрицы. Верхняя критическая скорость закалки (ВКЗ) превышает 9,0°C/с в стали 22Х1МФА, а при увеличении углерода до 0,26% при некотором уменьшении содержания хрома и молибдена (стали типа 26ХМФА производства НТМК) ВКЗ увеличивается до 30 °C/с. Повышение температуры аустенизации до 950°C несколько увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита и уменьшает ВКЗ до 7 и 45 °C/с соответственно.

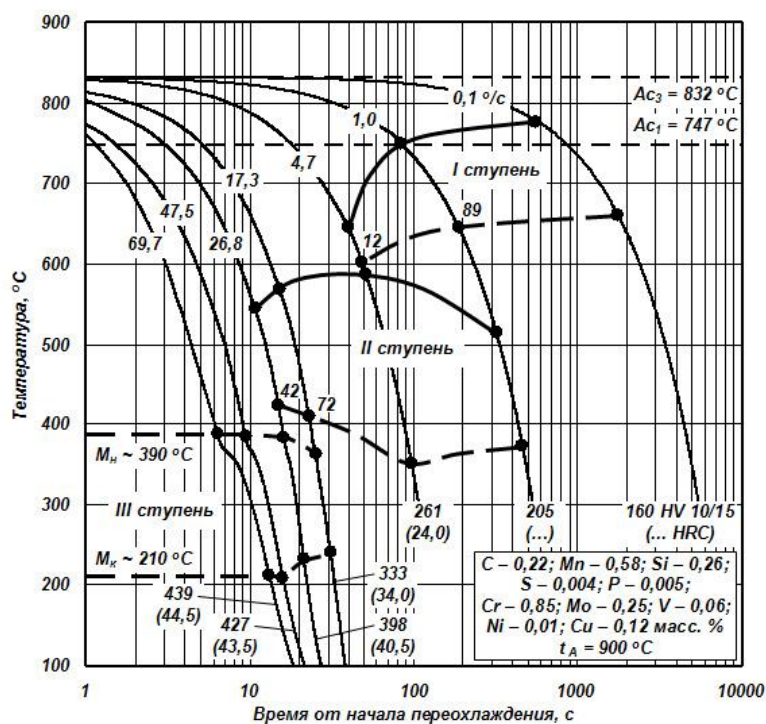


Рисунок 2.3 Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита в стали марки 20Х1МФА при непрерывном охлаждении от температуры аустенитизации 900 °С [37]

Работы, выполненные на Северском трубном заводе [33], позволили установить, что повышение температуры аустенитизации до 955–980 °С при охлаждении со скоростями 30°С/с и 60°С/с приводит к уменьшению доли нижнего бейнита в структуре закалённых образцов и увеличению твердости. Температура аустенитизации 980 °С обеспечивает повышение однородности аустенита, не вызывая при этом значительного, относительно более низких температур нагрева (930 °С, 955 °С), роста зерна. Формирующаяся при этом преимущественно мартенситная структура позволяет при последующем высоком отпуске реализовать комплекс механических свойств, который отвечает группе прочности С110 API Spec 5СТ. Структура отпущенной стали достаточно однородна и представляет собой сорбит отпуска в котором присутствуют дисперсные частицы специальных карбидов. Значения твердости стали 22Х1МФА после отпуска изменяются в пределах от 3700 до 3900 МПа. Замедленное охлаждение после аустенитизации со скоростью 1,5 °С/с приводит к сохранению в процессе отпуска при 650 °С существенно анизотропной структуры,

причиной образования которой, возможно, является барьерное действие карбидных частиц, выделившихся по границам растущих ферритных кристаллов в ходе бейнитного превращения.

Полученные результаты особенно важны при производстве толстостенных труб, когда скорости охлаждения по толщине стенки существенно отличаются между собой. Так изучение прокаливаемости металла труб различных типоразмеров, закаленных в спрейерной установке, показало, что достижение 90% мартенситной составляющей возможно для труб из стали 26ХМФА с толщиной стенки не более 14 мм, для труб из стали 26ХМФА-2, в которой несколько увеличено содержание молибдена — с толщиной стенки 21 мм включительно. Повышение содержания углерода до 0,32% увеличивает прокаливаемость до 24 мм [38]. В том же направлении действует и увеличение содержания хрома, однако, как уже отмечалось выше [25,26], хром оказывает отрицательное влияние на склонность стали к СКРН.

В таблице 2.2 для примера представлены результаты испытаний механических свойств на стали 22Х1МФА.

Показано, что проведение термической обработки (по режиму: $t_{\gamma} = 980 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $V_{\text{охл}} = 1,5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $30 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $60 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$; $t_{\text{отп}} = 650^{\circ}\text{C}$) существенно сказывается на комплекс механических свойств стали 22Х1МФА. Установлено (таблица 2.2), что характеристики прочности и пластичности при изменении скорости охлаждения от $60 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $30 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ практически не меняются, что объясняется незначительным количеством немартенситных продуктов распада в структуре. Разработанный режим обеспечивает следующий уровень прочностных свойств материала: $\sigma_{\text{в}} \geq 1030 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} \geq 900 \text{ МПа}$, $\delta_5 \geq 16,5 \%$. Варьируя температурой и временем отпуска в процессе отработки режима в производственных условиях, можно обеспечить требуемый нормативной документацией на продукцию комплекс свойств. При замедленном охлаждении на воздухе ($V_{\text{охл}} = 1,5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) прочностные характеристики существенно снижаются при

незначительном повышении пластичности и составляют: $\sigma_B = 880$ МПа, $\sigma_{0,2} = 690$ МПа, $\delta_5 = 18$ %.

Таблица 2.2

Результаты исследования влияния режима термической обработки на механические свойства стали 22Х1МФА [33]

Режим термической обработки			Механические свойства		
аустенитизация	скорость охлаждения	отпуск	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %
980 °С ($\tau_B = 10$ мин)	60 °С/с	650 °С ($\tau_B = 40$ мин)	1050	930	16,5
	30 °С/с		1030	900	17
	1,5 °С/с		880	690	18
Требования НД			≥ 1000	930–1137	$\geq 9,5$

Изучение влияния режимов предварительной термической обработки на ударную вязкость стали 22Х1МФА после повторного нагрева до температуры 650 °С с последующим охлаждением на воздухе выполнено в работах сотрудников СТЗ [33]. Температуры испытаний составляли +20, –40, –60 и –70 °С. Показано, что снижение скорости охлаждения (при температурах аустенитизации ниже 950 °С) в процессе предварительной термической обработки приводит к уменьшению значений ударной вязкости после отпуска, что связано со снижением однородности формирующихся структур. Повышение температуры аустенитизации до 980 °С приводит к росту сопротивления хрупкому разрушению при охлаждении со скоростью 30 °С/с, что обусловлено, возможно, сохранением обнаруженного ранее благоприятного влияния фрагментирования исходного аустенитного зерна бейнитными рейками и игольчатыми выделениями бейнитного феррита.

Изучено влияние структуры стали 26Х1МФА на коррозионную стойкость в выбранной среде посредством проведения ускоренных коррозионных испытаний в

растворах NACE Standart TMO177-2005 [39]. На основании полученных результатов и измерения стационарного потенциала установлено, что наименьшей стойкостью против коррозии обладает сталь с исходной структурой мартенсита и верхнего бейнита в отпущенном состоянии, а наилучшей материал со структурой нижнего бейнита с равномерно распределенными дисперсными карбидными частицами. Наибольшее количество питтингов на поверхности после испытаний имеет материал со структурой верхнего бейнита. Это связано с неравномерным распределением и грубой морфологией карбидных частиц, являющихся очагами образования питтингов.

2.1. Влияние легирования на структуру и свойства хромомолибденовых сталей в хладостойком исполнении

Проведенные исследования и анализ литературных данных показали, что среднеуглеродистые хромомолибденовые стали, содержащие сильные карбидообразующие элементы, типа ванадия, могут успешно применяться для изготовления обсадных и насосно-компрессорных труб отвечающих группе прочности C110 API Spec 5CT. Однако в них необходимо несколько уменьшить легированность по хрому и марганцу в связи с тем, что эти элементы хотя и увеличивают прокаливаемость, но несколько снижают сопротивление стали СКРН [24-28].

В этой связи с целью улучшения технологических и эксплуатационных свойств в стали с более высоким, чем в базовом варианте содержанием легирующих элементов, целевым содержанием углерода было принято 0,24-0,28 масс.%. В сталях ограничили содержание хрома и марганца на уровне 0,92 и 0,55% соответственно, варьировали содержание молибдена, а также использовали микролегирование ванадием и/или ниобием. Было выплавлено две серии сплавов. Одна, типа 25ХМ, в которой варьировали содержание молибдена от 0,15 до 0,53%, а вторая, легированная 0,32...0,33%Мо, содержала сильные карбидообразующие элементы в разных сочетаниях. (табл.2.3). Известно [40, 41], что увеличение содержания Мо вплоть до 0,8%, при прочих равных условиях после надлежащей термической обработки приводит к увеличению стойкости материала к СРН.

Целью исследования была разработка рационального состава и режима термической обработки для хладостойких труб с пределом текучести не менее 758 и 862 МПа (группы P110 и Q125, соответственно).

Таблица 2.3

Химический состав исследованных сталей

Марка (условн.)	Массовая доля, %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V	Nb
25ХМ	0,24	0,55	0,22	0,002	0,004	0,91	0,32	0,001	0,003
25ХМБ	0,24	0,55	0,22	0,002	0,005	0,92	0,33	0,003	0,033
25ХМФ	0,23	0,56	0,22	0,002	0,004	0,92	0,34	0,038	0,002
25ХМФБ	0,23	0,55	0,22	0,002	0,005	0,91	0,31	0,043	0,032
28ХГМФБ	0,28	0,84	0,22	0,002	0,005	1,05	0,41	0,060	0,020

Установлено, что с увеличением содержания молибдена прочностные характеристики заметно возрастают во всем интервале температур отпуска, однако это не может надежно обеспечить необходимую прочность (рис.2.4,а). Рост прочности обусловлен некоторым измельчением зерна при введении молибдена. Так увеличение содержания молибдена с 0,15 до 0,53% сопровождается уменьшением зерна аустенита с 25 ± 3 до 17 ± 3 мкм. Кроме того, увеличение содержания молибдена в сталях увеличивает прокаливаемость [42]. При повышении температуры отпуска от 600 до 690°C происходит закономерное снижение прочности и увеличение пластичности. Однако, если при температуре отпуска 600°C наблюдается значительная разница в прочностных свойствах исследуемых сталей, то по мере повышения температуры отпуска вплоть до 690°C отличия между сталями уменьшаются.

В сталях с 0,32% Мо, содержащих ванадий и/или ниобий, дополнительный прирост прочности обусловлен микролегированием, причем ниобий обеспечивает после отпуска при 600 °С, 1 час рост $\sigma_{0,2}$ и σ_B на 99 и 77 МПа, а ванадий – на 169 и 158 МПа, соответственно. Менее сильное влияние ниобия, чем ванадия, после отпуска при 600°C связана с тем, что температура интенсивного выделения карбида ниобия на 50...70°C находится выше, чем для VC и составляет 630...650°C.

Наибольшую прочность имеет сталь 25ХМФБ, которая комплексно легирована ниобием и ванадием (рис.2.4,б). Исключение составляет лишь сталь 25ХМФ, эффект упрочнения ванадием которой снижается наиболее сильно.

Испытания на ударный изгиб были проведены при температуре минус 60°C. Показано (см.рис.2.4,в), что легирование молибденом не оказывает значительного влияния на величину ударной вязкости после отпуска при 600°C. Микролегирование ниобием незначительно снижает KCV^{-60} . Наиболее низкие значения ударной вязкости имеют стали 25ХМФ и 25ХМФБ с ванадием. При повышении температуры отпуска от 600 до 660°C происходит закономерное повышение вязкости всех сталей, но влияние ванадия сохраняется. Разница в значениях ударной вязкости сталей с ниобием и сталей без микролегирующих элементов уменьшается, а после отпуска при 690°C практически исчезает.

Рост прочности высокоотпущенных сталей при увеличении содержания молибдена обусловлен тем, что молибден уменьшает подвижность дислокации, влияя на энергию дефектов упаковки, и, тем самым, затрудняет процессы перераспределения и аннигиляции дислокаций. Кроме того, уменьшается скорость коагуляции легированного цементита за счет понижения поверхностной энергии. По мере увеличения концентрации молибдена возможно выделение дисперсных карбидов Mo_6C , которое приведет к некоторому упрочнению стали. В хромомолибденовых сталях образование специальных карбидов NbC и VC наблюдается даже при малом количестве ниобия и ванадия ($\leq 0,04\%$), но приводит к более сильному упрочнению стали с ванадием по сравнению с микролегированной ниобием вследствие различия температурных интервалов их растворения и выделения. При температурах выше 660°C начинается активная коагуляция карбидов ванадия, в то время как карбиды ниобия стойки к коагуляции до температур выше 700°C.

При отпуске хромомолибденовых сталей, комплексно легированных несколькими карбидообразующими, образуются многокомпонентные карбиды MC, в состав которых входят Nb и V. В зависимости от содержания Nb и V состав карбида (карбонитрида) может «смещаться» в сторону карбидов NbC или VC. Кроме того,

присутствие ниобия в карбиде типа МС обеспечивает снижение скорости роста частиц, что определяет более медленное разупрочнение стали 25ХМФБ по сравнению со сталью, микролегированной только ванадием.

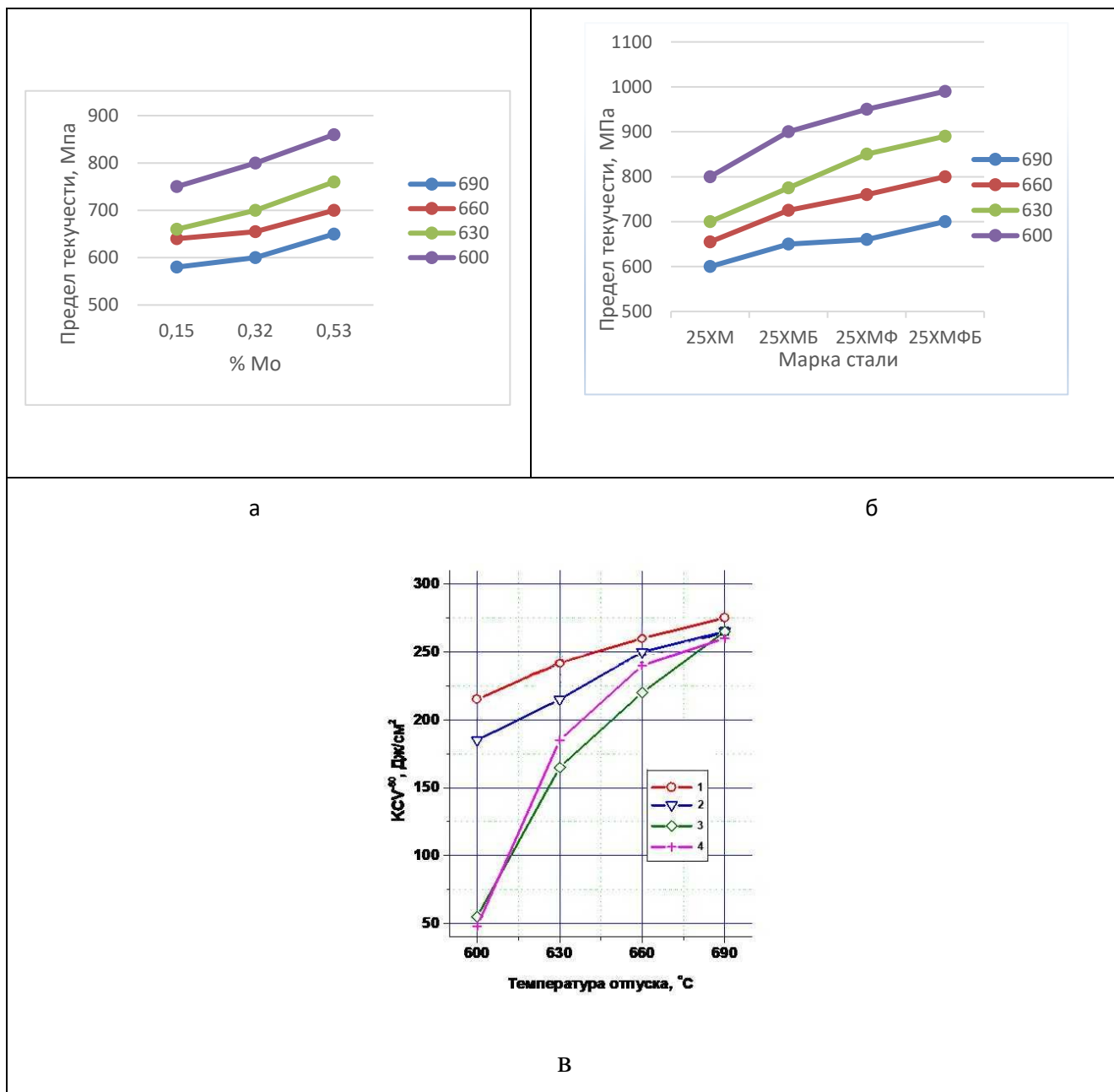


Рис. 2.4 – Зависимость механических свойств хромомолибденовых сталей от температуры отпуска: а – влияние содержания молибдена на предел текучести при отпуске; б – влияние сильных карбидообразующих элементов на предел текучести при отпуске; в – влияние температуры отпуска на ударную вязкость исследованных сталей

(1 – 25ХМ; 2 – 25ХМБ ; 3 – 25ХМФ; 4 – 25ХМФБ)

Таким образом, увеличение содержания молибдена в хромистой стали в количестве не менее 0,25-0,30 масс.% позволяет получать хладостойкие трубы группы P110 с пределом текучести не менее 758 МПа. Дополнительное комплексное микролегирование обеспечивает хладостойкое состояние в трубах более высокой группы прочности Q125 с пределом текучести не менее 862 МПа. Его влияние на хладостойкость в высокопрочном состоянии проявляется через контроль размера аустенитного зерна за счет ниобия при дисперсионном упрочнении за счет ванадия.

На рис.2.5 представлена микроструктура стали 25ХМ с различными вариантами микролегирования сильными карбидообразователями.

Микроструктура всех образцов состояла из мартенситных пакетов, которые в свою очередь состояли из параллельных реек (толщиной от 0,1 до 1 мкм и длиной от 2 до 7 мкм), характеризовавшихся, в основном, наличием двух ориентаций, находящихся по отношению друг к другу в двойниковой разориентации (рисунки 2.6...2.8). Введение ниобия снижает размер аустенитных зерен и, соответственно, мартенситных пакетов в хром-молибденовой стали в среднем в 1,5 раза по сравнению со сталью, микролегированной ванадием, что и обеспечивает дополнительное упрочнение. Карбиды ниобия растворяются в аустените при более высоких температурах, чем частицы VC, и сдерживают рост аустенитного зерна. При этом этот эффект не зависит от толщины стенки трубы и хорошо виден даже в особо толстостенных трубах, где получение требуемых показателей вязкости в высокопрочном состоянии наиболее затруднено (рис.2.5, г).

Механизм влияния разориентировок реек пакетного мартенсита на сопротивление хрупкому разрушению хорошо известен [43]. В процессе исследования методом ориентационной микроскопии были исследованы его характеристики (рис.2.8). Установлено, что распределение частот межкристаллитных границ по углам разориентации для всех сталей является одинаковым. Так, наблюдается большое количество малоугловых ($0-7^\circ$) границ и практически отсутствуют границы в угловом диапазоне $15-45^\circ$. Основное количество высокоугловых границ находится в диапазоне углов $50-60^\circ$ и основная доля высокоугловых границ соответствует спе-

циальным РСУ границам $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$. Специальные границы $\Sigma 3$, интенсивность которых в мартенсите малоуглеродистых сталей всегда максимальна, в основном наблюдаются внутри пакетов. То есть очень часто фиксируется между параллельными рейками, принадлежащими одному пакету. По-видимому, данный факт свидетельствует, о том, что мартенсит образуется не отдельными рейками, а в виде пар реек, находящихся в двойниковой разориентации.

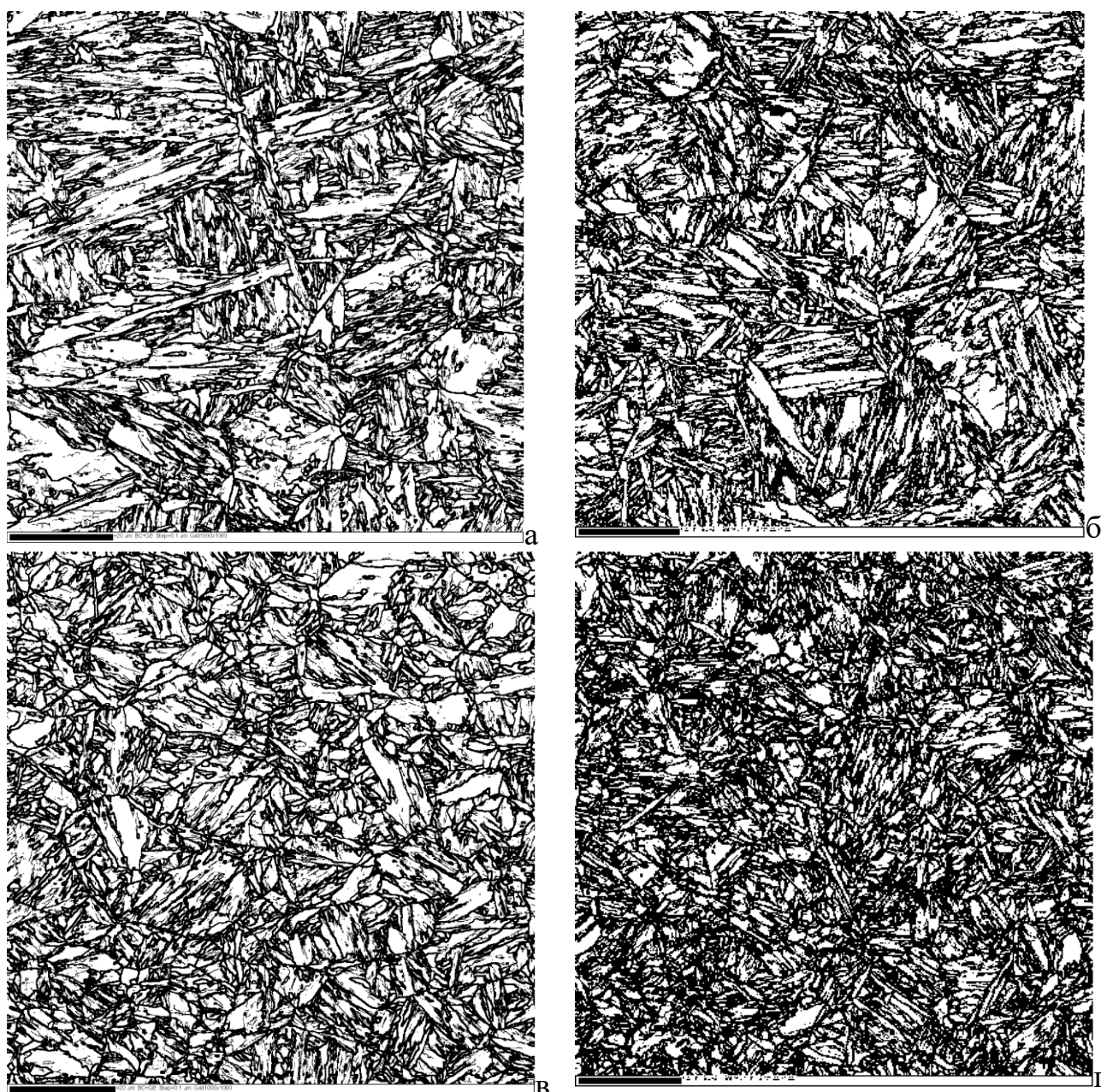
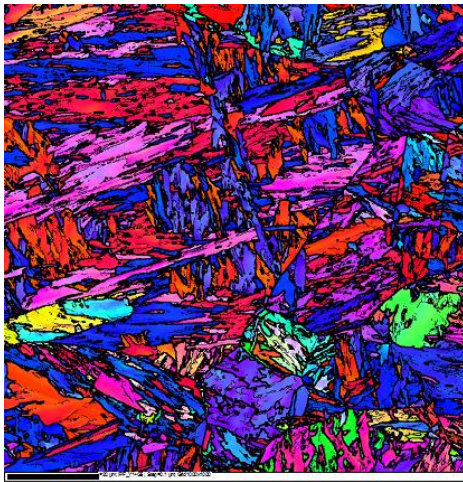
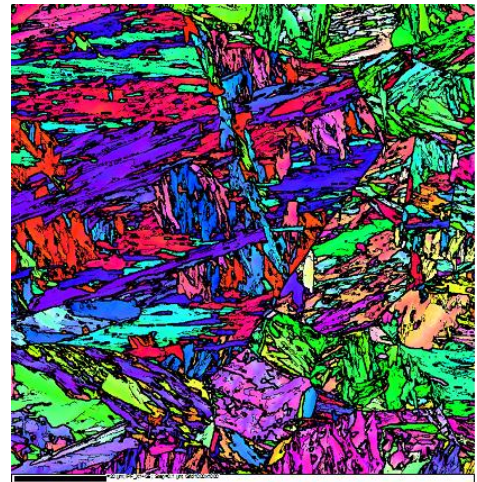


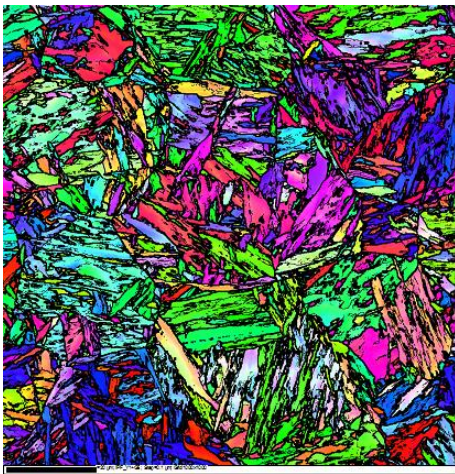
Рис. 2.5 - Микроструктура отпущенного мартенсита в опытных сталях 25ХМ (а), 25ХМФ (б), 25ХМБ (в) и трубы 209х23 мм из стали 28ХГМФБА (г)



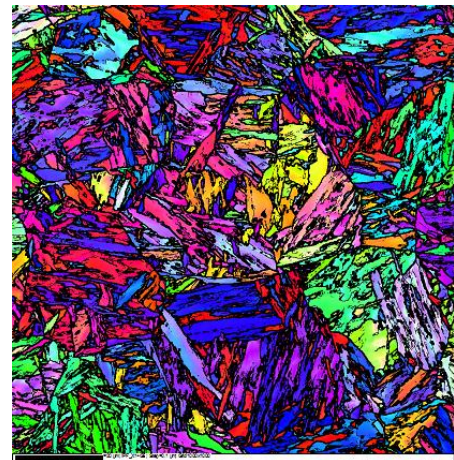
а



г



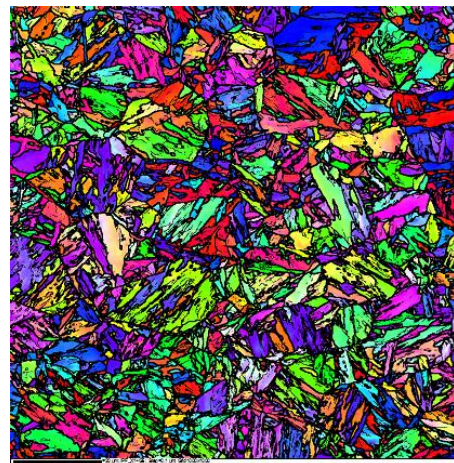
б



д



в



е

Рисунок 2.6 Микроструктура и текстура высокоотпущенных хромомolibденовых сталей, выявленная методом EBSD: а, г – 25ХМ; б, д – 25ХМФ; в, е – 25ХМБ; а, б, в – ориентационные карты с $Y \parallel NN$; г, д, е - ориентационные карты с $X \parallel NP$

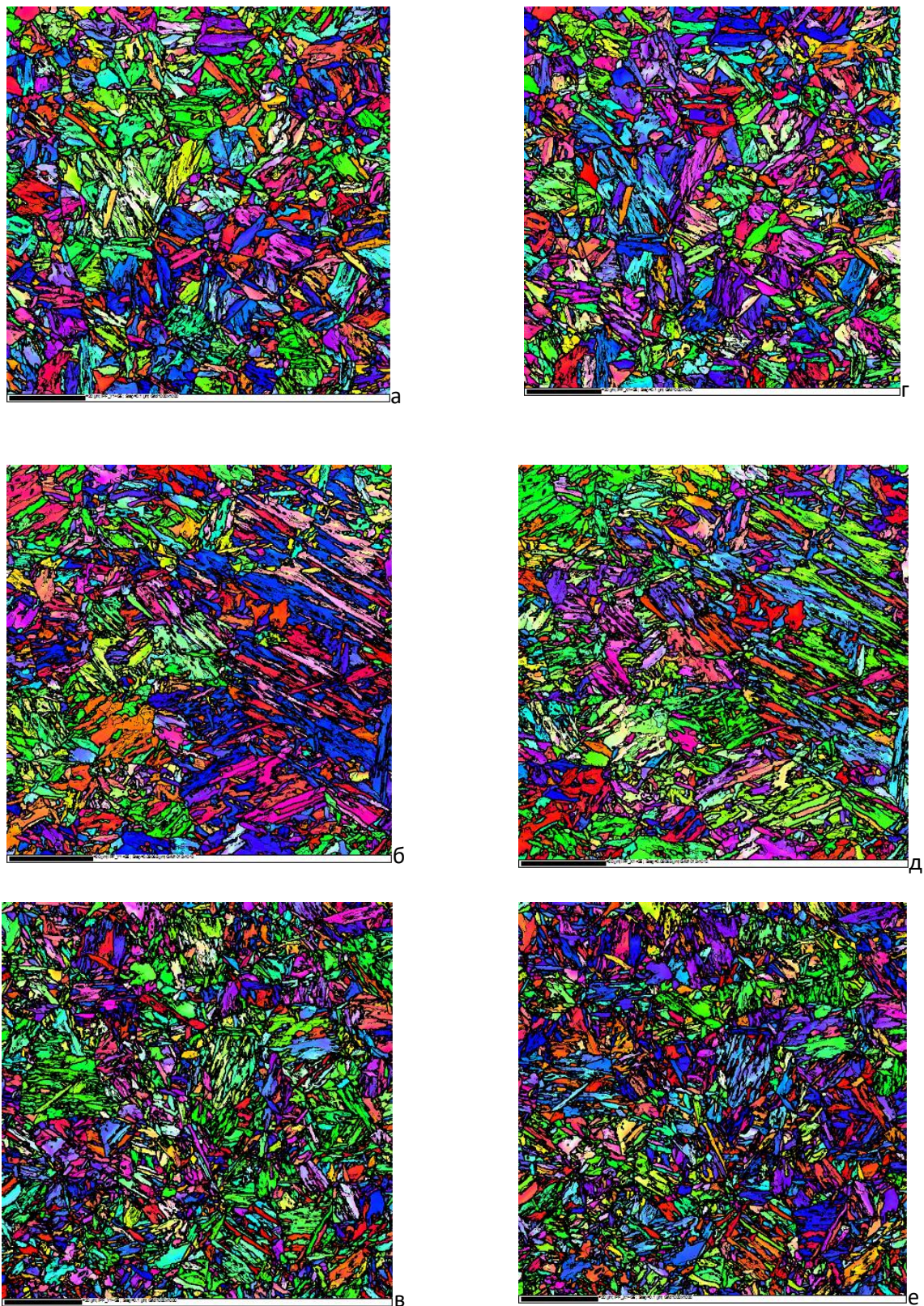


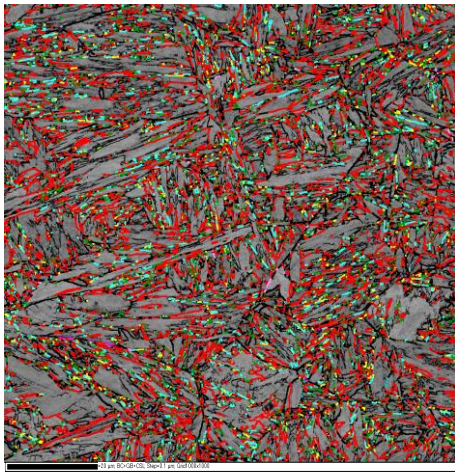
Рисунок 2.7. Микроструктура и текстура высокоотпущенных хромомолибденовых сталей, выявленная методом EBSD: а, г – 25ХМФБ-1; б, д – 25ХМФБ-2; в, е – 28ХГМФБ-3; а, б, в – ориентационные карты с $Y \parallel \text{НН}$; г, д, е – ориентационные карты с $X \parallel \text{НП}$

Также следует отметить, что в образцах изучаемых сталей типа 25ХМ заметно большая часть внутривагонных межкристаллитных границ являются высокоугловыми.

Важным фактором, который необходимо учитывать при производстве, аттестации и эксплуатации труб является анизотропия прочностных и пластических свойств, обусловленная кристаллографической и морфологической текстурами [44]. Возникновение и развитие текстуры происходит на стадии изготовления изделия при направленных деформационных и термических воздействиях на материал [45]. Учет закономерностей формирования текстуры позволяет оптимизировать процессы производства материалов за счет рационального выбора температурно-временных и деформационных интервалов технологических операций [46,47].

Наличие выраженной кристаллографической текстуры (приблизительно одинаковой) было выявлено только в двух образцах: 25ХМ (пруток) и 25ХМФБ-2 (труба) (рисунок 2.9). Текстура характеризовалась наличием слабо выраженных рассеянных компонент: $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{013\}\langle 100\rangle$, $\{011\}\langle 110\rangle$, $\{11k\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$ (рисунок 2.9, б, е). Согласно [48] данный спектр соответствует ориентировкам α -фазы, полученной в результате сдвигового фазового превращения из стабильных ориентировок деформированного аустенита [49,50] в соответствии с ОС промежуточными между Курдюмова-Закса и Нишиямы-Вассермана.

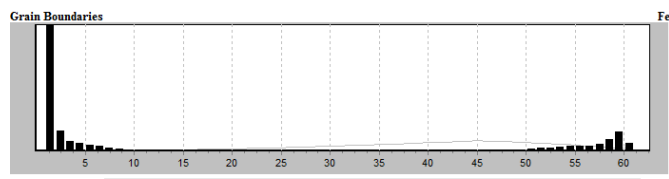
Таким образом, характер текстуры и морфологические средние параметры речной микроструктуры (площади кристаллитов, их размеры, количество ближайших соседей и вытянутость в направлении прокатки) в исследуемых сталях оказались близкими друг другу, что позволяет утверждать о не определяющей роли этих параметров в уровне формирующихся свойств. Главным является измельчение аустенитного зерна за счет микролегирования и, следовательно, мартенситного пакета, что было использовано для формирования марочника высокопрочной хладостойкой стали СТО ТМК 56601056-0022.



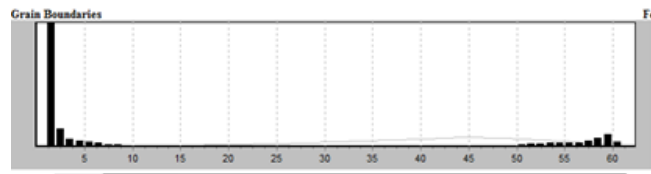
а



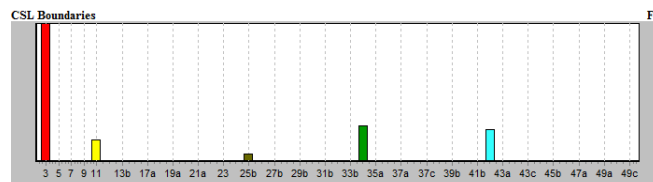
б



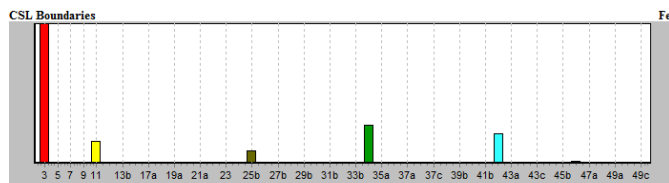
в



г

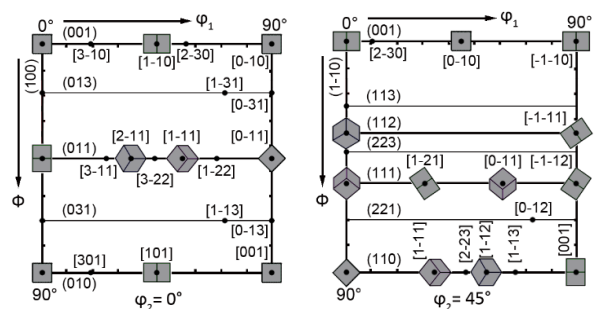


д

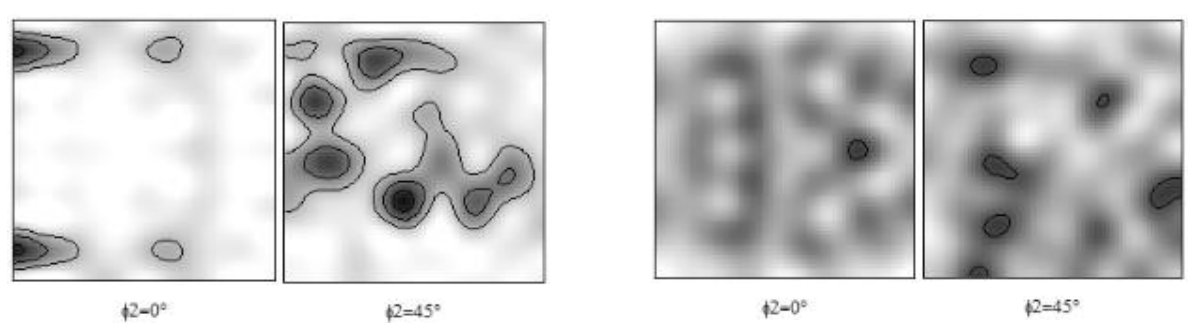


е

Рисунок 2.8. Микроструктура высокоотпущенных хромомолибденовых сталей с выделением межкристаллитных границ всех типов (EBSD): а, в, д – 25ХМ; б, г, е – 25ХМФБ; а, б – ориентационные карты; в, г – распределение границ по углам разориентации; д, е – спектр специальных границ (PCY Σn)

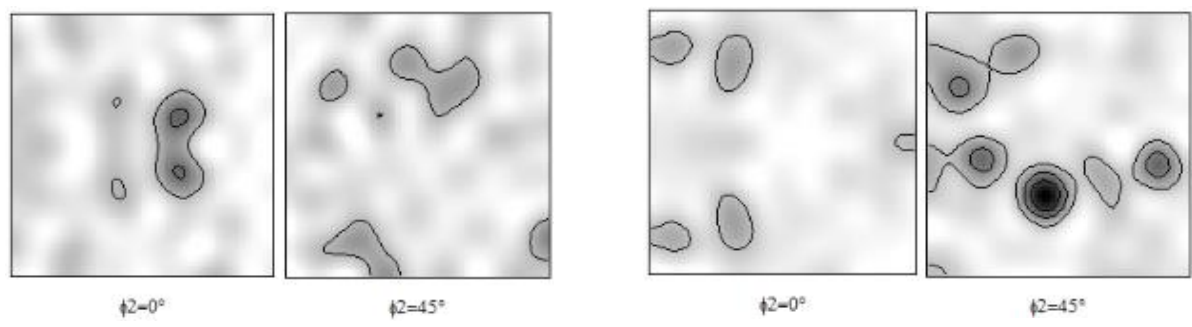


а



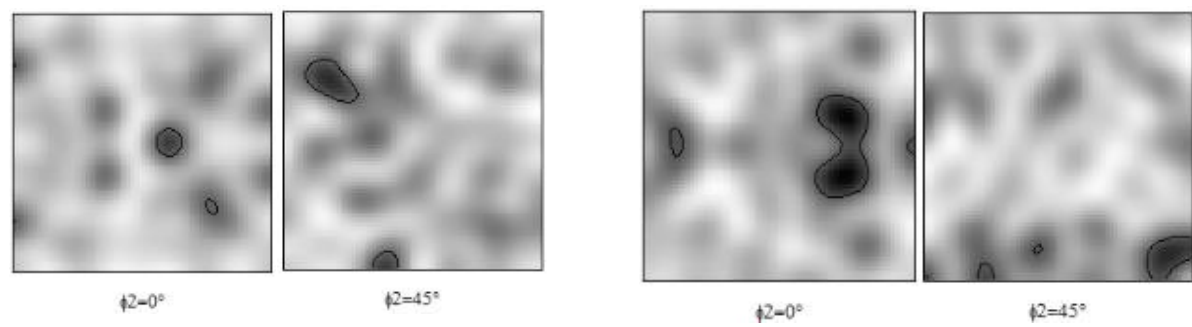
б

д



в

е



г

ж

Рисунок 2.9. Текстура высокоотпущенных хромомолибденовых сталей, выявленная методом EBSD в виде сечений ФРО ($\phi_2 = 0^\circ$; $\phi_2 = 45^\circ$) с участков, приведенных на рисунке 2.5: а – стандартные сетки сечений ФРО с нанесенными элементарными ячейками (вид с ПН); б – 25ХМ; в – 25ХМФ; г – 25ХМБ; д – 25ХМФБ-1; е – 25ХМФБ-2; ж – 28ХГМФБ-3

2.2. **Корректировка составов и режимов обработки для повышения коррозионной стойкости в среде сероводорода**

Повышение эксплуатационных характеристик в средах, отличающихся высокой коррозионной активностью, становится все более актуальным для труб, предназначенных как для транспортировки углеводородов, так и для их добычи. В общем случае, растрескивание при нагружении в определенной среде путем медленного, стабильного и предсказуемого развития трещин или внезапного катастрофического разрушения связывают с процессами коррозионного воздействия на поверхностные слои и их охрупчиванием в результате насыщения водородом. Для труб, применяемых для добычи углеводородов при наличии значительного количества H_2S , это означает развитие специфических видов разрушения. Внутренние разрывы либо вздутия на поверхности происходят, как правило, в сталях с относительно невысокими прочностными свойствами в результате диффузии водорода коррозионного происхождения и его скопления на дефектах и несовершенствах (ловушках). В результате рекомбинации атомов в молекулы, главным образом, на границах матрицы и неметаллических включений, на протяженных границах феррита может происходить раскрытие трещин даже без приложения внешней нагрузки. Зарождению и развитию трещин способствует наличие внешних или внутренних растягивающих напряжений. В более прочных сталях с пределом текучести 500 МПа и выше это явление, как правило, не наблюдается.

В сталях для обсадных и насосно-компрессорных труб имеет место сульфидное растрескивание под напряжением (СРН или sulfide stress cracking – SSC), при котором трещины распространяются от поверхности перпендикулярно приложенной растягивающей нагрузке. Это происходит только при воздействии в течение длительного времени напряжения выше определенного значения, являющегося свойством материала. Характерно, что к такому разрушению склонны высокопрочные стали, что определило невозможность их применения в средах, содержащей влажный сероводород, с одной стороны, и необходимость поиска эффективных решений по подбору материалов и способов их упрочнения, с другой.

Очевидно, что растрескивание является результатом растягивающего напряжения ниже предела текучести и коррозии. Регистрация времени до разрушения образца при выдержке в среде, насыщенной H_2S , под постоянной нагрузкой (рис.2.10,а)[51], позволяет определить уровень напряжений (т.н. пороговое напряжение в данной среде σ_{th}), при которых можно избежать разрушения, установить периодичность обследования объектов, а также определить влияние металлургических факторов и параметров среды на появление и рост трещин, к которым следует отнести:

- состав стали, его номинальный (марочный) состав и фактическое содержание легирующих элементов, примесей и сопутствующих элементов;
- металлургические характеристики, включая уровень прочностных свойств, наличие «вторых» фаз в матрице и на границах зерен, состав этих фаз, размер зерна, наличие зернограницных сегрегаций, уровень остаточных напряжений, распределение и плотность дислокаций и др.;
- характеристики состояния поверхности, включая наличие поверхностных дефектов и глубину концентраторов напряжений.

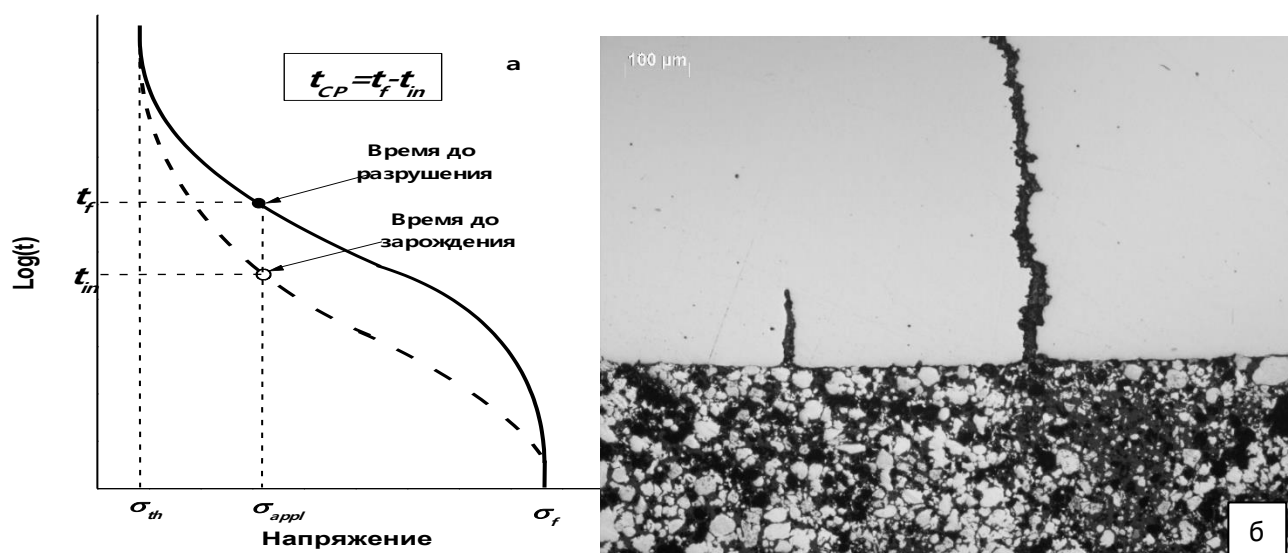


Рис. 2.10 Типичная зависимость времени до разрушения в коррозионно-активной среде под постоянной нагрузкой (а) и вид коррозионной трещины (б)

Вид характерной коррозионной трещины, возникающей на поверхности образца трубной стали в результате воздействия напряжения и модельной среды,

насыщенной сероводородом, приведен на рис. 2.10,б. Очевидна способность трещины с острой вершиной к росту, ее полость заполнена продуктами коррозии, главным образом FeS.

Основываясь на ранее полученных результатах нами предложена хромомолибденовая сталь типа 26ХМФА с пониженным содержанием хрома и марганца (до 0,5%), но содержащая 0,7% молибдена. Сталь легировали небольшими добавками ванадия и ниобия с суммарным содержанием не более 0,15%, которые обеспечивали ее дисперсионное упрочнение. Как было показано выше, стали данного типа обычно подвергают закалке и высокому отпуску. Наличие мартенситной структуры и мелкозернистой структуры, обусловленной дисперсными карбидами ниобия, формирующейся при последующем отпуске, по нашему мнению, должно обеспечить высокую стойкость к СКРН.

На данном этапе работы изучали влияние параметров термической обработки (в первую очередь температуры отпуска) на механические и коррозионные свойства стали и их соответствие группе прочности C110 API Spec %CT.

Как показали данные металлографического исследования данная сталь характеризуется высокой чистотой по неметаллическим включениям. Так загрязненность по сульфидам, оксидам и силикатам не превышала балла 0,5 по ГОСТ 1778-70. Критические температуры A_{c1} и A_{c3} , определенные dilatометрическим методом, составили 750 и 850°C соответственно. Исходя из этого аустенизацию проводили при 910°C в течение 30 мин. Данный режим обеспечил формирование однородной структуры аустенита с размером зерна порядка 10 мкм.

Для данного состава стали, анализируя термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита, установлено, что при ускоренном охлаждении области диффузионного и сдвигового превращения разделены между собой, а скорость подавления образования феррита лежит в интервале 25...16 °C/с. Верхняя критическая скорость закалки составляет 85 °C/с. Мартенситная точка – 380°C.

Структура стали в закаленном состоянии представляет собой пакетный мартенсит, подобный описанному выше на рис.2.5. Согласно результатам РСФА количе-

ство остаточного аустенита не превышает 2%. Формирующийся при высоком отпуске дисперсный сорбит отпуска сохраняет речечное строение. Протекающее перераспределение дислокаций способствует формированию субзеренной структуры. С повышением температуры отпуска доля малоугловых границ уменьшается, но морфология структуры и средний размер структурных составляющих практически не изменяется (рис. 2.11). По мере повышения температуры отпуска увеличивается размер субзерен, что связано как с увеличением подвижности дислокаций, так и с протеканием собирательной полигонизации развитие которой уменьшает протяженность малоугловых границ [52,53]. Результаты определения разориентировки границ зерен и субзерен с помощью метода дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD) показали, что доля малоугловых границ составляет 35-37%, а доля высокоугловых границ – 63...65%.

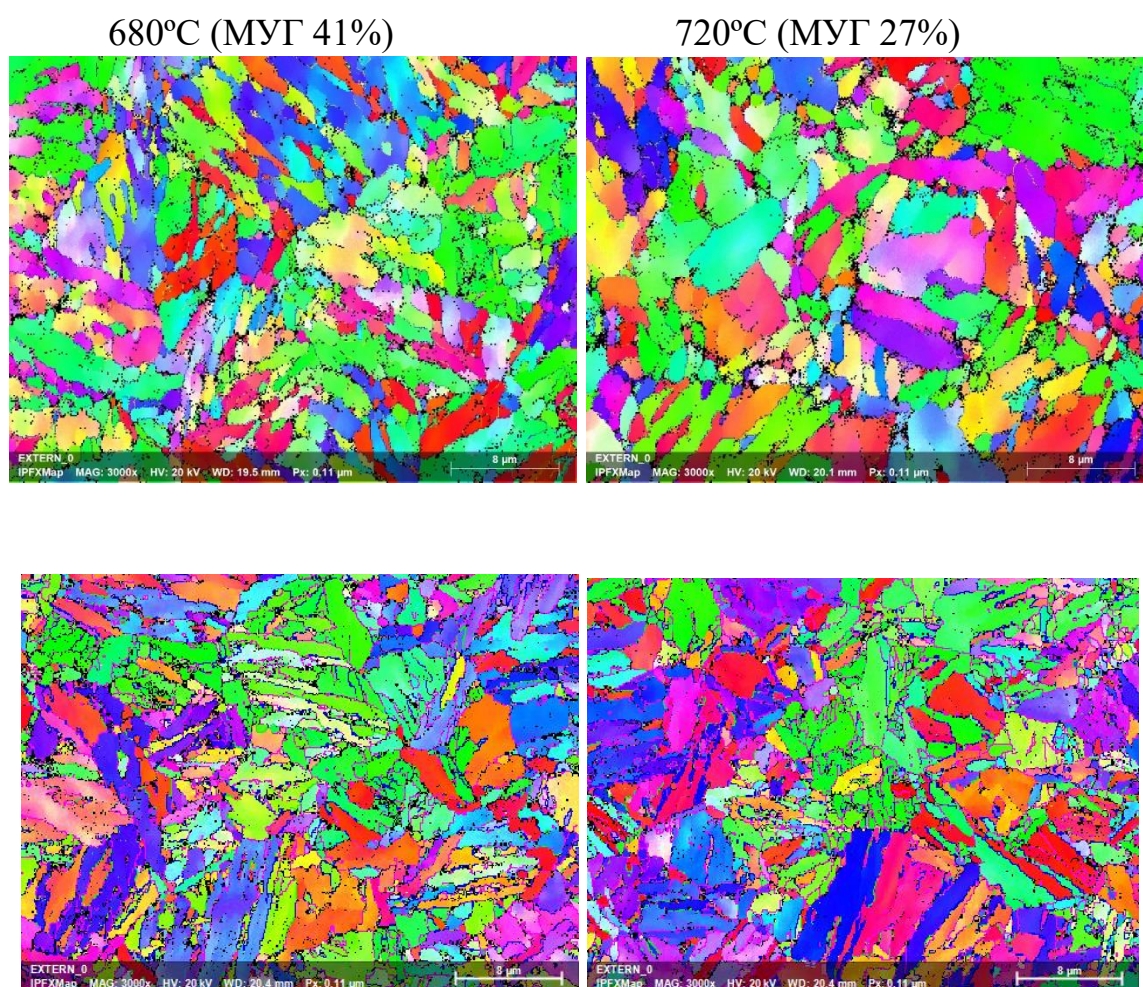


Рисунок 2.11 Карты распределения по углам разориентировки границ структурных элементов для стали 26ХМФА после отпуска при 680 (а) и 720°С (б)

Протекание процессов первичной рекристаллизации при всех изученных температурах отпуска нами не обнаружено, что по-видимому обусловлено низким энергетическим стимулом вследствие активного развития полигонизационных процессов. Кроме того, наличие в стали большого количества дисперсных карбонитридных частиц в свою очередь сдерживает миграцию высокоугловых границ и тормозит развитие рекристаллизации [54].

В результате развития полигонизационных процессов с повышением температуры отпуска уменьшается плотность дислокаций и уровень микронапряжений. Так по данным рентгеновских исследований с повышением температуры отпуска с 680 до 720°C плотность дислокаций уменьшается с $3,3 \cdot 10^{10}$ до $1,5 \cdot 10^{10}$ см⁻², а уровень микроискажений с $7,4 \cdot 10^{-3}$ до $4,8 \cdot 10^{-3}$.

Структура стали после высокого отпуска представлена на рис 2.12. По границам бывших реек, пакетов мартенситных пластин и границам исходных аустенитных зерен наблюдаются крупные частицы цементита (рис.2.12,в,г) размером порядка 200-300 нм, легированные, легированные хромом, молибденом и марганцем. На границах реек, как правило, частицы цементита мельче, чем на границах пакетов и зерен, что обусловлено ускоренной диффузией по высокоугловым границам. С повышением температуры отпуска от 680 до 720 °C происходит коагуляция цементитных частиц, однако при этом объемная доля и состав этих частиц не изменяется. Эти результаты согласуются с данными, приведенными в работе [50].

Кроме цементитных частиц в структуре после отпуска наблюдаются карбиды MeC в состав которых входят ванадий и ниобий. Эти частицы выделяются преимущественно по дислокациям и малоугловым границам при температурах отпуска выше 560°C. Температура растворения комплексных карбидов, содержащих ниобий, лежит выше 930°C и поэтому после аустенизации при 910°C такие карбиды сохраняются в структуре. В закаленном состоянии их размер не превышает 40...60 нм, а в процессе отпуска их размер увеличивается незначительно и составляет 50...70 нм.

680°C

720°C

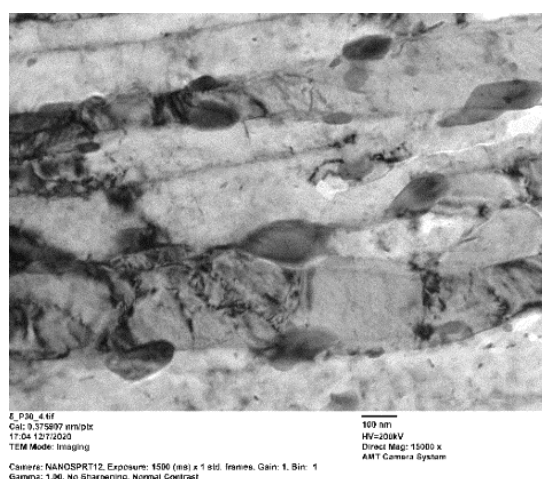
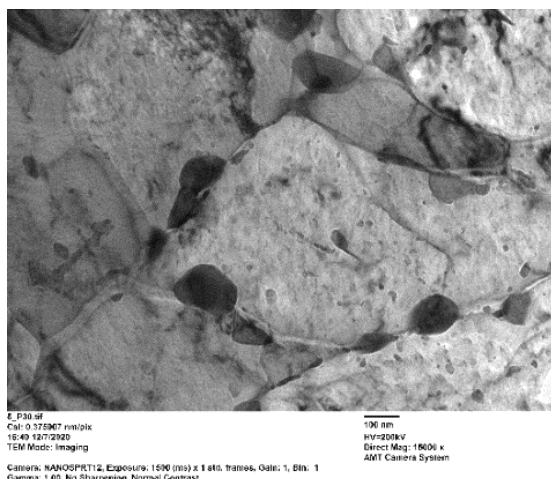
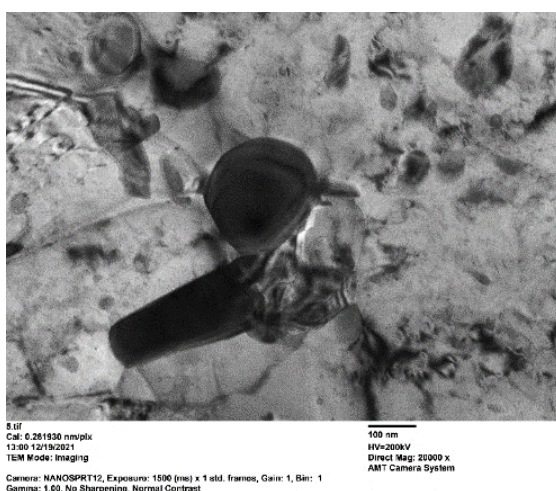
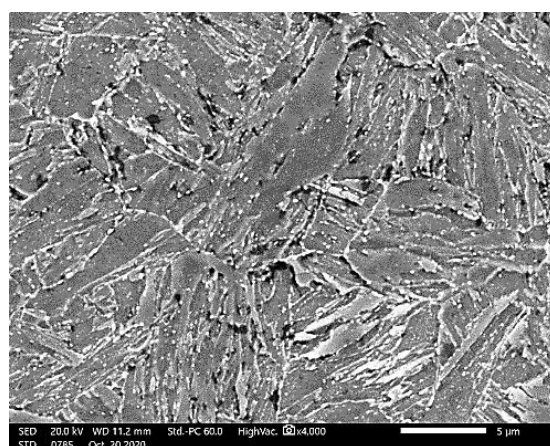
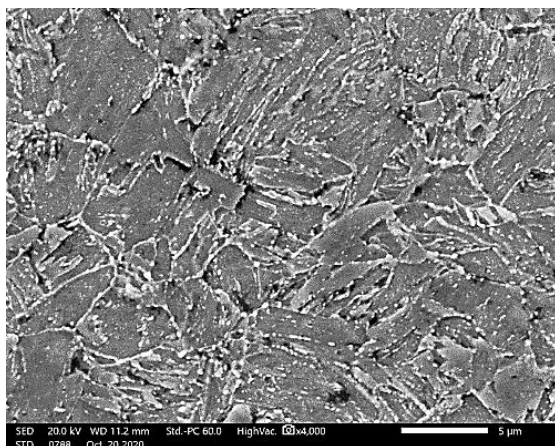


Рисунок 2.12 Микроструктура стали 26ХМФА после отпуска при 680 (а,в,д) и 720°С (б,г,е)

Таким образом, проведенный анализ микроструктуры подтвердил, что в стали с пониженным содержанием хрома и марганца после закалки и высокого отпуска

формируется сорбит отпуска с преимущественно речной морфологией структурных составляющих содержащий карбиды цементитного типа и комплексные карбиды типа МС.

Проведение механических испытаний показало, что сформировавшаяся структура обладает хорошим сочетанием высоких прочностных и пластических свойств при удовлетворительной вязкости (таблица 2.4). Значения свойств после отпуска при 700 и 720°C показывают их соответствие группе прочности С110 АРІ Spec 5СТ.

Таблица 2. 4

Механические свойства стали 26ХМФА в зависимости от температуры отпуска

Температура отпуска, °С	$\sigma_{0,6}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,6} / \sigma_B$	δ , %	φ , %	КСU ⁺²⁰ Дж/см ²
680	1000	1034	0,98	16	62	200
700	862	906	0,95	18	67	220
720	784	841	0,93	20	69	250

Построение серийных кривых ударной вязкости показало, что после отпуска при 680 °С наблюдается высокая ударная вязкость при температурах испытания от +20 до -40 °С (рис. 2.13). Изломы образцов, испытанных при комнатной температуре, имели вязкое (волоконистое) строение и характеризовались наличием большой утяжки. С понижением температуры испытаний происходило снижение ударной вязкости, что обуславливало уменьшение утяжки и появлением участков хрупкого разрушения. Значение температуры вязкохрупкого перехода, соответствующей 50% вязкой составляющей в изломе, составило -70 °С.

Повышение температуры отпуска с 680 до 720°C способствует некоторому повышению пластических характеристик при небольшом разупрочнении (см. таблицу 2.4), что обусловлено понижением плотности дислокаций и протеканием процессов полигонизации. При этом более значимо повышение температуры отпуска сказывается на вязкостных свойствах, особенно при пониженных температурах.

Так, если образцы, отпущенные при 700 °С, разрушались при температурах -

(20-60) °С полностью по механизму вязкого разрушения, но при -80 °С в изломах появились участки хрупкого разрушения, то после отпуска при 720 °С вязкий излом наблюдался при вязко при всех исследованных температурах испытаний (см. рис.2.13). Полученные результаты динамических испытаний дают основание считать, что увеличение температуры отпуска сопровождается повышением сопротивления стали хрупким разрушениям.

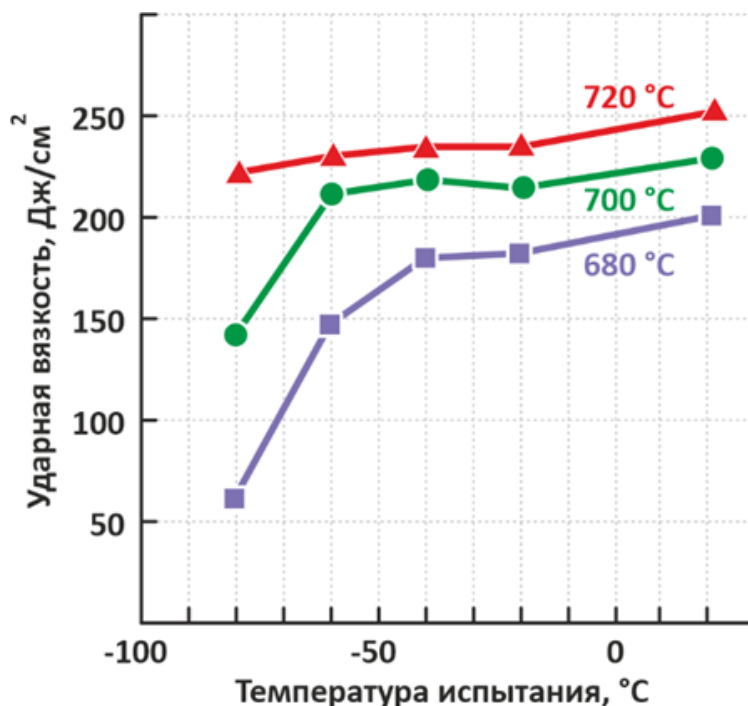


Рисунок 2.13 Сериальные кривые ударной вязкости стали 26Х1МФА, подвергнутой отпуску при 680 (1), 700 (2) и 720°С (3)

В процессе выполнения работы были проведены испытания на склонность к сульфидному растрескиванию по методу А NACE TM0177. Установлено, что отпуск при 680 °С не обеспечил высокую стойкость стали: время до разрушения мало зависело от коэффициента нагрузки K и не превышало 120 ч (рис. 2.14). Сопротивление сульфидному растрескиванию возросло при повышении температуры отпуска до 700 °С. Следует отметить, что в этом случае значительный рост времени до разрушения имеет место лишь в нижней части исследуемого интервала изменения коэффициента нагрузки. Наиболее высокое сопротивление коррозионному растрескиванию наблюдается после отпуска при 720 °С. Напряжение, при котором не

происходит разрушение образцов ранее 720 ч, условно принято за пороговое, а при повышении температуры отпуска от 700 до 720 °С оно увеличивается на 100 МПа (с 600 до 700 МПа).

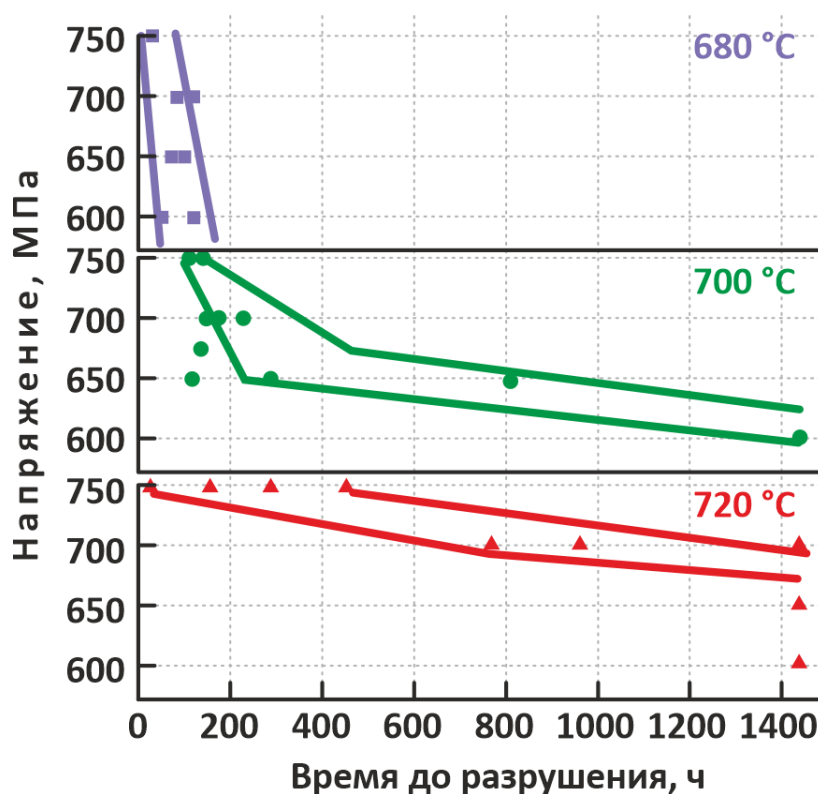


Рисунок 2.14 Зависимость времени до разрушения от нагрузки стали 26ХМФА, подвергнутой отпуску при 680 (а). 700 (б) и 720°С (в)

После испытаний при $K - 0,92-0,98$ был исследован характер разрушения образцов. На поверхности образцов, отпущенных при 700-720 °С, во время их нахождения под нагрузкой возникали неглубокие широкие трещины. В образцах, подверженных отпуску при 680 °С, обнаружено присутствие одиночных тонких трещин. Несмотря на кратковременность испытаний, они имели достаточно большую протяженность. Эти данные могут свидетельствовать о том, что после такого отпуска сталь при нагружении в коррозионноактивной среде имеет повышенную склонность к хрупким разрушениям.

После отпуска при 680 и 720 °С оценивали сопротивление распространению трещины в сероводородсодержащей среде при испытаниях по методу D NACE TM0177. Установлено, что критический коэффициент интенсивности напряжений K_{ISSC} после отпуска при 680 °С был значительно ниже, чем после отпуска при 720

°С (21,5 по сравнению с 39,4 МПа·м^{1/2}). Что касается абсорбированного водорода, то его концентрация была более чем в 3 раза выше в образцах, отпущенных при 680 °С, по сравнению с образцами, отпущенными при 720 °С (2,47 и 0,79 мл/100 г соответственно).

Известно, что чем выше плотность дислокации, тем металл в большей мере абсорбирует водород, от количества которого зависит восприимчивость к растрескиванию [23]. Именно после отпуска при 680 °С наблюдается наиболее развитая дислокационная структура, приводящая к повышенному содержанию абсорбированного водорода и, соответственно, малому сопротивлению СКРН. Низкая стойкость к СКРН связана также и с повышенной склонностью стали, отпущенной при 680 °С, к хрупким разрушениям, что обусловлено как высокой плотностью дефектов кристаллического строения, так и развитием дисперсионного упрочнения. Наблюдаемые при повышении температуры отпуска от 680 до 720 °С снижение плотности дислокаций и доли малоугловых границ, коагуляция карбидных фаз способствуют уменьшению концентрации абсорбированного водорода и росту сопротивления СКРН.

Таким образом, установлено, что стойкость стали к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН) в значительной степени зависит от температуры отпуска. При повышении температуры отпуска стали от 680 до 720 °С происходит значительный рост ее сопротивления СКРН, который связан, вероятно, с сокращением плотности дислокаций и МУГ, являющихся предпочтительными местами абсорбции водорода, и как следствие, с уменьшением его концентрации в металле.

Кроме того, при проведении коррозионных испытаний оценивали влияние легирования молибденом. Проведение подробных металлофизических исследований позволило установить его роль для достижения целевых свойств. Установлено, что необходимость введения молибдена в столь аномально высоких концентрациях определяется его особо сильным влиянием на два ключевых фактора: на возможность обеспечения полностью мартенситной структуры при закалке и замедление

процессов его последующего отпуска. Эффект типа микроструктуры и содержания молибдена в хром-молибден-ванадиевой стали на деградацию пластичности и рас- трескивание в сероводородсодержащей среде обобщены в виде рис.2.15.

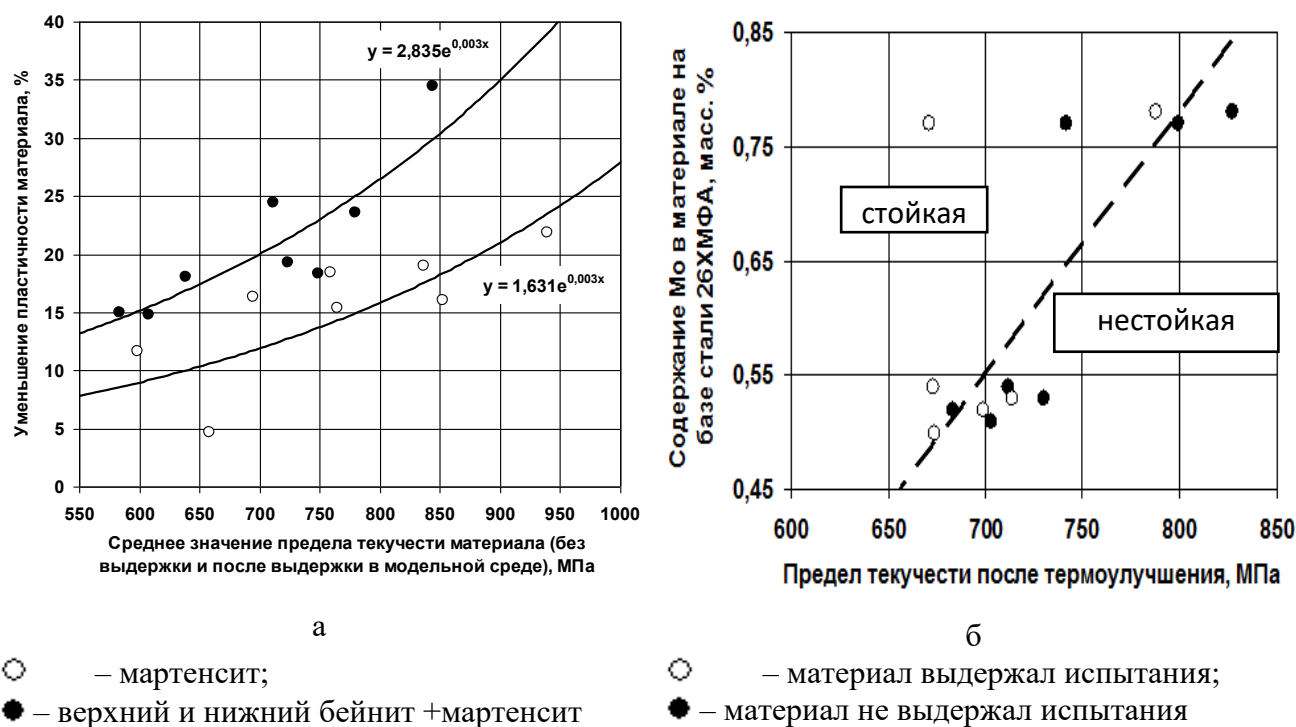


Рисунок 2.15 Охрупчивание в «кислой» среде и стойкость к СРН сталей семейства 26ХМФА с повышенным содержанием Мо (при $\sigma = 0,8\sigma_{0,2}$)

Исследование влияние микроструктурных факторов на сопротивление разрушению позволило сделать вывод о необходимости контроля за формированием микроструктуры дисперсного мартенсита при минимизации его микроструктурной полосчатости и получением максимально однородной структуры карбидов средней дисперсности в стадии окончательной обработки. При этом определены оптимальные диапазоны концентрации Мо, V, Nb для каждой группы прочности, позволяющие обеспечивать достижение заданного предела текучести, и, соответственно, порогового напряжения за счет формирования сложных карбидов, главным образом, типа МС и легированного цементита в предельно отпущенной ферритной матрице.

Таким образом, в ходе работы были сформулированы основные подходы к обеспечению стойкости труб групп прочности С90, Т95 и С110 к СРН, для изготовления которых должна применяться высококачественная мелкозернистая сталь с

низким содержанием примесей и минимальным уровнем загрязнений. Базовые требования к свойствам, предельной загрязненности стали труб для «кислых» сред неметаллическими включениями и другие ключевые параметры были сформулированы в нормативных документах СТО ТМК и СТО ГАЗПРОМ. Фактически максимальный балл по неметаллическим включениям (НВ) любого типа должен быть не более 0,5-1,0 при содержании серы не более 0,002-0,003 масс.%.

Разработаны принципы выбора целевого химического состава для различных групп прочности от L80 до T95, в т.ч. с повышенным относительным пороговым напряжением, для которых предел содержания основных легирующих элементов варьируется очень широко, например, по Мо от 0,25 до 0,85 масс%, а для группы С110 и до 1,00 масс%. Это определило проведение исследований роли легирования, микролегирования в формировании микроструктуры металла труб и комплекса его свойств, включая стойкость к растрескиванию в средах, насыщенных сероводородом.

Выводы по главе:

1. Показано, что применение хромомолибденовых сталей с содержанием углерода менее 0,30% для производства насосно-компрессорных и обсадных труб позволяет реализовать в производстве уровни прочности от L80 до С110, регулируя соотношение содержания сильных карбидообразующих элементов и температуры отпуска.
2. Установлено, что легирование хромомолибденовых сталей с повышенным содержанием молибдена сильными карбидообразующими элементами: ниобием, ванадием, обеспечивает получение материала стойкого к хрупкому разрушению и сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением после проведения высокого отпуска преимущественно мартенситной структуры.
3. Проведение термодинамических расчетов и соотношение их с экспериментальными результатами позволило показать, что основное дисперсионное упрочнение в хромомолибденовых сталях осуществляется за счет выделения

карбидов ванадия, в то время как карбиды ниобия обуславливают получение мелкозернистой структуры за счет их выделения по границам зерен.

4. Установлено, что стойкость стали к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН) в значительной степени зависит от температуры отпуска. При повышении температуры отпуска стали от 680 до 720 °С происходит значительный рост ее сопротивления СКРН, которое зависит от плотности дефектов кристаллического строения, являющихся предпочтительными местами абсорбции водорода, и как следствие, при уменьшении их количества с снижением его концентрации в металле.

5. Сформулированы основные подходы к обеспечению стойкости труб групп прочности С90, Т95 и С110 к СКРН, для изготовления которых должна применяться высококачественная мелкозернистая сталь с низким содержанием примесей и минимальным уровнем загрязнений, которые закреплены в нормативных документах СТО ТМК и СТО ГАЗПРОМ.

ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ И РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ И ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ, СТОЙКИХ К УГЛЕКИСЛОТНОЙ КОРРОЗИИ

При разработке новых месторождений нефти и газа все чаще сталкиваются с наличием высоких концентраций углекислого газа, который при повышенных температурах обуславливает высокую скорость коррозии низколегированных и легированных сталей [55]. Так на рис.3.1 представлена поверхность насосно-компрессорной трубы из углеродистой стали, подвергнутой углекислотной коррозии.



Рис. 3.1. Коррозионное повреждение НКТ из углеродистой стали, вызванное углекислотной коррозией [56]

Одним из возможных решений является использование с высокими концентрациями высокохромистых сталей. Хорошо известно [57], что при содержании хрома на уровне 12,0 и более мас.% коррозионная стойкость существенно возрастает. Наиболее перспективными в качестве материала для труб с повышенной коррозионной стойкостью являются стали с мартенситной структурой. В настоящее время не менее 70% общего потребления труб изготавливаются из коррозионностойких марок стали, содержащих не менее

13 мас.% хрома. За последние 40 лет объемы производства такой продукции неуклонно растут в связи с увеличением добычи из скважин с повышенной концентрацией углекислоты (угольной кислоты).

В зависимости от требуемой группы прочности для производства труб используют различные марки стали мартенситного класса с 13 масс. % Cr. Для группы прочности L80 13Cr широко применяется сталь типа 20X13, а по мере повышения группы прочности до P110 13Cr (стали класса «super 13Cr») – низкоуглеродистые стали дополнительно легированные никелем (4–5 масс. %) и молибденом (1–2 масс. %). При этом содержание углерода не должно превышать 0,04 масс.% [58,59]. Проведение термической обработки, включающей в себя закалку и высокий отпуск позволяет реализовать в таких сталях уровень прочности до группы прочности P110 13Cr включительно по ГОСТ ISO 13680-2016) [60, 61].

Высокохромистые стали обеспечивают высокую стойкость (рис.3.2) при повышенных температурах, где проблемы не могут быть решены за счет полимерных покрытий. В последние годы созданы международные стандарты из сложнолегированных мартенситных, супермартенситных, ферритных, суперферритных, аустенито-ферритных, аустенитных сталей, а также никелевых сплавов для насосно-компрессорных и обсадных труб.

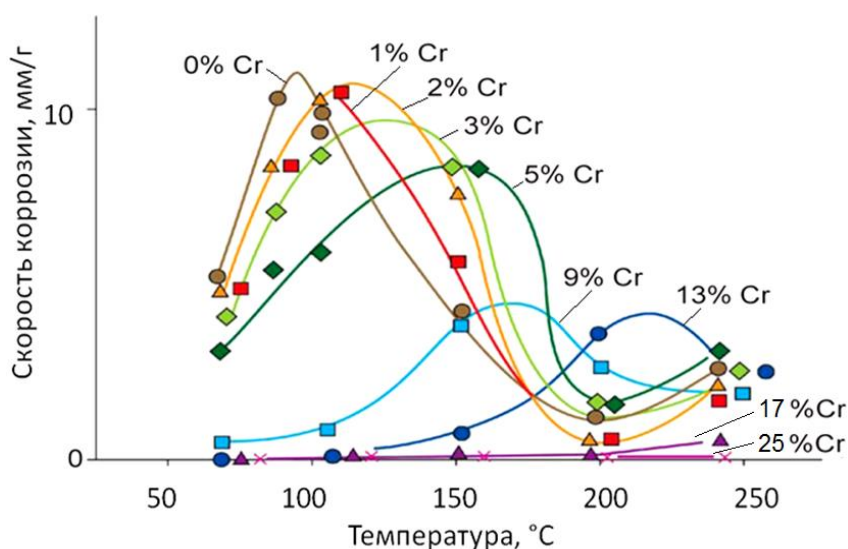


Рис. 3.2 – Известные данные по скорости углекислотной коррозии сталей с различным содержанием хрома. $PCO_2 = 3$ МПа; водный раствор 5 % NaCl [55]

3.1. Изучение структуры и свойств трубных сталей с 13 масс.% хрома

Наибольшее распространение из материалов, включенных в API 5CT, получила, прежде всего, марка типа L80 13Cr, максимально близкая по составу к массовой отечественной марке 20X13 [57]. Однако, ввиду отсутствия развитого внутреннего спроса (необходимости разработки таких запасов) трубы из нее для нефтяной и газовой промышленности не выпускали. В настоящее время в Российской Федерации начата разработка таких месторождений и поэтому потребность в таких трубах постоянно увеличивается. Использование таких сталей осуществляется в широком интервале температур, в том числе и при пониженных температурах окружающей среды. Простые композиции состава не обладают хладостойкостью при температурах ниже минус 40°C, что недостаточно для условий применения в различных климатических зонах РФ. Поэтому необходимы композиции состава, которые будут обеспечивать требуемую хладостойкость. В то же время применение труб из супермартенситных марок стали позволяет гарантировать очень высокий уровень ударной вязкости при минус 60°C в интервале предела текучести от 552 до 862 МПа. Однако такое легирование приводит к резкому росту капитальных затрат из-за высокого содержания молибдена (1,5-3,0%), никеля (4,5-6,5%) и крайне низкого содержания углерода (не более 0,03%), что делает практически невозможным выплавку и разливку на оборудовании, предназначенном для массового производства.

В этой связи была поставлена задача разработки составов и технологии производства нарезных труб нефтяного сортамента из высокохромистых марок, обеспечивающих наряду с высокой стойкостью к коррозии:

- хладостойкость, необходимую для применения труб в условиях сурового климата РФ;
- широкий диапазон прочностных свойств, в т.ч. для достижения предела текучести от 552 до 862 МПа в обычном и хладостойком исполнениях;

- возможность массового производства в условиях действующих трубных заводов, включая выплавку и непрерывную разливку стали;

- конкурентноспособный уровень себестоимости, экономическую целесообразность широкого применения, высокий экспортный потенциал.

Для решения поставленной задачи необходимо проанализировать особенности фазовых превращений в сталях данного класса начиная с особенностями кристаллизации, горячей деформации и термической обработки. Как следует из анализа литературных данных наиболее важными моментами при этом являются [62]:

– требование формирования после кристаллизации, горячей деформации и термической обработки практически однородной мартенситной структуры без участков δ -феррита и крупных выделений карбидных фаз;

– обеспечение повышенной технологической пластичности за счет проведения горячей пластической деформации в интервале температур, соответствующих однофазной аустенитной области;

– необходимость сохранения высокой температуры начала обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода A_{c1} , что позволяет проводить отпуск без нагрева в «двухфазную» область и обеспечивать как требуемую полноту превращений, так и успешное выполнение операций калибровки и правки труб.

Для сталей мартенситного класса с 13 масс. % хрома фазовый состав очень чувствителен к изменению содержания углерода и основных легирующих элементов (Cr, Ni, Mo). В этой связи получение однородной мартенситной структуры при закалке возможно только при определенном содержании легирующих элементов. В зависимости от их отклонения от оптимального состава в сторону феррито- или аустенито- образующих элементов происходит формирование двухфазной мартенситно-ферритной или мартенситно-аустенитной структуры, которые неблагоприятны для получения необходимого комплекса механических свойств стали.

Для анализа термодинамически равновесного фазового состава в сталях с 13 масс. % хрома, содержащих углерод 0,04–0,15 масс. %, никель 2,0–5,2 масс. % и молибден 0–1,20 масс. %, использовали программу «Thermo-Calc» [63]. Расчеты выполнили для интервала температур от 500–1700 °С.

В результате были выявлены наиболее характерные для указанного диапазона варьирования химического состава последовательности фазовых превращений при кристаллизации и дальнейшей обработке, которые приведены схематично на рис. 3.3 для следующих составов: 1-1 – 15X13,5N2; 1-2 03X13N5M2 и 1-3 – 06X15,5N3,5M1,2:

– кристаллизация по перитектическому типу с полным превращением δ -феррита в аустенит при охлаждении, который сохраняет стабильность в широком интервале температур горячей деформации (состав 1-1);

– кристаллизация с образованием только δ -феррита, т.е. в сплаве не протекает перитектическое превращение при охлаждении, который остается стабильным в узком интервале температур и полностью превращается в аустенит при дальнейшем охлаждении (состав 1-2);

– кристаллизация с образованием только δ -феррита, который при последующем охлаждении превращается большей частью в аустенит. При этом не менее 10% δ -феррита сохраняется в интервале температур 900–950 °С (состав 1-3).

Для анализа влияния легирования использовали хромовый и никелевый эквиваленты, которые вычисляли по формулам [57]:

$$Ni_{\text{э.кв.}} = \%Ni + 0,5\%Mn + 30\%(C+N);$$

$$Cr_{\text{э.кв.}} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%(V+Nb).$$

Как следует из данных расчетов при замедленном охлаждении в исследованных сталях дополнительно происходит образование карбидов на основе

хрома типа $Me_{23}C_6$, а в случае легирования молибденом и σ -фазы (рис. 3.3, кривые 5 и 6).

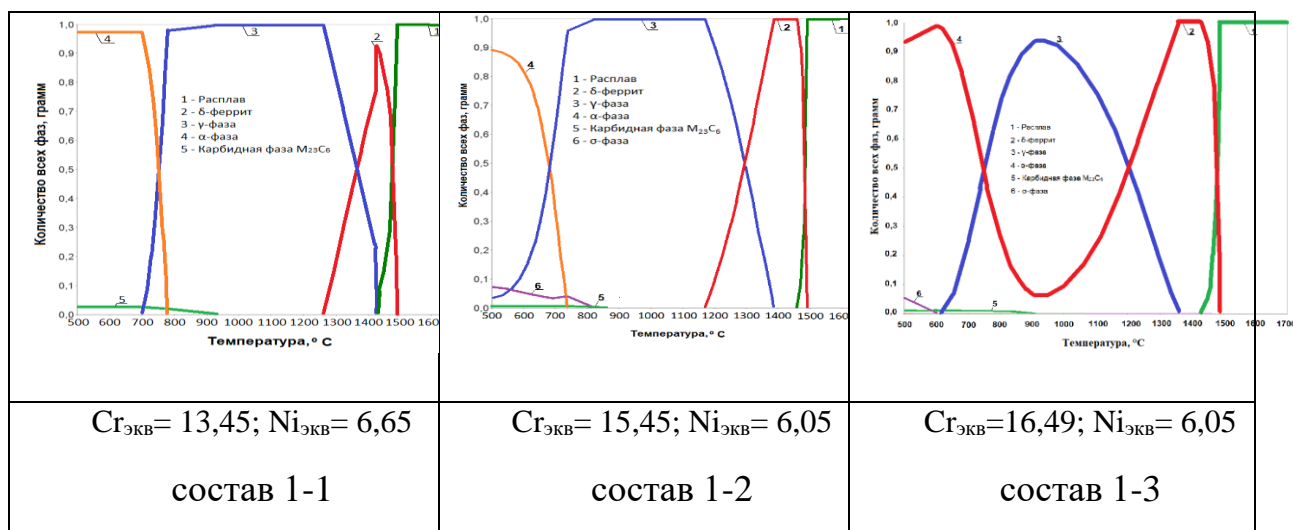


Рисунок 3.3. Диаграммы фазовых превращений для исследуемых сталей в зависимости от значений хромового и никелевого эквивалентов

Указанные изменения закономерностей фазовых превращений соответствует повышению содержания ферритообразующих элементов, которое можно охарактеризовать через величину эквивалентного содержания хрома ($Cr_{ЭКВ}$).

Полученные результаты расчета соответствуют диаграмме Потака-Сагалевиц [64]. Согласно этой диаграммы структурный класс сталей исследованных составов изменяется в зависимости от содержания легирующих элементов от мартенситного (состав 1-1) до мартенситно-ферритного (состав 1-2 – 5% δ -феррита; состав 1-3 – 15–20% δ -феррита) при охлаждении до комнатной температуры.

На рис. 3.4 нанесены различные составы рассматриваемых сталей и показаны различные типы кристаллизации с проведением условной границы.

Хорошо известно [65], что снижению химической микронеоднородности стали способствует кристаллизация по условно однофазному механизму (δ -феррит) по сравнению с двухфазной кристаллизацией ($\delta+\gamma$). Тип кристаллизации может иметь определяющее значение для минимизации ликвации в конечной микроструктуре.

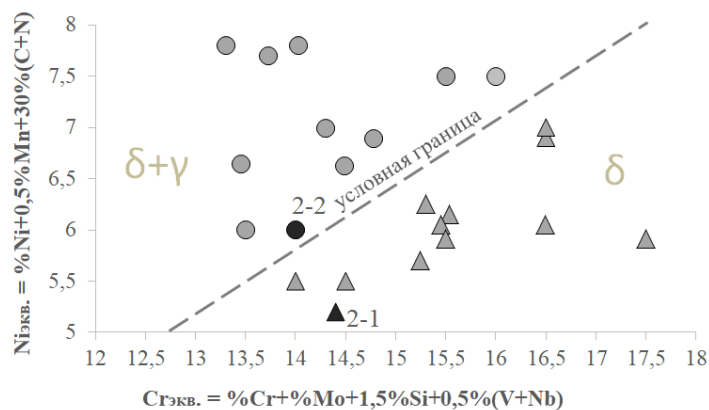


Рисунок 3.4 Типы кристаллизации ($\delta+\gamma$ и δ) исследованных сталей в зависимости от хромового и никелевого эквивалентов (точки 2-1, 2-2 – стали промышленной выплавки)

На рисунке 3.5 приведено влияние $Ni_{экв.}$ и $Cr_{экв.}$ на расчетные значения температуры критических точек и области существования различных фазовых составляющих (α , γ и δ) исследуемых сталей. Известно, что для обеспечения наилучшей технологической пластичности при выполнении операции горячей деформации труб предпочтительно иметь достаточно широкий интервал температур существования квази-однофазного аустенита (одновременно с аустенитом присутствуют карбиды на основе хрома). Однако, при расчетных значениях эквивалентов ($Cr_{экв.} \sim 16,5$ и $Ni_{экв.} \sim 6$, - состав 1-3), не удастся избежать присутствия в микроструктуре участков δ -феррита.

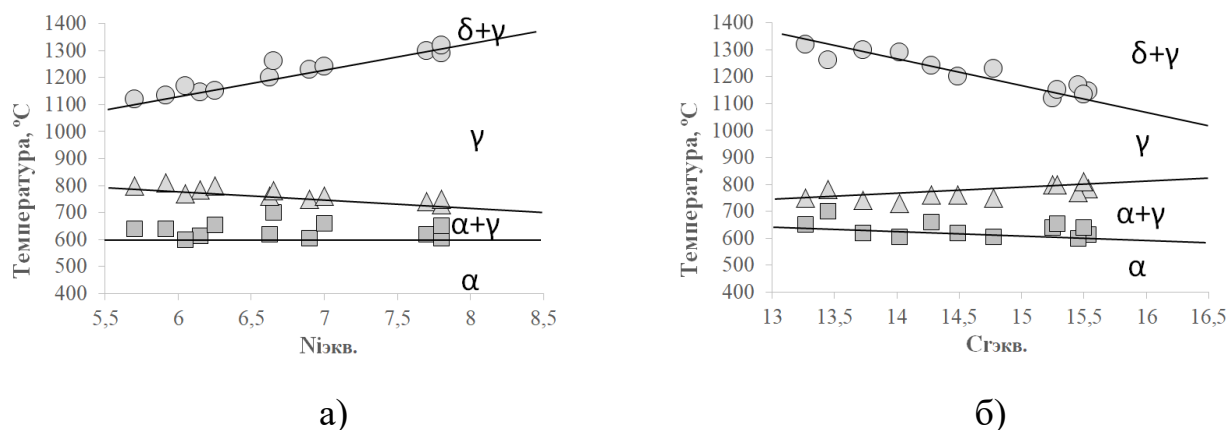


Рисунок 3.5 – Влияние $Ni_{экв.}$ (а) и $Cr_{экв.}$ (б) на температуры критических точек и области существования различных фаз (α -феррит; γ -аустенит; δ -феррит)

Для анализа влияния фазового состава на формирующуюся структуру и свойства сталей были взяты две стали промышленной выплавки предназначенных для производства труб группы прочности P110 13Cr, химические составы которых представлены в таблице 3.1. Химические составы сталей подбирали с учетом различных типов кристаллизации ($\delta+\gamma$ и δ ; см. рисунок 3.3). Точками 2-1 и 2-2 отмечены составы сталей промышленной выплавки на которых было проведено дальнейшее исследование. Образцы были отобраны от непрерывно-литой трубной заготовки диаметром 250 мм в отожжённом состоянии.

Таблица 3.1

Химический состав и значения никелевого и хромового эквивалентов

№ состава	Массовые доли элементов, %										Cr _{экв.}	Ni _{экв.}
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ti	Nb		
2-1	0,06	0,27	0,51	13,00	3,14	0,14	0,91	0,03	0,03	0,03	14,3	5,2
2-2	0,07	0,25	0,36	12,62	3,68	0,16	0,93	0,03	0,03	0,03	13,9	5,9

Содержание δ -феррита в микроструктуре определяли в программе IA-Structure планиметрическим методом на пяти полях зрения по радиусу темплета (таблица 3.2).

Таблица 3.2

Содержание δ -феррита в микроструктуре непрерывно-литой трубной заготовки исследуемых сталей

№ состава	Содержание δ -феррита, %					
	Отдельные значения					Среднее значение
2-1	15,7	18,0	9,6	17,0	16,3	15,3
2-2	2,4	3,0	8,2	9,6	10,2	6,4

Оба состава стали, исходя из значений Ni_{экв} и Cr_{экв}, должны соответствовать мартенситному классу, поскольку имеют широкий интервал

температур квази-однофазной γ -области. Поэтому, согласно результатам термодинамических расчетов, содержание δ -феррита должно быть минимальным или нулевым. Однако, как в микроструктуре обеих сталей δ -феррит наблюдается, что может быть результатом развития ликвации при кристаллизации. В стали состава 2-1 количество δ -феррита больше примерно в 2 раза, чем в составе 2-2 (см.табл. 3.2; рисунок 3.6), что обусловлено с большим содержанием ферритообразующих и меньшим содержанием аустенитообразующих элементов в стали 2.1.

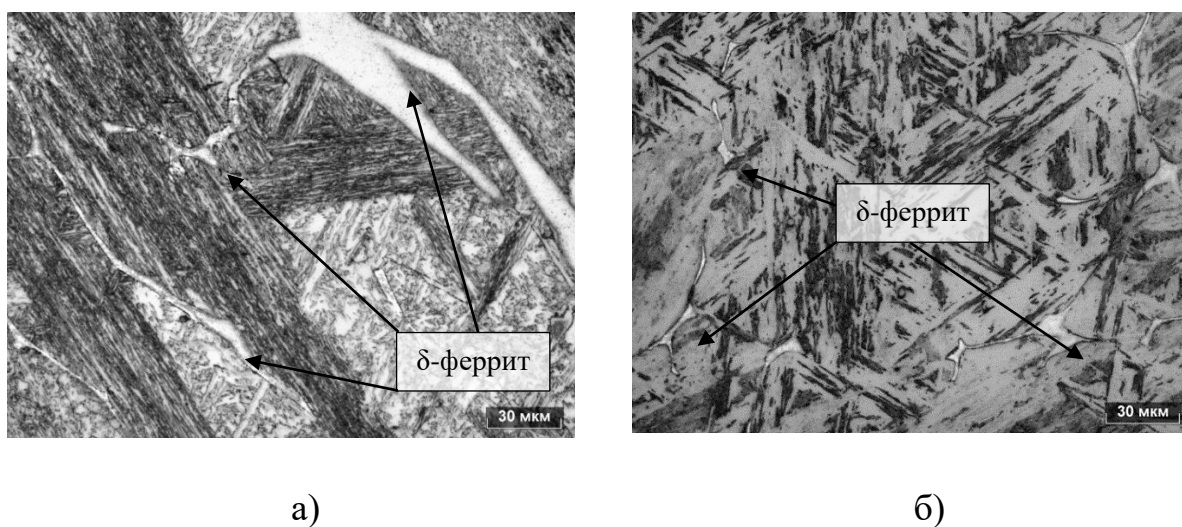


Рисунок 3.6 Микроструктура непрерывнолитой трубной заготовки стали составов 2-1 (а) и 2-2 (б)

Микрорентгеноспектральный анализ подтверждает химическую неоднородность двухфазной $\delta+\gamma$ структуры, которая образовалась при кристаллизации заготовки (рисунок 3.7 и таблица 3.3). Участки δ -феррита и аустенита, который претерпел мартенситное превращение при охлаждении и превращение в феррито-карбидную смесь при последующем отжиге, существенно отличаются по содержанию феррито- и аустенитообразующих элементов.

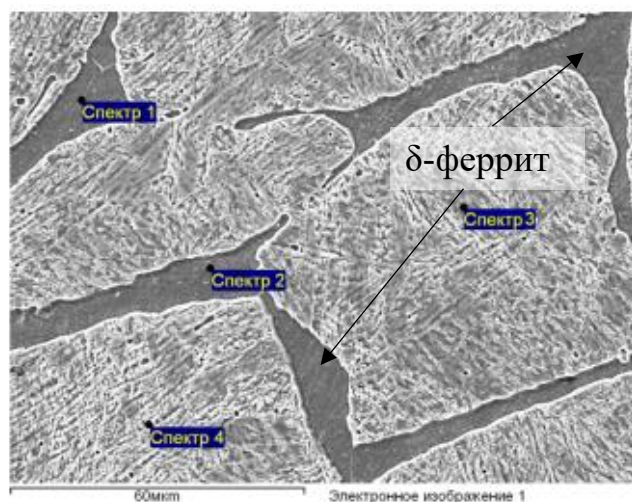


Рисунок 3.7 – Микроструктура непрерывнолитой трубной заготовки из стали состава 2-1 с номерами спектров (РЭМ)

Таблица 3.3

Результаты микрорентгеноспектрального анализа стали состава 2-1 при комнатной температуре

№ спектра	Структурная составляющая	Содержание элементов, %			
		Cr	Ni	Mo	Fe
1	δ-феррит	15,5	1,2	1,6	81,7
2		15,6	1,1	1,5	81,8
3	феррито-карбидная смесь (бывший аустенит)	12,1	3,3	0,9	83,7
4		12,6	3,6	0,9	82,9

Для определения критических точек фазовых превращений при нагреве и охлаждении использовали дилатометрический анализ. Типичный вид прямых дилатограмм и зависимость температурного коэффициента линейного расширения (далее – ТКЛР), построенные при нагреве до 920 °С со скоростью 200 °/час и охлаждении на воздухе для стали 2-1, приведены на рисунке 3.8. Критические точки для обоих составов исследуемой стали приведены в таблице 3.4. Вычислив производную dl/dT определили температуру,

соответствующую развитию $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ превращений в объеме 50%, согласно пикам на кривых ТКЛР (точки $T_{50\% \alpha \rightleftharpoons \gamma}$).

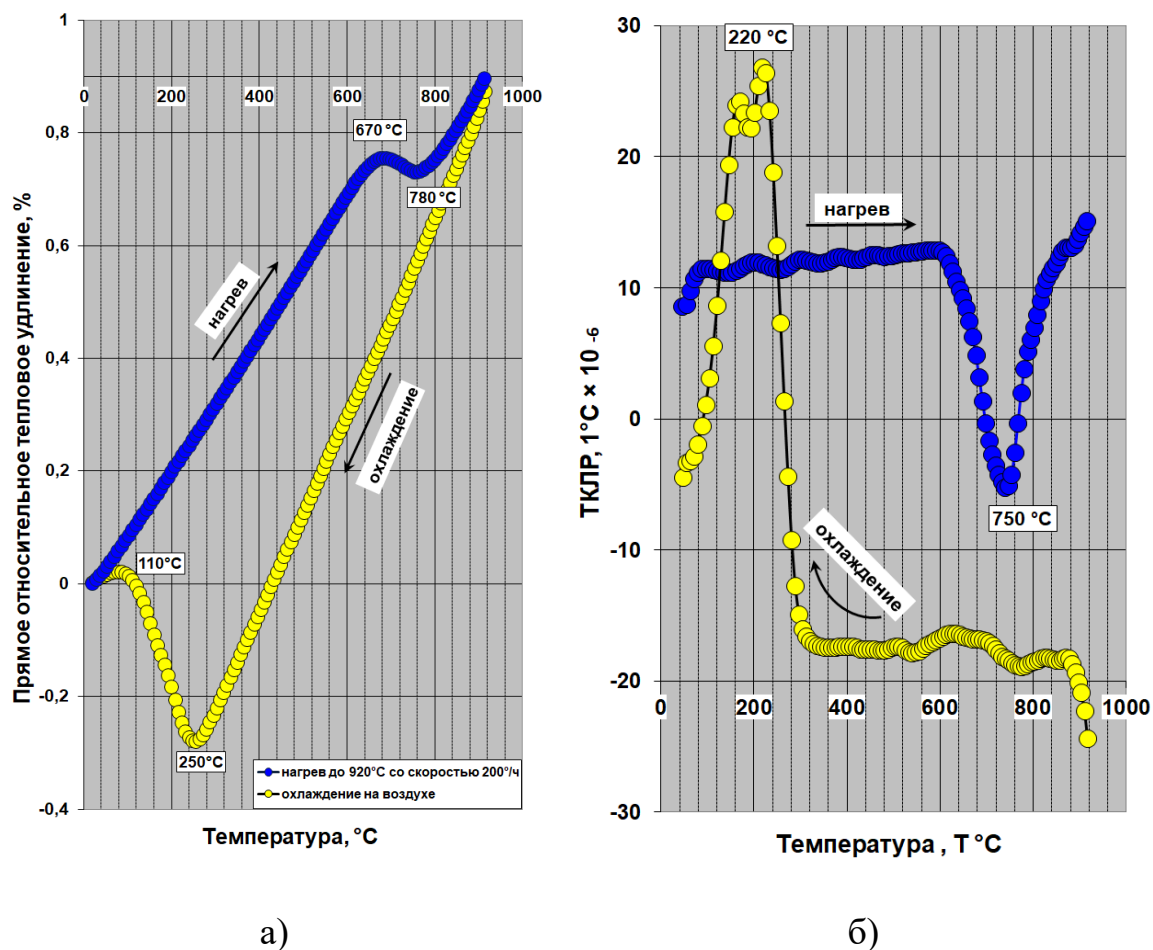


Рисунок 3.8 – Зависимости прямого относительного удлинения (а) и ТКЛР (б) при нагреве и охлаждении образцов из стали состава 2-1

Таблица 3.4

Критические точки при нагреве со скоростью 200 °/час и охлаждении на воздухе

№ состава	Нагрев, °C			Охлаждение, °C		
	A_{C1}	$T_{50\% \alpha \rightarrow \gamma}$	A_{C3}	M_H	$T_{50\% \gamma \rightarrow \alpha}$	M_K
2-1	670	750	780	250	220	110
2-2	660	710	760	240	190	100

Согласно данным дилатометрических исследований образование аустенита при непрерывном нагреве со скоростью 200 °/час в зависимости от состава начинается при температуре 660-670 °С. При оценке температуры A_{c1} по формуле [62]: $A_{c1} (°C) = -1500(C + N) - 50Ni - 25Mn + 25Si + 25Mo + 20Cr + 650$ получаемые значения несколько ниже. Так в стали состава 2-1 температура A_{c1} составила 640°С, а для состава 2-2 – 620°С.

Половина $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, определяемого по пикам на кривых ТКЛР, происходит при нагреве до температуры 750°С для стали состава 2-1 и 710 °С для стали состава 2-2.

При охлаждении на воздухе от температуры 920 °С (рисунок 3.8, б), согласно данным дилатометрического исследования, зафиксировано протекание только превращения, которое начинается при температурах 240–250 °С, достигает 50% объема при 190–220 °С, а завершается около 100 °С (см. таблицу 3.4), что соответствует температурному интервалу протекания мартенситного превращения.

Изменение твердости образцов после «мягкой» закалки с 950 °С (охлаждение на воздухе) и последующей изотермической выдержки («отпуска») в интервале температур от 500 до 850 °С (выдержка 1 час) в целом соответствует характеру фазовых превращений при нагреве и охлаждении [67–69]. Так, в закаленном состоянии (без отпуска) твердость образцов находилась в интервале 362–391 НВ (рисунок 3.9). На изменение твердости после «отпуска» при различных температурах влияют несколько процессов, действие которых осуществляется в противоположных направлениях. Так снижение твердости с повышением температуры отпуска связано с процессами распада мартенсита и коагуляция карбидных фаз, а повышение – с выделением дисперсных карбидов и, при переходе в двухфазную область, образованием в структуре «свежего», неотпущенного мартенсита после нагрева выше 670–700 °С и последующего охлаждения. Аналогичные выводы

были сделаны в работе [70] при анализе процессов отпуска в стали 05X13H3MФТ, которая по своему составу близка к 2-1 (рисунок 3.10). Автором показано, что после отпуска на 620 °С карбиды выделяются в основном по границам бывших аустенитных зерен, а с повышением температуры отпуска до 700 °С происходит их частичное растворение.

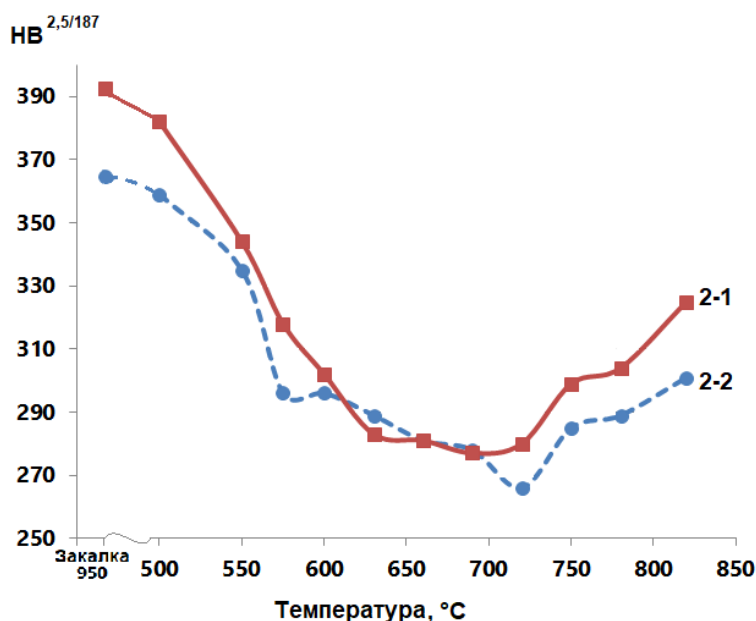


Рисунок 3.9 Влияние температуры изотермической выдержки («отпуска») (продолжительность 1 ч) на твердость сталей составов 2-1 и 2-2. Исходное состояние – закалка от 950 °С

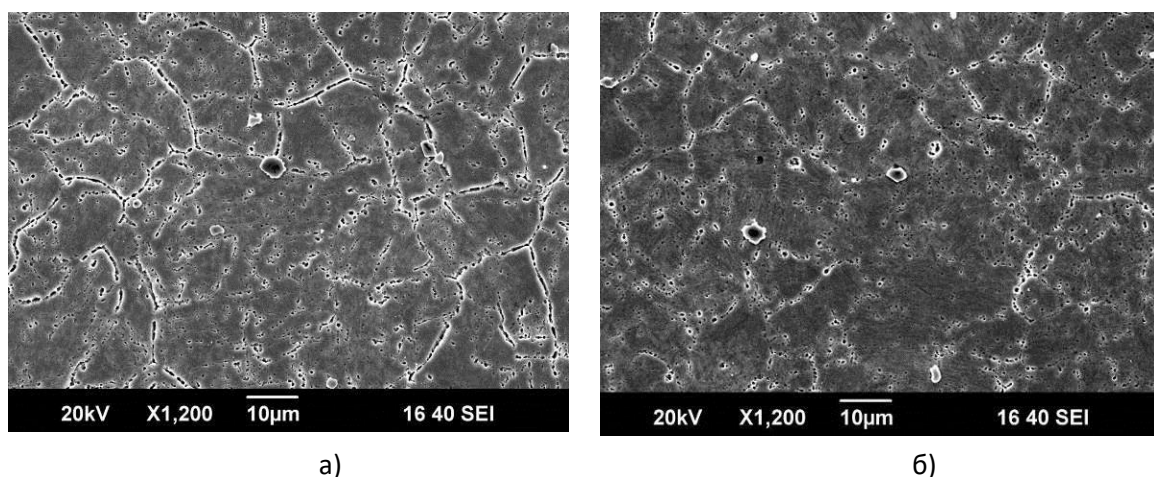


Рисунок 3.10 – Микроструктура стали 05X13H3MФТ после закалки от 1000 °С и отпуска при 620 °С (а) и 700 °С (б), РЭМ [70]

Важное практическое значение имеет рациональный выбор температур отпуска, поскольку его проводят при температурах в непосредственной близости к нижней границе двухфазной $\alpha+\gamma$ области. При повышении температуры отпуска существует вероятность формирования в структуре стали стабилизированного (ревертированного) аустенита, оказывающего заметное влияние на ее механические свойства [70].

По данным рентгеноструктурного анализа после закалки от температуры 950 °С, содержание остаточного аустенита составляет не более 1–2%. После нагрева до температур 630 и 660 °С и охлаждения на воздухе в структуре стали состава 2-1 зафиксировано 17,5–18,5% стабилизированного аустенита, который практически полностью исчезает при повышении температуры нагрева до 690 °С.

Полученные результаты ставят под сомнения данные дилатометрического анализа по определению A_{c1} . Исходя из данных РСФА температура A_{c1} в данных сталях составляет примерно 600 °С. Подобные расхождения в оценке величины A_{c1} разными методами были получены ранее в работе Банниковой А.С [71], в которой было показано, что на низкоуглеродистых сталях с 13% хрома при легировании никелем при температурах ниже определяемой традиционными методами A_{c1} происходит образование аустенита тем активнее, чем выше содержание никеля. Так, например, температурно-временная диаграмма образования аустенита в стали 05X13H3MTФ представлена на рис. 3.11 [71]. Как видно из рисунка образование аустенита при длительных выдержках начинается при 620°С, в то время как определяемая стандартными методами A_{c1} составляет 685°С. В стали 02X13H6M2T эти температуры составляют 580 и 660°С соответственно.

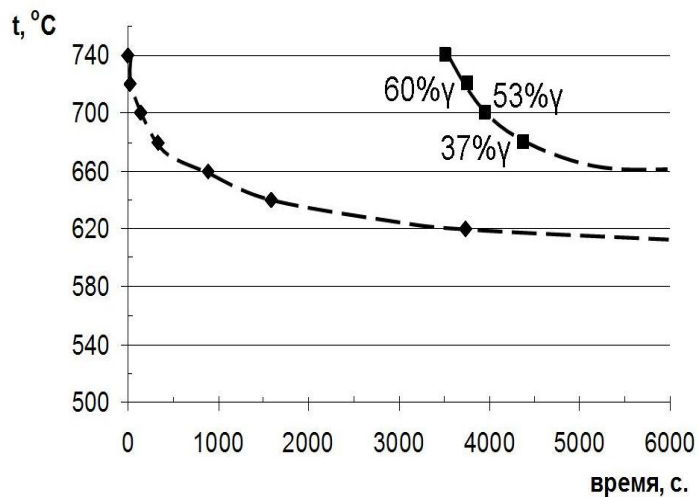


Рисунок 3.11 Температурно-временные диаграммы образования аустенита при нагреве стали 05X13H3MTФ закаленной из аустенитной области [71]

По нашему мнению, этот эффект обусловлен изменением состава фаз при длительной выдержке при температурах близких к A_{c1} за счет формирования дисперсных частиц интерметаллидов и перераспределения углерода между фазами, что и обуславливает изменение значения A_{c1} определяемые при различных временах выдержки.

Нагрев стали в межкритический интервал в процессе изотермической выдержки после закалки оказывает закономерное влияние на температуру начала мартенситного превращения M_n (рисунок 3.12). Так при увеличении температуры нагрева с 670 до 760°C для стали состава 2-2 мартенситная точка повышается с 140 до 300°C

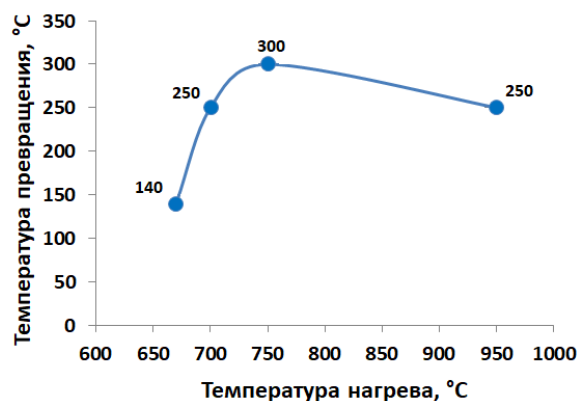


Рисунок 3.12. Влияние температуры нагрева на положение точки начала мартенситного превращения (M_n) в стали состава 2-2

Существенное изменение точек начала мартенситного превращения связано с различной степенью легирования аустенита при нагреве в «двухфазную» ($\alpha+\gamma$) и в «однофазную» γ область. Известно [65], что первые образовавшиеся участки аустенита являются эффективным местом «поглощения» атомов аустенитообразующих легирующих элементов (в первую очередь углерода), что приводит к снижению мартенситной точки M_n , которое может быть настолько интенсивным, что аустенит частично сохранится при комнатной температуре. Кроме того, повышение температуры нагрева способствует растворению специальных карбидов, что в свою очередь повышает концентрацию углерода в аустените и понижает мартенситную точку.

При обработке сталей, закаленных из МКИ, необходимо учитывать, что если для малолегированных сталей повышение температуры нагрева в двухфазной области фактически не изменяет степень переохлаждения для начала образования мартенсита ($T_n - M_n$) \sim Const, то для сталей с сильными карбидообразующими элементами, особенно хромом, в присутствии углерода с повышением температуры нагрева в МКИ этот интервал увеличивается и, тем самым, увеличивается дисперсность образующегося мартенсита. В результате должны повышаться прочностные свойства без заметного уменьшения пластических характеристик.

Такая особенность сталей с хромом обусловлена тем, что при температурах двухфазной области растворяются карбиды, образованные на основе хрома (M_7C_3 и $M_{23}C_6$), что способствует обогащению аустенита по углероду и, как следствие, понижению температуры M_n . В результате противоположного движения температур T_n и M_n увеличивается степень переохлаждения, необходимая для образования мартенсита, и дисперсность продуктов превращения.

Этот момент, в дополнении к тому, что закалка из МКИ измельчает зерно аустенита и способствует увеличению вязко-пластических свойств, показывает высокую целесообразность применения двойной закалки для обработки трубных заготовок, работающих в широком интервале температур эксплуатации.

Исследованные в работе стали использованы для производства насосно-компрессорных труб (НКТ), стойких к углекислотной коррозии группы прочности P110 13Cr в хладостойком исполнении. На рисунке 3.13 приведены результаты испытаний механических свойств металла НКТ размером 88,9×6,45 мм (25 партий) и муфтовой заготовки размером 107,95×18,50 мм (5 партий) из стали состава, близкого к 2-2 после обработки на группу прочности P110 13Cr [72]. Были подтверждены хорошие технологические свойства металла, а также возможность варьирования основных механических свойств путем изменения температуры и продолжительности отпуска. При высоких значениях прочностных свойств трубы и муфты имеют низкую склонность к хрупкому разрушению при отрицательных температурах, оцениваемую по значениям ударной вязкости KCV^{-60} и доли вязкой составляющей в изломе ДВС⁻⁶⁰.

Таким образом, расчётным и экспериментальным методами получены данные о влиянии химического состава на закономерности фазовых превращений в коррозионно-стойких сталях мартенситного класса, содержащих 12–14 масс. % хрома и легированных никелем и молибденом.

Определено влияние значений никелевого ($Ni_{эКВ}$) и хромового ($Cr_{эКВ}$) эквивалентов исследованных составов стали на типы кристаллизации (перитектический или однофазный механизм с образованием δ -феррита), температуры критических точек и области существования различных фаз (δ -феррит, γ -аустенит, α -феррит).

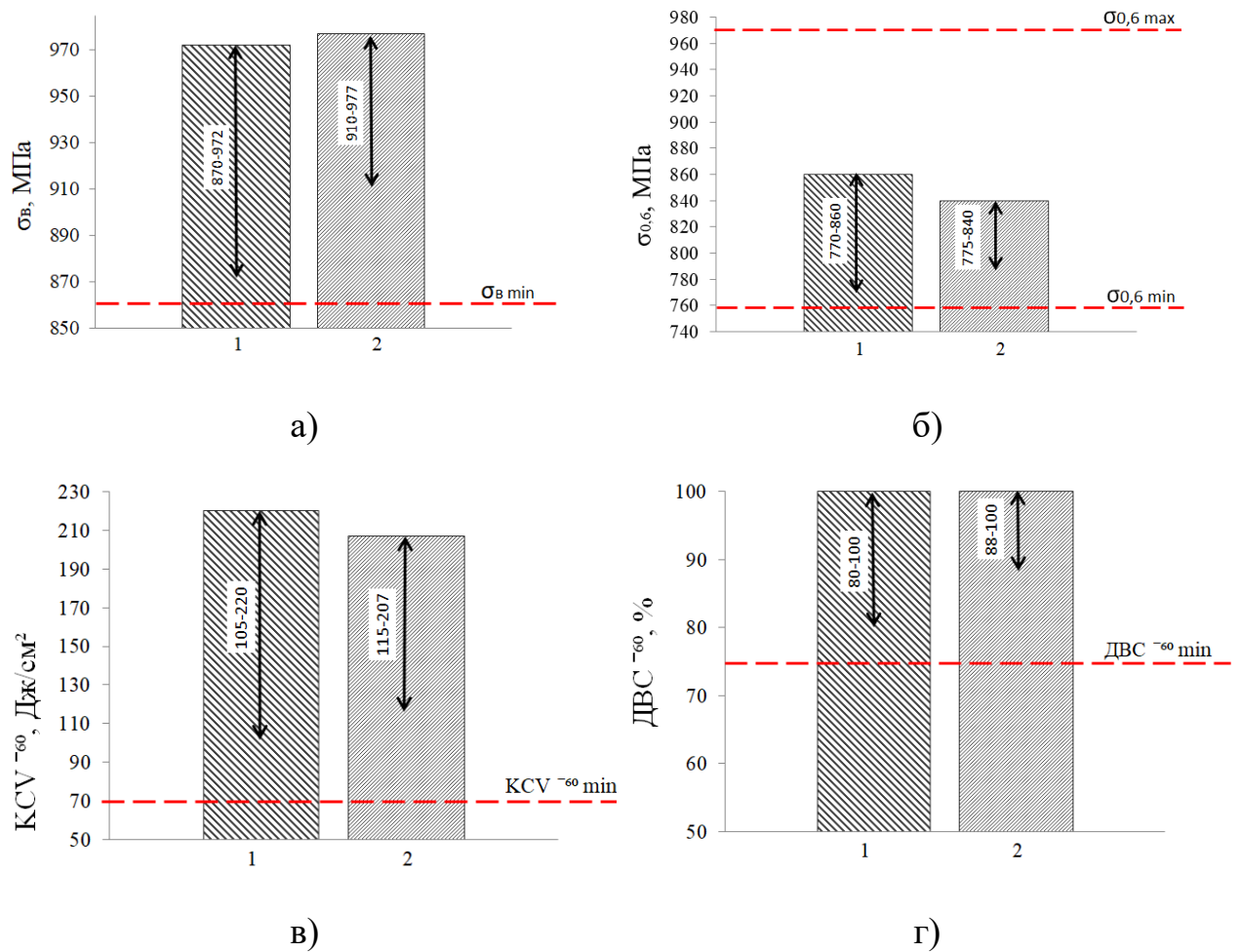


Рисунок 3.13 Статистическая обработка результатов испытаний механических свойств промышленных партий труб из нержавеющей стали мартенситного класса: 1 – НКТ размером 88,9×6,45 мм; 2 – муфтовая заготовка размером 107,95×18,50 мм. (а – предел прочности; б – предел текучести; в – ударная вязкость; г – доля вязкой составляющей в изломе; вертикальными стрелками указаны диапазоны значений механических свойств)

Установлено, что повышение концентрации ферритообразующих элементов свыше значений хромового эквивалента до 16 масс. % и более приводит к переходу стали в мартенсито-ферритный класс. Увеличение содержания аустенитообразующих элементов, прежде всего никеля, понижает нижнюю границу интервала температур обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и приводит формированию в структуре стабилизированного аустенита.

Результаты моделирования фазовых превращений сопоставлены с микроструктурой и фазовым составом двух марок стали промышленной выплавки. Установлено, что химическая неоднородность двухфазной $\delta+\gamma$ структуры, образовавшаяся при кристаллизации, сохраняется при комнатной температуре.

Проведенные исследования способствовали разработке новых составов стали на заводах Группы ТМК для производства бесшовных обсадных и насосно-компрессорных труб, стойких к углекислотной коррозии. На рекомендованные составы и способы обработки получены патенты RU2787205C2 и RU2798642C1[73,74], в которых предложен состав стали, содержащей компоненты в следующем соотношении, мас. %: углерод 0,04-0,08; марганец 0,30-0,80; хром 12,0-14,0; никель 3,80-4,50; кремний 0,15-0,50; ванадий 0,010-0,110; молибден 0,80-1,30; алюминий 0,010-0,050; титан 0,01-0,06; азот 0,01-0,04; железо и неизбежные примеси – остальное. Сталь должна иметь тонкодисперсную микроструктуру, состоящую из отпущенного мартенсита с равномерно распределенными карбо-нитридными выделениями и остаточного аустенита с содержанием, не превышающим 5% об., при этом содержание химических элементов в стали соответствует одновременно следующим условиям:

$$13,0 \leq ([Cr]+[Mo]+1,5 \times [Si]) \leq 16,05$$

$$4,7 \leq ([Ni]+20 \times [C]+0,3 \times [Mn]+1,5 \times [V]) \leq 6,5$$

$$1,25 \leq ([Ti]+[C])/[N] \leq 14,0$$

где Cr, Mo, Si, Ni, C, Mn, V, Ti, N - содержание в стали хрома, молибдена, кремния, никеля, углерода, марганца, ванадия, титана и азота, соответственно, мас. %.

Для трубной заготовки из стали, указанного выше состава разработан способ производства бесшовной высокопрочной трубы, характеризующийся

тем, что осуществляют горячую деформацию заготовки при температуре от 900 до 1250°C с формированием однофазной аустенитной микроструктуры и термическую обработку трубы, заключающуюся в нагреве под аустенитизацию, охлаждении на воздухе либо в водо-воздушной смеси и последующем отпуске, при этом нагрев под аустенитизацию проводят до температуры в интервале от $A_{c3}+180^{\circ}\text{C}$ до $A_{c3}+230^{\circ}\text{C}$ и осуществляют высокий отпуск при нагреве до температуры в интервале от $A_{c1}-20^{\circ}\text{C}$ до $A_{c1}-150^{\circ}\text{C}$ с выдержкой при этой температуре не менее 6 мин на 1 мм толщины стенки трубы и последующим охлаждением на спокойном воздухе. Полученные трубы обладают следующим комплексом механических свойств: $\sigma_b \geq 862$ МПа; $\sigma_T = 758-965$ МПа; $\delta \geq 15$; $KCV^{60} \geq 70$ Дж/см², и востребованы для эксплуатации в холодных макроклиматических районах. Кроме того, проведенная обработка повышает качественные показатели готовой продукции за счет снижения уровня дефектов типа «поперечная рванина» на поверхности труб.

3.2. Разработка сталей высокопрочных сталей с повышенным содержанием хрома для высоконагруженных конструкций

По мере все более активного освоения глубоких скважин (более 4000 м) для добычи нефти и газа, содержащих в добываемой продукции диоксид углерода, возрос интерес к высокопрочным коррозионностойким сталям с повышенным содержанием хрома.

Разработка новых составов сталей для изготовления обсадных и насосно-компрессорных труб преследует цель сохранения высокой коррозионной стойкости в условиях эксплуатации при температурах до 200 °С и парциальном давлении диоксида углерода, достигающим 10 МПа, в присутствии ионов Cl^- [75-76]. Применение в таких условиях нержавеющей сталей типа 13Cr ограничено недостаточной коррозионной стойкостью, а duplexных коррозионностойких сталей типа 22Cr и 25Cr – повышенными производственными затратами и узким сортаментом трубной продукции. С

учетом вышеуказанных требований все более широкое распространение приобретают стали мартенситного и переходного классов с 15-17 % Cr. Благодаря высоким прочностным свойствам и хорошей технологичности подобные стали нашли свое применение в качестве высоконагруженных деталей во многих отраслях, включая авиакосмическую, нефтехимическую, а также на объектах атомной энергетики и судового машиностроения [72,76-79].

Как было показано выше (раздел 3.1), для формирования оптимальной микроструктуры и обеспечения требуемого уровня механических свойств необходимо понимание влияния содержания хрома и никеля на закономерности фазовых превращений, что позволит предотвратить образование δ -феррита и остаточного аустенита с сохранением преимущественно мартенситной микроструктуры [80 -84].

Для повышения комплекса механических свойств, стойкости к локальной коррозии и препятствия росту аустенитного зерна при нагреве стали этого класса могут содержать до 3 % молибдена [81, 82, 84]. В ряде случаев применяют легирование стали вольфрамом, которое направлено на частичное замещение молибдена и повышение механических свойств, а также уменьшение отпускной хрупкости [64, 86,87].

Кроме того, целесообразно дополнительное легирование таких сталей медью для дисперсионного упрочнения по аналогии со сталями, нашедшими применение в аэрокосмической отрасли и других областях [80, 82, 85 -87]. Увеличение предела текучести при выделении из мартенсита частиц ϵ -Cu зависит от степени его пересыщения медью и развития параллельно протекающих процессов отпуска с участием карбидообразующих элементов, таких как хром, молибден и вольфрам.

Для исследования были выбраны три стали с 13-17 % Cr, отличающиеся по содержанию хрома как основного элемента, определяющего коррозионную стойкость, и соотношению ферритообразующих и аустенитообразующих элементов. Выплавку проводили в лабораторной вакуумно-индукционной печи. Слитки нагревали в проходной нагревательной печи до 1180-1200 °C с

гомогенизирующей выдержкой. Горячую прокатку слитков в прутки Ø 16 мм проводили в три передела при температуре окончания прокатки не менее 850 °С. После прокатки прутки охлаждали на спокойном воздухе до цеховой температуры, а затем подвергали термической обработке по режиму высокого отпуска при температуре 620 °С с выдержкой 1 ч. Химический состав исследованных композиций приведен в таблице 3.5.

Таблица 3.5

Химический состав исследуемых сталей, масс. %

Состав стали	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	W
1	0,04	0,31	0,33	0,003	0,007	13,2	5,1	2,1	0,025	0,01
2	0,08	0,37	0,42	0,005	0,007	15,2	6,5	2,2	0,024	0,01
3	0,08	0,29	0,44	0,004	0,010	17,2	3,9	2,6	0,9	1,0

Значения критических точек, определенные дилатометрическим методом, приведены в таблице 3.6. Нагрев образцов до температуры 920 °С проводили со скоростью 610 °С/ч (режим нагрева наиболее приближен к производственным условиям). Температуру начала мартенситного превращения определяли при охлаждении образцов на спокойном воздухе (средняя скорость охлаждения от 920 °С до комнатной температуры – 12500 °С/ч) [80].

Для составов 1 и 2 температура точки A_{C1} составляет 590 и 615 °С, соответственно, ограничивая температуру отпуска, не приводящую к образованию аустенита. Состав 2 обладает наиболее низкой температурой начала мартенситного превращения, что приводит к значительному количеству остаточного аустенита после закалки и формированию двухфазной аустенито-мартенситной структуры.

Моделирование фазовых превращений в условиях термодинамического равновесия в программе Termo-Calc [63] показало, что для исследуемых сталей характерны различные варианты, подобные описанным выше (см. рис. 3.2).

Температура критических точек в сталях

Состав стали	Температура критических точек, °С		
	A _{C1}	A _{C3}	M _H
1	590	717	182
2	615	702	57
3	673	726	156

Так составу 1 соответствует рис.3.2,б, когда кристаллизация происходит с образованием только δ -феррита, который остается стабильным в узком интервале температур и полностью превращается в аустенит при дальнейшем охлаждении;

Составу 2 соответствует рис. 3.2,а, когда кристаллизация происходит по перитектическому типу и δ -феррит при охлаждении полностью превращается в аустенит, который сохраняет стабильность в широком интервале температур;

Для состава 3 кристаллизация идет с образованием только δ -феррита, превращающегося по большей части при последующем охлаждении в аустенит. При этом около 30 % δ -феррита сохраняется в интервале температур 915–1020 °С, снижаясь до 10-15 % в интервале 805-915 °С из-за выделения карбидов и σ -фазы. Данный случай похож на рис.3.2,в, но несколько отличается от него за счет приостановке $\delta \rightarrow \gamma$ превращения при температурах 1020-915°С (рис. 3.14).

Таким образом, состав 1 практически идентичен варианту 1-2, а состав 2 – варианту 1-1. Состав 3 отличается от варианта 1-3 в части выделения σ -фазы и несколько замедленного превращения δ -феррита в аустенит при температурах 900...1000°С.

Переход от мартенситной стали состава 1 к сталям состава 2 и 3, связанный с увеличением содержания карбидообразующих элементов,

приводит к росту температуры начала выделения вторичных фаз: σ -фазы и карбидов типа $Me_{23}C_6$. В практике термообработки исследуемых сталей выделение σ -фазы обычно не происходит, из-за относительно непродолжительных выдержек.

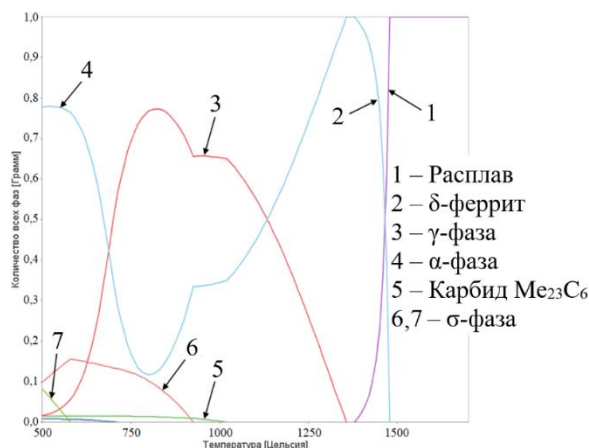


Рисунок 3.14. Фазовый состав исследуемых сталей в условиях термодинамического равновесия в интервале температур от 1500 до 500 °С для стали состава 3

Влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав и микроструктуру исследовали в интервале температур нагрева от 900 до 1020 °С, исходя из данных дилатометрии и моделирования. По результатам РСФА исследуемые составы можно разделить на две группы учитывая количество остаточного аустенита (рис.3.15):

- 1 и 3, содержащие не более 2 % остаточного аустенита;
- 2, со значительным количеством остаточного аустенита.

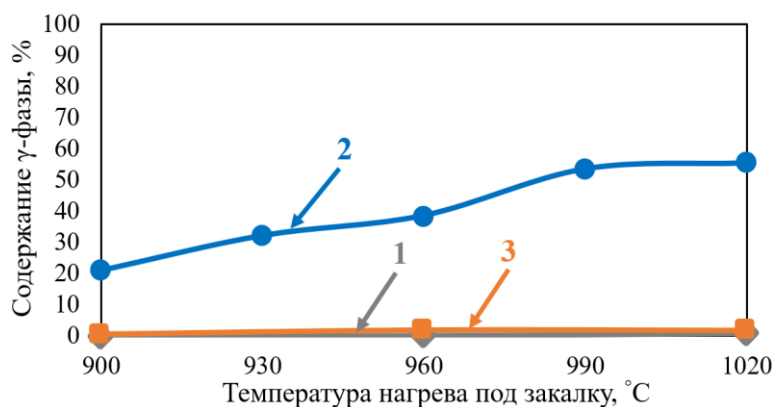


Рисунок 3.15. Влияние температуры нагрева под закалку на содержание γ -фазы в исследуемых сталях

Сталь состава 1 после закалки от 960 °С и 1020 °С имеет структуру пакетного мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита. Размер исходного аустенитного зерна варьируется в зависимости от температуры нагрева в пределах 20-50 мкм. В стали состава 2 после закалки от 1020 °С также формируется пакетный мартенсит, но размер зерна существенно больше (рис. 3.16, а), а количество остаточного аустенита достигает 50...55% (рис. 3.16, б).

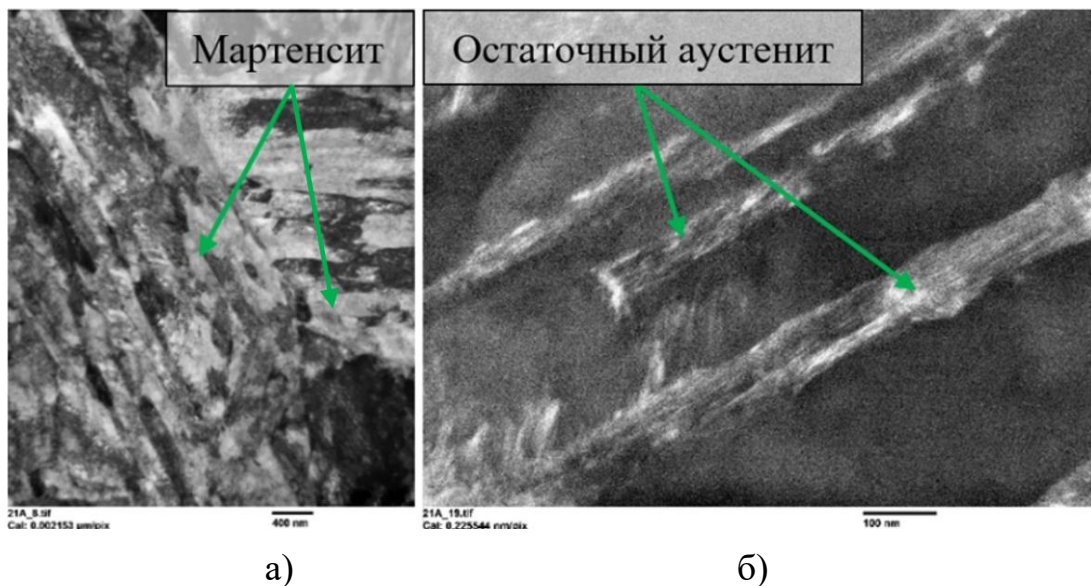
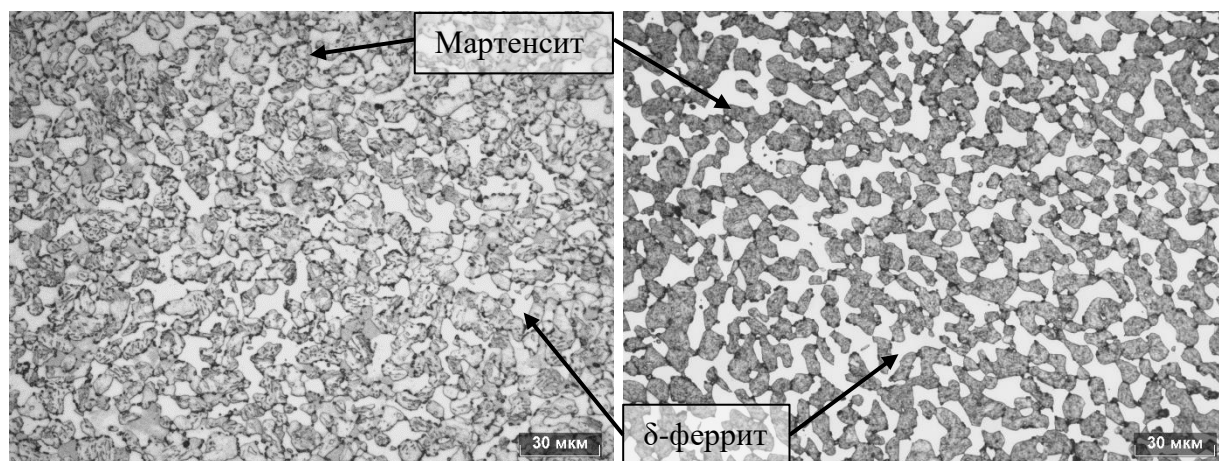


Рисунок 3.16. Светлопольное (а) и темнопольное (б) изображение микроструктуры стали состава 2 после закалки от 1020 °С

В стали 3 при закалке формируется двухфазная структура, состоящая из мартенсита и δ -феррита (рис. 3.17). Увеличение температуры нагрева под закалку от 960 °С (рис. 3.17, а) до 1020 °С (рис. 3.17,б) сопровождается ростом доли δ -феррита в структуре стали от 20 до 30 %.

Исследуемые стали были подвергнуты закалке от 960 °С, а затем отпущены в интервале температур от 530 до 590 °С. Для сталей мартенситного и мартенсито-ферритного классов во всем интервале температур отпуска характерны высокие значения предела текучести и временного сопротивления (рис. 3.18, а,б). Аустенито-мартенситная сталь переходного класса состава 2 обладает наибольшим пределом прочности – не менее 1080 МПа, однако вследствие высокой доли остаточного аустенита, имеет низкое значение

предела текучести во всем диапазоне температур отпуска. Во всем интервале температур отпуска исследуемые стали сохраняли относительное удлинение в диапазоне от 18 до 22 %, что свидетельствует о достаточно высоком уровне их пластических свойств (рис.3.18,в) [80].



а)

б)

Рисунок 3.17. Микроструктура стали состава 3 после закалки от температур 960 °С (а) и 1020 °С (б)

Большое количество остаточного аустенита в стали состава 2 не позволяет получить после закалки от 960 °С и однократного отпуска получить однородную мартенситную структуру, обеспечивающую высокие значения предела текучести. В этой связи для получения преимущественно мартенситной структуры окончательную термическую обработку стали состава 2 проводили по режиму закалки от 1020 °С, с последующим нагревом до 760 °С, с выдержкой 2 ч и охлаждением на воздухе. Заключительной операцией термической обработки был финальный отпуск при 530 °С, 1 ч. Выбор высокой температуры нагрева под закалку направлен на обеспечение растворения наибольшего количества карбидных фаз и равномерное распределение легирующих элементов в твердом растворе [82, 88-91].

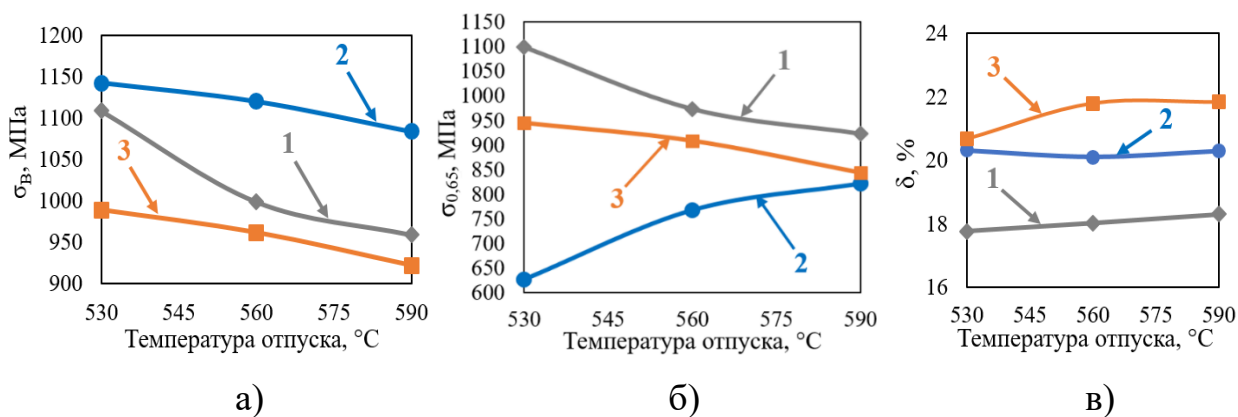


Рисунок 3.18. Влияние температуры отпуска на пределы прочности (а) и текучести (б) и относительное удлинение (в) сталей составов 1 – 3

Выдержка при температуре выше точки A_{C3} (760 °C) приводит к выделению карбидных фаз из аустенита, что обедняет его по содержанию углерода и легирующих элементов, уменьшая его стабильность, в результате чего повышается температура начала мартенситного превращения (точка M_H), и, тем самым, увеличивается количество образовавшегося мартенсита при охлаждении с сохранением выделившихся карбидных фаз. По данным рентгеноструктурного фазового анализа количество остаточного аустенита в стали состава 2 после такой обработки уменьшилось до 10 %. В результате микроструктура стали представляет собой практически прямоугольные пакеты «свежего» (вновь образовавшегося) мартенсита, расположенные на месте бывшего аустенитного зерна (рис. 3.19, а), а также выделившихся из аустенита при отжиге частиц карбидной фазы (рис. 3.15, 9). Карбиды, размером не более 150 нм, расположены преимущественно по границам бывшего аустенитного зерна и имеют вытянутую или близкую к глобулярной форму.

Проведение микрорентгеноспектрального анализа стали состава 2 после рассмотренной обработки показывает, что карбиды имеют повышенную концентрацию хрома и молибдена (рис. 3.20), что типично для комплексных карбидов типа $Me_{23}C_6$, в которых часть атомов хрома замещено молибденом. В процессе финального отпуска при температуре 530 °C происходит выделение дисперсных карбидов при распаде «свежего» мартенсита, а также

перераспределение и снижение плотности дислокаций. Это приводит к значительному увеличению предела текучести от 770 МПа (после отжига) до 970 МПа, при сохранении предела прочности не менее 1070 МПа и относительного удлинения в пределах 20-21 % [80].

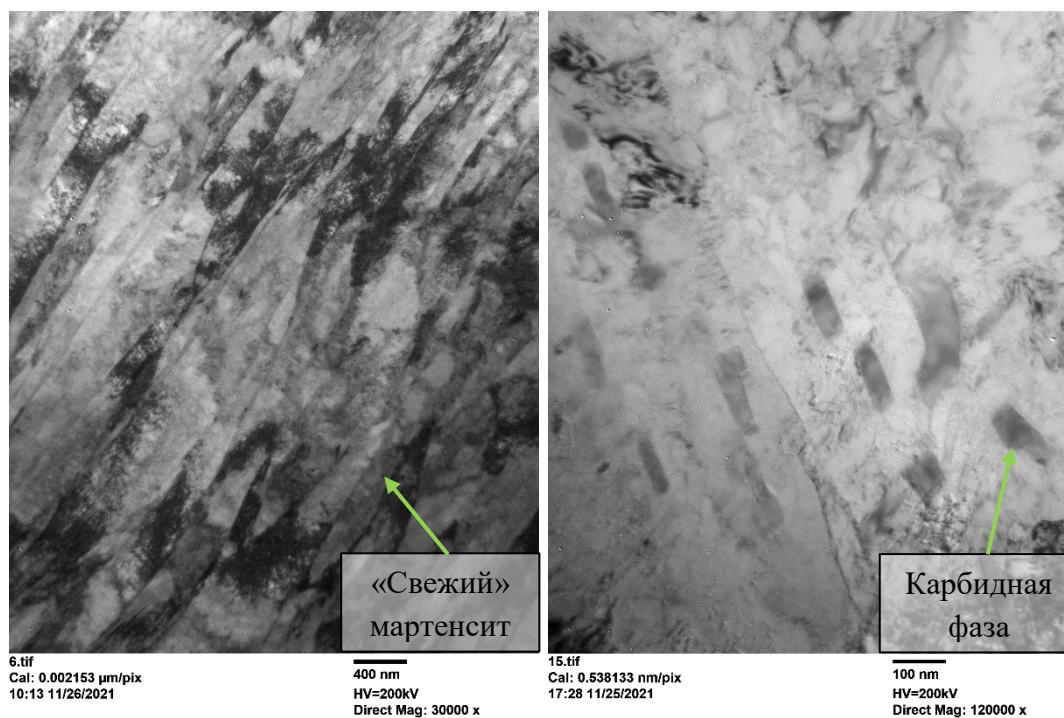


Рисунок 3.19. «Свежий» пакетный мартенсит (а) и карбиды (б) в микроструктуре стали состава 2 после закалки от 1020 °С и отжига при 760 °С

Известно, что возможности варьирования химического состава в нержавеющих сталях мартенситного класса ограничены в значительной степени [92, 93]. Повышение содержания хрома и других ферритообразующих элементов приводит к появлению в микроструктуре δ -феррита и соответствующему переходу к мартенсито-ферритному классу, с одной стороны. Увеличение же общего содержания аустенитообразующих, а также ферритообразующих элементов способствует сохранению остаточного аустенита в микроструктуре с переходом стали к аустенито-мартенситному классу. Это показывает принципиальное влияние на возможность достижения

высокого комплекса прочностных и вязко-пластических характеристик наряду с коррозионной стойкостью.

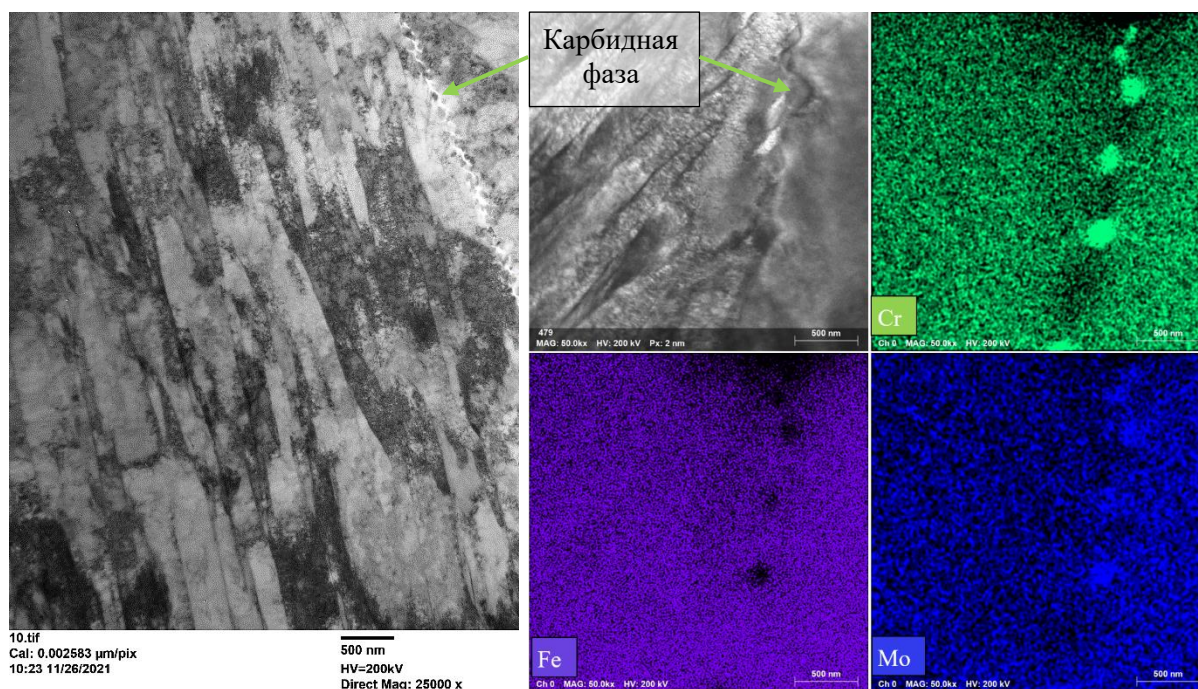


Рисунок 3.20. Микроструктура и распределение химических элементов в стали состава 2 после закалки от 1020 °С и отжига при 760 °С

Проведенные исследования показали, что выбранным сталям, отличающимися по составу, характерны различные температурные интервалы основных превращений. Сталь базового состава 1 является типичным представителем мартенситного (супермартенситного) класса. Повышение содержания хрома в стали, состава 3, при легировании молибденом и вольфрамом определяет появление в микроструктуре наряду с мартенситом заметного количества феррита. В то же время более высокое содержание никеля в стали состава 2 приводит к образованию двухфазной аустенито-мартенситной структуры, что в целом соответствует по типу полуаустенитным высокопрочным сталям с дисперсионным упрочнением, например, UNS S15700, S14800 [94].

Оценка структурного класса исследованных сталей на основе известных эмпирических формул, рекомендованных в приложении С стандарта DIN EN 10088:1 [94] на нержавеющие стали показала ряд особенностей (табл. 3.7).

Сталь базового состава 1 согласно критериям [92] должна быть отнесена к мартенсито-ферритным, поскольку расчетный параметр FM, определяемый относительно положения линий на диаграмме Шеффлера-ДеЛонга, заметно ниже 1,0. При этом параметр MS₁, равный расчетной температуре начала мартенситного превращения по формуле Гуча [95] :

$$M_n (^\circ C) = 492 - 125 * (\text{масс.}\%C) - 65,5 * (\text{масс.}\%Mn) - 10 * (\text{масс.}\%Cr) - 29 * (\text{масс.}\%Ni),$$

также не достигает диапазона значений для стали мартенситного класса (100-300). Следует отметить, что расчетные температуры мартенситного превращения MS₁ и MS₂ существенно ниже, определяемой дилатометрически.

Таблица 3.7

Оценка структурного класса исследуемых сталей [76]

Состав	FM	MS ₁	MNK	MNA	MS ₂	Оценочный класс
1	0,68	91,5	-16,2	158,3	55,5	Мартенсито-ферритная
2	0,79	-8	-20,8	68	-51	Метастабильная аустенитная
3	0,47	47,85	-21,1	94,1	-60,5	Мартенсито-ферритная
MS ₁ для стали мартенситного и мартенсито-ферритного классов						
MS ₂ для стали аустенитного класса						

Применение вышеуказанных расчетных критериев не позволяет корректно определить структурный класс стали состава 2, поскольку параметр MNA < 100, рассчитываемый на основе M_{д30}, позволяет отнести ее к метастабильным аустенитным. При этом температуры начала мартенситного превращения, рассчитанные по обеим формулам заметно ниже определенных эмпирически.

Оценка класса стали состава 3 по наименьшему значению параметра FM позволяет отнести ее к мартенсито-ферритным. Оценки температур начала мартенситного превращения также заметно снижены по сравнению с экспериментальными данными.

Таким образом, для всех исследованных сталей наблюдаются заметные расхождения в оценке структурного класса и температур мартенситного превращения на основе стандарта DIN EN 10088:1 [89] и совокупности проведенных исследований. По нашему мнению, более адекватной является оценка по известной методике Я.М. Потака и Е.А. Сагалевич [64], которая для исследуемых составов предсказывает наличие δ -феррита менее 1-2 % в стали состава 1, около 50 % аустенита в стали состава 2 и 30 % δ -феррита в стали состава 3.

Таким образом, установленные закономерности формирования фазового состава позволяют обеспечить достижение прочностных характеристик труб групп прочности Q125 и Q135 в соответствии с ГОСТ 31446-2017 при использовании стали мартенситного класса состава 1 в состоянии после закалки от 960 °С с последующим отпуском в интервале температур от 530 до 590 °С.

Минимизация количества остаточного аустенита в стали состава 2 с большим количеством хрома, но высоким содержанием никеля может быть обеспечена за счет применения известного для полуаустенитных нержавеющей сталей приема – отжига в нижней части аустенитной области при 760 °С, который сопровождается выделением карбидов типа $Me_{23}C_6$ и приводит к заметному повышению интервала мартенситного превращения за счет обеднения аустенита по углероду и карбидообразующим элементам [84]. В сочетании с отпуском при 530 °С это обеспечивает высокий уровень прочностных свойств при сохранении пластичности. Влияние связывания части хрома в карбиды при такой обработке на коррозионную стойкость требует отдельного анализа.

Для стали мартенсито-ферритного класса состава 3 по режиму, аналогичному для состава 2 удается получить высокие прочностные свойства, удовлетворяющие требованиям группы прочности Q125. Однако, высокая доля δ -феррита, достигающая 30 % и обусловленная повышенным содержанием ферритообразующих элементов, может привести к

значительному снижению ударной вязкости [96,97] и развитию локальной коррозии в местах его скопления.

Выбор состава стали определяется возможностью получения заданного комплекса свойств при обеспечении приемлемых технологических характеристик, в частности, горячей пластичности стали, которая в высокой степени зависит от фазового состава при температуре деформации. Наиболее благоприятной структурой для такой деформации является аустенитная, которая для составов 1 и 2 наблюдается в интервале температур горячего прессования или прокатки (1050-1250 °С).

С этой точки зрения сталях составов 1 и 2 с максимальным отношением количества аустенитообразующих и ферритообразующих элементов являются наиболее удобными, поскольку расчетное значение температуры начало образования δ -феррита из аустенита $T_{\gamma \rightarrow \delta}$ достаточно высоко (1155 °С). Повышенное содержание хрома и ферритообразующих элементов в стали состава 3 определяет более низкую температуру $T_{\gamma \rightarrow \delta}$ (1020 °С), что менее благоприятно, поскольку определяет наличие значительного количества δ -феррита при температуре нагрева под горячую деформацию.

Таким образом, проведенные исследования показали, что решение задачи повышения коррозионной стойкости нержавеющей стали за счет увеличения содержания хрома при обеспечении высокого уровня прочности, характерного для материалов мартенситного класса с базовым содержанием хрома около 13 %, затруднено значительными изменениями хода фазовых превращений даже при относительно небольших вариациях содержания аустенитообразующих и ферритообразующих элементов. Увеличение количества хрома и других ферритообразующих элементов определяет возможность появления в преимущественно мартенситной микроструктуре δ -феррита, а с повышением доли аустенито-образующих в структуре сохраняется значительное количество остаточного аустенита, что затрудняет достижение высокопрочных состояний. На примере стали состава 2 показано, что в этой стали количество остаточного аустенита может быть существенно

снижено за счет проведения промежуточного отжига при 760 °С, обеспечивающего выделение карбидов типа $Me_{23}C_6$, что после проведения финального отпуска позволяет получить высокую прочность без уменьшения пластичности.

Выполненные исследования были направлены на поиск новых составов высокохромистой стали, обеспечивающих различные группы прочности и исполнения. При этом, основным направлением изменения состава стало снижение содержания углерода и повышение содержания никеля, что в такой комбинации позволяло сохранять структурный класс стали. По нашему мнению, в таблице 3.8 представлены области наиболее рационального применения разработанных марок стали.

Как показали электрохимические и автоклавные исследования [98], наблюдается закономерный рост стойкости материалов в модельной среде (СТО ГАЗПРОМ 2-4.1-228) при снижении содержания углерода (рис.3.21), Эти результаты подтверждают соответствие материалов критериям коррозионной стойкости. При этом обеспечение хладостойкости металла труб в высокопрочном состоянии потребовало измельчения микроструктуры. Для этого были разработаны составы, микролегированные ниобием, что обеспечило дополнительный запас хладостойкости и прочности, улучшив их комбинацию на 15-30% без существенного влияния на себестоимость.

Таблица 3.8

Марки стали на основе 13Cr и области их применения

Марка стали	Группа прочности, исполнение						
	L80 13Cr	L8013CrL	R9513Cr	R9513CrL	P11013Cr	P110 13CrL	P110 13CrLL
	Обычн.	Хладост.	Обычн.	Хладост.	Обычн.	Хладост.	Пов. хлад.
20X13	+	-	-	-	-	-	-
15X13H2, 15X13H2Б	+	+	+	+	-	-	-
10X13H2МФ, 10X13H3МФБ	-	-	+	+	+	+	*
04X13H5М2Б	-	-	-	-	-	+	+

«+» - производство целесообразно;

«-» - производство технически невозможно, либо экономически нецелесообразно.

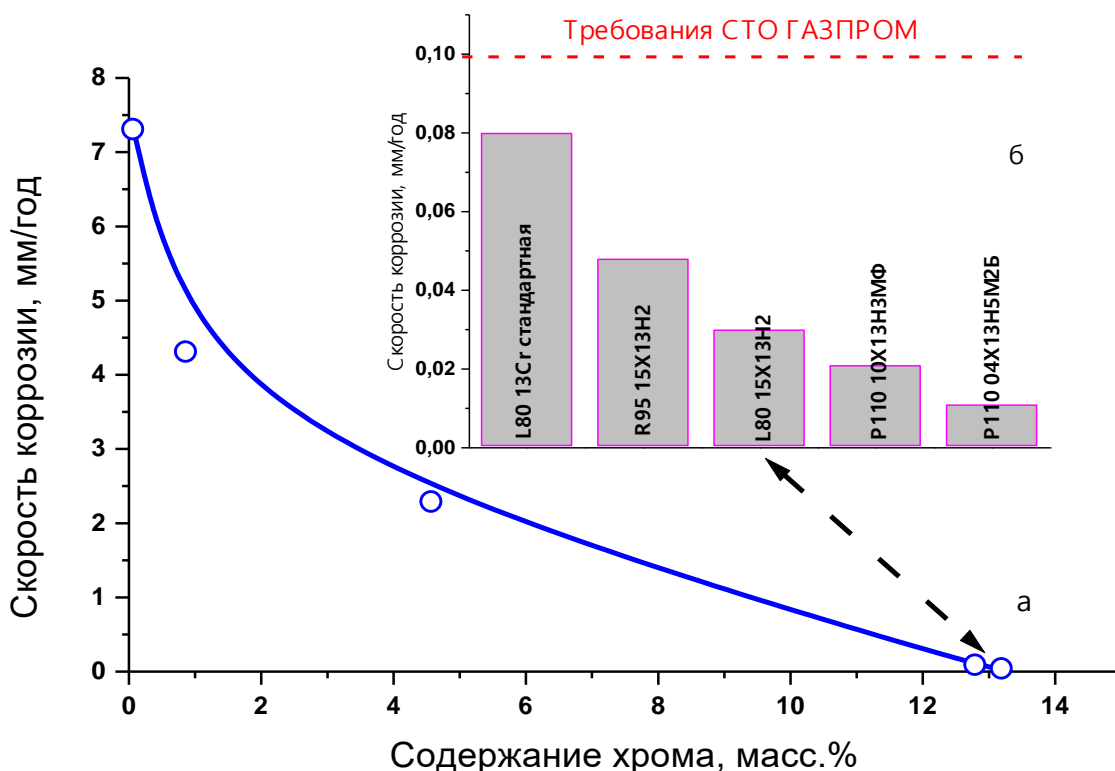


Рисунок 3.21– Влияние состава стали на скорость коррозии хромистых трубных сталей по результатам испытаний. а – 5% NaCl, 107 °С, P_{CO_2} = 0,1 МПа, поток 3,8 м/с, б - 5% NaCl + 0,5% CH_3COOH + CH_3COONa , pH = 4,0, P_{CO_2} : 3 МПа, 90 °С

3.3. Разработка технологии производства труб для узлов активных зон и внутрикорпусных устройств ЯЭУ

Длительная безаварийная эксплуатация атомных электростанций в значительной степени определяется правильностью выбора конструкционных материалов с учетом особенностей условий эксплуатации. Большая часть узлов ядерных энергетических установок (ЯЭУ) является труднодоступной и практически неремонтопригодной, а их разгерметизация весьма опасна. Задачи развития ядерной энергетики и, в частности, на основе новых технологий применения реакторов на быстрых нейтронах с замкнутым ядерным топливным циклом требуют освоение производства изделий материалов новых поколений [7]. Ужесточение условий внутри активной зоны

с увеличением температуры и доз радиационного облучения определило целесообразность применения малораспухающих 9-12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей вместо аустенитных, которые, кроме того, имеют меньшую теплопроводность и больший коэффициент термического расширения [99]. В данном разделе даны результаты исследования микроструктуры и свойств ферритно-мартенситного сталей с 12% Cr, которые могут применяться для производства труб узлов активных зон и внутри корпусных устройств ЯЭУ, например, корпусов тепловыделяющих сборок (ТВС). На основании этих исследований планируется освоить производство новых видов продукции – разработать технологию изготовления бесшовных холоднодеформированных круглых и шестигранных труб из стали ферритно-мартенситного класса марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш.

Рабочие температуры сталей, применяемых для труб активных зон ЯЭУ, ограничены снизу склонностью к охрупчиванию (хладноломкости) при радиационных воздействиях, а сверху – уровнем длительной прочности (жаропрочности) [99-104]. Стали с 12% Cr характеризуются более высокой прочностью при высоких температурах и повышенной стойкостью к коррозии в контакте с теплоносителем чем стали с 7-9% Cr. Однако последние выгодно отличаются меньшей склонностью к радиационному охрупчиванию, малыми количествами δ -феррита, снижающего сопротивление ползучести, ударную вязкость.

Как уже отмечалось выше, высокие свойства в материалах новых поколений обеспечены за счет комплексного легирования и формирования преимущественно мартенситной структуры, упрочненной дисперсными частицами. При этом должен быть обеспечен баланс элементов, стабилизирующих феррит и аустенит, с увеличением концентрации Mo, W, ответственных, главным образом, за твердорастворное упрочнение, и V, Nb, ответственных за дисперсионное. Для снижения затрат при утилизации в середине 80-х годов была развита концепция малоактивируемых

конструкционных материалов, основанная на целевом снижении содержания элементов, обеспечивающих формирование долгоживущих радионуклидов. Интенсивность спада радиоактивности при наличии таких элементов как Nb, Mo, Ni и Al мала и не достигает безопасного уровня за приемлемое время. Мало активируемыми легирующими элементами являются Mn, W, V, Ta, Ti, Si и др [105].

Для современных ЯЭУ со свинцовым или свинцово-висмутовым теплоносителем была разработана сталь марки ЭП823-Ш (16X12МВСФБР-Ш), являющаяся улучшенной по всему комплексу технологических и эксплуатационных свойств модификацией стали марки ЭП549 (1X12НС2МЗБ-Ш). Она рекомендована в качестве конструкционного материала шестигранных чехлов ТВС промышленных реакторов на быстрых нейтронах. Комплексное легирование стали ЭП823-Ш дало возможность получить высокую стабильность структуры со строго фиксированным количеством феррита и высокие технологические и эксплуатационные свойства [106,107]. Сталь марки ЭП450-Ш (12X12М2БФР-Ш) является штатным материалом в реакторах типа БН-600 и обладает высокой стойкостью к распуханию [103,109]. Кроме того, обеспечена необходимая коррозионная стойкость в расплаве натрия и определенный уровень жаропрочности при достаточной технологичности и приемлемой стоимости.

. Целью данной работы была разработка технологии производства бесшовных холоднодеформированных труб круглого и шестигранного сечения из нержавеющей сталей ферритно-мартенситного класса ЭП450-Ш и ЭП823-Ш на основе изучения закономерностей фазовых и структурных превращений, а также сопротивления пластической деформации в широком интервале температур.

Для исследования были использованы трубные заготовки опытно-промышленного производства. Химический состав исследованных сталей и

марочное содержание основных элементов согласно нормативно-технической документации приведены в таблице 3.9.

Таблица 3.9

Концентрация основных элементов в исследованных сталях и их марочный состав

Марка	Массовая доля элементов, %											
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	B	N	Ti
ЭП450-Ш	0,137	0,34	0,43	11,79	0,26	1,66	-	0,197	0,28	0,0046	0,028	0,001
	0,10–0,15	≤0,50	≤0,50	11,0–13,5	0,05–0,30	1,20–1,80	-	0,10–0,30	0,25–0,55	≤0,04	-	-
ЭП823-Ш	0,178	0,52	1,12	11,01	0,59	0,74	0,56	0,27	0,27	0,0035	0,029	0,013
	0,14–0,18	0,50–0,80	1,00–1,30	10,0–12,0	0,50–0,80	0,60–0,90	0,50–0,80	0,20–0,40	0,20–0,40	≤0,006	<0,05	≤0,05

Прим.: содержание S<0,002 масс.%, P<0,013 масс.%

Микроструктура в исходном состоянии образцов обеих марок стали схожая. Наряду с участками продуктов глубокого отпуска мартенсита присутствует феррит как в виде отдельных островков, так и выраженных полос. Очевидно, что содержание феррита в микроструктуре определяется как температурным режимом деформации и термической обработки, так и балансом аустенитообразующих и ферритообразующих элементов. Для понимания особенностей влияния состава на закономерности фазовых превращений в сталях исследуемого типа было проведено термодинамическое моделирование для трех типов составов в пределах марочного: при максимальном содержании ферритообразующих элементов, при минимальном содержании ферритообразующих элементов и для среднего состава. Таким образом можно охватить весь интервал возможных состояний соответствующей марки, а также оценить интервалы температур для типичных состояний при среднем содержании элементов. Последнее представляет практический интерес, поскольку химический состав исследованных сталей опытных плавок приблизительно соответствовал

именно среднему марочному. Понимание влияния химического состава на фазовые равновесия важно и для определения режима горячей деформации, поскольку технологическая пластичность существенно снижается в двухфазном состоянии.

На рисунке 3.19 представлены результаты моделирования фазовых состояний в стали марок ЭП823-Ш и ЭП450-Ш. Видно, что при минимальном содержании ферритообразующих элементов и максимальном содержании аустенитообразующих в стали ЭП823-Ш (рис.3.22, а) кристаллизация расплава сопровождается перитектическим превращением на завершающей стадии с последующим полным превращением дельта-феррита в аустенит, который становится единственной фазой при температуре около 1250 °С, сохраняясь в широком интервале температур. Процесс в этом случае полностью соответствует случаю, описанному выше на рис.3.3,а. При обратном соотношении аустенитообразующих и ферритообразующих элементов в составе стали этой марки можно ожидать кристаллизацию с образованием только дельта-феррита с последующим его частичным превращением в аустенит (рис.3.22, б), т.е. аналогично варианту рассмотренному на рис.3.3,в. Двухфазная ($\delta+\gamma$) область лежит в широком интервале температур, а максимальное количество аустенита составляет порядка 50% при температуре около 1000 °С. При среднем марочном содержании можно ожидать кристаллизацию с образованием дельта-феррита и перитектическим превращением на завершающей стадии (рис.3.22, в). Дальнейшее охлаждение сопровождается превращением феррита в аустенит, который становится единственной фазой при температуре около 1070 °С, что сохраняется в относительно узком интервале температур приблизительно до 940 °С. Сталь марки ЭП450-Ш имеет меньшее содержание аустенитообразующих элементов, и при среднем марочном составе максимальная доля аустенита составляет около 50% (рис.3.22, г).

Следует отметить, что аустенит при охлаждении ниже критической точки A_1 становится термодинамически нестабильным, однако вследствие высокого содержания легирующих элементов и, соответственно, устойчивости при реальных скоростях охлаждения в значительных объемах превращается в мартенсит [110,111]. Высокие значения критической температуры A_1 , также в значительной степени зависят от соотношения аустенитообразующих и ферритообразующих элементов позволяют проводить отпуск мартенсита при высоких температурах до $750\text{ }^\circ\text{C}$ и более.

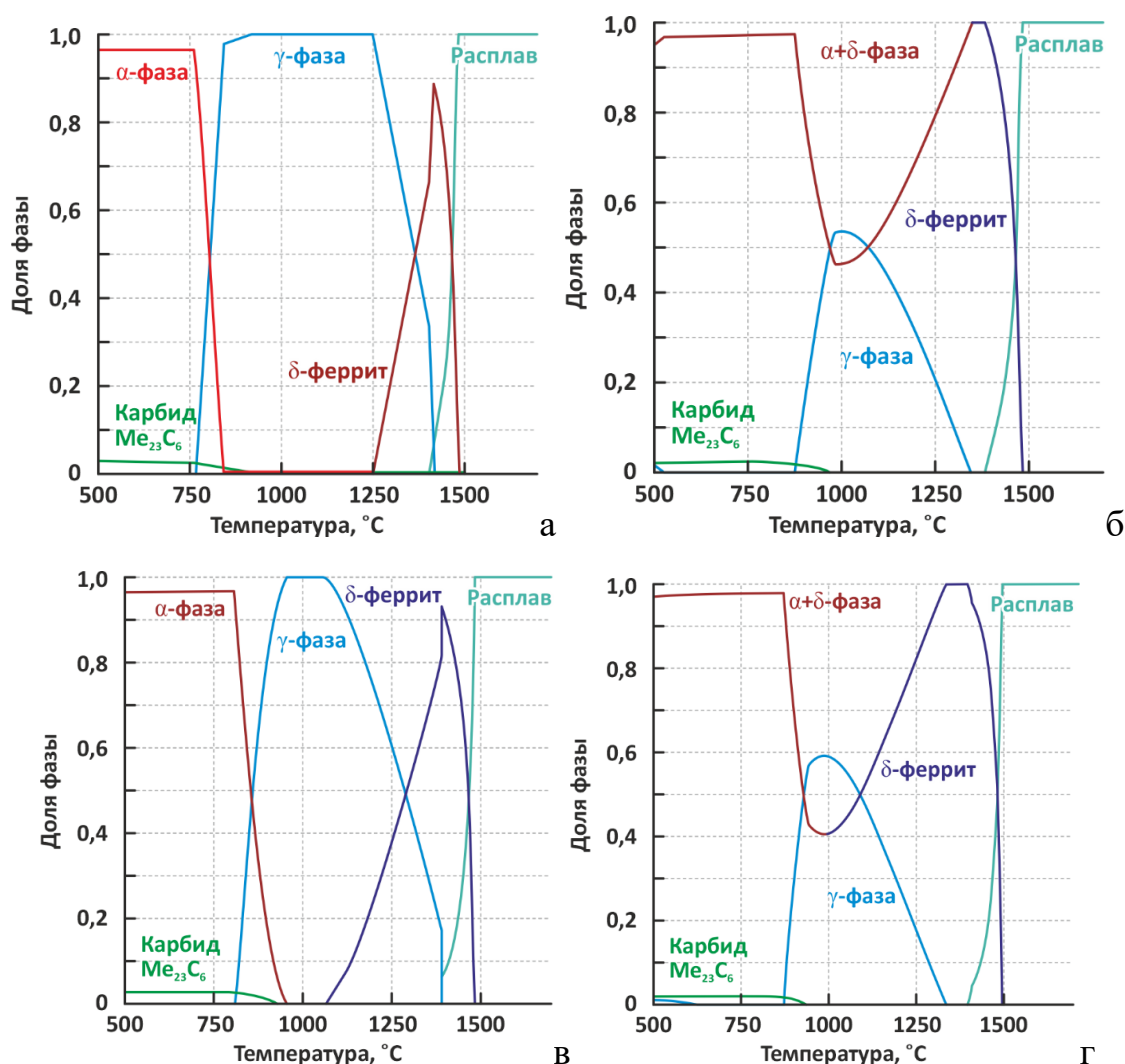


Рисунок 3.22. Расчетное количество фаз в равновесии при минимальном содержании ферритообразующих и максимальном содержании аустенитообразующих элементов (а), при минимальном содержании аустенитообразующих и максимальном содержании ферритообразующих элементов (б), для среднего состава (в, г) в пределах марки:

а, б, в – сталь марки ЭП823-Ш; г – сталь марки ЭП450-Ш

Изучение превращений в исследованных образцах проводили дилатометрическим методом со скоростями нагрева, соответствующими цеховым условиям. При прямом электронагреве образцов в исходном состоянии послековки и отжига от комнатной температуры до 1350 °С со скоростью 250 °С/с заметны характерные эффекты в области образования аустенита. Значения критических точек определяли по пересечению касательных, проведенных к прямолинейным участкам дилатограмм (рис.3.23). Очевидно, что вследствие высокой скорости нагрева начало превращений смещено к более высоким температурам относительно равновесных, при этом начало образования аустенита в стали марки ЭП450-Ш начинается несколько раньше, чем в ЭП823-Ш. Следует отметить, что в данных условиях нагрева образование аустенита не происходит полностью, поскольку наклон дилатометрической кривой после обратного перегиба становится меньше, начального, что позволяет предположить, что данный участок соответствует уже нагреву дельта-феррита. По данным измерений восьми образцов от каждой марки получены значения температур начала образования аустенита при быстром нагреве:

– 950 ± 6 °С для марки ЭП450-Ш; – 1028 ± 6 °С для марки ЭП823-Ш.

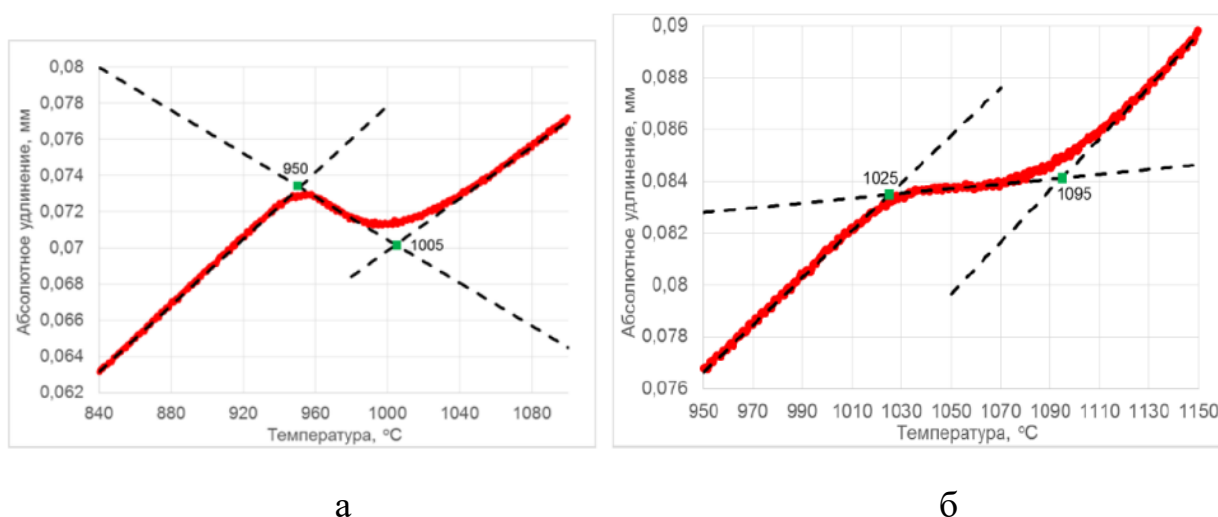


Рисунок 3.23. Участки дилатограмм при нагреве стали со скоростью 250 °С/с:

а – ЭП450-Ш; б – ЭП823-Ш

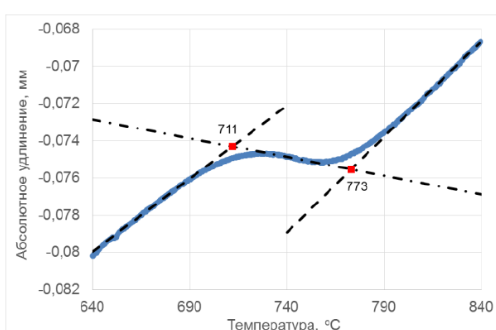
При замедленном охлаждении от 1350 °С со скоростью около 0,02 °С/с в исследованных сталях могут иметь место превращения по первой и вторым ступеням. Так, были отмечены превращения в области диффузионного превращения (рис.3.24, а), а также некоторая доля превращения по промежуточному механизму (рис.3.24, б). Следует отметить, что превращения в высокотемпературной области при охлаждении, по-видимому, приводят к обогащению аустенита углеродом и обеспечивают снижение мартенситных точек. Выделение карбидов в высокотемпературной области приводит к противоположному эффекту. Интервал мартенситного превращения (по результатам замеров 5 образцов каждой марки) при быстром закалочном охлаждении сталей исследованных составов составляет:

– марки ЭП450-Ш, $M_H = 277 \pm 3$ °С, $M_K = 222 \pm 6$ °С;

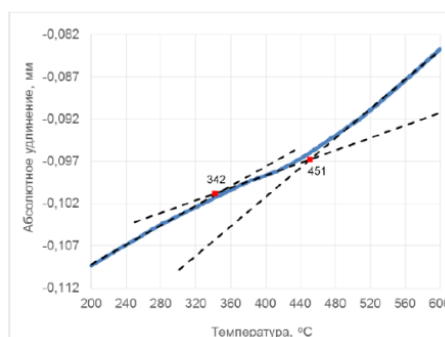
– марки ЭП823-Ш, $M_H = 278 \pm$ °С, $M_K = 192 \pm 9$ °С.

Для установления интервала температур нагрева под закалку с определением доли феррита после ускоренного охлаждения образцов из стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш проводили термическую обработку по следующим режимам:

- закалка от 980 °С с охлаждением на воздухе и в воде;
- закалка от 1030 °С с охлаждением на воздухе и в воде;
- закалка от 1075 °С с охлаждением на воздухе и в воде.



а



б

Рисунок 3.24. Дилатометрические эффекты распада аустенита при охлаждении образцов со скоростью 0,02 °С/с: а – ЭП450-Ш; б – ЭП823-Ш

На рис.3.25 приведена микроструктура образцов из стали марки ЭП450-Ш и ЭП823-Ш. Очевидно, что минимальное количество феррита образуется в стали марки ЭП823-Ш при нагреве до 1030-1075 °С, который сохраняется после ускоренного охлаждения.

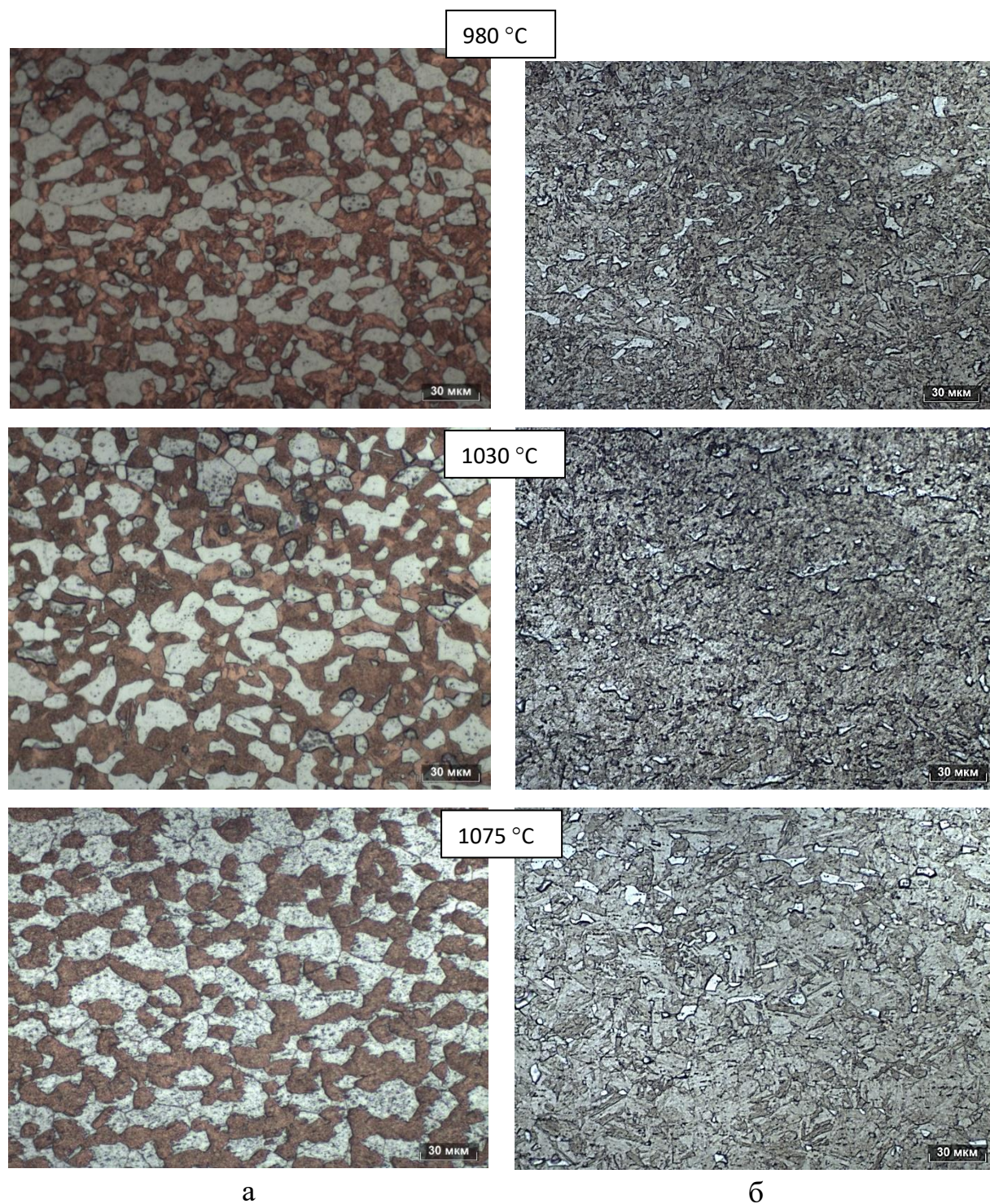


Рисунок 3.25. Микроструктура образцов ферритно-мартенситных марок стали после заковки в воду: а – ЭП450-Ш; б – ЭП823-Ш

Количество феррита в данном температурном диапазоне изменяется мало, обеспечивая доминирование в микроструктуре мартенсита. Это, в целом, хорошо согласуется с данными термодинамического расчета. В образцах из стали марки ЭП450-Ш доля феррита в микроструктуре значительно больше, составляя практически половину при всех температурах нагрева.

Объемная доля феррита в исследованных образцах из стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш в зависимости от температуры закалки и способа охлаждения приведена в таблице 3.10. Следует отметить, что влияние скорости охлаждения на соотношение структурных составляющих слабое и находится в пределах ошибки измерения.

Таблица 3.10

Объемная доля феррита образцов из стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш

Марка стали	Температура закалки, °С	Среда охлаждения	Объемная доля феррита образца, %
ЭП450-Ш	980	Воздух	46
		Вода	45
	1030	Воздух	51
		Вода	53
	1075	Воздух	56
		Вода	65
ЭП823-Ш	980	Воздух	11
		Вода	13
	1030	Воздух	7
		Вода	7
	1075	Воздух	11
		Вода	12

Влияние термической обработки на предел текучести σ_T , относительное удлинение δ_5 обеих марок оценивали после закалки образцов от 1050 °С в воде и на воздухе с последующим отпуском при температурах 690-750 °С, выдержка 1 ч. Испытания на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре, усредненные для обоих вариантов охлаждения результаты приведены на рис. 3.26.

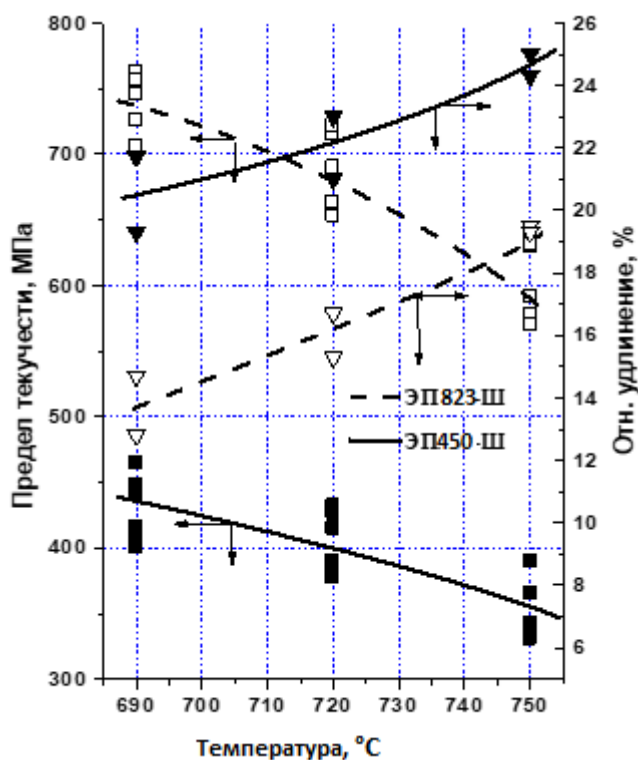


Рисунок 3.26. Влияние температуры отпуска после закалки от 1050 °С на механические свойства исследованных сталей

Прочностные характеристики исследованных образцов из исследуемых марок стали существенно отличаются, что очевидно связано с принципиально различными уровнями объемных долей в микроструктуре «мягкой» структурной составляющей – феррита после закалки.

При минимальном содержании феррита в закаленных образцах из стали марки ЭП823-Ш прочностные характеристики после отпуска очень высоки, значительно выше минимальных нормативных показателей, но даже при

максимальной из использованных температуре отпуска относительное удлинение невелико и находится вблизи минимально допустимых значений.

Полученные данные по механическим свойствам и установленные температуры образования аустенита позволяют в значительной степени повысить температуру отпуска стали ЭП823-Ш для обеспечения рационального запаса пластичности при определенном снижении прочностных характеристик. Очевидно, что вследствие сильной зависимости фазового состава стали от баланса аустенитообразующих и ферритообразующих элементов в химическом составе, режим (температура) отпуска должен выбираться исходя из ожидаемой доли мартенсита в микроструктуре после закалки. При этом возможность формирования преимущественно аустенитной структуры при температуре нагрева под закалку в стали марки ЭП823-Ш существенно выше, чем в ЭП450-Ш.

Для разработки режимов горячей деформации были изучены сопротивление деформации в горячем состоянии, а также характеристики пластичности [108]. Варьировали температуру и скорость деформации в пределах, соответствующих технологии горячего прессования труб. Так, например, на рис. 3.24 приведены диаграммы зависимости сопротивления горячей пластической деформации для стали марок ЭП450-Ш. Кривые сопротивления деформации растяжением стали марки ЭП450-Ш характеризуются продолжительной (до деформации $\varepsilon = 0,6 \dots 0,8$) стадией деформационного упрочнения, что указывает на вероятное отсутствие в исследованных режимах деформации достижения состояния равновесия между процессами упрочнения и возврата. При больших деформациях достигается пиковое значение напряжений, что обусловлено локализацией деформации.

Для экспериментальных данных исследования дополнительных испытаний на растяжение стали марки ЭП450-Ш и ЭП823-Ш проведена статистическая обработка, по результатам которой уточнены зависимости

работы [112] для расчёта значения сопротивления деформации при заданных условиях (скорость u , степень ε и температура деформации θ):

- для стали ЭП450-Ш

$$\sigma_s = 14545 \varepsilon^{0,13} u^{0,315} \exp(-0,005\theta); \quad (1)$$

- для стали ЭП823-Ш

$$\sigma_s = 13154 \varepsilon^{0,1683} u^{0,16} \exp(-0,00412\theta). \quad (2)$$

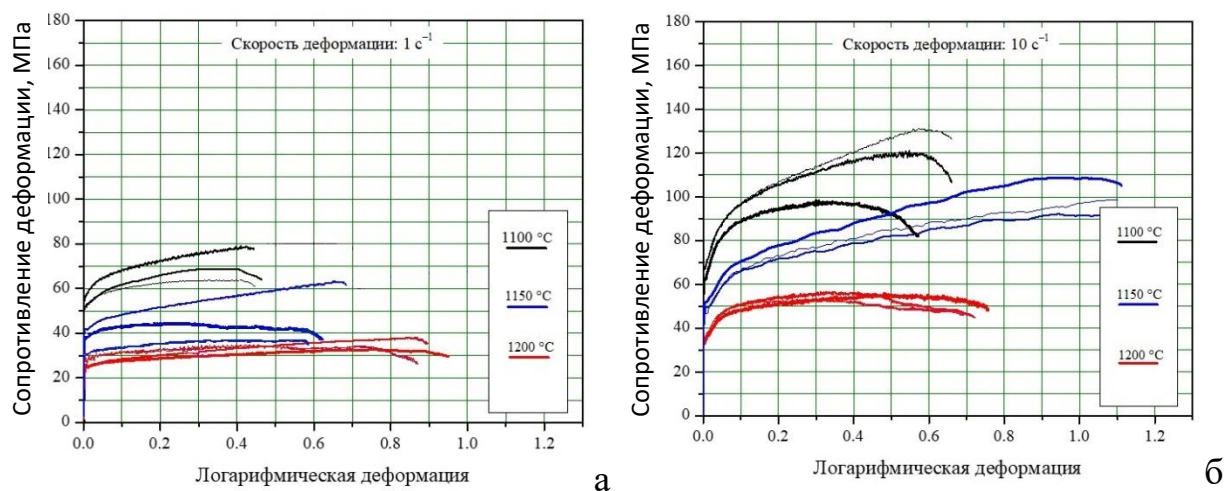


Рисунок 3.27. Сопротивление горячей пластической деформации стали марки ЭП450-Ш: а – $u = 1,0 \text{ с}^{-1}$; б – $u = 10,0 \text{ с}^{-1}$

С целью разработки технологии изготовления горячепрессованных передельных труб с использованием гидравлического трубопрофильного прессы усилием 20,0 МН, указанные зависимости (1) и (2) применяются следующим образом на примере изготовления труб размерами 89,0×7,0 мм из стали марки ЭП823-Ш.

Для рекомендуемой температуры нагрева заготовки перед прессованием [112] в соответствии с проектной технологией ($\varepsilon = 1,95$; $u = 10,0 \text{ с}^{-1}$; $\theta = 1150 \text{ °C}$) определили сопротивление деформации σ_s по зависимости (2):

$$\sigma_s = 13154 \cdot 9,8^{0,1683} \cdot 10,0^{0,16} \exp(-0,00412 \cdot 1150) = 186 \text{ МПа.}$$

Полученное значение сопротивления деформации использовали для расчета максимального усилия прессования согласно зависимости Ж. Сежурне [113]:

$$P_{\max} = \frac{\pi}{4} (D_K^2 - d_u^2) \sigma_s \ln(\mu) e^{\frac{4fl}{D_K - d_u}}, \quad (3)$$

где D_K – диаметр втулки контейнера трубопрофильного пресса, мм;

d_u – диаметр пресс-иглы, мм;

σ_s – сопротивление металла горячей пластической деформации, МПа;

μ – коэффициент вытяжки при прессовании;

f – коэффициент трения на поверхностях контакта металла с инструментом;

l – длина гильзы в контейнере профильного пресса в подпрессованном состоянии, мм.

Подставив необходимые по требованиям технологии значения, определяем максимальное усилие прессования $P_{\max} = 12,9 \text{ МН} \leq P_{\text{ном}} = 20,0 \text{ МН}$, значительно меньшее, относительно номинального усилия пресса. Следовательно, техническая возможность изготовления труб размерами $89,0 \times 7,0$ мм из стали марки ЭП823-Ш не ограничена силовыми параметрами процесса.

В свою очередь, для разработки режимов холодной деформации также были изучены сопротивление деформации в холодном состоянии и определены граничные степени холодной деформации, исключающие образование дефектов [110].

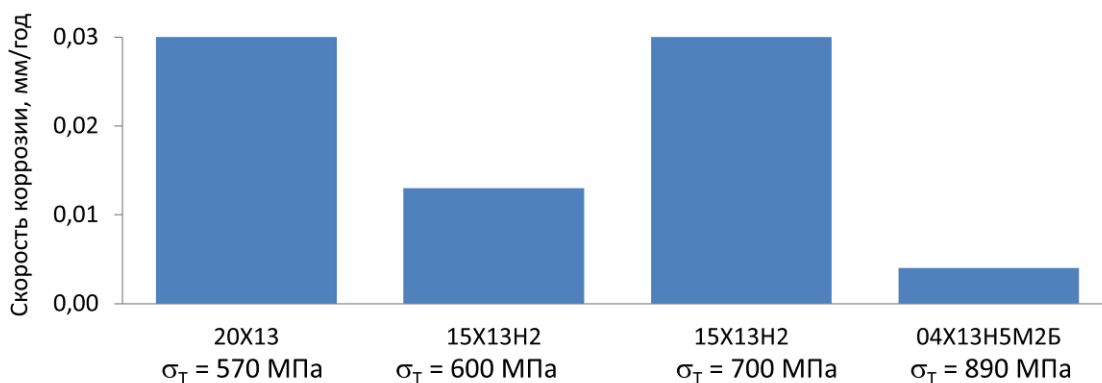
3.4. Влияние легирования сталей на основе 13% хрома на коррозионные свойства

Испытаниям подвергали образцы сталей 20X13, 15X13H2 и 04X13H5M2Б вырезанные из труб групп прочности L80 13Cr, L80 13CrS, C95 13CrS и P110 13CrSL. Результаты автоклавных испытаний на равномерную коррозию приведены на рисунке 3.28. Все изученные стали проявили высокую стойкость к углекислотной коррозии (требования СТО Газпром 2-4.1-228-2008: скорость коррозии не более 0,1 мм/год). Повышение предела текучести стали 15X13H2 на 100 МПа несколько увеличивает ее скорость коррозии.

Стоит отметить, что сталь марки 04X13H5M2Б проявляет более высокую стойкость к углекислотной коррозии, по сравнению со сталями марок 20X13 и 15X13H2. Это связано с малым содержанием углерода и дополнительным легированием никелем и молибденом.

Для проведения потенциометрических коррозионных исследований стали «супер-хром» обрабатывали по следующему режиму: закалка от температуры 1000 °С, охлаждение на воздухе и отпуск при 620 °С (60 мин). Для сравнения испытывали также сталь марки 20X13 после обработки по следующему режиму: закалка от температуры 1000 °С, охлаждение на воздухе и отпуск при 700 °С (60 мин)[70].

Исследования проводили в растворе «А» согласно требованиям стандарта NACE TM0177 (5% NaCl + 0,5% CH₃COOH + CH₃COONa) с пропусканием через раствор CO₂ под давлением 0,1 МПа. Температура испытательного раствора была равной +20 °С при показателях кислотности pH=3 и pH=4. Результаты испытаний при 20 °С представлены на рисунке 3.29 и в таблице 3.11.



Условия испытаний:

5% NaCl + 0,5% CH₃COOH + CH₃COONa, pH = 4,0;

Парциальное давление углекислого газа: 3 МПа;

Температура испытаний: 90°C; Общее давление в системе: 5 МПа.

Рисунок 3.28 Скорость коррозии сталей на основе 13% хрома в среде, содержащей углекислый газ

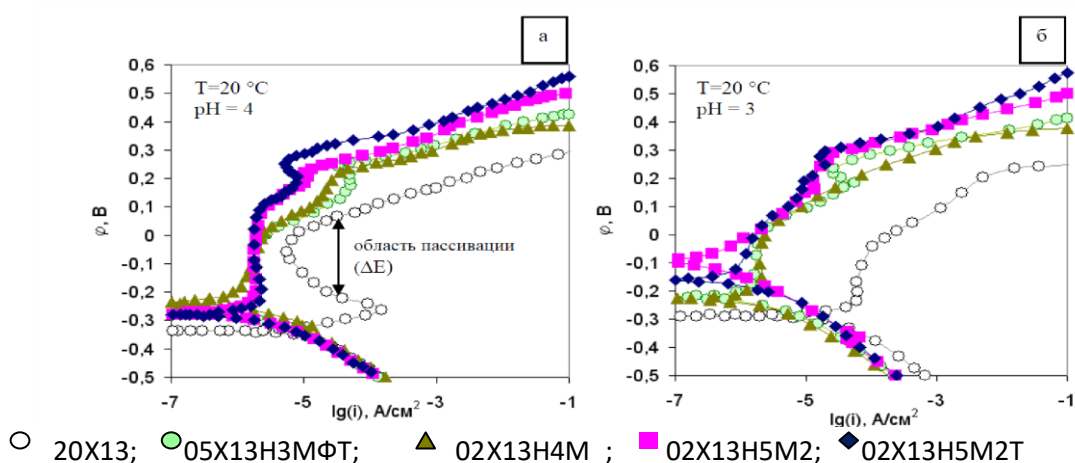


Рисунок 3.29 – Вид поляризационных кривых сталей типа «супер-хром»

У всех исследуемых сталей имеется область пассивации ΔE – область потенциалов, в которой металл находится в пассивном состоянии (рисунок 3.29). Понижение содержания углерода и дополнительное легирование сталей «супер-хром» никелем и молибденом (по сравнению со сталью 20X13) позволило значительно снизить глубинный показатель коррозии (K_p) при pH=4 и, особенно, при pH=3 (таблица 3.11). Исследуемые стали имеют незначительное отличие по глубинному показателю коррозии [70].

Таблица 3.11.

Глубинный показатель коррозии в сталях типа 13Cr и «суперхром» по результатам электрохимических испытаний

Марка стали	pH	K _п , мм/год
20X13	4	0,06
	3	1,24
05X13H3MФТ	4	0,02
	3	0,02
02X13H4M	4	0,02
	3	0,17
02X13H5M2	4	0,02
	3	0,01
02X13H5M2T	4	0,02
	3	0,02

Таким образом, после проведения коррозионных испытаний можно сделать вывод, что стали типа «супер-хром» проявляют значительно большую сопротивляемость коррозии в кислой среде, чем сталь 20X13. Согласно требованиям уровня PSL-3 по API 5CT изделия группы прочности L80 13Cr должны иметь пороговую стойкость к СРН не менее 80% от минимального предела текучести по методу А стандарта NACE TM01772005. Раствор для испытания должен иметь pH, равный 3,5, и парциальное давление H₂S, равное 10 кПа, которое существенно ниже применяемого для испытаний низколегированных сталей для кислых сред. Проведенные испытания на стойкость к СРН насосно-компрессорных труб групп прочности L80 13Cr (из стали марки 20X13) и P110 13CrSL (из стали марки 04X13H5M2Б) завершились с положительным результатом.

3.5. Разработка технологических режимов и опытно-промышленное опробование производства

Изготовление опытных передельных образцов труб осуществляли методом горячей деформации в трубопрессовом цехе Волжского трубного завода, холодную деформацию прокаткой – на предприятии ТМК-ИНОКС. Профилирование холоднодеформированных труб круглого сечения в

шестигранные осуществляли на опытном многофункциональном стане РусНИТИ с использованием сконструированной экспериментальной клетки.

На основе проведенных исследований для стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш разработаны: режимы прессования передельных горячепрессованных труб размерами 133,0×14,0 и 89,0×7,0 мм (до механической обработки); режимы холодной прокатки как масштабных образцов труб круглого сечения (таблица 3.12), так и передельных труб, предназначенных для последующего изготовления труб шестигранного сечения (таблиц 3.13 и 3.14); режимы окончательной термической обработки труб круглого и шестигранного сечений, обеспечивающие выполнение требований технических условий.

Таблица 3.12

Режимы холодной прокатки труб размерами 63,5×4,5 мм

из стали марки ЭП823-Ш

№ прохода	Размеры труб, мм		Стан	Коэффициент вытяжки (μ)	Степень деформации, %
	до прокатки	после прокатки			
1	89,0×7,0 → обточка 87,0×6,0	63,5×4,5	ХПТ 90М	1,83	45,4

Таблица 3.13

Режимы холодной прокатки труб размерами 50,0×0,87 мм

из стали марки ЭП450-Ш

№ прохода	Размеры труб, мм		Стан	Коэффициент вытяжки (μ)	Степень деформации, %
	до прокатки	после прокатки			

1	133,0×14,0	114,0×9,50	ХПТ 90М	1,50	33,5
2	114,0×9,5	102,0×6,90	ХПТ 90М	1,47	32,1
3	102,0×6,9	89,0×3,65	ХПТ 90М	2,13	53,2
4	89,0×3,65	57,0×2,30	ХПТ 55	2,41	58,5
5	57,0×2,3	54,0×1,60	ХПТР 30- 60	1,44	30,5
6	54,0×1,60	50,0×0,87	ХПТР 30- 60	1,66	39,6

Таблица 3.14

Режимы холодной прокатки труб размерами 50,0×0,87 мм
из стали марки ЭП823-Ш

№ прохода	Размеры труб, мм		Стан	Коэффициент вытяжки (μ)	Степень деформации, %
	до прокатки	после прокатки			
1	87,0×3,5	57,0×2,3	ХПТ 55	2,32	56,9
2	57,0×2,3	54,0×1,6	ХПТР 30- 60	1,49	33,1
3	54,0×1,6	50,0×0,87	ХПТР 30- 60	1,95	48,7

Показано, что рациональным способом изготовления холоднодеформированных труб шестигранного сечения из стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш является способ профилирования на оправке в

профилировочной многовалковой клетки. Специалистами АО «РусНИТИ» проведен ряд проектно-конструкторских работ, в результате которых разработан экспериментальный прокатный комплекс с вмонтированным в его станину 4-х валковым модулем. Полученный комплекс представляет собой экспериментальную лабораторную профилировочную клетку, являющуюся масштабной моделью промышленной клетки. Оригинальным решением представлен комплект инструмента, в частности конструкция разъемной шестигранной оправки. С использованием указанной лабораторной профилировочной клетки изготовлены экспериментальные масштабные макеты шестигранных образцов-труб размерами «под ключ» 45,2 мм с толщиной стенки 0,87 мм из стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш (рис. 3.30).

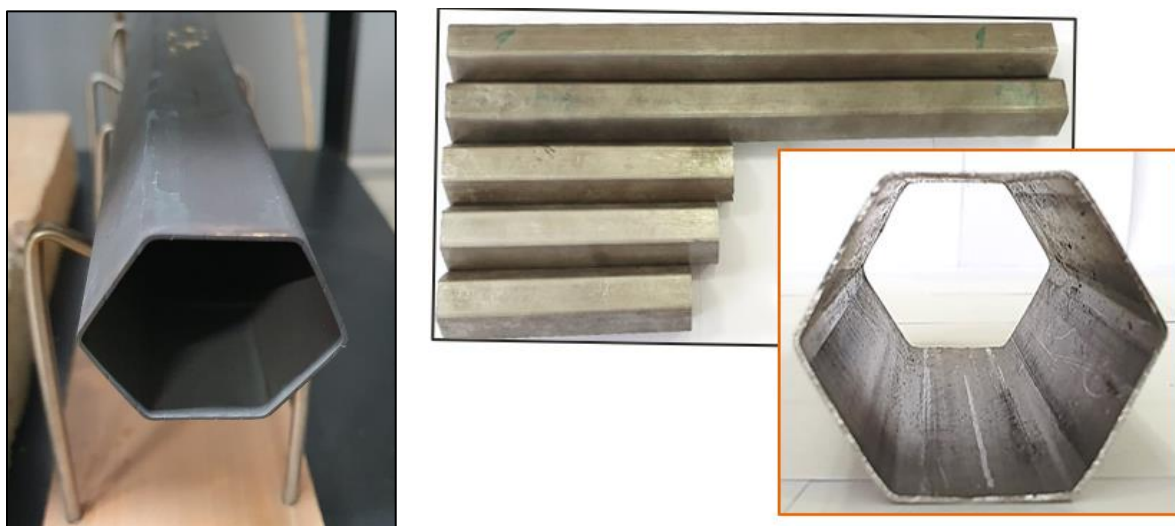


Рисунок 3.30 Экспериментальные масштабные (1:4) образцы труб шестигранного сечения размерами «под ключ» 45,2×0,87 мм из стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш

Таким образом, разработана и опробована технология производства по схеме «горячее прессование – холодная деформация (прокатка, профилирование)». Впервые изготовлены экспериментальные масштабные образцы труб шестигранного сечения размерами «под ключ» 45,2×0,87 мм в масштабе 1:4 относительно оригинального размера «под ключ» 181×3,5 мм и – круглого сечения размерами 63,5×4,5 мм – в масштабе 1:2 относительно

оригинального размера 127×9,0 мм из стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш. При разработке технологии использованы результаты исследования особенностей фазовых превращений в сталях данного класса. На основании достигнутых характеристик новой трубной продукции сформирован комплекс технических требований [114-116].

Имеющиеся производственные мощности позволяют оперативно реализовать эту технологическую схему в части передела «трубная заготовка – горячепрессованная труба» с использованием прессовых линий усилием 20,0 и 55,0 МН Волжского трубного завода. Каждый этап разработки и освоения технологии производства новых видов трубной продукции сопровождался расчетом материально-технических балансов проектной продукции с последующим уточнением реальных коэффициентов расхода металла. Реализация разработанной технологии подтвердила эффективность задействованных мощностей и их возможности при промышленном освоении рассматриваемой трубной металлопродукции.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ:

1. Расчетными и экспериментальными методами установлено влияние никелевого и хромового эквивалентов на механизмы кристаллизации сплавов мартенситного класса с 12 – 14% хрома, температуры критических точек и области существования различных фаз (δ -феррит, γ -аустенит, α -феррит).
2. Обнаружено, что в сталях мартенситного класса с 13% хрома при легировании никелем при длительных выдержках образование аустенита происходит при температурах ниже A_{c1} , определяемой стандартными методами вследствие изменения состава матрицы при выделении интерметаллидных и карбидных фаз.
3. Показано, что повышение концентрации ферритообразующих элементов свыше значений хромового эквивалента ~ 16 масс. % и более приводит к переходу стали в мартенсито-ферритный класс, а в структуре

наблюдается более 10% δ -феррита, наличие которого ухудшает комплекс механических свойств.

4. Установлено, что количество остаточного аустенита в сталях с повышенным никелевым эквивалентом может быть существенно снижено за счет проведения промежуточного отжига при 760 °С, обеспечивающего выделение карбидов типа $Me_{23}C_6$, а последующий отпуск позволяет получить высокую прочность без уменьшения пластичности.
5. Показано, что коррозионная стойкость сталей типа «супер-хром» в кислой среде существенно превышает стойкость сталей типа 13Cr. Так глубинный показатель коррозии в средах с pH = 3 для этих сталей в 4 -6 раз меньше, чем для сталей типа 13Cr.
6. Разработана технология производства по схеме «горячее прессование – холодная деформация (прокатка, профилирование)» и впервые изготовлены экспериментальные масштабные образцы труб шестигранного сечения размерами «под ключ» 45,2×0,87 мм в масштабе 1:4 относительно оригинального размера «под ключ» 181×3,5 мм и – круглого сечения размерами 63,5×4,5 мм – в масштабе 1:2 относительно оригинального размера 127×9,0 мм из стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш. На основании достигнутых характеристик новой трубной продукции сформирован комплекс технических требований.

ГЛАВА 4 РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ И СПОСОБОВ ОБРАБОТКИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ С АУСТЕНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИМЕНЯЕМЫХ В ОСОБЫХ УСЛОВИЯХ

В тех случаях, когда эксплуатация труб требует долгосрочного их использования без проведения замены элементов конструкции в связи труднодоступностью и практически неремонтопригодным расположением и в особо ответственных агрегатах в качестве материала труб необходимо использовать более коррозионно-стойкие материалы к которым можно отнести аустенитные стали и титановые сплавы. Так, например, для труб нефтяного сортамента, применяемых в средах, содержащих наряду с диоксидом углерода ионы хлора, целесообразно использовать высоколегированные аустенитные сплавы на Fe – Cr – Ni основе с добавками молибдена. В неактивных зонах ядерных энергетических установках устанавливают аустенитные стали, легированные кремнием. В тех случаях, когда наряду с ионами хлора присутствует сероводород, желательно применять высоколегированные железоникелевые сплавы, легированные хромом, молибденом и медью. В тоже время при необходимости применения труб в морской воде, которая обладает высокой коррозионной активностью, более правильно использовать титановые сплавы, которые обладают повышенной коррозионной стойкостью. В этой главе рассмотрим особенности выбора аустенитных сталей и их обработки при производстве труб для особых условий эксплуатации.

4.1. Аустенитные стали на основе X18H10T

Наиболее распространенной группой аустенитных сталей, применяемых для изготовления холоднодеформированных труб, являются стали семейства X18H10, легированные титаном и молибденом [57]. Из них изготавливают трубопроводы для нефтяной, газовой, энергетической, химической и других видов промышленности. Их применение обусловлено хорошим сочетанием высокой жаропрочности и коррозионной стойкости, технологической

пластичности и свариваемости. Для этих сталей уровень прочности мало зависит от технологии производства труб, которые обычно поставляют после высокотемпературного отжига для получения однородного твердого раствора с последующим ускоренным охлаждением. Однако, как показали результаты применения подобных сталей одной марки свойства труб и особенно их изменение при нагреве в процессе эксплуатации, существенно меняются при изменении концентрации азота и углерода в пределах марочного состава в сочетании с концентрацией сильных карбидо (карбонитридо) – образователей, например, титана. Меняя соотношение этих элементов можно в разной степени использовать различные механизмы твердорастворного, дисперсионного и деформационного упрочнений, которые и ответственные за уровень механических и служебных свойств.

Для исследования структуры и свойств были использованы сварные и бесшовные трубы хромоникелевых аустенитных сталей различных производителей с внешним диаметром от 48 до 630 мм и толщиной стенки от 8 до 30 мм (таблица 4.1). Химический состав сталей представлен в таблице 4.2. В качестве рассматриваемых вариантов составов, обеспечивающих повышенный комплекс свойств, учитывали предложения, защищенные патентом RU 2276695 C1 [117], в котором было рекомендовано иметь в сталях данного типа с соотношением титана к углероду в пределах 7 – 10. Этому условию отвечали составы 4, 6-9, 11 и 12.

Механические свойства оценивали по результатам испытаний на растяжение цилиндрических образцов, изготовленных из середины толщины стенки трубы (тип IV по ГОСТ 1497). Испытания проводили при температурах от 20 до 650°C при скоростях деформации $8,3 \times 10^{-3}$, $8,3 \times 10^{-4}$ с⁻¹ и $8,3 \times 10^{-5}$ с⁻¹ на испытательной машине Zwick Roell Z1200 E, оснащённой температурной камерой Severn thermal solutions EC2258A. Скорость деформации выбирали таким образом, чтобы установить её влияние на поведение материала в диапазоне, допустимом наиболее распространёнными стандартами на испытания при комнатной и повышенных температурах (ГОСТ, ISO, ASTM).

Таблица 4.1

Марки и типы труб из стали класса X18H10, изученные в данном разделе

Условное обозначение	Марка стали по ГОСТ	Марка стали по ASTM	Тип трубы	Внешний диаметр / Толщина стенки, мм	Особенности технологии производства
1	03X18H9	TP304L	Сварная	508 / 12,7	Прямошовная
2	03X18H9T	TP304L	Бесшовная	48 / 8,0	Холоднодеформ.
3	03X18H9T	TP304L	Бесшовная	168 / 10,0	Холоднодеформ.
4	03X18H9T	TP304L	Сварная	325 / 8,0	Прямошовная
5	03X17H10M2	TP316L	Сварная	377 / 8,0	Прямошовная
6	03X17H12M2T	TP316Ti	Бесшовная	74 / 8,0	Холоднодеформ.
7	08X18H10T	TP321	Бесшовная	63 / 8,0	Холоднодеформ.
8	08X18H10T	TP321	Бесшовная	273 / 11,0	Горячедеформ.
9	08X18H10T	TP321	Бесшовная	457 / 30,0	Горячедеформ.
10	08X18H10T	TP321	Бесшовная	68 / 8,1	Холоднодеформ.
11	08X18H10T	TP321	Сварная	630 / 12,0	Прямошовная
12	08X17H11M2T	TP316Ti	Бесшовная	74 / 8,0	Горячедеформ.

Таблица 4.2

Химический состав, сталей класса X18H10, изученных в данном разделе

Условное обозначение	Марка стали по ГОСТ	Химические элементы, масс. %									
		C	N	Cr	Ni	Mo	Ti	V	Mn	Si	Cu
1	03X18H9	0,017	0,090	18,2	8,2	0,36	0,003	0,07	1,8	0,28	0,40
2	03X18H9T	0,027	0,012	17,4	9,4	0,02	0,163	0,12	1,2	0,39	0,09
3	03X18H9T	0,015	0,010	17,1	9,2	0,15	0,162	0,09	1,1	0,47	0,28
4	03X18H9T	0,023	0,012	17,4	9,0	0,24	0,263	0,09	1,1	0,44	0,33
5	03X17H10M2	0,027	0,058	16,1	10,0	1,94	0,004	0,13	1,1	0,33	0,28
6	03X17H12M2T	0,031	0,019	16,2	12,2	2,01	0,370	0,15	0,7	0,42	0,39
7	08X18H10T	0,062	0,005	17,4	10,2	0,26	0,483	0,06	1,4	0,22	0,21
8	08X18H10T	0,069	0,006	17,4	10,0	0,09	0,500	0,13	0,8	0,29	0,14
9	08X18H10T	0,057	0,006	17,4	10,3	0,11	0,483	0,06	1,1	0,37	0,17
10	08X18H10T	0,071	0,016	17,0	10,3	0,23	0,461	0,08	1,4	0,23	0,27
11	08X18H10T	0,058	0,010	17,4	9,0	0,23	0,439	0,07	0,8	0,24	0,27
12	08X17H11M2T	0,060	0,007	16,8	10,9	1,9	0,471	0,07	1,1	0,38	0,42

Металлографическими методами в исходной структуре оценили размер аустенитного зерна и содержание δ -феррита (таблица 4.3). Размер зерна, который в основном определяется предшествующими параметрами термомодеформационной обработки трубы, находится в диапазоне от 51 ± 19 мкм в образце 3 до 12 ± 4 в образце 11 (рис. 4.1, а, б). Зерна преимущественно имеют равноосную форму за исключением образца стали №10, где наблюдается разнотернистость и вытянутость зерен в направлении прокатки (рис.4.1,в). В отдельных зернах видны двойники деформации (рис.4.1,г), количество которых различно в образцах изучаемых сталей.

Таблица 4.3

Параметры микроструктуры исследуемых материалов

Условное обозначение	Параметры			Условное обозначение	Параметры		
	Средний размер зерна, мкм	Объемная доля δ -феррита, %	Расчётная объёмная доля карбидной и нитридной фазы, %		Средний размер зерна, мкм	Объемная доля δ -феррита, %	Расчётная объёмная доля карбидной и нитридной фазы, %
1	45 ± 20	$0,52 \pm 0,04$	~ 0	7	13 ± 6	$0,88 \pm 0,12$	0,42
2	41 ± 27	$0,31 \pm 0,02$	0,24	8	23 ± 10	$0,55 \pm 0,10$	0,48
3	51 ± 19	$0,05 \pm 0,02$	0,15	9	30 ± 16	$0,96 \pm 0,24$	0,40
4	36 ± 19	$1,39 \pm 0,21$	0,21	10	42 ± 31	$0,26 \pm 0,07$	0,47
5	26 ± 11	$1,22 \pm 0,05$	~ 0	11	12 ± 5	$0,29 \pm 0,06$	0,43
6	14 ± 7	$0,33 \pm 0,03$	0,30	12	23 ± 11	$1,16 \pm 0,15$	0,42

В результате ликвационной неоднородности химического состава, которая сохраняется от исходного литого состояния, в микроструктуре труб обнаружены тонкие полосы, толщиной 1- 3 мкм вдоль направления прокатки. Микрорентгеноспектральным анализом установлено (рис.4.2), что эти полосы обогащены хромом и обеднены никелем, что свидетельствует о том, что они представляют из себя участки δ -феррита, количество которого невелико (от 0,05 до 1,40% по изучаемым сталям). Прямой связи объемной доли δ -феррита с химическим составом сталей нами не обнаружено.

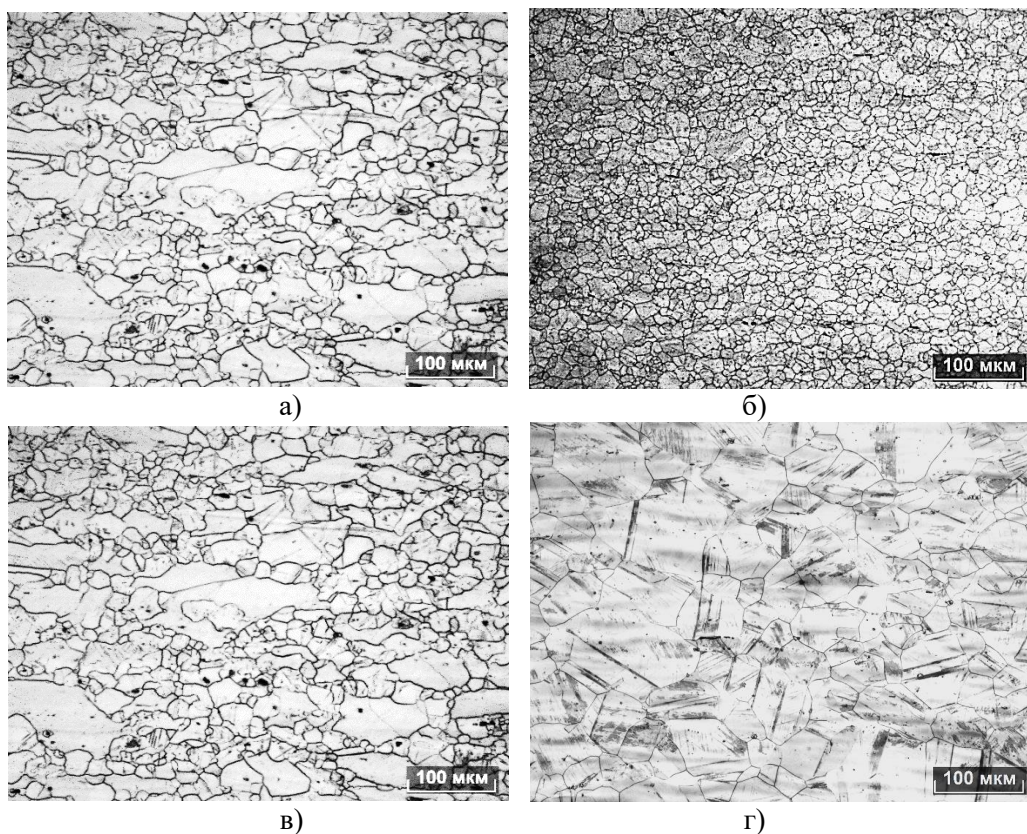


Рисунок 4.1 Микроструктура образцов сталей: а) №3. 03X18H9T; б) №11. 08X18H10T; в) №10. 08X18H10T; г) №2. 03X18H9T в продольном сечении

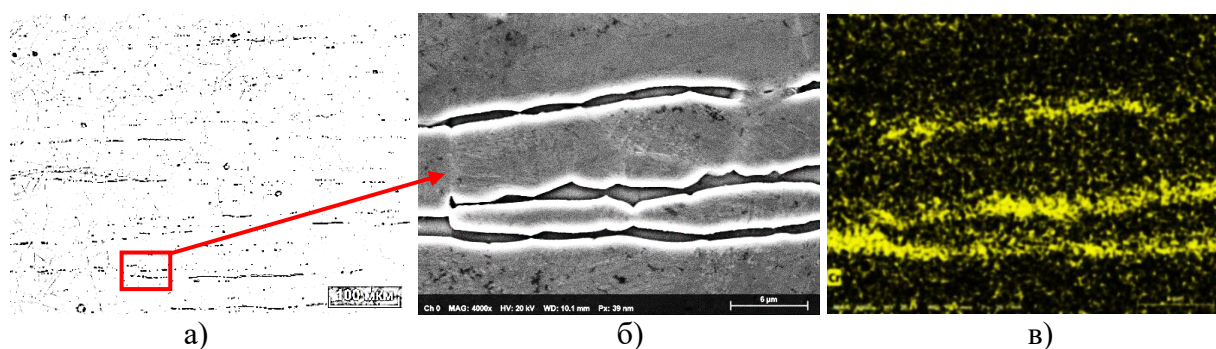


Рисунок 4.2 –Микроструктура образца №4 марки 03X18H9T с полосами δ -феррита, полученные методом оптической микроскопии (а), СЭМ (б), и концентрационная карта распределения хрома (в)

Наличие в составе сталей сильных карбидо – и нитридообразующих элементов (Ti, V) приводит к образованию карбонитридов типа $M(C,N)$, тип и объемная доля которых определяется соотношением концентраций титана и ванадия с концентрацией углерода и азота. Дисперсность и форма карбонитридных фаз преимущественно определяется параметрами

термической обработки, в то время как объёмная доля выделений в рамках исследованных химических составов зависит от содержания углерода и азота. Введение в состав сталей сильных карбидообразователей направлено на связывание углерода в частицы и его вывод из твердого раствора для подавления межкристаллитной коррозии. Исходя из стехиометрии соотношение массы титана и углерода, необходимое для связывания углерода в карбиды TiC, составляет 4 к 1, а для ванадия 4,25 к 1. По результатам измерения химического состава (см. таблицу 4.1) видно, что стали легированы титаном и ванадием с избытком, кроме образцов №1 и №5 ($C_{Ti} + 2C_V < 0,14\%$). В таблице 4.3 представлены расчеты объёмной доли карбидной и нитридной фазы на основе химического состава считая, что эти элементы полностью связаны в частицы.

При проведении исследования микроструктуры методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что выделения имеют форму близкую к сферической, располагаются как по границам, так и в теле зерна, а их диаметр составляет от 40 до 400 нм (рис.4.3). Методами микрорентгенспектрального анализа (рис. 4.4) установлено, что карбиды принадлежат типу (Ti,V)C.

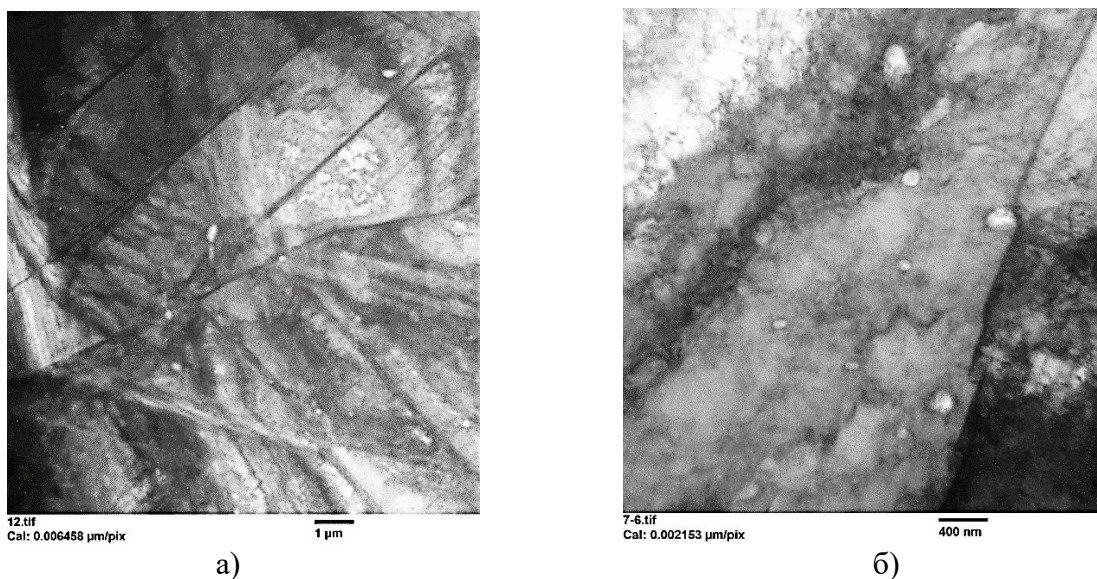


Рисунок 4.3 – Микроструктура стали №8. 08X18N10T, (ПЭМ)

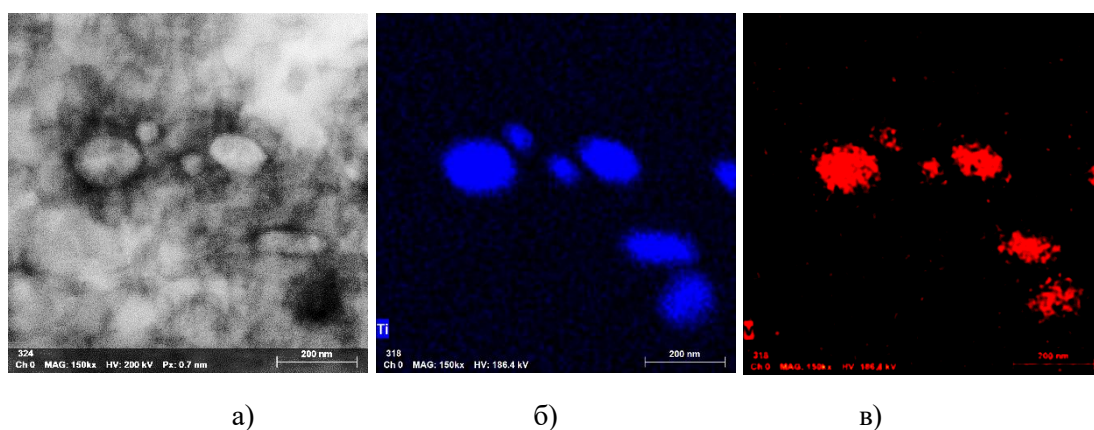


Рисунок 4.4 – Микроструктура стали №8. 08X18H10T (а) и концентрационные карты распределения титана (б) и ванадия (в) (ПЭМ)

Исследуемые стали имеют близкий химический состав, однако разница в размере зерна, накопленной деформации, составе твёрдого раствора, объёмной доле δ -феррита, карбидной и нитридной фазы создаёт значимые различия в механических характеристиках.

На рисунке 4.5 представлены результаты испытаний прочностных свойств изучаемых сталей в интервале температур 20...650°C. На рисунок нанесены требования к допустимым напряжениям по стандартным спецификациям ASME B31.2 на технологические трубопроводы из аустенитных сталей типа TP304L (03X18H9) и TP321 (08X18H10T), которые фактически ограничивают все составы сталей, изученные в данной работе.

Как следует из сравнения данных указанных стандартов разница в значениях прочностных свойств при варьировании состава в пределах указанных марок не должна превышать 23...32 МПа. Допустимые напряжения не должны превышать $\frac{2}{3} \cdot \sigma_{0,2}$ или $\frac{1}{3} \cdot \sigma_B$ материала в зависимости от того, какая величина меньше. Однако фактически разница в значениях составляет 90...120 МПа по пределу текучести и 95...140 МПа по пределу прочности при температурах испытаний вплоть до 500°C. Т.е. существенно превосходит указанные требования. Следовательно, с точки зрения ASME B31.3 некоторые из исследуемых труб не обладают необходимой прочностью, например, образцы труб №3 и №9 при температурах 200 – 450 °C, а другие напротив имеют большой запас прочности.

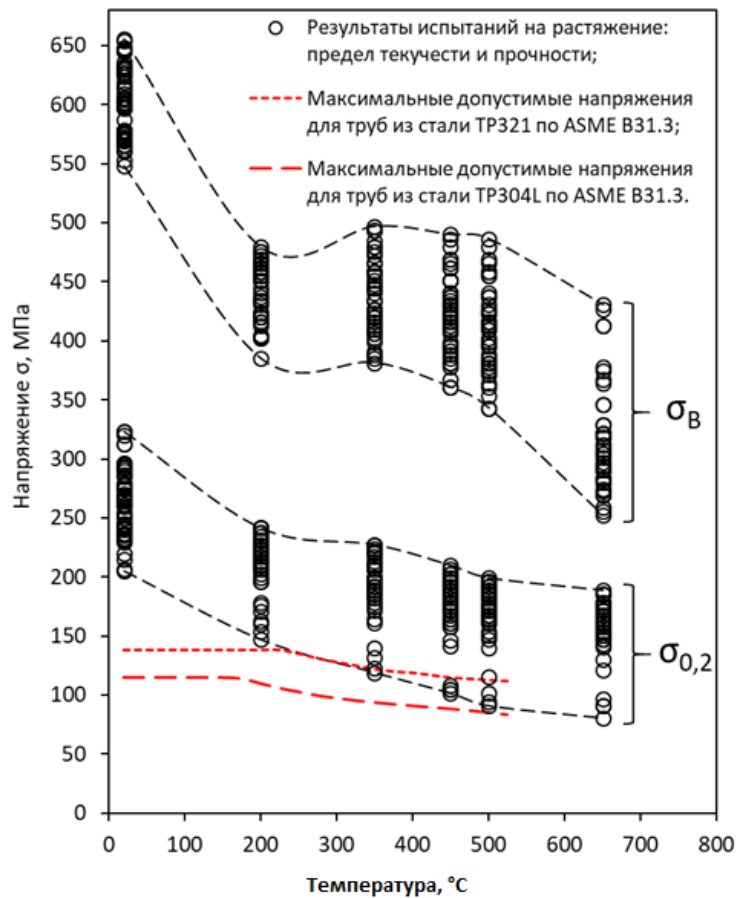


Рисунок 4.5 – Зависимость предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности σ_B образцов материала труб от температуры испытаний всех исследованных сталей при скоростях деформации от $8,3 \times 10^{-3}$ до $8,3 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ и требования к допустимым напряжениям стандартной спецификации ASME B31.3 на проектирование технологических трубопроводов из аустенитных сталей марок TP304L (03X18H9) и TP321 (08X18H10T)

Для анализа причин такой разницы оценивали влияние различных механизмов упрочнения на предел текучести. На рисунке 4.6 представлена обобщенная диаграмма пределов текучести при комнатной температуре изученных сталей в порядке возрастания их значений. Разница между минимальным и максимальными значениями $\sigma_{0,2}$ составляет ~ 100 МПа. Так как значение предела текучести обусловлено действием различных механизмов упрочнения, в работе проведена оценка вклада всех возможно действующих механизмов в конечные значения $\sigma_{0,2}$.

В качестве исходной модели рассматривали матрицу на основе Fe-Cr-Ni-Mo-Mn-Cu твердого раствора, в которой присутствуют дисперсные равномерно распределённые частицы карбидной или нитридной фазы глобулярной формы с максимальной возможной для каждого химического состава объёмной долей. При этом, все не вошедшие в состав частиц элементы находятся в твёрдом растворе. Базовое значение $\sigma_{0,2}^0$ предела текучести, обеспеченную твёрдым раствором Fe-Cr-Ni-Mo-Mn-Cu, оценивали по эмпирической формуле, предложенной для аустенитных сталей [118]:

$$\sigma_{0,2}^0 (\text{МПа}) = 120 + \sum C_i = 120 + 2C_{Cr} + 2C_{Mn} + 14C_{Mo} + 10C_{Cu},$$

где C_i – концентрация соответствующих элементов, % масс.

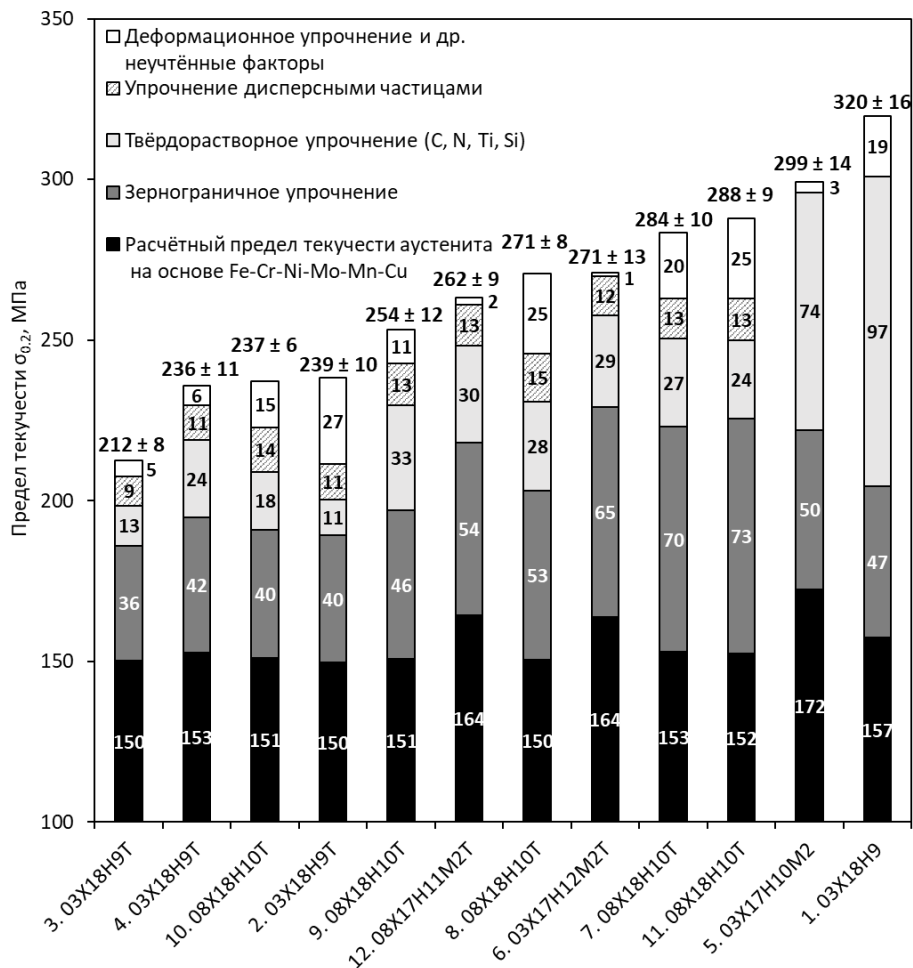


Рисунок 4.6 – Расчётные значения вклада различных механизмов упрочнения в фактический предел текучести исследуемых сталей при комнатной температуре

Вклад зернограничного упрочнения $\Delta\sigma_{0,2}^{3\Gamma}$ в соответствии с законом Петча-Холла рассчитывали по формуле с учётом зависимости от концентрации азота [119]:

$$\Delta\sigma_{0,2}^{3\Gamma} = \frac{(78C_N + 7,0)}{\sqrt{d}}, \text{ МПа}$$

где C_N – концентрация азота, % масс.;

d – средний размер зерна, мм.

Для оценки дополнительного вклада в твердорастворное упрочнение, которое обусловлено элементами (С, N и Ti) оставшимися в твердом растворе после полного выделения дисперсных фаз и учитывая роль кремния использовали формулу [120]:

$$\Delta\sigma_{0,2}^{TP} = 567C_C^{TP} + 878C_N^{TP} + 118C_{Ti}^{TP} + 23C_{Si}^{TP}, \text{ МПа}$$

где C^{TP} – концентрация соответствующих элементов в твёрдом растворе, % масс.

Так как размер и тип выделяющихся частиц позволяет считать, что взаимодействие скользящих дислокаций с выделениями происходит по механизму Орована, то прирост предела текучести за счет выделения дисперсных неперерезаемых частиц рассчитывали по формуле [43]:

$$\Delta\sigma_{0,2}^{ДЧ} = \frac{Gb \cdot 10^{-6}}{r \times \sqrt[3]{\frac{4\pi}{3f}}}, \text{ МПа}$$

где: G – модуль сдвига для аустенитных сталей принят равным $78 \cdot 10^9$ Па;

b – вектор Бюргера принят равным $2,12 \cdot 10^{-10}$ м;

r – средний радиус частиц принят равным $125 \cdot 10^{-9}$ м (сделано допущение, что размер и форма частиц одинакова во всех исследуемых материалах);

f – расчётная объёмная доля частиц карбидов и нитридов при условии их полного выделения.

Деформационное упрочнение оценивали по разнице между фактическим пределом текучести $\sigma_{0,2}^{\text{ФТ}}$ и суммой составляющих $\sum \Delta\sigma_{0,2}^i$, которые перечислены выше:

$$\Delta\sigma_{0,2}^{\text{ДФ}} = \sigma_{0,2}^{\text{ФТ}} - (\sigma_{0,2}^0 + \sum \Delta\sigma_{0,2}^i), \text{ МПа}$$

Результаты проведенных расчетов нанесены на диаграмму (рис.4.6). Как следует из полученных данных наибольший вклад в упрочнение сталей оказывают зернограничное упрочнение и твердорастворное упрочнение, обусловленное примесными атомами и титаном, сохранившимися в твердом растворе. Так вклад зернограничного упрочнения составляет 36...73 МПа, а твердорастворное упрочнение повышает предел текучести до 74...97 МПа, Наиболее это заметно на составах №1 и №5 в которых суммарная концентрация азота и углерода максимальна, а концентрация титана - минимальна (см.рис.4.6). Дисперсные частицы повышают предел текучести не более, чем на 9...15 МПа и максимальный прирост $\sigma_{0,2}$ наблюдается на составе №8 в котором максимальная концентрация титана при высоком содержании углерода и азота.

Вклад деформационного упрочнения достигает до 27 МПа и оно вероятнее всего обусловлено деформацией на этапе холодной правки продукции. На диаграммах растяжения исследуемых сталях нет площадки текучести и упрочнение происходит быстро на первых этапах деформирования. Экспериментально наблюдается логарифмическая зависимость упрочнения от степени холодной деформации (ε) в диапазоне от 0,5 до 2%.

$$\Delta\sigma_{0,2}^{\text{ДФ}} \approx 38,85 \ln(\varepsilon) + 31\,32, \text{ МПа.}$$

Согласно этой зависимости, достаточно продеформировать материал на 0,80...0,90%, чтобы получить прирост предела текучести на 24...26 МПа.

Таким образом, проведенный анализ вкладов различных механизмов в упрочнение исследуемых сталей при комнатной температуре показал их роль в зависимости от состава стали и параметров ее структуры.

При проведении испытаний при повышенных температурах установлено, что характер изменения предела текучести в первую очередь определяется составом стали. Полученные результаты испытаний позволили выделить три группы составов с различными тенденциями разупрочнения при нагреве.

В первую группу следует отнести стали с достаточно высоким уровнем легирования совместно углеродом, азотом ($C_C + C_N > 0,032$ % масс.) и титаном ($C_{Ti} > 0,25$ % масс.). (Составы №№ 4, 7 – 12). Для них наблюдается практически линейная зависимость понижения предела текучести с ростом температуры испытаний (рис.4.7,а). Если выполнить усреднение коэффициентов в линейном уравнении аппроксимирующих прямых, то получаем следующее выражение для оценки предела текучести $\sigma_{0,2}^T$ в диапазоне температур от 20 до 650 °С:

$$\sigma_{0,2}^t \approx \sigma_{0,2}^{20} - 0,176(t_{\text{исп}} - 20), \text{ МПа}$$

где $\sigma_{0,2}^{20}$ – предел текучести при температуре испытаний 20 °С, МПа;

$t_{\text{исп}}$ – температура испытания, °С.

Вторую группу составов составляют стали с низким содержанием титана и повышенной концентрацией азота ($C_{Ti} \leq 0,370$, $C_N > 0,018$ % масс.) (Составы №№ 1, 5,6), для которых при нагреве вплоть до 200°С происходит резкое понижение предела текучести, а затем наблюдается монотонное уменьшение $\sigma_{0,2}$ (рис.4.7,б). Такое поведение характерно для азотистых аустенитных сталей. На рис. 4.7,г показана температурная зависимость коэффициента твердорастворного упрочнения азотом по данным работы [121].

К третьей группе составов относятся стали с наименьшим уровнем легирования углеродом, азотом ($C_C + C_N < 0,039$ % масс.) и титаном ($C_{Ti} < 0,165$) % масс.)(Составы: №№ 2,3), которые имеют низкие значения предела текучести на всём интервале температур испытаний (рис.4.7,в).

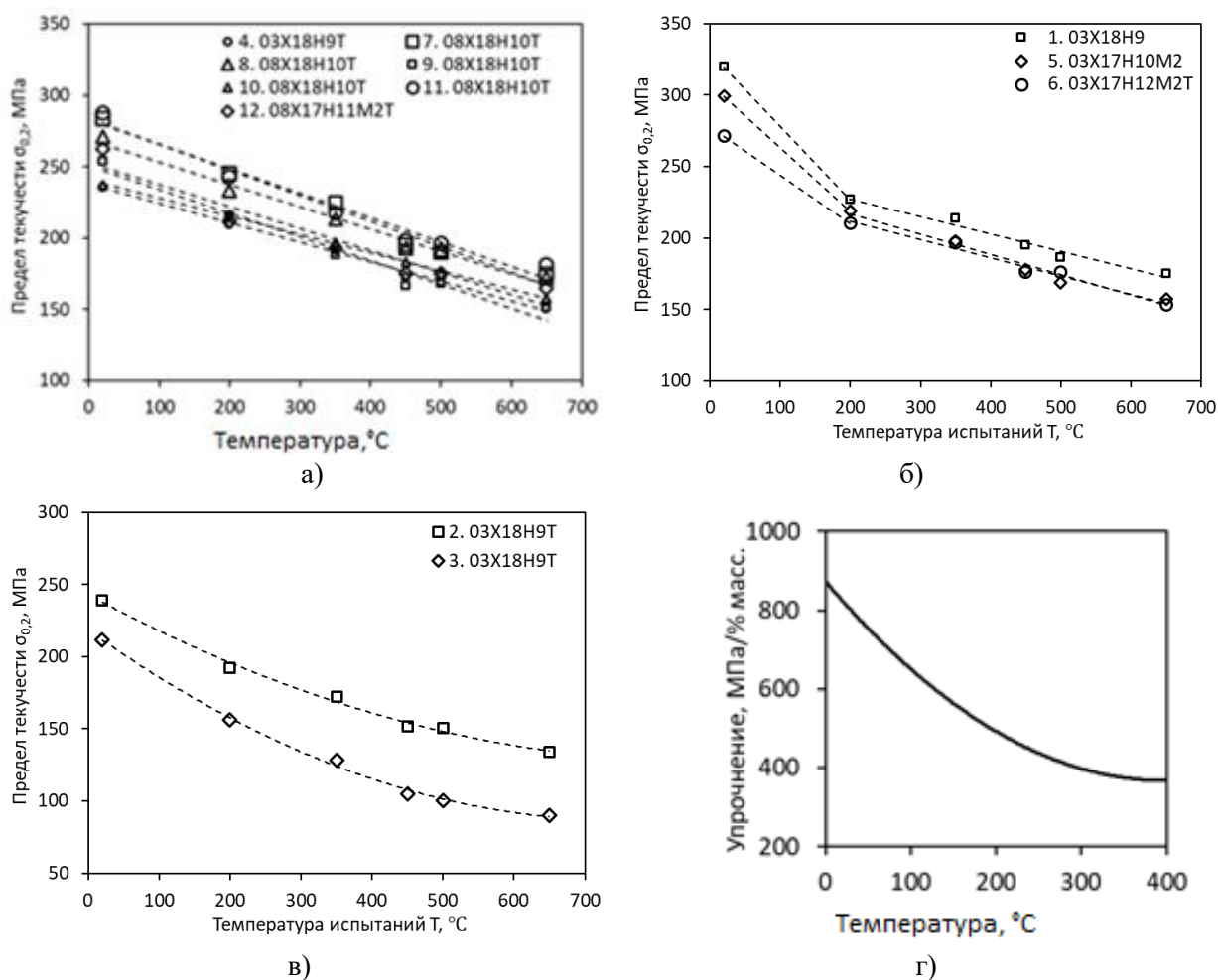


Рисунок 4.7 – Температурная зависимость предела текучести $\sigma_{0,2}^t$ сталей (а) с достаточным уровнем легирования совместно углеродом, азотом ($C_C + C_N > 0,032$ % масс.) и титаном ($C_{Ti} > 0,25$) % масс.), (б) с повышенным содержанием азота ($C_N > 0,018$ % масс.) и низким или около нулевым содержанием титана ($C_{Ti} \leq 0,370$), (в) с низким уровнем легирования совместно углеродом, азотом ($C_C + C_N < 0,039$ % масс.) и титаном ($C_{Ti} < 0,165$) % масс.), (г) температурная зависимость коэффициента твёрдорастворного упрочнения азотом аустенитных сталей [121]

Несколько иные закономерности наблюдаются для значений предела прочности. Для всех исследованных составов он резко понижается при нагреве

вплоть до 200°C, а затем происходит монотонное его уменьшение (рис.4.8). Проведенный анализ тенденций уменьшения предела прочности при нагреве позволил показать, что его характер во многом определяется склонностью сталей к образованию мартенсита деформаций в процессе испытаний. Этот эффект может быть оценен с помощью никелевого эквивалента, который определяет устойчивость аустенита против образования мартенсита деформации [122]:

$$Ni_{\text{экв}} = C_{Ni} + 0,65C_{Cr} + 1,05C_{Mn} + 0,98C_{Mo} + 0,35C_{Si} + 12,6(C_C + C_N), \%$$

где C – концентрация соответствующих элементов, % масс.

Расчет никелевого эквивалента для исследуемых сталей показал, что сталей №№ 2, 3, 4 и 11 $Ni_{\text{экв}}$ близок к 22, а для №№ 1, 5, 7, 8, 9 и 10 $Ni_{\text{экв}}$ лежит в пределах от 23 до 24. Для сталей №№ 6 и 12 он составляет 25-26. По мере повышения температуры деформации вероятность образования мартенсита при испытаниях уменьшается и при испытаниях при температурах 200°C и выше нами не зафиксировано.

Как следствие, у сталей с низким значением никелевого эквивалента величина $\sigma_B^{200} / \sigma_B^{20}$ мала, а по мере его роста это отношение увеличивается. Так, например, образец №3 марки 03X18H9T, при наименьшем пределе текучести 218 ± 8 МПа (рис. 6), обладает наибольшим пределом прочности 647 ± 12 МПа, а образец №6 марки 03X17H12M2T с высоким пределом текучести 271 ± 8 , напротив показывает наименьший предел прочности 551 ± 10 МПа.

Данные рентгеноструктурного фазового анализа также подтверждают наличие мартенсита деформации объёмной долей 17 % в образце №3 из марки 03X18H9T в той части образца, которая претерпела равномерную деформацию в процессе испытания, и полное отсутствие в образце №6 из марки 03X17H12M2T. При повышении температуры испытаний происходит не только температурное разупрочнение, но и подавление образования мартенсита. Так при 200 °C в сталях типа 08X18H10T его образование не происходит [123]. Поэтому снижение предела прочности при 200 °C тем

сильнее, чем больший вклад в упрочнение при 20 °С вносило образование мартенсита деформации. Таким образом, отношение $\sigma_B^{200}/\sigma_B^{20}$ возрастает с увеличением значения никелевого эквивалента $Ni_{\text{ЭКВ}}$ (рис.4.9).

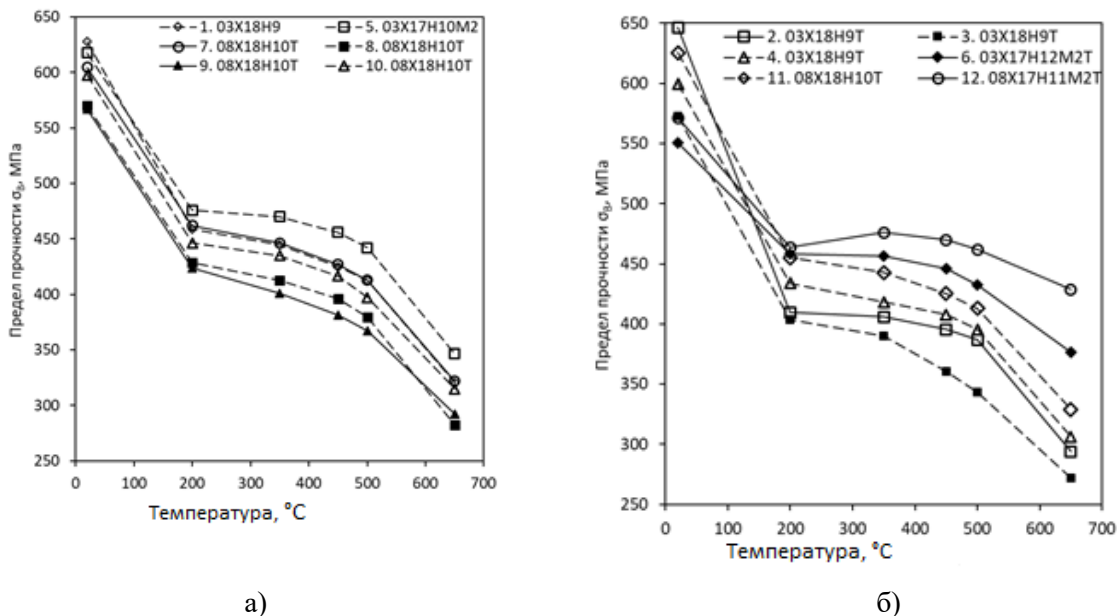


Рисунок 4.8 Температурная зависимость предела прочности σ_B^t при испытании на растяжения со скоростью деформации $8,3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ для сталей с никелевым эквивалентом $Ni_{\text{ЭКВ}}$ от 23 до 24 % (а) и $\leq 22, \geq 25$ % (б)

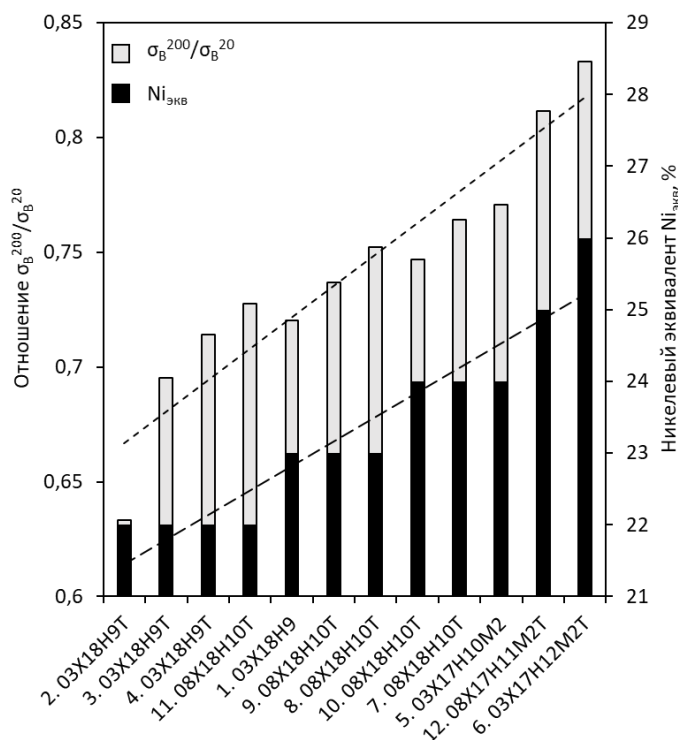


Рисунок 4.9 – Зависимость отношения $\sigma_B^{200}/\sigma_B^{20}$ от никелевого эквивалента $Ni_{\text{ЭКВ}}$ сталей

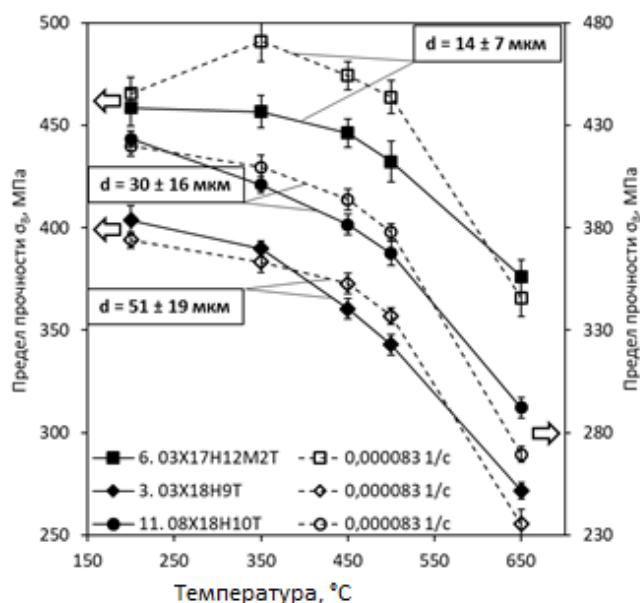


Рисунок 4.10 – Зависимость предела прочности σ_B^t от температуры испытаний при скоростях деформации $8,3 \times 10^{-4}$, $8,3 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ образцов с различным размером зерна d : 3. 03X18H10T ($d = 51 \pm 19 \text{ мкм}$), 11. 08X18H10T ($d = 30 \pm 16 \text{ мкм}$), 6. 03X17H1M2T ($d = 14 \pm 7 \text{ мкм}$)

С повышением температуры испытаний от 200 °C до 500 °C снижение предела прочности замедляется, а у стали образца №12 марки 08X17H11M2T при 350 °C даже наблюдается небольшой рост. При нагреве выше 500 °C снижение значительно ускоряется у всех исследуемых сталей. Подобное поведение также демонстрируют аустенитные стали 304L и 316L в работе [124]. Замедление темпа уменьшения предела прочности обусловлено возрастанием диффузионной подвижности элементов внедрения при повышении температуры, которое приводит к активации динамического деформационного старения через образование сегрегаций на дислокациях [125]. Температурное разупрочнение в сталях аустенитного класса частично или полностью компенсируется динамическим деформационным старением в диапазоне температур от 200 до 550 °C. Одним из признаков его действия, который присутствует на диаграммах деформации исследованных сталей, является неустойчивое пластическое течение (эффект Портевена – Ле Шателье) [126]. Установлено, что интенсивность действия динамического

деформационного старения возрастает с увеличением в составе стали концентрации молибдена. Так, если в составе присутствует ~ 2 % молибдена [127], такие образцы (№№ 5, 6, 12) обладают более высоким пределом прочности, а его снижение с ростом температуры медленнее и начинается только с 350 °С.

В диапазоне температур от 200 °С до 500 °С понижение скорости деформации с $8,3 \times 10^{-4}$ до $8,3 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ также увеличивает прочность на 5 – 35 МПа в зависимости от конкретной температуры и стали. Степень влияния скорости деформации связана с размером зерна в материале. Чем меньше размер зерна, тем при более низкой температуре наблюдали повышение предела прочности и тем больший его прирост происходит при понижении скорости деформации (рис. 4.10). Это обусловлено тем, что при меньшем свободном пути дислокации увеличивается время ожидания дислокации на препятствии, и сегрегации (атмосферы Коттрелла) успевают полнее на них конденсироваться [128, 129].

Таким образом, вариации химического состава массовых марок нержавеющей сталей аустенитного класса и особенности технологических параметров производства трубной продукции приводят к существенным различиям в механических свойствах. Материалы стенки труб разных производителей могут значительно отличаться по пределу текучести $\sigma_{0,2}$ на 90 – 120 МПа, а по пределу прочности σ_B на 95 – 145 МПа в диапазоне температур испытаний от 20 до 500 °С.

Размер зерна и концентрация углерода, азота или титана в твёрдом растворе являются наиболее значимыми факторами упрочнения и могут обеспечивать до 45 % предела текучести $\sigma_{0,2}$ стали согласно проведенной количественной оценке.

С ростом температуры испытаний предел текучести $\sigma_{0,2}$ большинства исследованных сталей линейно снижается. Отклонение от линейности, выраженное в ускоренном падении при повышении температуры испытаний

от 20 до 200 °С, наблюдали в случае повышенного содержания в стали азота (более ~ 0,02 %), что, по-видимому, связано с особенностями его температурной зависимости коэффициента твёрдорастворного упрочнения.

Существенное влияние на предел прочности σ_B сталей при 20 °С оказывает интенсивность образования мартенсита деформации в процессе испытания. Чем менее стабилен аустенит, тем больший вклад вносит этот механизм в упрочнение. Стабильность аустенита, определяемая величиной никелевого эквивалента в исследуемых сталях (от 22 до 26 %), определяет и интенсивность изменения предела прочности с повышением температуры. Так как при температуре 200 °С образование мартенсита деформации уже не происходит, падение предела прочности σ_B сталей по сравнению с испытанием при температуре 20 °С находится в обратной зависимости от их никелевого эквивалента.

В диапазоне температур от 200 до 500 °С снижение предела прочности σ_B частично или полностью компенсируется действием динамического деформационного старения, которое усиливается, если в составе стали присутствует ~ 2 % молибдена. Интенсивность действия этого механизма чувствительна к скорости деформации при испытании и возрастает с уменьшением размера зерна. Так при понижении скорости деформации с $8,3 \times 10^{-4}$ до $8,3 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ у сталей с малым размером зерна (менее 15 мкм) увеличение предела прочности может составлять до 35 МПа.

Все выше описанные закономерности были учтены при разработке стандарта СТО ИНТИ S.30.3–2022 «Трубы бесшовные и сварные из коррозионностойкой стали для трубопроводов, работающих под давлением».

На основе выполненных исследований предложен способ производства бесшовных горячедеформированных коррозионно-стойких труб из сталей аустенитного класса типа (08-12)X18H10T, который защищен патентом РФ № RU 2788284C1 [130]. В основу патента положена задача получения бесшовных труб на непрерывных станах стали аустенитного класса (08X18H10T,

12X18H10T) из непрерывной или предварительно деформированной заготовки с получением заданной микроструктуры и обеспечением механических свойств, соответствующих требованиям для труб ответственного и специального назначения.

Проведенные предварительные исследования позволили показать, что для получения наиболее равномерных свойств необходим нагрев перед поперечной винтовой прокатки до температур 1240...1290°C для растворения карбонитридных фаз и прокатку осуществлять с коэффициентом вытяжки 1,5 – 5,0. При этом разница между диаметрами гильзы и заготовки будет составлять от – 10 до + 30%. Понижение температуры деформации будет приводить к снижению пластических свойств стали, в том числе и за счет сохранения карбидной фазы типа MC, а повышение температуры ведет к перегреву металла, росту аустенитного зерна, деградации структуры и снижению уровня прочностных характеристик труб.

Последующая термическая обработка заключается в нагреве труб под аустенизацию до температуры 950...1100°C с последующим ускоренным охлаждением для подавления процессов распада метастабильного аустенита с выделением карбонитридных фаз и сохранения однородности твердого раствора. Гомогенный твердый раствор обладает повышенной стойкостью к межкристаллитной коррозии, которая обычно проявляется по границам зерен вследствие образования на них различных сегрегаций из атомов легирующих элементов и примесей. Развитие межкристаллитной коррозии приводит к резкому падению прочности и пластичности материала труб и может вызвать преждевременное разрушение изделий.

Предложенный способ производства бесшовных горячедеформированных труб из сталей марок 08X18H10T и 12X18H10T опробован при производстве коррозионно-стойких труб размером 325x12-46 мм в АО «Волжский трубный завод» и полученные свойства изделий подтвердили его актуальность.

Механические свойства труб после термической обработки приведены в таблице 4.4.

Таблица 4.4.

Механические свойства труб после термической обработки

№ обр.	Испытания на растяжение					Ударный изгиб	
	Температура испытаний, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	$\delta, \%$	№ обр.	KCV ⁻⁶⁰ , Дж/см ²
1	20	568	222	0,39	52,5	1	237
2		570	237	0,42	51,2	2	220
1	200	467	279	0,60	36,5	3	227
2		464	282	0,61	37,0	4	231
1	350	425	255	0,60	35,5	5	238
2		429	243	0,57	35,0	6	214
1	500	409	224	0,55	31,0	-	-
2		397	219	0,55	36,0	-	-

Уровень механических свойств после термической обработки (предел прочности, относительное удлинение, предел текучести) при комнатной и повышенной (до +350°С) температуре для труб из стали марок 08X18H10T и 12X18H10T соответствует требованиям ГОСТ 9940 и ТУ 14-3Р-197-2001 для труб объектов атомной энергетики.

4. 2. Высоколегированные аустенитные стали и сплавы

Для работы в коррозионно-активных средах, содержащих наряду с диоксидом углерода и сероводородом ионы хлора, аустенитные стали типа X18H10T показывают относительно низкую коррозионную стойкость. В этом случае применяют коррозионностойкие сплавы, содержащие 20 – 27 масс.% хрома, 25 – 37 масс.% никеля и 2,5 – 4,5 масс.% молибдена. Из них изготавливают высокопрочные трубы нефтяного сортамента, которые используют в хвостовой (подпакерной) части скважинной колонны. Можно привести ряд близких по химическому составу коррозионно-стойких хромоникельмолибденовых сплавов наиболее известных производителей: Sanicro 28 (Швеция), DMV 825 (Германия), ЭК 77 (Россия), SM2535 (Япония)

[131-134]. Одним из недостатков указанных сплавов является их охрупчивание во многом обусловленное выделением σ -фазы и других фаз внедрения [1] Выделение этих фаз способствует ослаблению границ зерен и увеличению скорости межкристаллитной и селективной коррозии при работе изделий, особенно в напряженном состоянии.

В работах [135, 136] было выполнено детальное исследование влияния легирования на кинетику и морфологию выделения вторых фаз в высоколегированных аустенитных сталях и показано, что большое влияние на служебные характеристики сплава оказывает дополнительное легирование Fe-Cr-Ni-Mo-Cu стали ванадием, ниобием, алюминием, титаном, вольфрамом и редкоземельными элементами.

На основании проведенных предварительных исследований компанией ТМК был предложен состав высокопрочного аустенитного сплава (таблица 4. 5), который обозначили, как ТМК-С. Состав защищен патентом РФ 2254394[137].

Таблица 4. 5

Химический состав сплава ТМК-С (масс. %)

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	Fe
н.б. 0,02	н.б. 0,2	0,5- 1,8	н.б. 0,02	н.б. 0,02	25,0- 27,0	30,0- 32,0	2,8- 3,5	0,9- 1,5	н.б. 0,06	н.б. 0,08	ост.

При разработке состава исходили из требования получить материал для производства высокопрочных труб группы прочности P110, достигаемой методами холодной пластической деформации. Выбор состава сплава определялся необходимостью получения максимально стабильной микроструктуры за счет повышения содержания никеля (отношение Ni/Cr>1), низкого содержания углерода, и повышенным отношением (Ti+Nb)/C>10 для формирования устойчивых карбидов и карбонитридов типа M(C,N).

Следует отметить, что повышенное содержание никеля благоприятно сказывается на параметрах микроструктуры стали. Так повышение концентрации никеля увеличивает стабильность аустенита и, тем самым, исключает необходимость ускоренного охлаждения после горячей деформации для подавления выделения интерметаллидных фаз, способствует уменьшению размера зерна и, увеличивая энергию дефектов упаковки, уменьшает склонность сталей к двойникованию при холодной пластической деформации, что обеспечивает повышенные вязко-пластические свойства конечного продукта производства. В тоже время повышенный комплекс физико-механических свойств не может быть достигнут только благодаря оптимальному химическому составу. Определяющее значение имеют параметры обработки, обеспечивающие необходимые характеристики микроструктуры.

Возможный диапазон составов, разрабатываемой стали был выбран в следующих рамках (масс.%): Углерод: не более 0,05; Хром – 24 – 28; Молибден – 2 – 5; Медь – 1 – 3; Вольфрам – не более 3; Марганец – не более 2,5; Кремний – не более 0,2; Ванадий – не более 0,15; Ниобий – не более 0,1; Титан – не более 0,2; Алюминий – не более 0,1; PЗМ – не более 0,05; Азот – не более 0,11; Сера – не более 0,01; Фосфор – не более – 0,02; Железо – остальное. При этом суммарное содержание молибдена и вольфрама составляет не более 6%; ванадия и ниобия – не более 0,2%, а содержание никеля определяется из соотношения:

$$1,10 < \frac{\%Ni}{\%Cr + 0,8(\%Mo + \%W)} < 1,25.$$

Хорошо известно [138], что наибольшей коррозионной стойкостью обладают высокостабильные однофазные сплавы с однородным зерном и низкой плотностью дислокаций. Любое упрочнение материала способствует повышению уровня микронапряжений и чувствительности к различным видам коррозии. Поэтому при проведении холодной пластической деформации

следует ожидать одновременно с упрочнением снижение коррозионной стойкости. Так как достижение требуемого уровня прочности для аустенитных сталей данного типа возможно только в наклепанном состоянии, то в данном разделе изучали влияние состава сплава и условий пластической деформации (схемы, температуры, степени) и последующей термической обработки на микроструктуру и комплекс механических свойств. Для сравнения использовали сплав ЭК77, обработанный по аналогичным режимам.

Микроструктура сплава ТМК-С после горячего прессования и охлаждения на воздухе представляет собой зерна аустенита размером от 20 до 50 мкм. Кроме того, встречаются ограненные частицы размером порядка 5-10 мкм, идентифицированные с использованием МРСА как карбонитриды титана (рисунок 4.11), которые выделились в процессе охлаждения слитка.

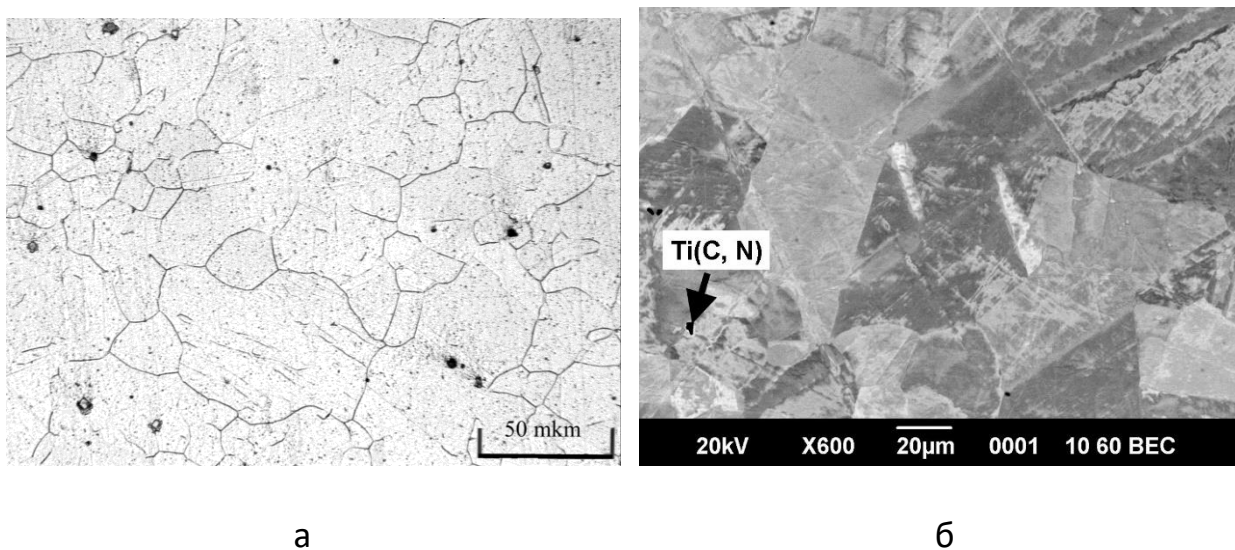


Рисунок 4.11. Микроструктура сплава ТМК-С после горячего прессования (ГП) при 1170°C и охлаждения на воздухе

Методами микрорентгеноспектрального анализа установлена микронеоднородность выделившихся частиц. Так в центральных областях каждого выделения имеются округлые светлоокрашенные зоны, обогащенные кислородом и алюминием (30% алюминия, 54 % кислорода, 15% титана) (рисунок 4.12), что свидетельствует о том, что зарождение нитрида титана

происходило на частице оксида алюминия, образовавшейся в жидком металле в процессе раскисления.

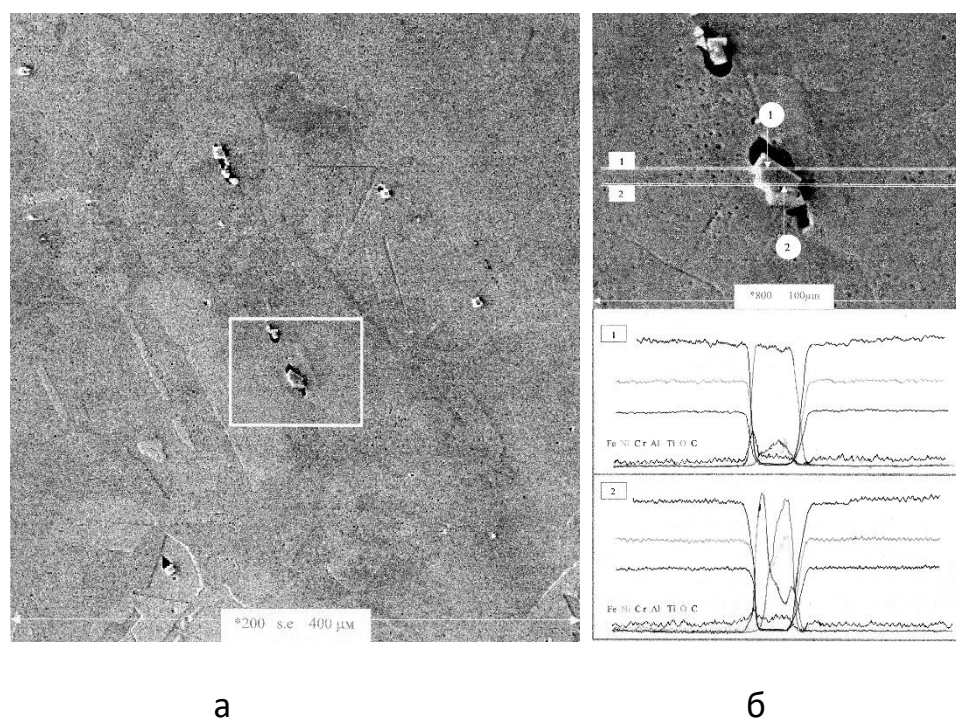
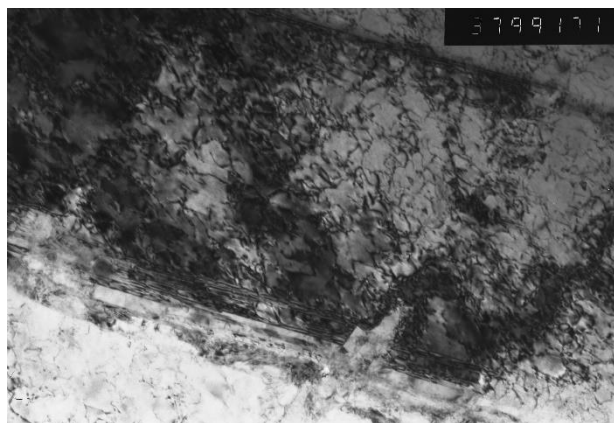


Рисунок 4.12. Микроструктура анализируемого участка сплава ТМК-С после ГП при 1170°С и охлаждения на воздухе (РЭМ) а) микроструктура анализируемого участка; б) микроструктура анализируемого участка при большем увеличении и интенсивности характеристических линий

При исследовании методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что в сплаве ТМК-С после ГП при 1170°С и охлаждения на воздухе σ -фазы не обнаружено (рисунок 4.13, а,б). В тоже время в сплаве ЭК77 после аналогичных обработок выделяется большое количество σ -фазы (рис.4.13,в,г). что свидетельствует о повышенной стойкости твердого раствора сплава ТМК-С к выделению интерметаллида. Это согласуется и с высказанным ранее предположением, основанным на оценке стабильности аустенита по соотношению $[Ni\%]/([Cr\%]+[Mo\%])$.

Испытания механических свойств показали, что после горячего прессования при 1100-1170°С и охлаждения на воздухе сплавы ТМК-С и ЭК77 имеют близкий уровень прочностных свойств (725 и 740 МПа временное

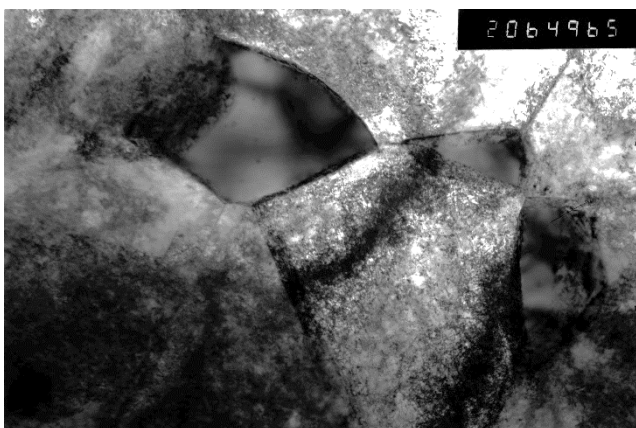
сопротивление и 415 и 370 МПа – предел текучести соответственно, рисунок 4.14 а). В то же время, пластические свойства у сплава ЭК77 существенно ниже (особенно равномерное удлинение – 15% против 24% у ТМК-С и относительное сужение 54% против 73% у ТМК-С; рисунок 4.14 б).



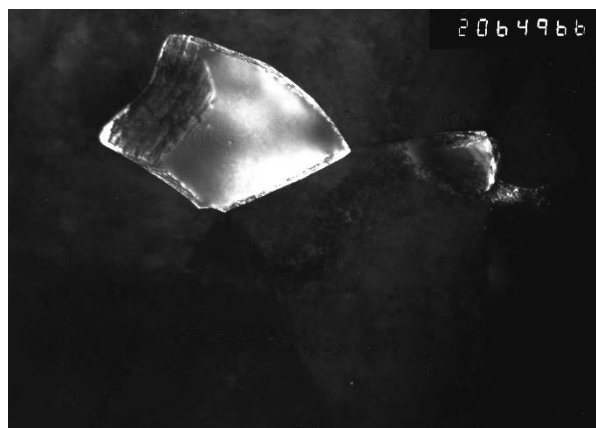
а 37x



б x50000



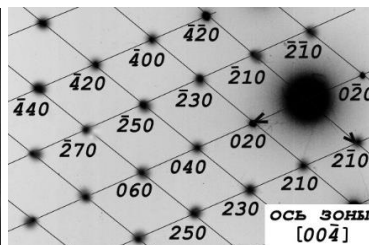
в



г



д



е

Рисунок 4.13. Микроструктура сплава ТМК-С (а,б) и ЭК77 (в,г) после ГП при 1170°C и охлаждения на воздухе. г- т.п. в рефлексе 210 σ -фазы (ПЭМ); д,е – электронограмма и ее схема с «в»

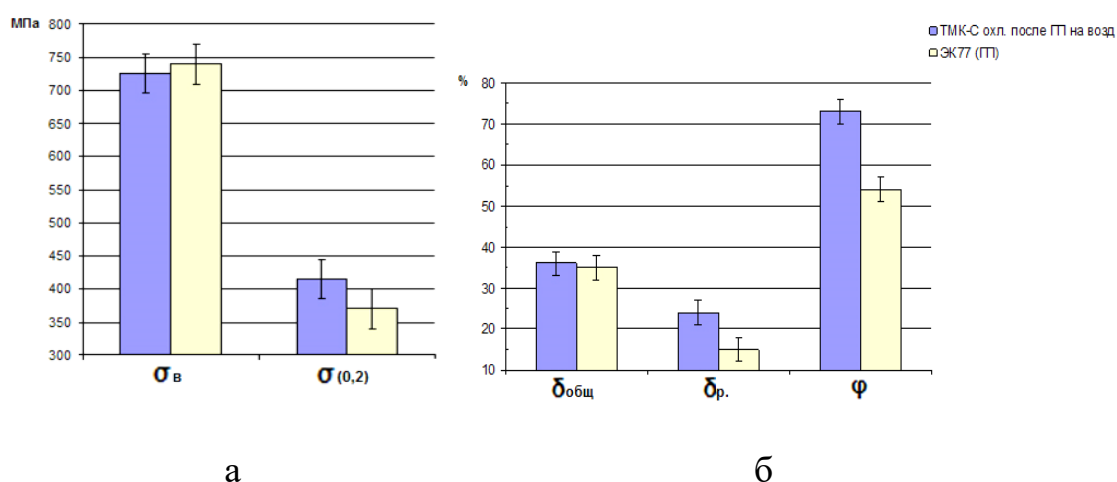


Рисунок 4.14. Прочностные (а) и пластические (б) свойства сплавов ЭК77 и ТМК-С

Такая разница в пластических характеристиках, по нашему мнению, обусловлена присутствием в структуре сплава ЭК77 после горячего прессования значительного количества интерметаллидной σ -фазы, в то время как в сплаве ТМК-С после аналогичной обработки этой фазы не обнаружено и сплав находится в однофазном состоянии. К существенным изменениям прочностных свойств присутствие в структуре сплава ЭК77 σ -фазы не приводит. Хотя общее удлинение оказалось практически не чувствительным к наличию частиц вторых фаз, в то же время равномерная деформация и относительное сужение значительно выше в однофазном материале (рисунок 4.14 б). Снижение количества частиц вторых фаз приводит к уменьшению мест предпочтительного зарождения трещин, и сплав ТМК-С способен к большей сосредоточенной деформации до начала разрушения.

Таким образом, на примере сплавов ЭК77 и ТМК-С показано, что присутствие в структуре сплава σ -фазы, размеры частиц которой более 0,5 мкм, не приводит к повышению прочностных свойств и понижает пластические. Очевидно, что в результате таких изменений способность сплава к холодной пластической деформации уменьшается. В процессе производства труб из аустенитных сталей практически всегда необходима холодная пластическая деформация, которая повышая плотность дислокаций

создает повышенное количество центров зарождения для образования интерметаллидных фаз при последующем нагреве. В этой связи проведено изучение влияния степени холодной пластической деформации на выделение σ -фазы при последующей термической обработке.

Металлографическим анализом изучено влияние химического состава и степени предварительной ХПД на морфологию σ -фазы и кинетику ее выделения при изотермическом отжиге в интервале температур 700...1050°C. Полученные данные обобщены в виде С-образных диаграмм, показывающих начальные стадии образования частиц σ -фазы (рисунок 4.14) [71].

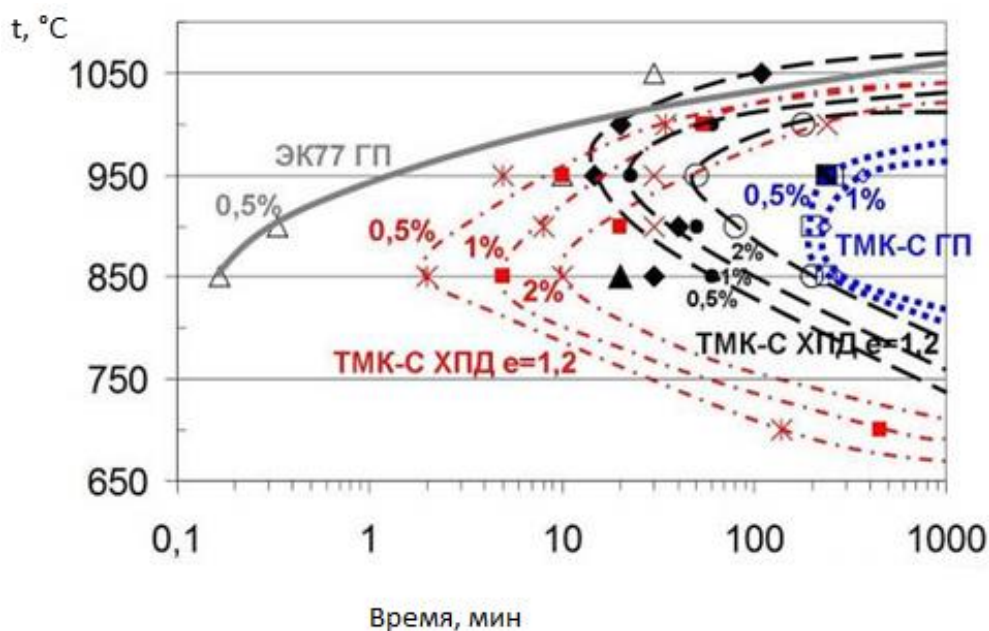


Рисунок 4.14 Изотермическая диаграмма выделения 0,5 об.% σ -фазы из аустенита в сплавах 1 - ЭК77 (горячее прессование); 2 - ТМК-С (ХПД $\epsilon=1,2$); 3 - ТМК-С (ХПД $\epsilon=0,4$); 4 - ТМК-С (горячее прессование)[71]

Установлено, что в недеформированном состоянии повышение отношения $Ni/(Cr+Mo)$ от 0,94 (ЭК77) до 1,08(ТМК-С) существенно увеличивает устойчивость аустенита против выделения σ -фазы при старении. Так минимальный инкубационный период выделения при температуре 800°C в сплаве ЭК77 составляет не более 0,2 мин., в то время как в сплаве ТМК-С он

превышает 200 мин., т.е. стабильность сплава ТМК-С в тысячу раз больше, чем у ЭК77.

В тоже время предварительная ХПД сплава ТМК-С с относительно небольшими степенями деформации ($\epsilon = \ln(L_k/L_0) \leq 0,4$ – коэффициент вытяжки до 1,5) вызывает повышение на порядок склонности сплава к образованию σ -фазы при последующем отжиге (минимальное значение инкубационного периода уменьшается от 200 до 15 мин, см. рисунок 4.14), что обусловлено повышением плотности дефектов кристаллического строения и, как следствие, облегчением зародышеобразования интерметаллидных фаз. Морфология выделения σ -фазы с повышением степени предварительной ХПД в интервале истинной деформации от 0 до 0,4 существенно не изменяется. Первые частицы зарождаются на высокоугловых границах (рисунок 4.15, а), затем при увеличении времени отжига начинается их образование в теле аустенитного зерна (рисунок 4.15, б).

Повышение степени предварительной ХПД от 0,4 до 1,0...1,2 приводит не только к дальнейшему снижению устойчивости аустенита при отжиге, но и к смене морфологии выделений. Увеличивается вклад зарождения на скоплениях дефектов и на начальном этапе происходит образование частиц как по границам, так и в теле аустенитного зерна (рисунок 4.15, в, г). Все наблюдаемые частицы при степени предварительной ХПД $\epsilon = 0,5 \dots 1,2$ имеют близкую к равноосной форму.

Как показали результаты испытания механических свойств заметное разупрочнение при отжиге происходит при температурах выше 600°C (рисунок 4.16). При этом отжиг при 700°C позволяет обеспечить свойства, удовлетворяющие требованиям стандарта API 5СТ. Так для сплава ТМК-С, обработанного по режиму: охлаждение после горячего прессования в воде, холодная пластическая деформация с коэффициентом вытяжки 1,5 ($\epsilon = 0,4$), отжиг при температуре 700°C, 0,5 часа с последующим охлаждением в воде получен комплекс механических свойств: $\sigma_B = 1010$ МПа, $\sigma_{0,2} = 815$ МПа,

$\delta=16\%$, который превышает требования стандарта API 5СТ (см.рис. 4.16). Как показали результаты просвечивающей электронной микроскопии после такой обработки в сплаве ТМК-С σ -фаза не наблюдается, что соответствует данным рисунка 4.12.

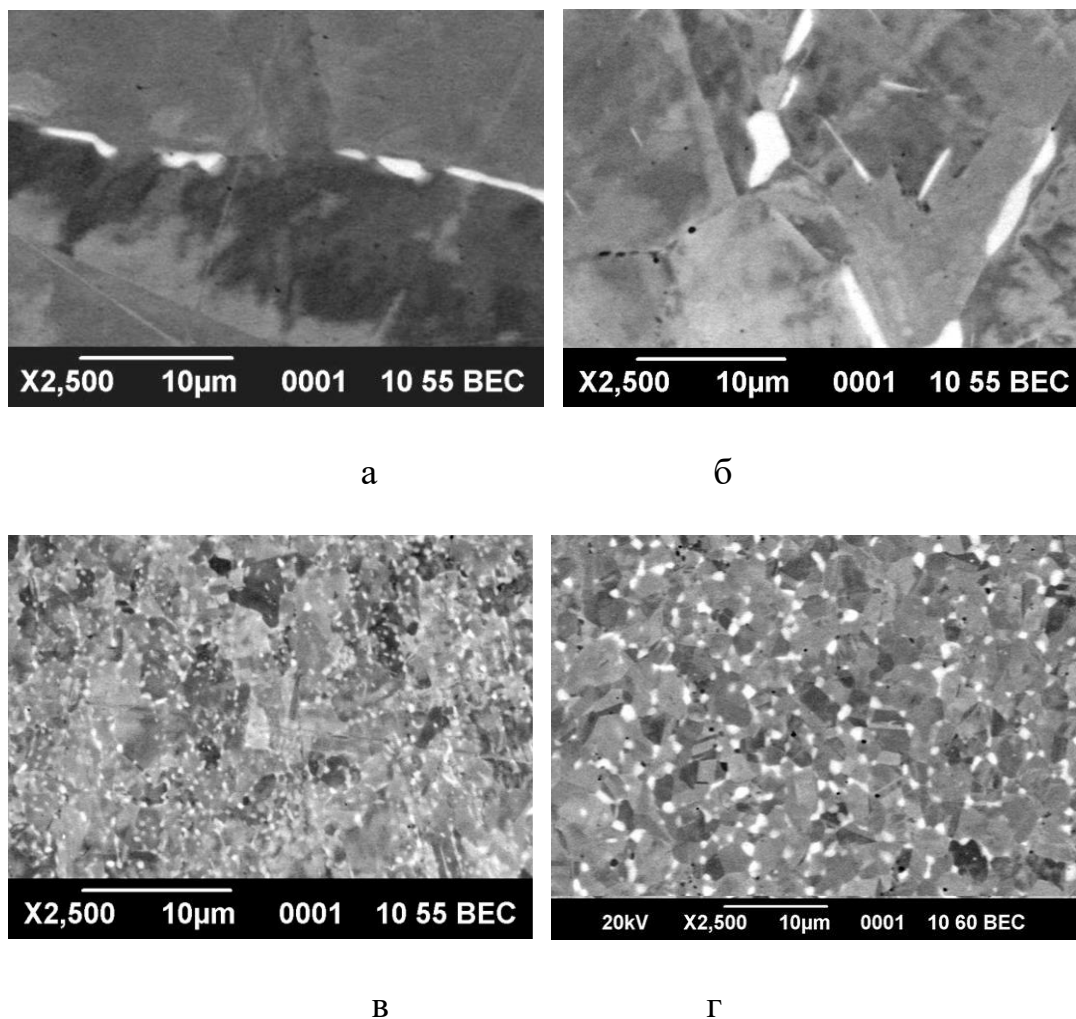
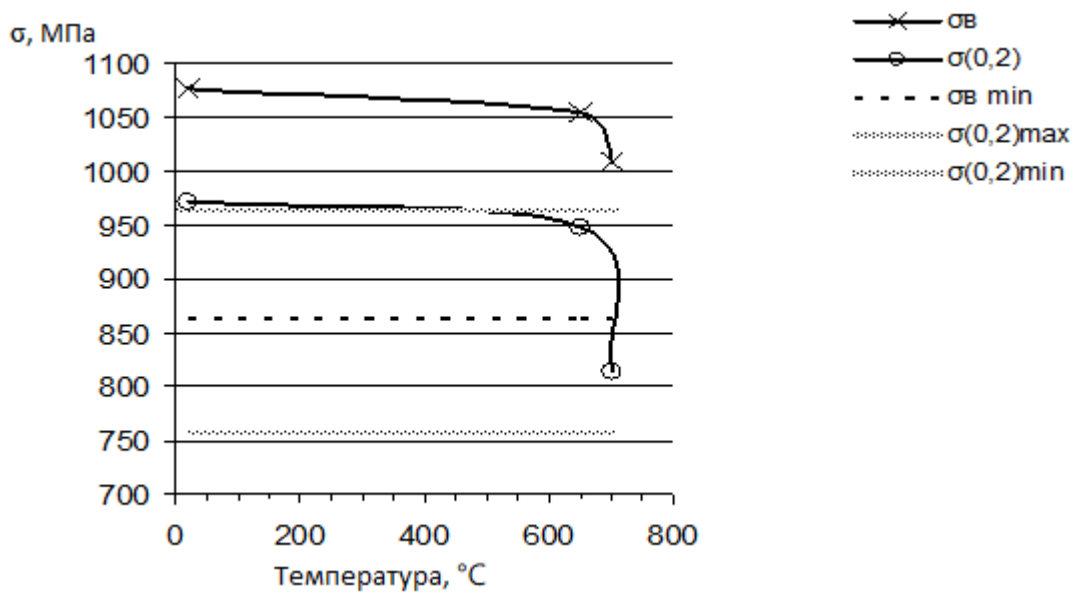
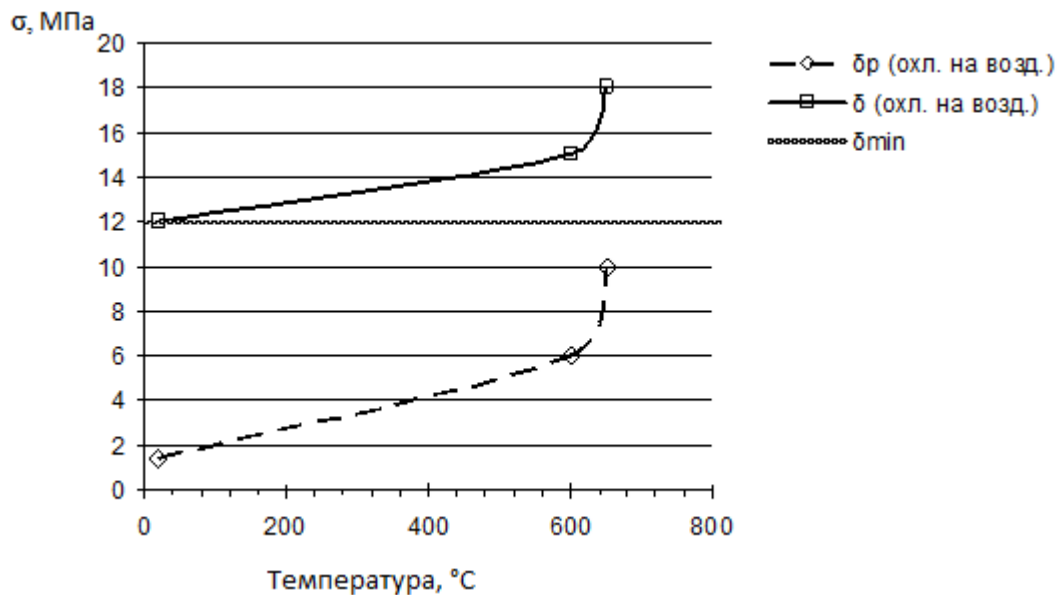


Рисунок 4.15. Микроструктура сплава ТМК-С после различной обработки (РЭМ) а – $e=0$, $t_{отж.}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau=240$ мин.; б - $e=0$, $t_{отж.}=950^{\circ}\text{C}$, $\tau=480$ мин.; в - $e=1,0$, $t_{отж.}=850^{\circ}\text{C}$, $\tau=30$ мин.; Г - $e=1,2$, $t_{отж.}=1000^{\circ}\text{C}$, $\tau=240$ мин.



а



б

Рисунок 4.16. Зависимость механических свойств сплава ТМК-С от температуры отжига а – прочностных; б – пластических свойств

В условиях Волжского и Синарского трубных заводов проведено промышленное опробование предложенного сплава ТМК-С, обработанного по разработанным режимам [139]. Предварительную пластическую деформацию со степенью до 40% проводили при температурах 1020 - 1050 $^{\circ}\text{C}$, которые не превышали температуру собирательной рекристаллизации и обеспечивали

формирование мелкого зерна аустенита со средним размером 15-25 мкм. При более высоких температурах нагрева наблюдается ускоренный рост зерна, что нежелательно для последующей обработки пластической деформацией.

Высокую прочность достигали за счет проведения окончательной деформации со степенью 30-70% при температуре ниже температуры начала рекристаллизации не менее чем на 150°C. Деформация при температурах, более близких к температуре начала рекристаллизации, может способствовать развитию динамической полигонизации, что затруднит достижение высокой прочности. Кроме того, при длительной выдержке в диапазоне температур, близких к температуре начала рекристаллизации и выше, возможно выделение охрупчивающих фаз. Подогрев при деформации также позволяет избежать образования двойников, что свидетельствует о снижении пластичности и вязкости. Выбор охлаждающей среды определяется сечением заготовки.

Для определения оптимального химического состава сплава и его физико-механических и технологических свойств было выплавлено 7 вариантов сплава (таблица 4.6). Значение относительной концентрации никеля, мас. %, равной

$$k = \frac{\%Ni}{\%Cr + 0,8(\%Mo + \%W)},$$

обеспечивали в интервале ниже 1,11, выше 1,25, а между этими значениями варьировали концентрацией хрома.

В качестве прототипа выбрана сталь типа X1NiCrMoCu31-27-4 (состав 1). Плавку сталей выполняли в индукционной 100 кг печи с основной футеровкой на малоуглеродистых шихтовых материалах с низким содержанием примесей в атмосфере аргона. Ступенчатая гомогенизация слитков заканчивалась при температуре 1200°C, после которой материал подвергали ковке на квадрат со стороной 18×18 мм. Ковка проводилась в интервале температур 1180°C - 950°C. Деформацию, как теплую, так и холодную, выполняли прокаткой на лабораторном стане 200 с калибровкой

Таблица 4.6.

Химический состав исследованных сталей

Составы варианты	Содержание элементов, мас.%													
	C	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Si	S	P	Ti	Al	Cu	N	k
1* (прототип)	0,012	1,72	30,41	27,88	3,30	0,05	0,45	0,002	0,018	0,02	0,03	0,91	0,037	0,99
2	0,022	1,78	29,31	24,22	2,53	0,12	0,15	0,004	0,016	0,09	0,06	1,62	0,023	1,11
3	0,025	1,61	32,34	25,38	3,51	0,16	0,16	0,005	0,015	0,05	0,04	1,48	0,012	1,14
4	0,015	1,92	33,91	25,63	3,22	0,05	0,12	0,004	0,016	0,08	0,03	1,35	0,013	1,20
5	0,018	2,05	36,86	27,83	2,62	2,11	0,14	0,003	0,018	0,12	0,04	1,72	0,008	1,16
6	0,015	2,21	37,73	27,39	3,18	0,01	0,17	0,004	0,014	0,11	0,05	1,05	0,013	1,25
7	0,021	0,58	38,76	25,35	3,21	0,06	0,18	0,001	0,018	0,03	0,03	1,22	0,021	1,38

Примечание * Стали за исключением состава 1 микролегированы ванадием и ниобием в сумме до 0,10%

ромб-квадрат. Электролитическим травлением в насыщенном водном растворе щавелевой кислоты определяли температуры растворения интерметаллидных фаз, используя металлографический микроскоп. Коррозионные испытания выполнены в растворе с начальным уровнем pH 2.7 при насыщении раствора сероводородом путем непрерывного пропускания газа. Образцы взвешивали до и после испытания для определения скорости общей коррозии. Скорость общей коррозии V_k при повышенной температуре (90°C) определяли в среде насыщенного водного раствора NaCl при непрерывном пропускании сероводорода. Охрупчивание в результате выдержки в среде, насыщенной сероводородом, оценивали по уменьшению удлинения D относительно уровня в исходном состоянии, т.е. без выдержки в среде, насыщенной сероводородом. По коэффициенту вытяжки $K_{тр}$ при прокатке в закрытом калибре до образования трещин оценивали способность стали к пластической деформации в холодном состоянии, а также по величинам поперечного сужения ψ и ударной вязкости KCV, путем измерения на образцах с острым надрезом.

Результаты измерения пластичности и вязкости сплавов в зависимости от температуры закалки (таблица 4.7) показали, что известная сталь (№1-прототип), отличающаяся пониженным относительным содержанием никеля, при использовании низких температур нагрева под закалку имеет пониженную вязкость и ограниченную пластичность при прокатке. Как показали металлографические исследования, это соответствует значительному количеству частиц интерметаллидов в структуре. Для достижения высокой пластичности эту сталь необходимо нагревать под закалку до более высоких температур, что сопровождается интенсивным ростом зерна. В этом случае пластические характеристики сплавов, характеризующие способность к деформации прокаткой и к восприятию пиковых нагрузок при ударном нагружении, выравниваются.

Таблица 4.7

Показатели пластичности и вязкости исследованных сталей в зависимости от температуры закалки

Температура закалки, °С	Показатели механических свойств	Составы (варианты)						
		1	2	3	4	5	6	7
1050	$K_{тр}$	2,2	3,5	3,1	3,4	3,3	3,6	3,5
	$\delta_5, \%$	25,4	38,2	39,3	39,8	38,4	39,1	38,9
	$KCV, \text{МДж/м}^2$	1,25	2,86	2,96	3,21	3,13	3,21	3,02
1075	$K_{тр}$	2,8	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5
	$\delta_5, \%$	30,2	42,3	44,8	45,6	44,2	43,2	44,3
	$KCV, \text{МДж/м}^2$	2,06	2,92	3,20	3,08	2,98	3,12	3,15
1100	$K_{тр}$	3,4	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5
	$\delta_5, \%$	39,5	44,6	43,8	44,2	43,9	44,2	45,1
	$KCV, \text{МДж/м}^2$	2,7	3,12	3,4	3,02	2,96	3,16	3,05
1125	$K_{тр}$	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5	>3,5
	$\delta_5, \%$	44,2	44,6	43,1	46,8	45,8	44,3	44,9
	$KCV, \text{МДж/м}^2$	3,12	3,30	3,15	3,18	3,19	3,08	3,05

Для достижения высоких механических свойств в конечном изделии необходимо растворение охрупчивающих фаз и формирование зерна минимально возможного для каждого данного состава. Для обеспечения приблизительно равного исходного зерна закалку всех составов проводили от 1125°C, а деформацию осуществляли на 20-100% (степень вытяжки 1,2-2,0) при температурах от комнатной до 700°C. Последующий нагрев под закалку выполняли до температуры, минимально необходимой для обеспечения коэффициента вытяжки при прокатке без образования трещин более 3,5 (таблица 4.7). В процессе эксперимента установлено, что наиболее эффективное измельчение зерна наблюдается в сплаве, предлагаемого состава, при деформации более 30% и температуре деформации ниже 600-650°C. При более низких степенях деформации сплав рекристаллизуется частично, особенно при использовании повышенных температур. В то же время увеличение степени деформации более 70% слабо сказывается на протекание процесса рекристаллизации. Повышение температуры деформации затрудняет измельчение зерна за счет протекания полигонизации и снижения энергии, внесенной деформацией. Кроме того, длительный нагрев под деформацию до 600-650°C приводит к снижению пластичности сталей всех составов, заключающемуся в появлении поверхностных трещин при вытяжке более 1,8. Это особенно проявляется в стали состава 1, что связано с началом образования интерметаллидов.

Механические свойства после окончательной деформации при различных температурах с различной степенью деформации, приведенные в таблице 4.8, показали, что сплавы предложенных составов, в сравнении с прототипом, отличаются более высоким сочетанием механических свойств. При этом не наблюдается преимуществ высоконикелевого состава 7 ($k = 1,38$) над составами 2-6, относительное содержание никеля k в которых находится в пределах 1,11-1,25. Деформация при температурах выше 600°C не обеспечивает достаточной прочности проката и даже несколько понижает

Таблица 4.8

Влияние температуры и степени окончательной деформации на механические свойства исследованных сталей

Состав	Степень деформации, %	T=20°C			T=250°C			T=500°C			T=700°C		
		$\sigma_{0.2}$ МПа	δ_5 , %	KCV, МДж/м ²	$\sigma_{0.2}$ МПа	δ_5 , %	KCV, МДж/м ²	$\sigma_{0.2}$ МПа	δ_5 , %	KCV, МДж/м ²	$\sigma_{0.2}$ МПа	δ_5 , %	KCV, МДж/м ²
1*	20	620	24,2	2,6	610	25,6	2,65	550	27,2	2,82	480	26,5	2,12
	40	745	16,6	1,83	732	17,2	1,88	687	18,1	2,21	496	25,8	1,81
	60	875	12,3	1,52	808	13,4	1,56	746	15,5	1,76	534	25,2	1,32
	80	925	10,2	1,33	898	11,2	1,38	862	13,1	1,68	586	22,9	1,19
	100	990	7,6	1,07	963	8,4	1,12	856	8,8	1,43	645	20,1	1,02
2	20	632	26,1	2,86	642	26,3	2,75	562	28,2	3,02	502	28,5	2,82
	40	769	22,6	2,12	761	22,4	2,08	735	23,1	2,64	523	26,3	2,61
	60	878	18,4	1,75	826	18,8	1,86	754	19,3	2,25	536	26,1	2,32
	80	932	14,2	1,66	896	14,6	1,71	862	15,0	1,92	595	25,8	2,13
	100	1020	9,7	1,47	977	10,6	1,42	875	10,8	1,63	667	25,7	2,05
3	20	628	26,7	2,82	621	27,2	2,83	568	27,2	3,02	478	26,5	2,52
	40	761	23,2	2,23	763	21,2	2,27	752	22,1	2,83	516	25,8	2,11
	60	886	17,1	1,82	857	17,9	1,91	766	18,4	2,36	541	25,2	2,02
	80	948	13,1	1,61	912	14,2	1,79	878	14,8	1,86	588	24,9	1,86
	100	996	9,6	1,58	983	10,4	1,56	912	10,8	1,62	642	24,3	1,64
4	20	637	27,2	2,81	618	26,9	2,89	560	29,1	2,96	492	28,1	2,41
	40	762	19,6	2,33	774	21,6	2,66	726	24,0	2,45	514	22,8	2,16
	60	882	16,3	1,88	831	18,1	2,16	765	19,5	2,04	544	25,9	1,96
	80	952	12,2	1,69	898	14,2	1,62	873	13,1	1,98	586	24,3	1,87
	100	992	9,7	1,43	974	11,4	1,58	884	10,6	1,63	613	23,8	1,82

Продолжение таблицы 4.8

5	20	628	26,2	2,85	623	26,6	2,91	582	27,2	3,04	502	27,8	2,53
	40	761	22,2	2,38	768	21,5	2,06	7355	18,1	2,71	538	26,3	2,11
	60	893	17,3	1,72	838	17,3	1,88	796	16,2	1,96	562	25,9	1,86
	80	954	16,2	1,69	921	14,2	1,72	891	14,8	1,88	596	23,9	1,75
	100	1032	11,1	1,53	981	11,6	1,48	902	10,8	1,62	626	22,3	1,65
6	20	639	27,3	2,87	615	27,3	2,91	562	28,2	2,94	520	27,1	2,51
	40	769	19,5	2,43	765	21,5	2,71	752	23,0	2,54	546	24,8	2,32
	60	892	17,3	1,83	836	18,4	2,22	785	18,5	2,08	575	25,2	2,06
	80	962	13,2	1,71	888	14,1	1,65	893	14,1	1,83	602	23,3	1,82
	100	998	9,9	1,48	984	11,3	1,53	913	10,7	1,56	632	22,7	1,73
7	20	631	26,6	2,78	635	27,1	2,78	572	28,1	2,98	492	27,1	2,62
	40	768	21,4	2,69	762	28,2	2,37	699	23,1	2,78	522	25,3	2,23
	60	892	16,1	2,06	855	16,8	2,10	776	17,6	2,42	553	24,6	2,05
	80	953	13,4	1,71	915	14,3	1,85	882	14,7	2,01	594	23,9	1,92
	100	998	10,6	1,62	981	10,4	1,62	936	11,2	1,72	651	22,8	1,53

Примечание: Все составы после предварительной холодной прокатки на 50%;

* для достижения достаточной пластичности сталь состава 1 перед окончательной деформацией закаливали на воздухе от 1125°C, остальные составы от 1070°C.

вязкость и пластичность. Небольшие степени деформации в оптимальном интервале температур также не позволяют добиться достаточной прочности, в то время как превышение степени деформации более 80% ухудшает пластичность и вязкость.

Проведенные испытания показали, что предложенный сплав обладает более высокими механическими и коррозионными свойствами, чем известная сталь, что достигается за счет высокой эффективности предварительной обработки (таблица 4.9).

Использование предлагаемого сплава и способа окончательной обработки изделий из нее позволяет при экономии легирующих элементов обеспечить повышенную вязкость и пластичность в холоднодеформированном состоянии, повысить технологические и антикоррозионные свойства и применять в изделиях для обустройства и эксплуатации скважин нефтяных и газовых месторождений, в т.ч. в обсадных и насосно-компрессорных трубах.

Комплексные испытания материала труб совместно с институтом ООО «Газпром ВНИИГАЗ» позволили сделать заключение о полном соответствии сплава условиям эксплуатации, который был признан абсолютно стойким для наиболее суровых условий Астраханского ГКМ и рекомендован к применению взамен импортных.

Таким образом, на основании выполненных исследований разработан сплав ТМК-С и технология его производства, которая позволяет производить высокопрочные коррозионностойкие насосно-компрессорные и обсадные трубы класса прочности Р110 с повышенными служебными характеристиками.

Таблица 4.9

Механические свойства и стойкость против коррозии и водородного охрупчивания исследованных сталей, закаленных на твердый раствор и подвергнутых окончательной прокатке с обжатием 50% при 200°С в зависимости от степени предварительной деформации при комнатной температуре

Состав	Степень предварительной деформации											
	0%				50%				70%			
	$\sigma_{0.2}$ МПа	δ_5 , %	V_K , Г/М ² ч	D, %	$\sigma_{0.2}$ МПа	δ_5 , %	V_K , Г/М ² ч	D, %	$\sigma_{0.2}$ МПа	δ_5 , %	V_K , Г/М ² ч	D, %
1	776	14,5	0,85	29	783	14,4	1,06	32	772	15,1	1,24	42
2	783	16,2	0,94	23,5	805	17,8	0,78	21	803	17,7	0,96	25
3	793	15,8	0,92	26	813	17,3	0,94	24,5	822	17,5	1,02	27
4	786	16,0	0,88	18	809	16,8	0,92	25	812	17,3	1,12	24
5	769	15,5	0,92	22	801	17,2	0,88	27	806	17,8	0,93	19
6	775	15,2	0,72	15	790	17,3	0,73	17	810	17	0,81	16,5
7	760	14,8	0,76	18	802	16,8	0,91	21,5	799	17,4	0,78	18

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ:

1. Показано, что для аустенитных сталей типа X18H10T размер зерна и концентрация углерода, азота или титана в твёрдом растворе являются наиболее значимыми факторами упрочнения и могут обеспечивать до 45 % предела текучести $\sigma_{0,2}$ стали согласно проведенной количественной оценке.
2. Установлено, что существенное влияние на предел прочности σ_B сталей при 20 °C оказывает интенсивность образования мартенсита деформации в процессе испытания. Стабильность аустенита, определяемая величиной никелевого эквивалента в исследуемых сталях (от 22 до 26 %), определяет и интенсивность изменения предела прочности с повышением температуры. Уменьшение предела прочности сталей при повышении температуры испытаний по сравнению с испытанием при температуре 20 °C находится в обратной зависимости от их никелевого эквивалента.
3. Выявлено, что для высоколегированных аустенитных сталей в недеформированном состоянии повышение отношения $Ni/(Cr+Mo)$ от 0,94 до 1,08 значительно увеличивает устойчивость аустенита против выделения σ -фазы при старении.
4. Показано, что предварительная ХПД сплава ТМК-С с относительно небольшими степенями деформации ($e=\ln(L_K/L_0)\leq 0,4$ – коэффициент вытяжки до 1,5) вызывает повышение на порядок склонности сплава к образованию σ -фазы. Повышение степени предварительной ХПД от 0,4 до 0,5...1,2 приводит к дальнейшему снижению устойчивости аустенита при отжиге, и смене морфологии выделений.
5. Разработан сплав ТМК-С и технология его производства, позволяющая производить высокопрочные коррозионно-стойкие трубы класса прочности P110 с повышенными служебными характеристиками.

ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ И СПОСОБОВ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Титановые сплавы, отличаются высокой коррозионной стойкостью в агрессивных средах при достаточно высоком комплексе механических свойств [140, 141]. В различных механизмах и агрегатах, работающих в контакте с хлоридсодержащими средами и/или морской воде, в диапазоне температур от жидкого азота до 300...350°C целесообразно применять трубы из сплавов на основе α -фазы. Так, например, холоднокатаные трубы из сплавов титана используются в авиакосмической технике, судостроении, при добыче углеводородов на морском шельфе, спортивном инвентаре и др., благодаря их малому весу, высоким показателям удельной прочности, коррозионной стойкости [142-146]. Последние годы в России активно идет работа по освоению производства таких труб с использованием современных технологий [147-157], включая технологию TREX (Tube Reduced EXtrusion), в которой передельным полуфабрикатом являются горячепрессованные трубы. Блок-схема технологии TREX представлена на рис.5.1.



Рисунок 5.1. Сквозная схема производства труб TREX [148]

В этой главе представлен анализ литературных данных и результаты собственных исследований материаловедческих аспектов, которые возникают при разработке современных технологий TREX [145, 153] производства труб

из сплавов титана на основе α -фазы. Эти технологии включают в себя производство передельной горячепрессованной трубы, из которой в последствии изготавливают холоднокатаные трубы. Следует отметить, что упрочнение α - и псевдо- α -сплавов титана может быть обусловлено только легированием и деформацией за счет повышения плотности дефектов кристаллического строения и измельчения зерна. В этих сплавах практически не наблюдаются эффекты дисперсионного упрочнения за счет низкой легированности твердого раствора. Поэтому в качестве окончательной термической обработки используют отжиг для получения более равновесной структуры.

В качестве исходного материала были выбраны горячекованные трубные заготовки, диаметром 195 мм, из технического титана марки ПТ-1М и α -сплава ПТ-7М диаметром 188 мм, которые соответствуют ТУ 1-5-131-78 [155], а также из псевдо- α -сплава титана Ti-3Al-2,5V соответствующие ASTM B338-14 [154]. Химический состав (в мас.%) и характеристики сплавов представлены в таблице 5.1.

Таблица 5.1.

Химический состав и характеристики исследуемых сплавов

Сплав	Химический состав сплава, мас.%						Характеристики сплава			
	Ti	Al	Zr	V	Fe	O	T _{пп} , °C	[Al] _{экв}	[Mo] _{экв}	[Al+Mo] _{экв}
ПТ-1М	основа	0,4	0,04	-	0,04	0,08	925	2,8	0,06	2,86
ПТ-7М	основа	2,2	2,7	-	0,04	0,08	945	5,5	0,06	5,56
Ti-3Al-2,5V	основа	3,06	-	2,67	0,15	0,101	925	5,3	1,78	7,08

Из трубных заготовок сплавов вырезали цилиндрические образцы размером диаметром 10 и высотой 15 мм, которые на установке Gleeble 3800 подвергли испытаниям при повышенных температурах на осадку по режимам, указанным в таблице 5.2.

Температурно-скоростные, деформационные параметры
горячей осадки сплавов

Сплав	Температуры горячей осадки, °С	Скорости деформации при осадке, с ⁻¹	Истинная степень деформации при осадке
ПТ-1М	825, 850, 875, 900	1; 12	До 1,2
ПТ-7М	875, 900, 925, 950	1; 12	До 1,2
Ti-3Al-2,5V	800, 825, 850, 875, 900, 925	1; 10	До 1,2

На основании полученных результатов «горячих» испытаний трубные заготовки подвергали сверлению, экспандированию, прессованию на горизонтальном прессе, развивающем усилие до 20 МН, в размер 102,0×13,0 мм (ПТ-1М, ПТ-7М), 90,0×20,0 мм (Ti-3Al-2,5V).

5.1 Анализ горячекованных трубных заготовок из сплавов

ПТ-1М, ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V

Результаты структурного анализа исходных трубных заготовок представлены в таблице 5.3. Установлено, что для сплавов ПТ-1М и ПТ-7М характерно неоднородное по сечению заготовки макрозерно. Причем с увеличением легированности однородность несколько увеличивается.

Анализ микроструктуры сплавов (рис. 5.2) показал, что для технического титана ПТ-1М характерна неоднородная зеренная структура, состоящая как из относительно мелких (менее 500 мкм), так и достаточно крупных (до 8000-10000 мкм) зерен, внутри которых возможно присутствие крупных α -пластин, включая двойникованные (рис. 5.2, а). В более легированном α -сплаве ПТ-7М разноструктурность развита в меньшей степени и максимальный размер зерен не более 5000 мкм, а внутри зерен наблюдаются пакеты α -пластин, частично изогнутых в результате горячей деформации (рис. 5.2, б).

В псевдо- α -сплаве Ti-3Al-2,5V наблюдается достаточно однородная структура переходного типа [158] (рис. 5.2, в) с относительно мелким

макрозерном, размер которого не превышает 600 мкм. Образовавшиеся в теле зерна пакеты толщиной около 50 мкм из первичных α -пластин изогнуты, частично фрагментированы, а в наиболее крупных β -прослойках наблюдаются дисперсные вторичные α -пластины (рис. 5.2, г).

Таблица 5.3

Результаты структурного анализа трубных заготовок
исследуемых сплавов

Сплав	Балл макрозерна	Размер зерна	Фазовый состав	«с/а» α	а β ,нм
ПТ-1М	2-3 у внешней поверхности растет до 10 – в центре	До 8-10 мм в центре	100% α	1,5885	-
ПТ-7М	3-4 преимущественно и до 7-8 – в центре	До 4-5 мм в центре	100% α	1,5904	-
Ti-3Al-2,5V	2-3 по всему сечению	0,3-0,6 мм	95% α +5% β	1,5914	0,3213

Разница макроструктуры, по-видимому, связана с относительно небольшим уковом слитков в ходе получения заготовок из сплавов ПТ-1М, ПТ-7М (уков менее 5-ти) по сравнению со сплавом Ti-3Al-2,5V (уков – более 6-ти).

Технический титан ПТ-1М и α -сплав ПТ-7М имеют в структуре трубной заготовки 100% α -фазы (таблица 5.3). Легирование псевдо- α -сплава Ti-3Al-2,5V β -изоморфным стабилизатором V способствует фиксации в структуре кроме α -фазы до 5% β -твердого раствора с невысоким периодом решетки (таблица 5.3), что типично для этого сплава в относительно равновесном состоянии [159]. Увеличение содержания Al в сплавах от ПТ-1М к ПТ-7М и Ti-3Al-2,5V (см.табл.5.1) обеспечивает закономерный рост параметра «с/а» ГПУ решетки α -фазы (см.табл.5.3), что согласуется с данными из монографии [160].

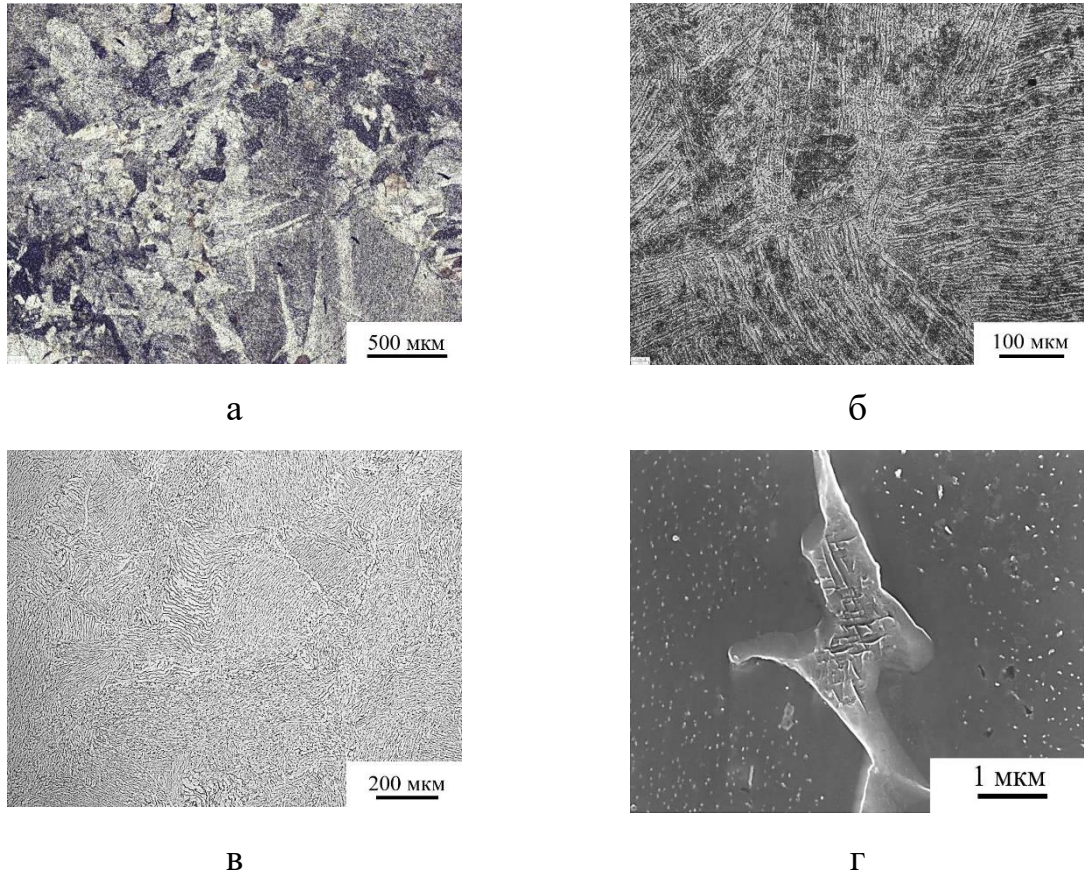


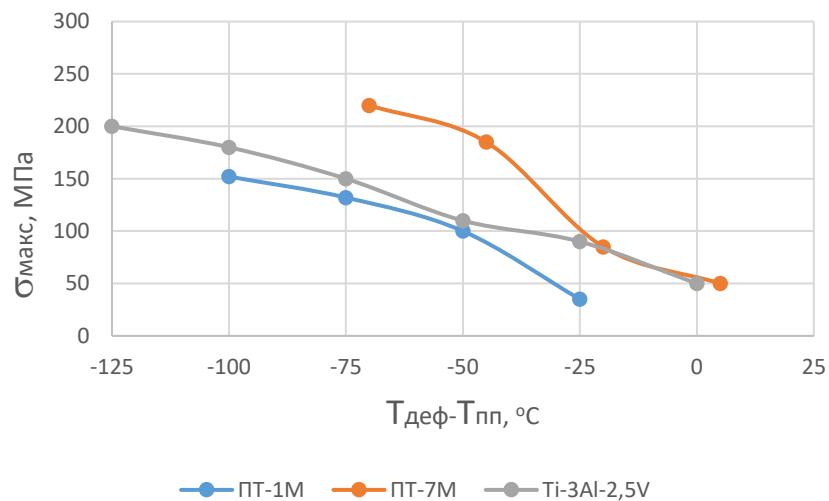
Рис.5.2 Типичная микроструктура горячекованных трубных заготовок из сплавов ПТ-1М (а); ПТ-7М (б); Тi-3Аl-2,5V (в, г). а-в – оптическая микроскопия, г – растровая микроскопия

Установлено, что с увеличением однородности структуры увеличивается твердость и уменьшается разброс ее значений по сечению заготовки. Так средние значения твердости сплавов составляют: HV 150 (ПТ-1М), HV 205 (ПТ-7М) и HV 230 (Тi-3Аl-2,5V). При этом разброс значений твердости в заготовках у сплава ПТ-1М превышает 40 единиц HV , и порядка 35 – 36 единиц для сплавов ПТ-7М и Тi-3Аl-2,5V (см.табл.5.3, рис. 5.2).

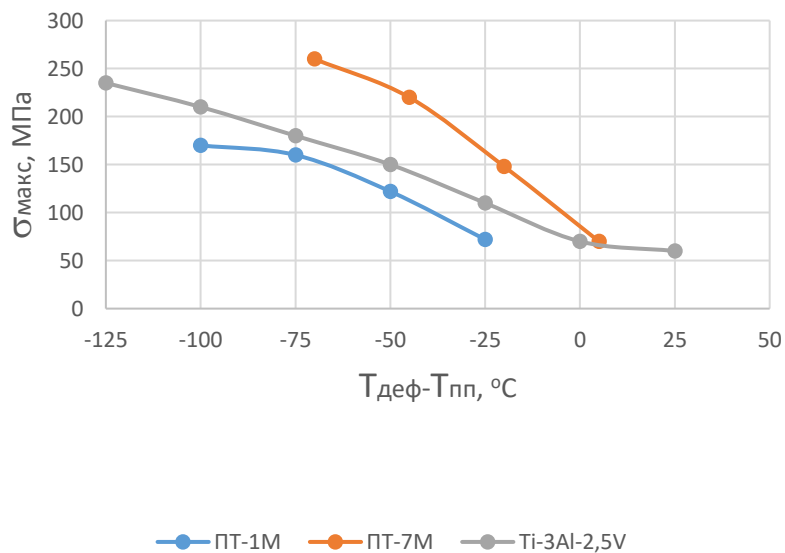
5.2 Физическое моделирование процессов горячей деформации сплавов

С целью определения температурного диапазона нагрева трубных заготовок перед деформацией, который должен обеспечить, с одной стороны, уровень усилий при прессовании не превышающий максимально допустимые, развиваемые прессом, а с другой стороны не вызвать нежелательного

укрупнения зеренной структуры в получаемом полуфабрикате в результате нагрева выше $T_{пп}$, проведено физическое моделирование процессов горячей деформации осадкой сплавов на установке Gleeble 3800. Полученные результаты по максимальным напряжениям, возникающим в сплавах при осадке, в зависимости от гомологической температуры деформации относительно $T_{пп}$ сплава ($T_{деф}-T_{пп}$) при скоростях деформации $1-12 \text{ с}^{-1}$ представлены на рис. 5.3.



а



б

Рис.5.3 Изменение максимальных напряжений, развиваемых при осадке, в зависимости от температуры деформации сплавов при скоростях деформации 1 с^{-1} (а); $10(12) \text{ с}^{-1}$ (б)

Как и следовало ожидать с повышением температуры осадки сплава и уменьшением скорости деформации понижаются максимальные напряжения, что хорошо согласуется с имеющимися аналогичными данными для других сплавов титана [161, 162]. При сопоставимых относительно $T_{пп}$ гомологических температурах ($T_{деф}-T_{пп}$) минимальные значения напряжений при осадке характерны для технического титана ПТ-1М, а максимальные – для α -сплава ПТ-7М (рис. 5.3). Несколько странным, на первый взгляд, являются пониженные значения напряжений для сплава Ti-3Al-2,5V относительно сплава ПТ-7М. Однако, несмотря на более высокие значения суммарного прочностного эквивалента ($[Al+Mo]_{экр}$) этот сплав, благодаря легированию ванадием содержит β -фазу с ОЦК решеткой, которая обладает меньшей жаропрочностью, чем ГПУ α -фаза. В тоже время наличие в сплаве ПТ-7М циркония обуславливает его повышенную жаропрочность [163].

Проведена оценка величины деформационного разогрева при осадке в зависимости от температуры деформации относительно $T_{пп}$ ($T_{деф}-T_{пп}$). На рис.5.4 представлены данные литературы и коллег [140, 151, 153], которые показывают, что снижение температуры деформации относительно $T_{пп}$, увеличение скорости деформации ($V_{деф}$) и легированности сплава способствуют росту деформационного разогрева, который максимален у сплава Ti-3Al-2,5V. Вблизи $T_{пп}$ ($T_{деф}-T_{пп}\geq-25\text{ }^{\circ}\text{C}$) деформационный разогрев у сплавов ПТ-1М, ПТ-7М ($V_{деф}=1; 12\text{ с}^{-1}$) и Ti-3Al-2,5V ($V_{деф}=1\text{ с}^{-1}$) относительно мал и не превышает $5\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Поэтому, рекомендовано в качестве температур нагрева под прессование труб использовать диапазоны: ПТ-1М – $T_{пп}-(50...75)\text{ }^{\circ}\text{C}$; ПТ-7М – $T_{пп}-(20...40)\text{ }^{\circ}\text{C}$; Ti-3Al-2,5V – $T_{пп}-(50...75)\text{ }^{\circ}\text{C}$. В указанных диапазонах при скоростях деформации $V_{деф}=10...12\text{ с}^{-1}$, которые обычно используются при прессовании сплавов титана [164, 165], максимальные напряжения при осадке исследуемых сплавов относительно невелики (менее 200 МПа), а деформационный разогрев (рис.5.4) не приведет к переходу сплавов в однофазную β -область.

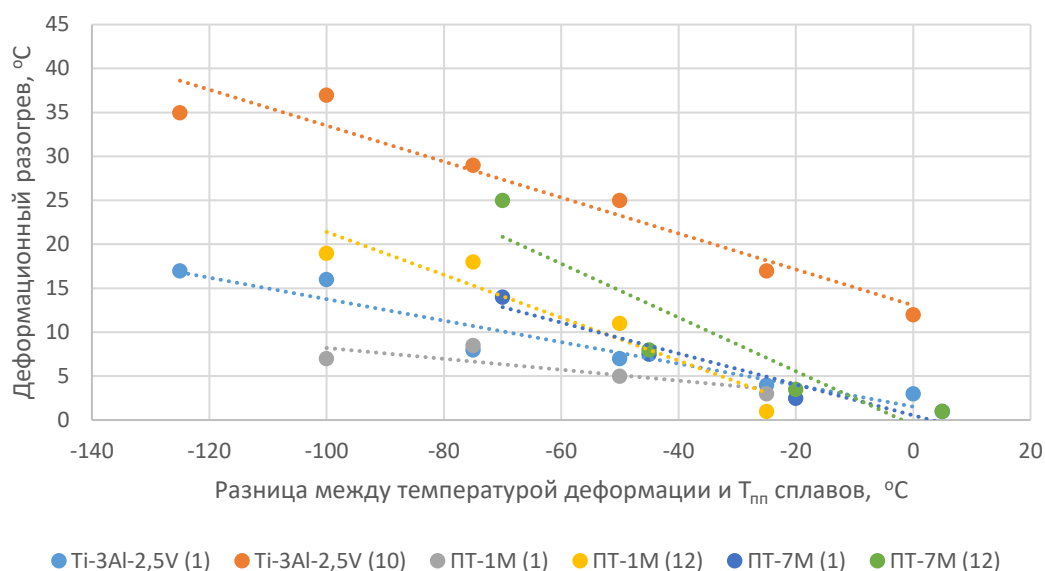


Рис. 5.4. Влияние температуры и скорости деформации (указана в скобках в легенде в с^{-1}) исследуемых сплавов на величину деформационного разогрева

По формуле Ж. Сежурне [113] (см. гл.3. стр.130) выполнен расчет максимальных усилий, необходимых для прессования (P_{\max}) труб в используемом температурном интервале деформаций. Согласно проведенных расчетов, развиваемые производственным оборудованием усилия при прессовании труб заданного размера из исследуемых сплавов в рекомендованном температурном диапазоне не превышают максимального номинального значения усилия в 20 МН для используемого в работе горизонтального прессы.

5.3 Эволюция структурно-фазового состояния и дюротметрических характеристик после экспандирования трубных заготовок

Перед прессованием трубных заготовок проводили их экспандирование, позволяющее получать гильзы длиной больше исходной и калибровать заготовку до размеров и формы, необходимых для прессования. Температура нагрева сплавов под экспандирование составляла $T_{пп}$ - (50...70) °C (ПТ-1М, ПТ-7М) и $T_{пп}$ -(80...110) °C (Ti-3Al-2,5V). Результаты структурного анализа сплавов после экспандирования представлены в таблице 5.4 и на рис. 5.5.

Установлено, что экспандирование при температуре $T_{\text{шт}}-(50...70)^\circ\text{C}$ и последующее охлаждение способствует измельчению исходно крупного макрозерна в сплавах ПТ-1М и ПТ-7М тем существеннее, чем больше его исходные размеры (см. табл.5.3, 5.4 и рис.5.5), за счет развития процессов динамической и статической рекристаллизации α -фазы, температура рекристаллизации которой для этих сплавов не превышает $820...840^\circ\text{C}$ [166, 167].

Измельчение зерна в трубных заготовках сплавов ПТ-1М, ПТ-7М обеспечивает за счет увеличения вклада зернограничного упрочнения закономерный рост средних значений твердости экспандированных сплавов по сравнению с горячекованным состоянием с HV 150 до HV 160 (ПТ-1М), с HV 207 до HV 230 (ПТ-7М). При этом несколько уменьшается и разброс значений твердости по сечению заготовок: с 40 до 25 ед. HV (ПТ-1М) и с 35 до 20 ед. HV (ПТ-7М).

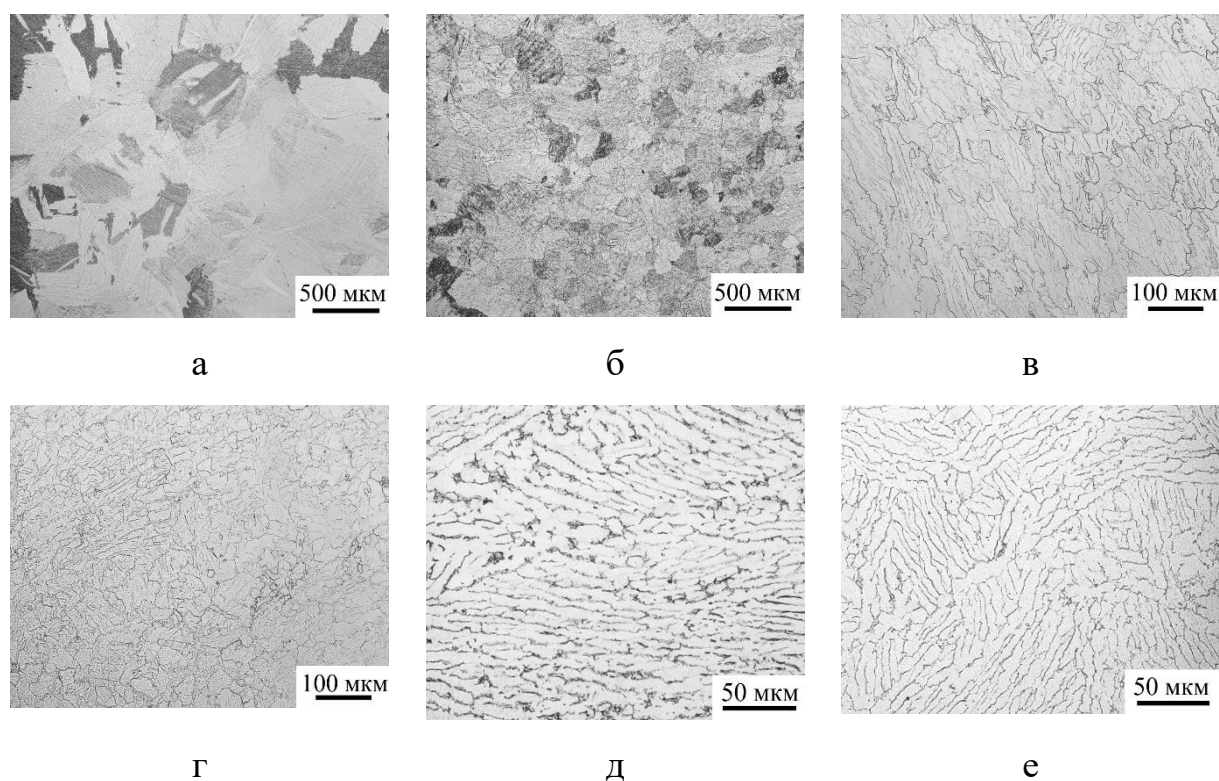


Рис. 5.5 Микроструктура экспандированных сплавов ПТ-1М (а, б), ПТ-7М(в, г). Ti-3Al-2,5V(д, е): а, в, д – продольное сечение, б, г, е – поперечное сечение

Данные анализа структуры исследуемых сплавов после экспандирования

Сплав	Балл макрозерна	Размер зерна
ПТ-1М	От 2-3 –у внешней и внутренней поверхности до 6-7 – в центре	От 200 мкм у поверхности до 1000 мкм в центре
ПТ-7М	От 1-2 –у внешней и внутренней поверхности до 4-5 – в центре	От 100 мкм у поверхности до 800 мкм в центре
Ti-3Al-2,5V	Преимущественно 2-3	300-600 мкм

В экспандированной заготовке из сплава Ti-3Al-2,5V изменения в структуре существенно меньше по сравнению с исходной трубной заготовкой (см. таблицы 5.3, 5.4 и рис.5.2, 5.5), очевидно, вследствие достаточно хорошей проработки зеренной структуры в исходном полуфабрикате и более высокой по сравнению с ПТ-1М и ПТ-7М (см.табл.5.1), температурой рекристаллизации, чем температура нагрева этого сплава под экспандирование (830 ± 15 °С). Также не наблюдается изменения значений твердости, уровень которой в обоих состояниях составляет *HV* 225 - *HV* 230.

5. 4 Компьютерное моделирование и расчет энергосиловых параметров прессования и их сравнение с экспериментальными данными

В программе Deform 3D по методике, описанной в работе [151], выполнены расчеты распределения степени деформации по сечению стенки трубы и усилий, развиваемых прессом, которые сопоставлены с результатами, полученными в ходе промышленного эксперимента - горячего прессования труб заданных размеров из исследуемых сплавов. На рис. 5.6,а и в таблице 5.5 представлены полученные значения.

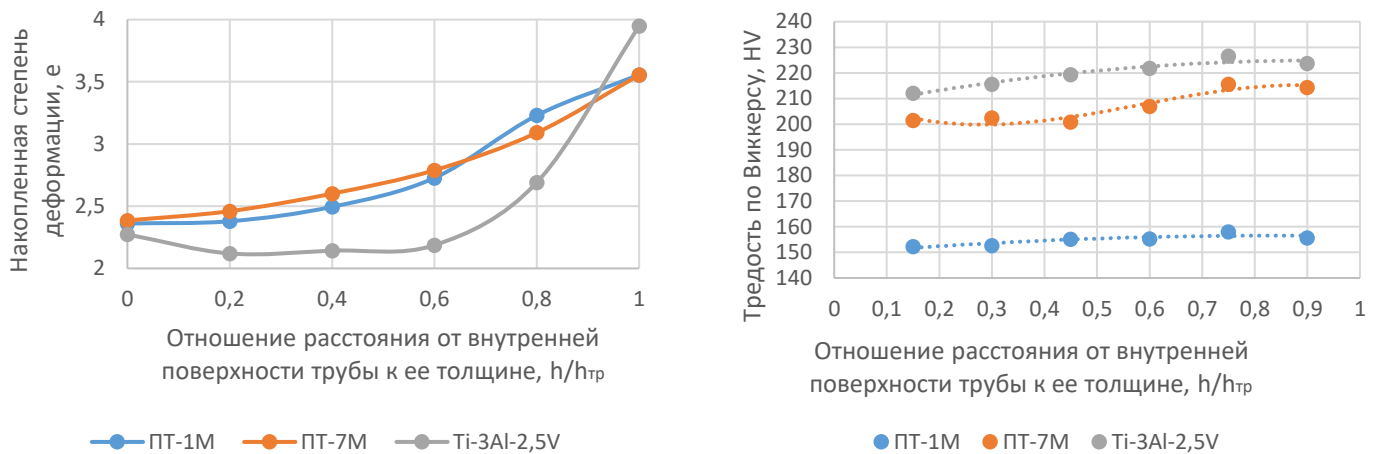


Рис. 5.6. Расчетное изменение накопленной степени деформации ϵ (а) и твердости по Виккерсу (б) в горячепрессованных трубах из сплавов ПТ1М, ПТ7М, Ti-3Al-2,5V по сечению от внутренней к внешней поверхности.

Таблица 5.5.

Расчетные и опытные значения усилий прессования труб

Марка сплава,	Результаты моделирования		Производственные данные	
	Максимальное значение P_{max} , МН	Значение на установившейся стадии $P_{уст}$, МН	Максимальное значение P_{max} , МН	Значение на установившейся стадии $P_{уст}$, МН
ПТ-1М	14,7	12,4	15,9	9,0
ПТ-7М	11,2	8,0	—	—
Ti-3Al-2.5V	15,6	11,3	17,9	11,1

Выполненные расчеты показывают, что при прессовании труб из исследуемых сплавов происходит некоторое повышение степени накопленной деформации от внутренней к внешней стенке. Это, в целом, хорошо согласуется с экспериментальными данными по изменению твердости, которая также имеет тенденцию к росту от внутренней к внешней поверхности (рис. 5,6, б).

Таким образом, полученные в ходе компьютерного моделирования значения максимальных усилий (P_{max}) и усилий на установившейся стадии ($P_{уст}$) имеют удовлетворительное соответствие с измеренными усилиями в ходе промышленного эксперимента получения труб из сплавов ПТ-1М, Ti-3Al-2,5V (таблица 5.5). При этом расчетные максимальные усилия оказались занижены на 8-12 % относительно экспериментальных, а расчетные усилия на

установившейся стадии практически совпали для сплава Ti-3Al-2,5V и завышены на 27 % для сплава ПТ-1М.

5. 5 Горячепрессованные трубы: структура, текстура, фазовый состав, свойства

Результаты структурного анализа горячепрессованных труб из исследованных сплавов представлены в таблице 5.6 и на рис.5.7. Показано, что макро- и микроструктуры в сплавах после горячего прессования труб (табл.5.6 и рис. 5.7) и после экспандирования (табл. 5.4 и рис. 5.5) отличаются преимущественно тем, что в горячепрессованных трубах из сплавов ПТ-1М, ПТ-7М происходит выравнивание балла макрозерна по сечению трубной заготовки и формирование более мелкозернистой структуры. Такое выравнивание зеренной структуры обусловлено активным протеканием динамической и первичной рекристаллизации в ходе прессования и последующего охлаждения с формированием близкого к равноосной форме α -зерна (рис. 5.7, а, б). В горячепрессованной трубе из сплава Ti-3Al-2,5V, так же как и в экспандированном случае, практически не происходит существенных изменений в размере макрозерна, но при этом наблюдается некоторое утонение первичных α -пластин из-за их вытягивания и сплющивания (рис. 5.7, в, г).

Таблица 5. 6

Данные структурного анализа горячепрессованных труб

Сплав	Балл макрозерна	Размер зерна, мкм	Фазовый состав	«с/а» α	«а» β
ПТ-1М	1-2	15-50	100% α	1,5885	
ПТ-7М	2	100-400	100% α	1,5907	
Ti-3Al-2,5V	2-3	100-500	94,5% α +5,5% β	1,5908	0,3222

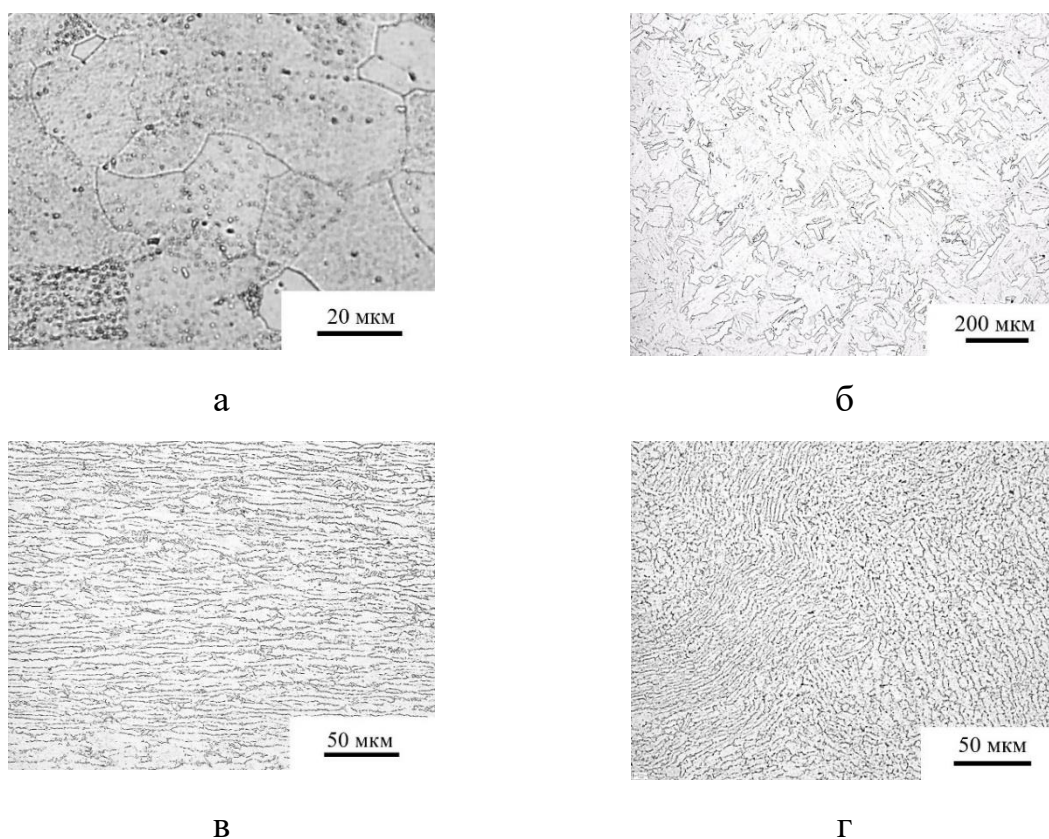


Рис. 5.7. Типичная микроструктура горячепрессованных труб из сплавов ПТ-1М (а), ПТ-7М (б), Ti-3Al-2,5V (в –г): а-в – продольное сечение трубы, г – поперечное сечение трубы

Фазовый состав, параметр «с/а» в горячепрессованных трубах из сплавов ПТ-1М и ПТ-7М практически сохраняется, по сравнению с исходной заготовкой (см. табл. 5.3 и 5.6). В горячепрессованной трубе из псевдо- α -сплава Ti-3Al-2,5V, по сравнению с горячекованным состоянием, в структуре происходит небольшое увеличение объемной доли (с 5 до 5,5 %) и периода решетки (с 0,3213 до 0,3222 нм) β -фазы при одновременном снижении параметра «с/а» α -фазы (с 1,5914 до 1,5908), что можно объяснить увеличением скорости охлаждения с температур деформации более тонкостенной горячепрессованной трубы по сравнению с горячекованой заготовкой. Ускоренное охлаждение способствует сохранению большего количества β -фазы, но обедненной по ванадию [158]. Как следствие этого концентрация ванадия в α -фазе возрастает, что, как известно [166, 168], способствует наблюдаемому росту периода решетки β -фазы и снижению параметра «с/а».

Исследования текстуры труб с использованием построения обратных полюсных фигур (ОПФ) по толщине стенки (вблизи внешней и внутренней поверхности, а также на $\frac{1}{2}$ толщины) обобщены на рис. 5.8. Для каждого места съемки приведены по 2 ОПФ – одна с плоскости, нормалью к которой является направление прокатки (обозначена на рисунке – НП), а вторая – либо с плоскости нормалью к которой является радиальное направление (РН), либо с плоскости нормалью к которой является тангенциальное направление (ТН), которые наглядно позволяют указать формируемую при прессовании текстуру с указанием характерного направления вдоль НП и плоскости в которой лежит это направление для которой либо РН либо ТН является нормалью.

Анализ ОПФ показал, что после горячего прессования в трубе из сплава ПТ-1М формируется преимущественно двухкомпонентная текстура близкой интенсивности тангенциальной призмы $\{0001\} \pm 30^\circ \text{ТН} <10-10> \text{НП}$ и $\{0001\} \pm 30^\circ \text{ТН} <11-20> \text{НП}$. Исходя из имеющихся данных [152,169] компонента $\{0001\} \pm 30^\circ \text{ТН} <10-10> \text{НП}$ наследуется от текстуры деформации α -фазы, формируемой при прессовании, а компонента $\{0001\} \pm 30^\circ \text{ТН} <11-20> \text{НП}$ связана с протеканием в структуре процессов рекристаллизации α -фазы.

В горячепрессованной трубе из сплава Ti-3Al-2,5V преимущественно фиксируется текстура с преобладанием деформационной компоненты тангенциальной призмы α -фазы $\{0001\} \pm 30^\circ \text{ТН} <10-10> \text{НП}$ [170], вследствие того, что при горячем прессовании процессы рекристаллизации не получили развития (рис.5.6, в, г). Наиболее сложное текстурное состояние характерно для горячепрессованной трубы из сплава ПТ-7М, которое характеризуется сильной деформационной компонентой тангенциальной призмы α -фазы $\{0001\} \pm 30^\circ \text{ТН} <10-10> \text{НП}$ вблизи наружной поверхности трубы и наличием менее сильных текстурных компонент во внутренних сечениях трубы (рис.5.7, а) - $\{11-20\} \text{РН} <0001> \text{НП}$, $\{12-30\} \text{РН} <0001> \text{НП}$ – на $\frac{1}{2}$ толщины трубы и типа $\{11-22\} \text{РН} <1-100> \text{НП}$, $\{11-22\} \text{РН} <10-11> \text{НП}$.

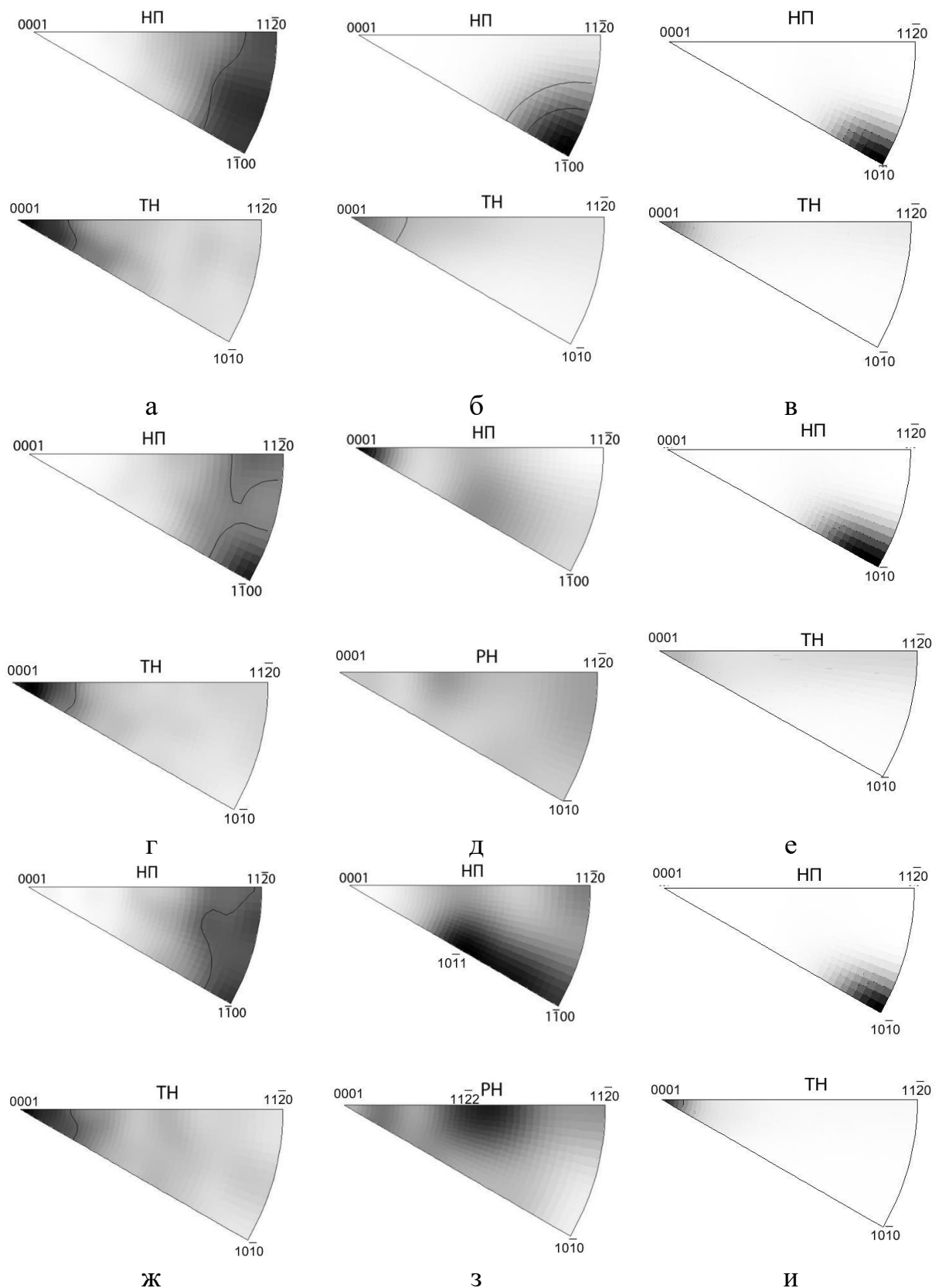


Рис. 5.8. ОПФ, полученные с НП, и выборочно с РН или ТН горяче-прессованных труб из сплавов ПТ-1М (а, г, ж), ПТ-7М (б, д, з), Тi-3Al-2,5V (в, е, и); а-в – у внешней поверхности трубы; г-е – на 1/2 толщины трубы; ж-и – у внутренней поверхности трубы

Данный эффект, по нашему мнению, связан с более высокой относительно $T_{\text{ш}}$ рекомендованной температурой деформации ПТ-7М ($T_{\text{ш}}$ (20...40) °С) по сравнению со сплавами ПТ-1М и Ti-3Al-2,5V. В результате при реализации процесса прессования, в частности, при переносе заготовки из печи нагрева в пресс, происходит более активное подстуживание поверхностных слоев и за счет этого при деформации в этих областях сплав находится практически в однофазном α -состоянии, обеспечивая формирование текстуры деформации - тангенциальной призмы $\{0001\} \pm 30^\circ \text{TN} \langle 10-10 \rangle \text{HP}$. Внутренние области трубы, где не произошло значительного подстуживания, деформируются в двухфазной $\alpha + \beta$ -области и дополнительно испытывают деформационный разогрев, обеспечивающий увеличение в структуре объемной доли β -фазы. В результате деформации и последующего охлаждения формируется менее развитая текстура, связанная преимущественно с текстурой $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в результате чего α -фазы наследует при фазовом превращении текстуру деформации матричной β -фазы – типа $\{100\} \text{PH} \langle 011 \rangle \text{HP}$ (на $\frac{1}{2}$ толщины трубы) и $\{112\} \text{PH} \langle 011 \rangle \text{HP}$ – обе эти текстуры характерны при деформации сплавов с ОЦК-решеткой [171]. Вывод, о такого рода текстуре, формируемой в β -фазе, вытекает из данных работы [172], согласно которых при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении семейства плоскостей β -фазы переходят в следующие семейства плоскостей α -фазы: $\{100\} \rightarrow \{11-20\} \div \{12-30\}$; $\{110\} \rightarrow \approx \{10-11\} + \{0001\} + \approx \{1-100\}$; $\{112\} \rightarrow \{11-22\}$.

Механические свойства горячепрессованных труб при комнатной температуре представлены в таблице 5.7.

Сравнительный анализ этих данных выявил закономерное увеличение прочностных ($\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{0,2}$, HV) и некоторое снижение пластических (δ , ψ) характеристик труб по мере повышения легированности сплавов от технического титана ПТ-1М к α -сплаву ПТ-7М и псевдо- α -сплаву Ti-3Al-2,5V (таблица 5.1). Отмечено, что формируемая структура в трубах (таблица 5.6) обеспечивает небольшой разброс прочностных и пластических характеристик в ходе нескольких испытаний (таблица 5.7 и рис.5.5, б).

Свойства горячепрессованных труб из ПТ-1М, ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V

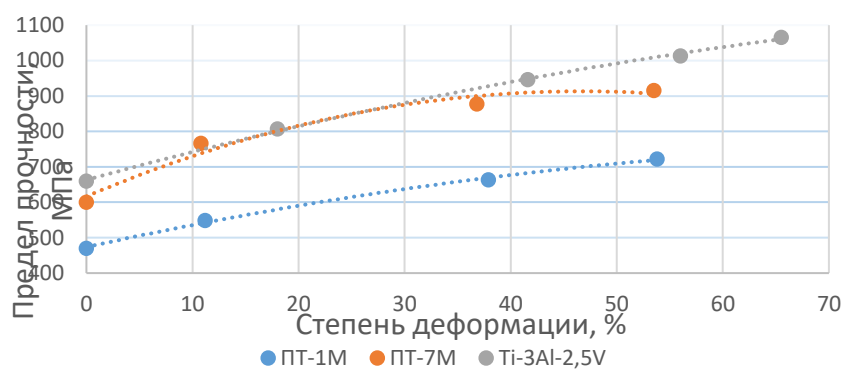
Сплав	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	HV _{ср}
ПТ-1М	451 – 457	333 – 336	25-26	53 - 53	155
ПТ-1М/ТУ-14-3-821[173]	343 – 539	не менее 245	не менее 24	не менее 47	
ПТ-7М	590 – 614	495-499	18,6-23,3		207
ПТ-7М/ТУ-14-3-821[173]	470 – 667	не менее 372	не менее 18	не менее 36	
Ti-3Al-2,5V	661- 670	523- 533	18,6-20,1,	39- 43	221
Ti-3Al-2,5V/ ASTMB338[154]	>620	>483	>15		

Таким образом, полученный в горячепрессованных трубах из исследуемых сплавов, комплекс механических свойств в целом удовлетворяет предъявляемым к ним требованиям российских ТУ и зарубежных стандартов (таблица 5.7).

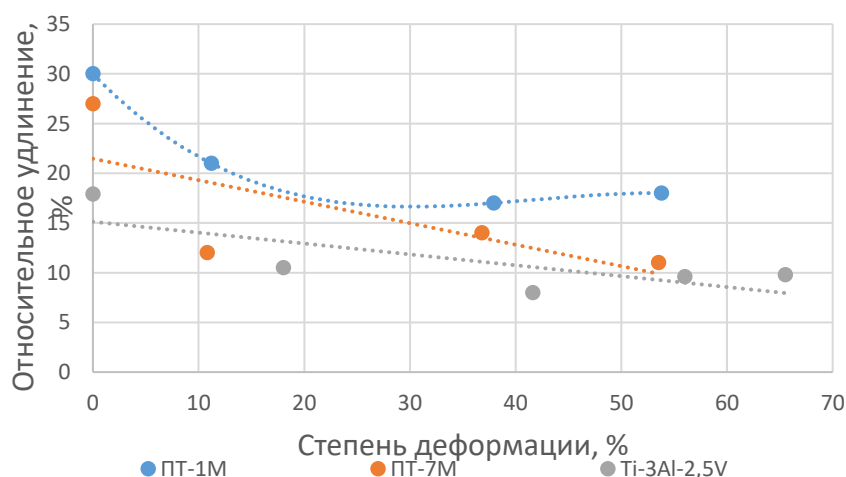
5.6 Влияние степени холодной деформации на деформационное упрочнение образцов из горячепрессованных трубных полуфабрикатов

В работах [174, 175] показано, что холодная деформация сплавов титана на основе α -фазы приводит к их деформационному упрочнению и, следовательно, к снижению пластических характеристик. Поэтому для оценки допустимой степени холодной деформации, которая сохранит сплошность заготовки, было проведено исследование влияния степени холодной пластической деформации прокаткой по схеме «овал-овал» на изменение прочностных и пластических характеристик прутковых образцов из изучаемых сплавов ПТ-1М, ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V. Результаты измерения прочностных и пластических свойств в зависимости от степени холодной деформации при прокатке приведены на рис. 5.9.

Как и следовало ожидать с увеличением степени пластической деформации от 30 до 70% наблюдается рост прочности и уменьшение пластичности, что хорошо соотносится с данными работ [174, 175] для сплавов близких составов. Однако деформационное упрочнение сплава Ti-3Al-2,5V оказалось выше, чем в работе [175] (максимальный предел прочности ≈ 1070 МПа на рис. 5.9 против 950 МПа в работе [175]) при сопоставимом минимальном уровне пластических характеристик около 8%. Последний факт очевидно связан с разной «чистотой» сплавов по примесям. В цитируемой работе [175] не приводится плавочный состав сплава, но указана $T_{\text{пл}}=910$ °С, что ниже, чем в нашем сплаве (925 °С). Такая разница свидетельствует о более низкой концентрации α -стабилизаторов в сопоставляемом сплаве и, тем самым, о меньшей склонности к упрочнению при деформации.



а



б

Рис. 5.9. Влияние степени холодной пластической деформации на прочностные и пластические свойства прутков из сплавов ПТ-1М, ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V: а – предел прочности ; б – относительное удлинение

Полученные результаты показывают, что по мере увеличения легированности от ПТ-1М к ПТ-7М и далее к Ti-3Al-2,5V уровень прочности выше, а относительное удлинение меньше при одинаковых степенях пластической деформации. Так как конечная продукция должна иметь определенный запас пластичности, который на практике оценивается в 10% было рекомендовано при проведении холодной прокатки труб ограничить максимальную степень деформации для сплавов следующим образом: ПТ-1М – вплоть до наибольшей, используемой в исследовании (около 55 %); ПТ-7М – до 50 %; Ti-3Al-2,5V – до 40 %.

Оценку деформационного разогрева при холодной пластической деформации проводили с использованием подхода, основанного на 1-ом законе термодинамики и опубликованном в работе [176]. Авторы предлагают формулу расчета разогрева (Δt) в следующем виде:

$$\Delta t = k \tau_s \Lambda / c_p,$$

где: k – доля тепла, идущая на разогрев деформированного сплава, от всей работы при пластической деформации ($\approx 0,8-0,9$), в работе для расчета принято значение 0,8 из-за дополнительного охлаждения эмульсией заготовки в ходе холодной прокатки;

τ_s – величина касательных напряжений в МПа – может быть рассчитана через предел текучести сплава до деформации по формуле $\tau_s = \sigma_{0,2} / \sqrt{3}$ [176];

Λ – истинная степень деформации сдвигом – может быть рассчитана по формуле из работы [177]: $\Lambda = \sqrt{3} k_{\text{нем}} \ln \mu$, где $k_{\text{нем}}$ – коэффициент немонотонности деформации ($\approx 1,3$), μ – коэффициент вытяжки ($= F_o / F_k$, где F_o и F_k – площади поперечного сечения полуфабриката «до» и «после» деформации соответственно);

c – удельная теплоемкость сплава до деформации, Дж/кг*К;

ρ – плотность сплава, кг/м³.

В таблице 5.8 представлены результаты расчета величины разогрева при максимальных степенях холодной пластической деформации прутков для рассматриваемых сплавов.

Таблица 5.8.

Исходные данные и результаты расчета деформационного разогрева при холодной прокатке сплавов ПТ-1М, ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V

Сплав	$\sigma_{0,2}$, МПа [42]	τ_s , МПа	μ	Λ	c , Дж/кг*К	ρ , кг/м ³	Δt , °С
ПТ-1М	335	193,4	2,2	1,78	502,1 [28]	4520 [178]	189
ПТ-7М	497	286,9	2,1	1,67	540,5 [39- 40]	4490 [179,180]	158
Ti-3Al-2,5V	528	304,8	2,9	2,4	544 [41]	4480 [181]	240

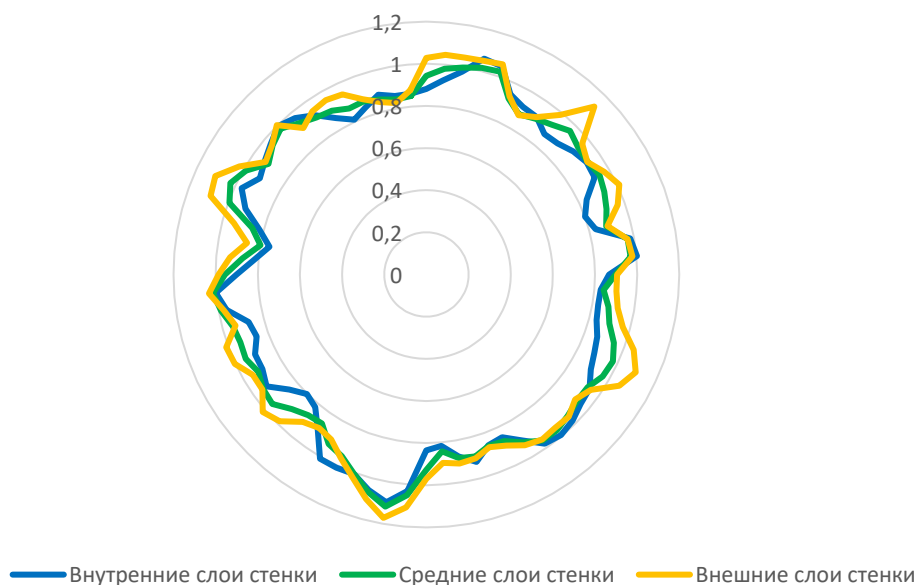
Как видно из проведенных расчетов, в зависимости от сплава и степени его вытяжки (2,1...2,9) разогрев при холодной прокатке не превышает 240 °С, что существенно ниже температуры рекристаллизации исследуемых сплавов [167, 175].

5.7 Расчет Q-фактора по данным компьютерного моделирования процесса холодной прокатки труб

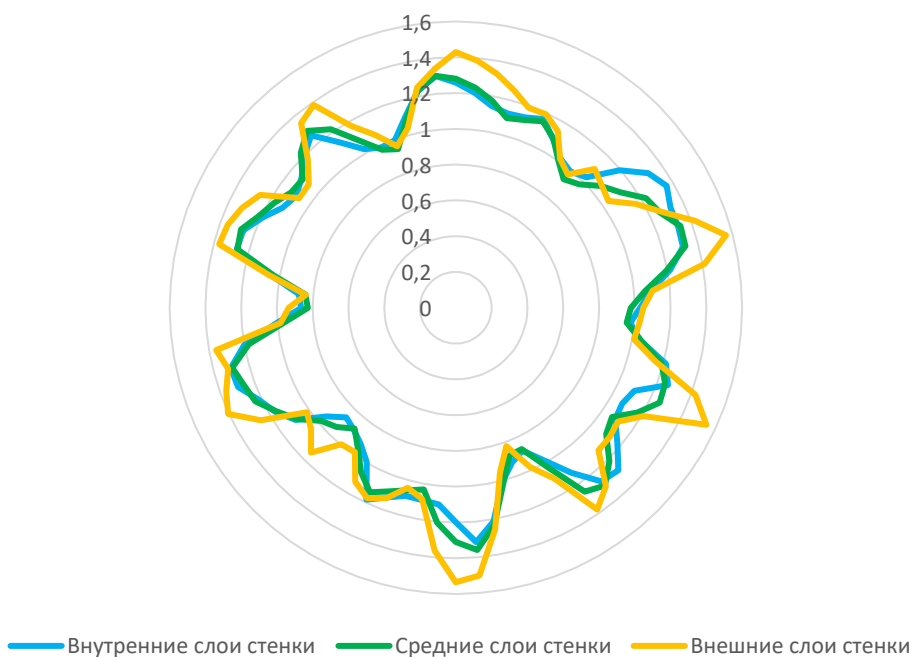
С использованием программного продукта Deform 3D оценили значения так называемого Q-фактора [181], который характеризует отношение величины обжатия по толщине стенки к диаметру трубы в ходе прокатки. Величина Q-фактора, во-многом, определяет тип формируемой текстуры в сплаве после холодной прокатки [182]. На рис.5.10 представлены результаты расчета на примере получения труб промежуточного размера 38×4,1 мм (ПТ-1М) и окончательного размера 38×5,36 мм (Ti-3Al-2,5V).

Анализ полученных зависимостей показал, что величина Q-фактора несколько меняется по толщине стенки трубы и вдоль определенного радиуса Q-фактор преимущественно минимален для внутренних слоев трубы, имея тенденцию к росту по мере продвижения к внешней стенке. Что касается, в целом, величины Q-фактора, то для трубы промежуточного размера 38×4,1 мм

из сплава ПТ-1М в зависимости от расположения по стенке трубы он колеблется в пределах от 0,8 до 1,17, а среднее значение составляет 0,937. Для трубы конечного размера 38×5,36 мм из Ti-3Al-2,5V диапазон колебаний величины Q-фактора составляет 0,82...1,56, а среднее значение $\approx 1,144$.



а



б

Рис. 5.10. Значение Q-фактора по стенке труб промежуточного размера 38×4,1 мм из сплава ПТ-1М (а), окончательного размера 38×5,36 мм из сплава Ti-3Al-2,5V (б)

Аналитический расчет величины Q-фактора, выполненный по формуле [182]:

$$Q = \ln(t_k/t_n)/\ln(D_k/D_n),$$

где t_n и t_k – толщина стенки, а D_n , D_k – диаметр трубы до и после прокатки соответственно; показал, что его величина составляет 0,937 для сплава ПТ-1М и – 1,178 для Ti-3Al-2,5V, что находится в хорошем соответствии с результатами моделирования.

После холодной прокатки среднее значение Q-фактора немного меньше и порядка 1 в трубах промежуточного 38×4,1 мм (ПТ-1М) и окончательного 38×5,36 мм (Ti-3Al-2,5V) размеров. Полученные результаты показывают, что величины обжатия при прокатке по стенке и диаметру полученных труб близки. В таких случаях должна формироваться текстура наклонной тангенциальной призмы $\{0001\} \pm \varphi^\circ \text{TH} <10-10> \text{НП}$ [180], TH – это плоскость нормалью к которой служит тангенциальное направление в трубе, а НП – направление холодной прокатки.

5. 8 Формирование структуры, текстуры, фазового состава и свойств при холодной прокатке труб

Типичная микроструктура в продольном сечении отожженной при 680 °С трубы 68×7,1 мм из сплава ПТ-1М и подвергнутой холодной деформации на размер 38×4,1 мм дана на рис.5.11. Показано, что сформированная в ходе отжига при 680 °С рекристаллизованная структура в виде равноосных α -зерен средним размером около 15 мкм (рис.5.11, а) при холодной прокатке приобретает характерное волокнистое строение с вытягиванием α -зерна вдоль направления прокатки и его сплющиванием в перпендикулярном направлении (рис. 5.11, б).

Анализ интенсивности дифракционных линий α -фазы с продольного и поперечного сечения трубы в отожженном и холоднокатаном состоянии показал, что их интенсивность различна, что свидетельствует о формировании

в этих состояниях разного типа текстуры, которую более подробно изучили методом EBSD с построением прямых полюсных фигур - ППФ (рис.5.12).

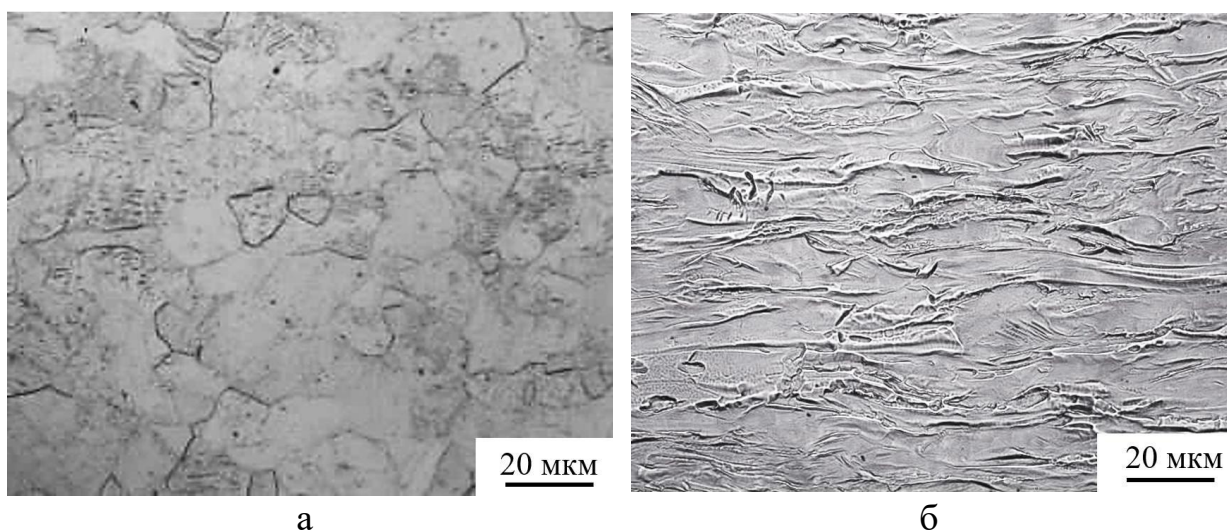


Рис. 5.11. Типичная микроструктура в продольном сечении отожженной при 680 °С трубы 68×7,1 мм (а) и холоднокатаной трубы 38×4,1 мм (б) из сплава ПТ-1М

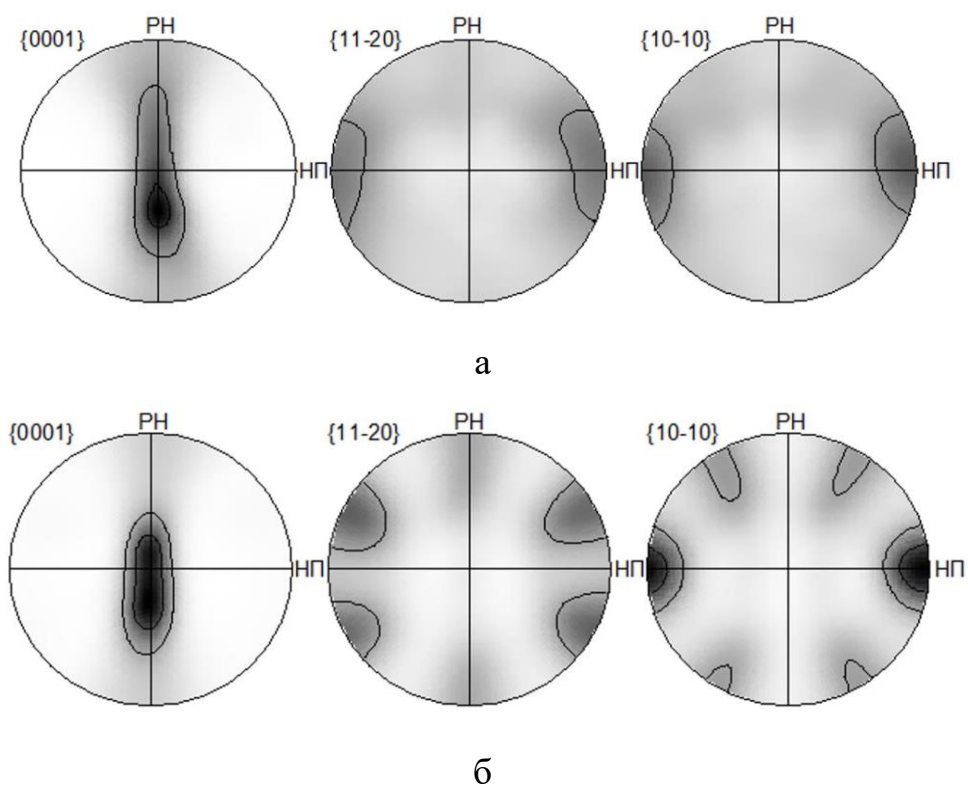


Рис. 5.12. ППФ с ½ стенки отожженной трубы 68×7,1мм (а) и холоднокатаной трубы 38×4,1 мм (б) из сплава ПТ-1М: РН – радиальное направление; НП – направление прокатки; ТН – тангенциальное направление (не обозначено) – выходит по нормали из центра ППФ.

Анализ ППФ показал, что в отожженной при 680 °С трубе 68×7,1 мм из сплава ПТ-1М формируется текстура наклонной тангенциальной призмы с 2-мя компонентами: 1) $\{0001\} \pm 30^\circ \text{ТН} <10-10> \text{НП}$, очевидно, «наследуемой» от предшествующей холодной прокатки, 2) $\{0001\} \pm 30^\circ \text{ТН} <11-20> \text{НП}$, формируемой в результате рекристаллизации α -фазы при отжиге (рис. 5.12, а), что отмечали ранее в работе [183]. После холодной прокатки в трубе 38×4,1 мм сохраняется только деформационная компонента текстуры $\{0001\} \pm 30^\circ \text{ТН} <10-10> \text{НП}$ (рис. 5.12, б), что хорошо согласуется с рассчитанной выше величиной $Q < 1$ [182].

Наличие после прокатки текстуры наклонной тангенциальной призмы приводит к анизотропии ориентационно-зависимого физического свойства – модуля упругости, который оказывается максимальным 103 ± 4 ГПа в продольном сечении, нормалью к которому является тангенциальное направление (ТН) и минимальным 93 ± 3 ГПа в поперечном сечении – нормалью к которому является направление прокатки (НП). Это согласуется с литературными данными [160], так как, исходя из установленной текстуры, в ТН преимущественно располагается высокомодульное направление $<0001>$, а в НП более низко модульные направления.

Полученные для холоднокатаной трубы 38×4,1 мм из ПТ-1М значения твердости колеблются в пределах от 200 НV до 208 НV, среднее значение составляет 204 НV, что выше, чем у отожженной трубы 68×7,1 мм (155 НV).

Холоднокатаная труба размера 38,1×5,36 мм из сплава Ti-3Al-2,5V получена из отожженной при 750 °С холоднокатаной трубы промежуточного размера 54×8 мм. Типичная микроструктура отожженной и холоднокатаной труб приведена на рис.5.13.

В отожженной трубе 54×8 мм структура состоит из равноосных рекристаллизованных α -зерен и остаточной β -фазы, преимущественно располагающихся в виде отдельных выделений по границам α -зерен и в меньшей степени в их теле (рис. 5.13, а). Холодная прокатка приводит к вытягиванию фаз вдоль направления прокатки (рис. 5.13, б).

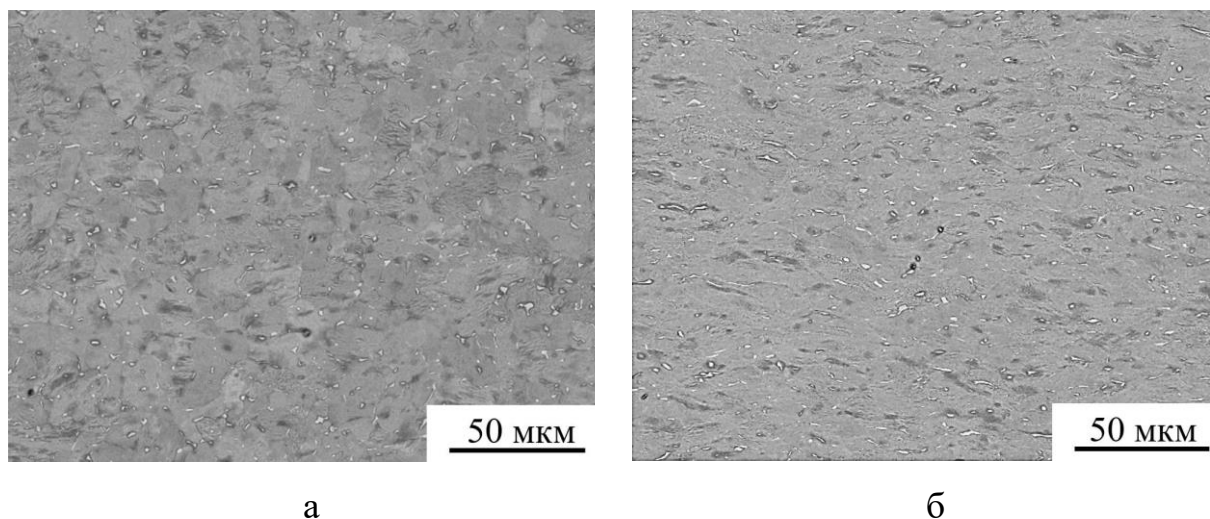


Рис. 5.13. Типичная микроструктура в продольном сечении отожженной при 750 °С трубы 54×8 мм (а) и холоднокатаной трубы 38,1×5,36 мм (б) из сплава Ti-3Al-2,5V

Анализ ППФ (рис. 5.14), снятых с отожженной при 750 °С трубы 54x8 мм и холоднокатаной трубы 38,1×5,36 мм из сплава Ti-3Al-2,5V показал, что, как и в случае рассмотренных выше отожженного и холоднокатаного сплава ПТ-1М (рис. 5.12), при отжиге формируется двухкомпонентная текстура (рис. 5.14, а) с компонентой $\{0001\} \pm 40^\circ \text{TH} \langle 10-10 \rangle \text{HP}$, «наследуемой» от промежуточной холодной прокатки и компонентой $\{0001\} \pm 40^\circ \text{TH} \langle 11-20 \rangle \text{HP}$, формируемой в ходе отжига при 750 °С в результате рекристаллизации α -фазы.

Отмечено, что в отожженной при 750 °С трубе 54x8 мм из сплава Ti-3Al-2,5V текстура более рассеянная (рис. 5.13, а) по сравнению с отожженной при 680 °С трубой 68×7,1мм из сплава ПТ-1М (рис. 5.12, а), вероятно, из-за присутствия в структуре сплава Ti-3Al-2,5V остаточной β -фазы, вносящей определенный вклад в торможение развития текстурных компонент. В холоднокатаной трубе 38,1×5,36 мм из сплава Ti-3Al-2,5V фиксируется однокомпонентная деформационная текстура α -фазы – тангенциальной призмы $\{0001\} \pm 40^\circ \text{TH} \langle 11-20 \rangle \text{HP}$ (рис. 5.14, б), также более рассеянная, чем в холоднокатаной трубе 38×4,1 мм из сплава ПТ-1М (рис. 5.12, б).

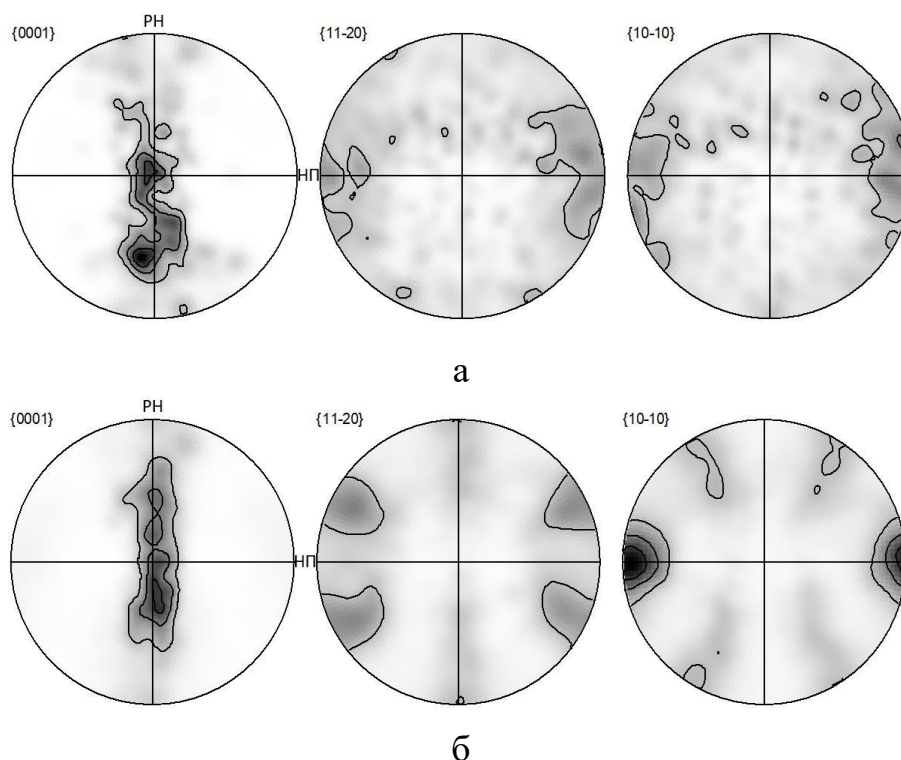


Рис. 5.14. ППФ с $\frac{1}{2}$ стенки отожженной при 760 °С трубы 54×8 мм (а) и холоднокатаной трубы 38,1×5,36 мм (б) из сплава ПТ-1М: РН совпадает с УО; НП совпадает с ХО; ТН – (не обозначено) – совпадает с нормалью, выходящей из центра ППФ.

Протекание процессов разупрочнения холоднодеформированного сплава при отжиге и, наоборот, возникновение деформационного наклепа в ходе последующей холодной прокатки приводит к тому, что отожженной трубе 54×8 мм из сплава Ti-3Al-2,5V твердость достаточно низкая со средним значением HV 218 и небольшим разбросом (HV 211...223), а после холодной прокатки твердость увеличивается до среднего значения HV 245 и растет ее разброс (HV 231...267). За счет более высокого содержания легирующих элементов твердость трубных заготовок из сплава Ti-3Al-2,5V выше как в рекристаллизованном, так и холоднокатаном состоянии, чем у труб соответствующих состояний в сплаве ПТ-1М.

5.9. Влияние окончательного отжига на формирование структуры, текстуры, фазового состава и свойств холоднокатаных труб

На рисунке 5.15 представлена структура труб из исследуемых сплавов после окончательного отжига. Установлено, что структуры анализируемых

сплавов подобны и состоят из рекристаллизованных α -зерен в сплаве ПТ-1М размером 25 ± 5 мкм, 20 ± 3 мкм в ПТ-7М и 10 ± 2 мкм в Ti-3Al-2,5V. Отличительной особенностью структуры отожженной трубы $38,1\times 5,36$ мм из псевдо- α -сплава Ti-3Al-2,5V является присутствие в ней кроме α -зерен небольшого количества остаточной β -фазы в виде отдельных включений преимущественно располагающихся по границам α -зерен (рис. 5.15, в).

Проведение РСФА показало, что фазовый состав и параметры решеток фаз исследуемых сплавов после холодной деформации и отжига, в целом, не претерпевают существенных изменений по сравнению с промежуточными обработками (см. разделы 5.5, 5.7): в α -сплавах ПТ-1М, ПТ-7М так же фиксируется однофазное α -состояние, а в псевдо- α -сплаве Ti-3Al-2,5V двухфазное $\alpha+\beta$ -состояние с небольшим количеством β -фазы. За счет повышения содержания алюминия наблюдается рост параметра «с/а» α -фазы в сплавах от ПТ-1М к ПТ-7М и Ti-3Al-2,5V (таблица 5.9).

Таблица 5.9

Параметры фаз в отожженных трубах из сплавов ПТ-1М, ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V

Сплав	ПТ-1М	ПТ-7М	Ti-3Al-2,5V
a_{α} , нм	0,2950	0,2948	0,2936
c_{α} , нм	0,4682	0,4690	0,4673
«с/а»	1,587	1,591	1,592
a_{β} , нм	-	-	0,3199

Полученные в ходе EBSD-анализа ППФ, снятые с отожжённых труб $25,0\times 2,0$ мм из ПТ-1М, $38,1\times 5,36$ мм из Ti-3Al-2,5V, приведены на рис. 5.16.

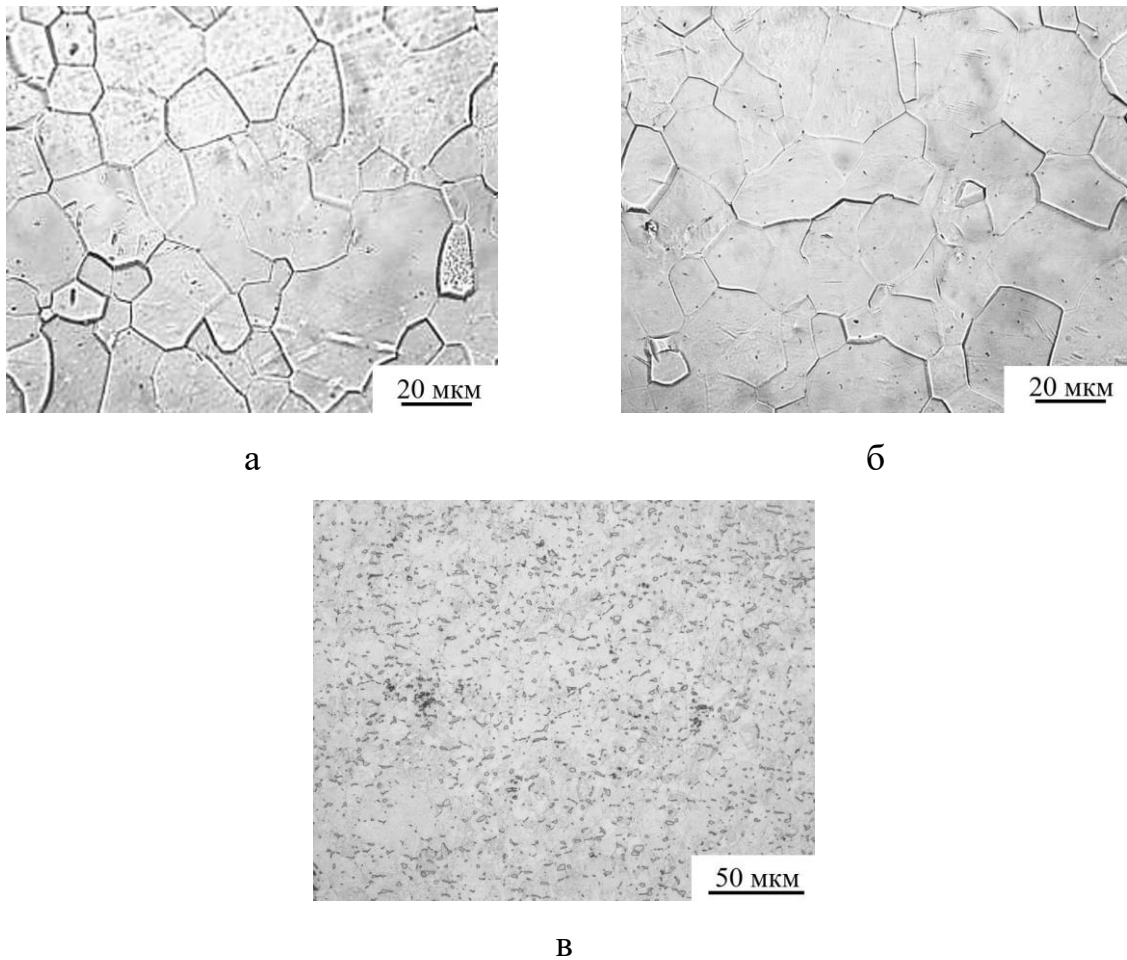


Рис. 5.15. Типичная микроструктура в продольном сечении отожженной при 680°C холоднокатаной трубы 25×2 мм из сплава ПТ-1М (а) и отожженных при 750°C холоднокатаных труб 50×4 мм из сплава ПТ-7М (б), 38,1×5,36 мм из сплава Ti-3Al-2,5V (в)

Как и в случае промежуточного отжига (рис.5.12, а, б, а) в трубах после окончательного отжига формируется главным образом текстурное состояние с двумя компонентами - $\{0001\} \pm \varphi^{\circ} \text{TH} \langle 10-10 \rangle \text{НП}$ и $\{0001\} \pm \varphi^{\circ} \text{TH} \langle 11-20 \rangle \text{НП}$. Сохраняется и тенденция ослабления интенсивности и рассеяния основных текстурных компонент при переходе от технического титана ПТ-1М к псевдо- α -сплаву Ti-3Al-2,5V.

Измерение твердости по Виккерсу отожженных труб показало, что по сравнению с холоднокатаным состоянием (см. раздел 5.7), в результате прохождения процессов рекристаллизации в сплавах твердость снижается и составляет $HV 141 \pm 3$ (ПТ-1М), $HV 172 \pm 3$ (ПТ-7М), $HV 221 \pm 4$ (Ti-3Al-2,5V). При этом средний уровень значений твердости увеличивается по мере

повышения содержания легирующих элементов в сплаве от ПТ-1М к ПТ-7М и Ti-3Al-2,5V.

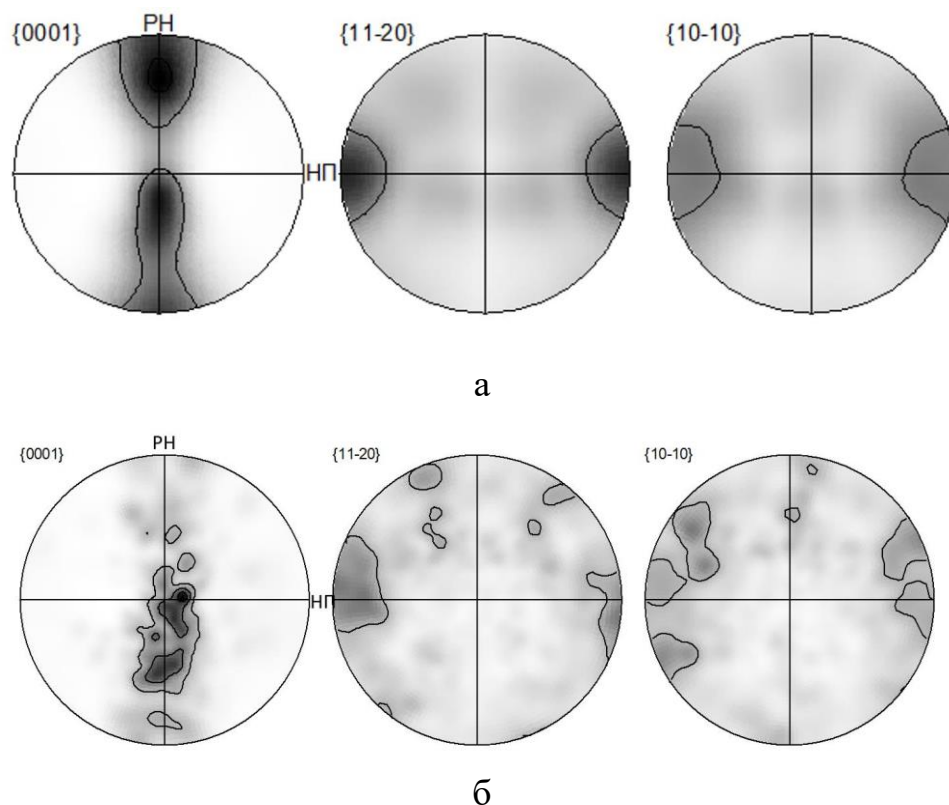


Рис. 5.16. ППФ, полученные с продольного сечения отожженных труб конечного размера 25,0×2,0 мм из сплава ПТ-1М (а), 38,1×5,36 мм из сплава Ti-3Al-2,5V (б)

Механические свойства отожженных труб конечного размера, полученные после испытаний на растяжение стандартных образцов, и требования к ним со стороны ТУ, стандартов представлены в таблице 5.10.

Таблица 5.10

Механические свойства отожженных труб из исследованных сплавов и требования к ним по техническим условиям и стандартам

Вид продукции	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Труба 25,0×2,0 мм из ПТ-1М	508	381	27,5
Требования для ПТ-1М по ТУ 14-3-820	353-569	≥ 216	≥ 27
Труба 50,0×4,0 мм из ПТ-7М	600	466	23,1
Требования для ПТ-7М по ТУ 14-3-820	480 – 667	≥ 382	≥ 20
Труба 38,1×5,36 мм из Ti-3Al-2,5V	683	560	18,1
Требования для Ti-3Al-2,5V по ASTM B338-03	≥ 620	≥ 483	≥ 15

Как видно из таблицы 5.10 повышение уровня легированности сплавов от технического титана ПТ-1М к α -сплаву ПТ-7М и затем псевдо- α -сплаву Ti-3Al-2,5V обеспечивает формирование в отожженных трубах конечного размера более высокопрочного состояния при некотором снижении пластичности. Полученные отожжённые трубы 25,0×2,0 мм из сплава ПТ-1М, 50,0×4,0 мм из сплава ПТ-7М, 38,1×5,36 мм из сплава Ti-3Al-2,5V удовлетворяют требованиям по комплексу механических свойств, установленным имеющимися ТУ 14-3-820 для труб из сплавов ПТ-1М, ПТ-7М и стандартом ASTM B338-03 для труб из сплава Ti-3Al-2,5V (таблица 5.11).

Предложенная TREX-технология производства отожженных холоднокатаных труб из сплавов технического титана ПТ-1М, α -сплава ПТ-7М и псевдо- α -сплава Ti-3Al-2,5V успешно прошла апробирование на оборудовании Волжского трубного завода и ТМК-ИНОКС, результаты которой полностью подтвердили выводы данной работы.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ:

1. Проведение физического моделирования процесса горячей осадки сплавов ПТ-1М, ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V позволило рекомендовать в качестве температур нагрева под прессование труб диапазоны: ПТ-1М – $T_{\text{шт}}-(50...75)$ °С; ПТ-7М – $T_{\text{шт}}-(20...40)$ °С; Ti-3Al-2,5V – $T_{\text{шт}}-(50...75)$ °С.
2. Установлено, что экспандирование заготовок из ПТ-1М и ПТ-7М при температуре $T_{\text{шт}}-(50...70)$ °С способствует снижению разнотерности, уменьшению разброса и росту средних значений твердости за счет развития процессов рекристаллизации в α -твердом растворе, обеспечивающих измельчение зеренной структуры. В более легированном псевдо- α -сплаве Ti-3Al-2,5V с достаточно мелкозернистой однородной структурой в исходной трубной заготовке и более высокой температурой

рекристаллизации экспандирование при $T_{\text{шт}}-(80...110)$ °С не приводит к заметному изменению структуры и дюротрических характеристик.

3. Формируемая в горячепрессованных трубах текстура в сплаве ПТ-1М состоит из компонент текстур деформации и рекристаллизации α -фазы, в сплаве Ti-3Al-2,5V преимущественно определяется текстурой деформации α -фазы, а в сплаве ПТ-7М вблизи внешней поверхности трубы имеет текстуру деформации α -фазы из-за подстуживания, а во внутренних областях текстуру, наследуемую α -фазой от текстуры деформации β -фазы при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении в ходе охлаждения трубы с температур прессования.
4. Рекомендовано при проведении холодной прокатки горячепрессованных труб ограничить максимальную степень деформации для сплавов следующим образом: ПТ-1М – вплоть до наибольшей, используемой в работе (около 55 %); ПТ-7М – до 50 %; Ti-3Al-2,5V – до 40 %. Оценка деформационного разогрева сплавов ПТ-1М, ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V в ходе холодной прокатки с используемыми степенями деформации показала, что он не превышает 240 °С, то есть существенно ниже температуры рекристаллизации исследуемых сплавов.
5. Установлено, что холодная прокатка труб из исследованных сплавов с рекомендованными обжатиями, при которых Q-фактор около 1, способствует как деформационному упрочнению, так и формированию характерной для заданного Q-фактора текстуры наклонной тангенциальной призмы $\{0001\} \pm \varphi^{\circ} \text{TH} \langle 10-10 \rangle \text{HP}$ рассеяние которой увеличивается с повышением легированности сплава от ПТ-1М к Ti-3Al-2,5V. Последующие промежуточный и окончательный отжиги при 680 °С (сплав ПТ-1М), 750 °С (сплавы ПТ-7М, Ti-3Al-2,5V) способствуют разупрочнению за счет протекания рекристаллизации и формированию двухкомпонентной текстуры $\{0001\} \pm \varphi^{\circ} \text{TH} \langle 10-10 \rangle \text{HP}$ и $\{0001\} \pm \varphi^{\circ} \text{TH} \langle 11-20 \rangle \text{HP}$.
6. Показано, что разработанная TREX- технология, включающая процесс горячего прессования передельных труб по предложенным температурно-скоростным режимам и последующую многопроходную холодную

прокатку с рекомендованными степенями деформации, с промежуточным и окончательным отжигами при заданных температурах позволяет обеспечить формирование комплекса механических свойств в холоднокатаных трубах конечного размера 25x2мм (ПТ-1М), 50x4мм (ПТ-7М), 38,1×5,36 мм (Ti-3Al-2,5V), удовлетворяющего требованиям российских ТУ (сплавы ПТ-1М, ПТ-7М) и зарубежных стандартов (сплав Ti-3Al-2,5V).

ГЛАВА 6. СОЗДАНИЕ И ВНЕДРЕНИЕ НОВОЙ СКВОЗНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ БЕСШОВНЫХ ТРУБ

6.1 Задачи перехода на новые технологии производства бесшовных труб

Созданная в 2001 г. компания ТМК объединила последовательно ряд крупнейших российских заводов по производству стальных труб различного назначения. На начальном этапе консолидации для достижения технологического лидерства, высокой экономической эффективности и конкурентоспособности на внутреннем и внешних рынках была разработана стратегическая инвестиционная программа. Ее основой стали анализ лучших практик организации производства в мире, многолетний собственный опыт эксплуатации электросталеплавильных и трубных цехов, в т. ч. созданных на основе передовых технологий, разработанных в 80-90-е годы прошлого века и результаты комплексных исследований в области повышения комплекса свойств трубных сталей. Безусловным приоритетом развития стала реконструкция всего технологического цикла производства бесшовных труб от выплавки высококачественной стали до финишных операций для выпуска высококачественной продукции с высоким уровнем добавленной стоимости.

Первоначально четыре основных производственных предприятия - Волжский трубный завод (ВТЗ) в Волгоградской области, Северский трубный завод (СТЗ) и Синарский трубный завод (СинТЗ) в Свердловской области, Таганрогский металлургический завод (ТАГМЕТ) в Ростовской области имели устаревшие морально и физически мощности по производству бесшовных труб. Выплавка стали на ТАГМЕТе (основан в 1896 г., производит трубы с 1933 г.) и СТЗ (основан в 1739 г., производит трубы с 1963 г.) осуществлялась мартеновским способом, а производство бесшовных труб из мартеновского слитка вели на трубопрокатных агрегатах (ТПА) с устаревшими пилигримовыми раскат-

ными станами, при этом прошивку слитков осуществляли на прессе. ВТЗ являлся одним из крупнейших и наиболее современных трубных заводов Советского Союза (начал работу в 1970 г.), специализировавшимся на производстве сварных и бесшовных труб для различных отраслей промышленности. В 1989-1990 гг. на ВТЗ был введен в эксплуатацию самый современный в СССР комплекс по прокатке стальных труб из непрерывно-литой заготовки (НЛЗ) собственного производства, приобретенный по решению Совета Министров СССР в Италии. Тем не менее, и это не могло обеспечить достижение целей ТМК в новых условиях.

Таким образом, до начала перестройки сквозной технологии производства бесшовных труб на четырех российских заводах ТМК в 2003 году производили:

- 1,694 млн тонн стали, 1,098 тыс. тонн, из которых выплавляли мартеновским способом, только 596 тыс. тонн стали разливали непрерывно;

- 1,678 млн тонн горячекатаных труб, в т. ч. 679 тыс. тонн на ТПА с устаревшими пилигримовыми станами.

Технологической задачей стало создание и внедрение на предприятиях Группы ТМК комплекса высокопроизводительных технологий производства высококачественных бесшовных труб, прежде всего, для растущих потребностей предприятий топливно-энергетического комплекса России, повышения экспортного потенциала и конкуренции с мировыми лидерами в области высокотехнологичных нарезных труб для полного импортозамещения в сфере добычи углеводородов в сложных условиях и обеспечение значительного экспортных поставок в сегменте oil country tubular goods (ОСТГ). Результатом должно было стать новое комплексное высоко конкурентное производство бесшовных стальных труб из НЛЗ высокого качества. Основными направлениями стали:

- переход на 100% производства стали электропечным способом, применение внепечной обработки и вакуумирования для выпуска высококачественных труб в сероводородостойком, углекислотостойком и хладостойком исполнениях;

- переход на разливку стали только непрерывным способом с использованием высококачественной НЛЗ непосредственно в ТПА;

- внедрение современных ТПА, обеспечивающих повышенное качество и точность на 30-70% лучше требований основных стандартов;

- применение термической обработки для всего размерного ряда путем закалки и высокого отпуска, обеспечивающей любые исполнения и группы прочности, в т.ч. выше стандартных;

- высокотехнологичный и производительный неразрушающий контроль продукции, средства обеспечения автоматизации и 100% прослеживаемости;

- разработка конструкций новых высоко герметичных резьбовых соединений, превосходящих зарубежные аналоги и отвечающих предпочтениям потребителей, а также технологий и оборудования для их массового производства;

- уменьшение удельного воздействия на окружающую среду при увеличении мощностей в 1,6 раза без существенного производственных площадей, увеличение производительности труда и доли добавленной стоимости.

При общности основных подходов на каждом предприятии потребовались собственные оригинальные решения, что определялось имеющейся инфраструктурой, обеспеченностью ресурсами, сортаментом (специализацией). Очевидно, что устаревший способ производства стали и труб на СТЗ и ТАГ-МЕТ определил их полную замену, главным образом, на основе предложений мировых лидеров металлургического машиностроения. В то же время уникальный собственный опыт производства бесшовных труб из НЛЗ и более совершенное оборудование определили поиск оригинальных технических и технологических решений для рациональной реконструкции производства и его развития на ВТЗ.

6.2. Совершенствование электросталеплавильного производства на ВТЗ, основные направления и результаты реконструкции

В состав электросталеплавильного цеха (ЭСЦ) ВТЗ входили следующие основные участки:

- выплавки и внепечной обработки с 2 электродуговыми сталеплавильными печами (ДСП) емкостью 150 тонн, 2 установками печь-ковш и вакууматором ковшового типа;
- непрерывной разливки стали с 3 машинами непрерывного литья заготовок (МНЛЗ);
- отделки и складирования круглых и квадратных заготовок;
- отделения подготовки сыпучих материалов и ферросплавов, утилизации железосодержащих шламов, газоочистки, переработки сталеплавильных шлаков и ремонта огнеупорной футеровки, обжига извести.

Проектная производительность цеха при работе двумя ДСП составляла 1 млн тонн заготовки в год. Начиная с 1998 года, работала только одна печь, а вторая была выведена из эксплуатации. Фактическая производительность цеха до реконструкции была 480–525 тыс. тонн НЛЗ в год. Общая длительность плавки составляла 98 мин, а длительность под током – 71 мин, удельный расход электроэнергии был около 500 кВт ч/т.

Разливку стали в НЛЗ квадратного сечения со стороной 240, 300 и 360мм, а также круглого сечения диаметром от 156 до 410 мм производили на 3-х МНЛЗ INNSE радиально-криволинейного типа с производительностью каждой 450 тыс. тонн в год и следующими характеристиками:

- кристаллизаторы сборные и гильзовые длиной 700 мм;
- механизмы качания рычажного типа, количество ручьев – 4;
- электромагнитное перемешивание (ЭМП) отсутствовало;
- количество зон вторичного охлаждения (ЗВО) -3шт, длина ЗВО - 4690мм;
- машины газокислородной резки (МГКР) - 4 шт;

Основными недостатками оборудования ЭСЦ было:

- недостаточная для достижения требуемой производительности интенсивность подачи кислорода в ДСП;
- ограниченные возможности вакуумирования металла вследствие конструктивных особенностей, составляющие не более 38% плавов;
- короткие кристаллизаторы и малая протяжённость ЗВО, не позволяющие повысить производительность и обеспечить необходимое качество.

Показатель качества целевой продукции (ЦП) составлял около 97%, а брак труб по сталеплавильным дефектам - 3,5%. Для достижения конкурентоспособных показателей производительности до 1 млн тонн в год с одной печи и необходимого качества заготовки была выполнена комплексная реконструкция оборудования ЭСПЦ.

Увеличение производительности ДСП более чем в 1,5 раза было достигнуто за счет оснащения современным комплексом газокислородного оборудования 4-мя стеновыми горелками и дверными горелками-фурмами, позволяющими работать на вспененных шлаках и использовать дополнительные источники энергии – природный газ и кислород. Длительность плавки в ДСП была сокращена до 65 мин, в т.ч. под током до 47 мин, было достигнуто увеличение годового производства до 960 тыс. тонн, а удельный расход электроэнергии снижен до 410 кВт ч/т. (рис. 6.1) [6].

Проведенные исследования выявили возможность повышения качества вакуумирования с удалением азота ≤ 80 ppm, водорода ≤ 2 ppm. Для увеличения доли плавов, подвергаемых вакуумированию, повышения чистоты металла по неметаллическим включениям (НВ) и снижения содержания в стали растворенных газов выполнена реконструкция установки вакуум-кислородного рафинирования (ВКР) - изготовлена крышка с водяным охлаждением взамен огнеупорного экрана, который не позволял вакуумировать более 4-х плавов в серию из-за перегрева. Благодаря реконструкции количество плавов, прошедших вакуумную обработку, было увеличено до 94% (рис. 6.1).

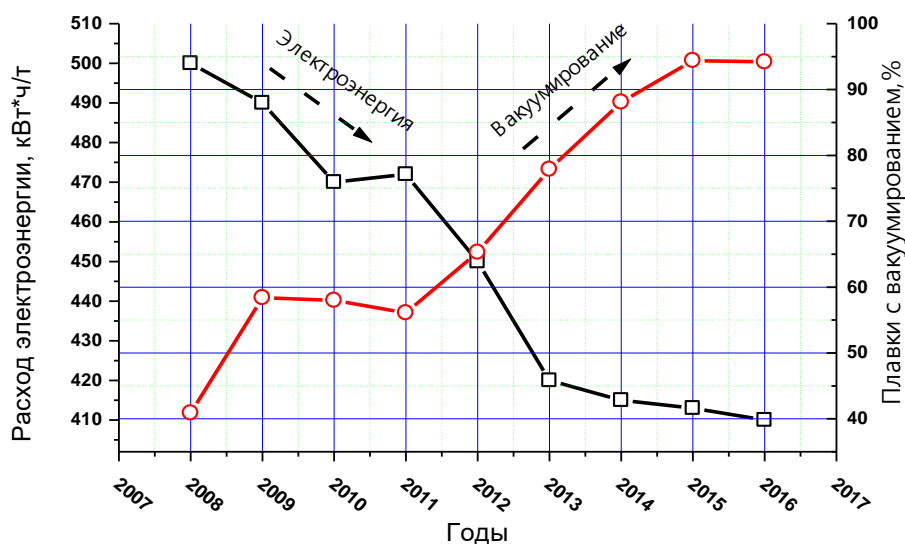


Рисунок 6.1 Изменение удельного расхода электроэнергии при выплавке и доли разливки вакуумированной стали в результате реконструкции

Увеличение производительности непрерывной разливки и минимизация поверхностных дефектов НЛЗ достигнуто реконструкцией МНЛЗ №1 и 3. Для этого увеличена длина гильзы кристаллизаторов с 700 до 800 мм и количество ЗВО с 3-х до 4-х, а их длина с 4690 до 9500 мм. При этом заменены механизмы качания на резонансные подпружиненные с электромеханическим приводом, что обеспечило высокое качество поверхности заготовки, начиная с круга 150 мм и внедрена система ЭМП. Кроме того, установлена гидравлическая схема управления правильно-тянущими клетями (ПТК) с возможностью регулировки каждой отдельной клетки и системой компенсации веса ПТК гидравликой для повышения точности НЛЗ по диаметру и овальности. Заменена гидравлическая система транспортировки заготовки по столам охлаждения для увеличения производительности.

Увеличение производительности ЭСПЦ потребовало реконструкции системы газоочистки для снижения удельного воздействия на окружающую среду с улавливанием не менее 99% пыли. Современное оборудование и технология позволили получить НЛЗ и трубы высокого качества. Обобщённые показатели качества НЛЗ по показателям - целевая продукция (ЦП) и целевая продукция с первого предъявления (ЦПП) - труб после проведения реконструкции представлены в таблице 6.1.

Таблица 6.1

Показатели качества НЛЗ и труб до и после реконструкции УНРС-3 (%)

Показатели	ЦП (НЛЗ)	ЦПП (НЛЗ)	ЦП (трубы)	ЦПП (трубы)	Дефекты сталеплавильные
До реконструкции	97,2	93,0	94,4	79,0	3,0
После реконструкции	99,6	96,1	98,0	88,5	0,4

Средние показатели качества макроструктуры НЛЗ до и после реконструкции представлены в таблице 6.2. Фотографии макроструктуры металла до и после реконструкции представлены на рис. 6.2.

Таблица 6.2

Показатели качества макроструктуры (балл) в результате реконструкции УНРС-3

	ЦП (центральная пористость)	ОЛ	ЛПТ общ	ЛПТ осев	КТЗ
До реконструкции	2,5	1,4	0,5	1,6	0,2
После реконструкции	1,1	0,9	0,0	0,7	0,0



Рисунок 6.2 Характерный вид макроструктуры НЛЗ диаметром 340 мм до реконструкции (слева) и после нее (справа)

Модернизация оборудования в ЭСПЦ потребовала изменений в технологии производства НЛЗ. Снижение загрязнённости продуктами раскисления при интенсификации плавки обеспечено внедрением контроля активности кислорода в металле перед выпуском, которая в низкоуглеродистых марках стали ограничена не более 1000 ppm, а для остального сортамента – не более 800 ppm. При выпуске стали из ДСП предусмотрена отдача карбида кремния, что позволило получить ряд преимуществ в сравнении со стандартной технологией раскисления алюминием. Повышена чистота металла по НВ за счет облегчения удаления продуктов раскисления при экономии некоторых ферросплавов. Чистота металла в соответствие с современными требованиями при внепечной обработке обеспечена применением восстановительного глинозёмсодержащего шлака, что вследствие большей ассимилирующей способности снизило содержание НВ и увеличило скорость десульфурации. Для увеличения реакционной способности шлака применено раскисление шлака гранулированным алюминием. Увеличение производительности и улучшение качества НЛЗ были достигнуты путем разработки оптимальных температурно-скоростные режимов разливки для новых марок стали, и режимов ЭМП, а также подбора шлакообразующих смесей (ШОС) для кристаллизатора.

Изменения конструкции промежуточных ковшей позволило организовать потоки, локализовать турбулентность в области падения струи металла и улучшить условия для всплытия НВ. Минимизация вторичного окисления в местах стыковки погружных стаканов и защитной трубы обеспечена за счет специальных уплотнительных вставок, а на участке сталь-ковш – промежуточный ковш использована продувка аргоном. Все параметры разливки отслеживаются средствами автоматики, а наиболее важные, такие как масса металла в промежуточном ковше, уровень стали в кристаллизаторе положение стопора, величина заглубления погружных стаканов, скорость разливки и температура, фиксируются в паспорте плавки.

Разработанная технология производства НЛЗ обеспечила достижение требуемых показателей производительности и качества:

- минимальное содержание вредных примесей и газов, в том числе: серы не более 0,002 мас. %, фосфора не более 0,010 мас. %, азота не более 0,008 мас. %, кислорода не более 0,0020 мас. %, водорода не более 0,0002 мас. %;

- рациональное комплексное легирование и микролегирование с высокой точностью, в том числе: по углероду – 0,02-0,03 мас. %, кремния, марганца, хрома – 0,10-0,12 мас. %, ванадия, ниобия, алюминия – 0,010 мас. %;

- формирование однородной макроструктуры слитка с минимальным уровнем дефектов;

- формирование мелких НВ благоприятного состава, равномерно распределенных по объему металла.

Проведенные работы позволили значительно увеличить выход годной заготовки и снизить объемы ремонта НЛЗ, включая марки стали 10ГФБЮ, 13ХФА, 12ГБ, 12ГФ, 12ХГБ и др. для изготовления коррозионностойких линейных труб, а также из стали марок семейства 26ХМФБА, 26ХГМФА и др. для изготовления обсадных труб специального назначения.

Возможность получения необходимого комплекса механических свойств труб в сочетании с высоким уровнем коррозионной стойкости и хладостойкости существенным образом зависит от металлургического качества металла. Обеспечение качества НЛЗ из сложнолегированных марок стали и сокращение уровня отбраковки и ремонта труб по сталеплавильным дефектам достигнуто в результате проведения ряда НИР, направленных на разработку методов уменьшения размеров глобулярных алюмокальциевых неметаллических включений за счет жесткой регламентации параметров обработки стали алюминий- и кальцийсодержащей проволоками, способов повышения эффективности удаления продуктов раскисления за счет оптимизации температурного и шлакового режимов внепечной обработки, путей стабилизации температурно-скоростного режима разливки, настройки и устранения отклонений в работе механизмов качания МНЛЗ и оптимальных ШОС.

Оптимизация технологии производства НЛЗ Ø340, 410мм из стали марок, 26ХГМФА, 26ХМФБА, 26ХГМФБА, 28ХГМФА и аналогичных позволила сократить уровень брака и ремонта НЛЗ и труб по сталеплавильным дефектам. Улучшения в технологии производства НЛЗ позволили повысить в 2010–2017 гг. выход годных обсадных труб с 95,5% до 98,0%, а также сократить брак НЛЗ из марок стали типа 26ХМФБ с 1,17% до 0,3%, и труб по качеству металла с 2,9% до 0,30%.

При выплавке и разливке высокохромистой стали обычно используется специализированное оборудование ввиду существенных отличий от низколегированных марок. В связи с этим была поставлена задача разработки специальных технологий производства НЛЗ из коррозионностойких марок стали на основе составов с 13%Cr. Был выявлен ряд проблем с качеством поверхности (газовый пузырь) и макроструктуры НЛЗ, разливаемостью стали (не более одной плавки в серию, зарастание погружных стаканов), а также трудности порезки на МГКР с высокой долей обреза. Для их устранения были разработаны новая технология и режимы работы МГКР, приемы для связывания азота после окончания вакуумной обработки с присадкой специальной проволоки с ферротитановым наполнителем из теоретического расчёта получения содержания титана $Ti=0,025-0,030$ мас.%, новый температурно-скоростной режим и интенсивность охлаждения слитка без увеличения уровня брака по дефекту «кривизна», применен специальный режим ЭМП металла в кристаллизаторе с одностороннего на реверсивный режим с противовращением, исключена присадка алюминия и регламентирована отдача SiCa на ВКР в два этапа (70% - перед набором вакуума; 30% - перед отдачей на УНРС).

Совершенствование технологии изготовления марок стали на основе 13% Cr позволило увеличить производство, расширить марочный сортамент, улучшить качество НЛЗ и освоить уникальную технологию производства труб непосредственно из НЛЗ методом прессования. В табл. 6.3 представлены объемы производства НЛЗ для изготовления труб из марок стали на основе 13% Cr в период 2011–2022 гг. Изменение средних показателей макроструктуры

НЛЗ из высокохромистых марок стали на основе 13% Cr в результате работ по совершенствованию технологии в период 2011-2017 гг. приведены в табл. 6.4, из которой следует, что макроструктура марок стали типа 13Cr существенно улучшена, и по итогам 2017 г. было обеспечено соответствие требованиям СТО ВТЗ 02.03–2016. Важным результатом стало снижение центральной пористости в виде специфического дефекта НЛЗ из высокохромистой стали – трещин, развивающихся в радиальном направлении, т.н. «паука». Примеры макроструктуры НЛЗ из стали на основе 13% Cr до и после разработки и внедрения новой технологии производства приведены на рис. 6.3. В табл. 6.5 представлены данные по развитию технологии производства НЛЗ для производства труб из НЛЗ с использованием массовой марки нержавеющей стали аустенитного класса.

Таблица 6.3

Динамика производства марок стали на основе 13Cr в ЭСПЦ ВТЗ

Год	2011	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022	Всего
D, мм	Производство, тонн												
156	-	-	-	-	-	-	-	-	-	154	258	-	412
196	96	278	469	274	947	849	1969	5325	3898	5626	4548	9156	33435
228	24	58	1083	900	1205	-	682	2170	2841	3612	519	495	13589
260	-	-	-	-	-	-	313	1102	3192	7410	9135	7014	28166
340	144	1236	190	124	1418	1119	341	430	1758	2432	2288	2637	14117
360	-	-	66	137	325	654	-	863	1214	482	1901	282	5924
410	-	-	-	-	-	-	-	-	-	11	135	-	146
Всего	264	1572	1808	1435	3895	2622	3305	9890	12903	19727	18784	19584	95789

Таблица 6.4

Динамика изменения качественных показателей НЛЗ (балл) из высокохромистых марок стали на основе 13Cr

Показатели макроструктуры	Требования СТО ВТЗ 02.03–2016, не более	Средние показатели						
		2011	2012	2013	2014	2015	2016	2017
ЦП	3,0	2,9	2,7	2,3	2,8	2,0	1,7	1,7
ОХН	2,5	0,9	1,4	1,0	1,9	1,5	1,1	1,1
ЛПТ общие	1,0	0,0	0,0	0,0	0,2	0,2	0,0	0,0
ЛПТ осевые	2,0	3,0	2,9	2,4	2,4	2,3	2,3	1,6

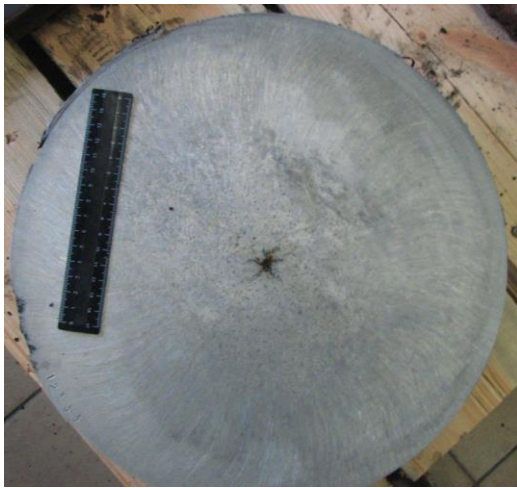


Рисунок 6.3 Макроструктура НЛЗ из стали типа 13Cr до (слева) и после (справа) оптимизации технологии

Таблица 6.5

Динамика производства НЛЗ для производства бесшовных труб из марки стали 08X18H10T в ЭСПЦ ВТЗ

Год	2019	2020	2021	2022	Всего
D, мм	Производство, т				
196	-	-	509	228	737
228	-	-	105	487	592
260	33	-	38	-	71
340	99	-	-	493	592
360	265	576	1617	1141	3599
410	-	-	31	-	31
кв.360	-	-	130	-	130
кв.240	-	-	-	124	124
ВСЕГО	397	576	2430	2473	5876

6.3. Разработка технологий производства труб из НЛЗ на ВТЗ

Первоначальной технологией производства труб подразумевалась обязательную предварительную горячую прокатку НЛЗ для устранения характерных дефектов, пористости и обеспечения качества. Операция также производится при необходимости изменения формы из прямоугольной или квадратной НЛЗ в круглую и размеров поперечного сечения [179]. Впервые в РФ производство труб из НЛЗ и предварительно обжатой заготовки было освоено на ВТЗ [180], были разработаны и освоены технологии производства шарикоподшипниковых труб из НЛЗ [181], труб общего назначения из нелегированной стали и др.

[182, 183]. На момент запуска участок горячего проката труб ТПЦ-3 уникален как техническими решениями, так и характеристиками оборудования. ТПА 159–426 с непрерывным раскатным станом с частично удерживаемой оправкой был единственным агрегатом такого типа в СССР и относился к первому поколению станом МРМ фирмы INNSE. Производство труб с 1990 по 2010 гг. осуществляли из НЛЗ квадратного сечения 240–360 мм, которую нагревали в печи с шагающими балками и после гидросбива окислы и горячей резки на мерные 2 или 3 части передавали на прошивку. Прошивку осуществляли на пресс-прошивном стане, что было характерно для первого поколения агрегатов, предназначенных для использования НЛЗ, которая по представлениям тех лет должна была быть обжата для минимизации присущих ей пороков внутреннего строения. Прошивка НЛЗ квадратного сечения предполагала минимизацию влияния ее пороков, характерных для уровня технологий разлива тех времен в специально созданных в 70-х годах прошлого века итальянскими фирмами INNSE и «Dalmine» пресс-валковых прошивных станах Кальмеса - прокатной двухвалковой клетки для формирования круглого сечения с одновременной прошивкой иглой, установленной с выходной стороны (рис. 6.4). Полученный в пресс-прошивном стане «стакан» - черновую круглую заготовку с доньшком раскатывали в двухвалковом стане-элонгаторе в полую гильзу, которая после дезоксидации внутренней поверхности и введения оправки поступала на линию непрерывного двухвалкового 7-ми клетьевого стана продольной прокатки для раскатки с удержанием длинной оправки. Отличительной особенностью ТПА 159–426 является одновременная раскатка трубы в непрерывном стане и калибровка наружного диаметра трубы/извлечение оправки в 10 клетьевом двухвалковом извлекательно-калибровочном стане. В период создания эта схема производства труб была несомненно прогрессивной, но долгая работа выявила ряд недостатков. Неоднородная структура заготовок в связи с неравномерностью кристаллизации квадратной заготовки приводила к периодическому получению плён и лампасов по наружной

поверхности задних концов стаканов при закате граней бьюма. Был характерен повышенный эксцентриситет задних концов стаканов, как следствие, значительная технологическая обрезь. Большое количество операций и номенклатуры технологического инструмента были причиной длительного цикла с остыванием заготовки.

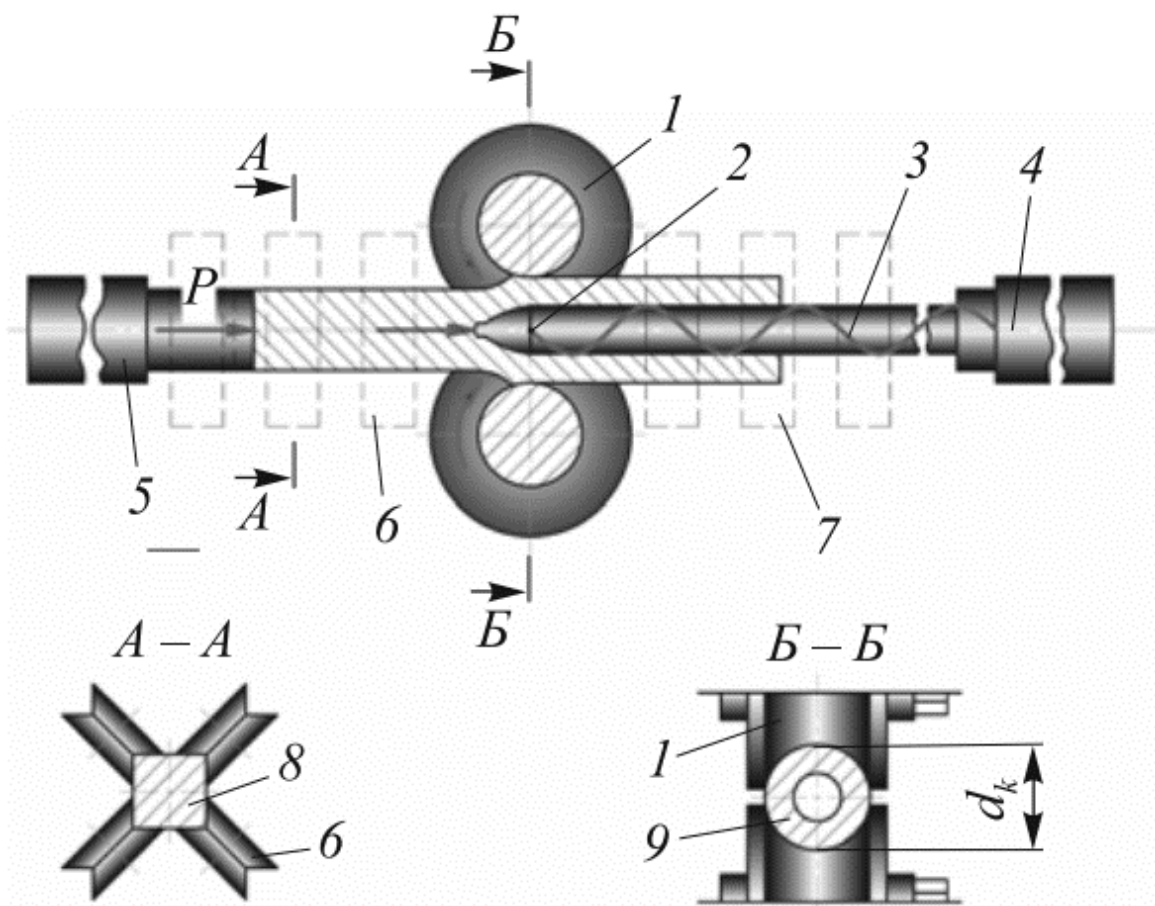


Рисунок 6.4. Схема пресс-валковой прошивки: 1 – валковая клеть; 2 – оправка; 3 – стержень; 4 – упорно-регулирующий механизм; 5 – вталкиватель заготовки; 6 – роликовые проводки; 7 – центрователь стержня оправки и гильзы; 8 – заготовка; 9 – гильза (труба)

6.3.1. Модернизация производства труб из нелегированных, низколегированных и легированных марок стали

На основе анализа мирового опыта и реализации мероприятий по повышению качества НЛЗ была проведена модернизация участка горячего проката с переходом на прямую прошивку в косовалковом стане, которая была завер-

шена в 2010 г. [6]. В результате работы две операции – пресс-валковая прошивка и элонгация были заменены одной прямой прошивкой в косовалковом прошивном стане (модернизированном стане-элонгаторе). Это потребовало обновления систем управления, автоматизации и контроля, установки более мощных приводов на прошивной стан, замены его входной выходной стороны, изменения входной стороны непрерывного стана с целью применения прямой задачи оправки в гильзу, установки системы измерений прокатываемых труб в горячем состоянии и др. Новая технология позволила сократить количество операций, время цикла и энергозатраты. Увеличились объемы производства и производительность труда.

Как видно из табл. 6.6, в 2009 г. до реконструкции производство достигало в среднем 22,6 тыс. тонн в месяц, а после ее проведения после освоения новой технологии в 2010 г. был обеспечен непрерывный рост объемов отгрузки. Уже к 2012 г. объёмы производства выросли на 45%, а к 2014 г. были удвоены. В частности, сокращено времени цикла на 52 с (на 16,1%) – с 323 до 271 с. Существенно повышена точность проката, фактическое поле допуска по толщине стенки было сужено с 22,5% до 18% на трубах с толщиной стенки свыше 25 мм. Повышены показатели качества работы - целевая продукция и целевая продукция с первого предъявления. Например, в январе 2009 г ЦП - 94,4%; ЦПП – 80,7%, а в январе 2017 г ЦП – 97,6%; ЦПП -86,6%. Переход на НЛЗ круглого сечения, тем не менее, потребовал решения ряда научно-технических задач:

- разработки методик компьютерного моделирования очага деформации прошивного стана, которая в комплексе с теоретическими аспектами формирования гильзы позволяет оперативно вносить коррекции в настроечные параметры и калибровки прокатного инструмента;

- разработки комплексной математической модели прошивного стана в составе ТПА 159–426 с учетом искажений очага деформации из-за разворота валков на угол подачи и граничные условия протекания процесса прошивки;

- создания новых калибровок технологического инструмента и режимов деформации, которые, в частности, позволили освоить получение гильз с уникально большим подъемом 23,2% по диаметру;

- оптимизации зацентровки с учетом максимальных усилий центровочной машины.

Таблица 6.6

Рост производства труб в ТПЦ-3 ВТЗ в результате модернизации

Год	Объём производства в месяц, тонн			Всего за год
	Мин	Макс	Среднее	
2009	14757	34801	22615	271379
2010	6734	34138	23572	282866
2011	22441	39266	32033	384394
2012	31940	48356	39881	478570
2013	30260	49018	40041	480497
2014	44704	52147	49647	595759
2015	26766	51932	42623	511481
2016	32980	50867	40789	489471
2017	26 608	46 986	40718	488 613
2018	28 284	48 968	42313	507 754
2019	35 032	51 439	40649	487 791
2020	22 816	35 435	31128	373 532
2021	23 741	41 938	33091	397 093
2022	25 758	44 907	39590	475 078

Весь комплекс мероприятий позволил успешно осуществлять в ТПЦ-3 прошивку НЛЗ трех размеров для производства труб в 4-х основных калибрах МРМ и 5-ти дополнительных (табл.6.7), оптимизировав весь комплекс основного оборудования ЭСПЦ и ТПЦ-3. Модернизация с переходом на использование НЛЗ круглого сечения позволили успешно конкурировать на внутреннем и внешних рынках в широком сортаменте бесшовных труб для нефтяной и газовой промышленности, машиностроения, а также других отраслей.

Диаметры гильз и заготовок при прошивке НЛЗ в ТПЦ-3 ВТЗ

Калибр МРМ	Диаметр НЛЗ, мм	Диаметр гильзы, мм	Подъем, %	посад, %
212	260	262	0,7	-
255/260	340	314	-	7,6
270		323	-	5
288		344	1,2	-
360	410	421	2,7	-
372		431	5,1	-
435/444		505	23,2	-

ТПА с непрерывным станом считаются наиболее эффективными для производства бесшовных труб диаметром от 16 до 426 мм с толщиной стенки 2,0–25 мм из нелегированных, низко- и высоколегированных марок стали. Раскатка гильзы в черновую трубу на длинной плавающей или контролируемо-перемещаемой оправке осуществляют путем продольной непрерывной прокатки в 5–9 клетях с круглыми и овальными калибрами. Увеличение размеров труб, производимых на ТПА с непрерывным раскатным станом, обеспечено переходом от плавающей оправки к контролируемо-перемещаемой, что ознаменовало появление нового типа непрерывного раскатного стана, который был назван МРМ – Mandrel Pipe Mill и впервые запущен в Италии на заводе «Dalmine» в 1978 г. Постоянство скорости перемещения оправок в процессе раскатки, обеспечиваемое механизмом удержания оправки (ретайнер), позволило сократить длину и массу используемых оправок, что и привело к увеличению размеров получаемых труб. Кроме того, технология МРМ позволила раскатывать тонкостенные трубы с высоким диаметра к толщине стенки. Последующее десятилетие характеризовалось интенсивным внедрением непрерывных раскатных станом типа МРМ, включая ТПЦ-3 ВТЗ с 1990 г. с обеспечением высоких технико-экономические показателей. Технология прокатки труб с использованием станом МРМ была усовершенствована в несколько этапов, в частности развитие получили схемы с меньшим количеством клетей, а также к переходу к новым системам с трехвалковыми клетями.

6.3.2 Освоение производства труб специального назначения из высокохромистых сталей и сплавов

Трубопрессовый цех № 2 введён в строй на ВТЗ в 1987 г. и оснащён уникальным оборудованием по производству труб специального назначения из нелегированных, легированных, а также труднодеформируемых сталей и сплавов. В составе цеха имеются две уникальные трубопрессовые линии с максимальным усилием 2000 тс и 5500 тс, которые позволяют производить трубы с высоким качеством внутренней и наружной поверхности. Однако, в первую очередь, горячее прессование позволяет получать трубы из материалов, прокатка которых на ТПА осложнена или нецелесообразна в силу ограниченного размера партий и других организационно-технических причин. В 2012–2022 гг. были проведены опытно-промышленные кампании производства ряда новых видов трубной продукции из нержавеющей марки стали, в том числе с использованием непрерывно-литой заготовки собственного производства:

- обсадных и насосно-компрессорных труб и муфт к ним из разработанных высокохромистых марок стали семейства 13Cr;

- передельных горячепрессованных труб из высоколегированной нержавеющей стали аустенитного класса ТМК-С, предназначенных для производства сероводородостойких НКТ размерами 88,9x6,45 мм и 114,3x8,56 мм;

- горячедеформированных товарных и передельных труб из сталей ферритно-мартенситного класса марок ЭП-450 (Ш) и ЭП-823 (Ш) и сталей аустенитного класса ЭП-302 (Ш) и ЭП-302М(Ш) для нового поколения атомных реакторов на быстрых нейтронах, включая технологии замкнутого цикла, использование свинцового теплоносителя;

- горячедеформированных товарных и передельных труб из сталей различных структурных классов, включая аустенитные с повышенными прочностными характеристиками при комнатной и повышенных температурах марок 08X18H10T и 08X18H10TШ, для трубопроводов атомных станций с увеличенным до 60 лет сроком эксплуатации по ПНСТ 394, 453 и

другим производным нормативно-техническим документам.

С целью обеспечения вариативности и решения задач оптимизации затрат при организации производства на основе проведенных исследований сопротивления деформации при повышенных температурах и интервала температур горячей пластичности и научного обоснования были разработаны подходы для выбора вариантов изготовления труб из нержавеющей марки стали как в линиях трубопрессовых линий, так и путем прокатки с использованием ТПА с непрерывными раскатными станами.

Разработанная технология подготовки НЛЗ из марок стали группы на основе 13% Cr позволила преодолеть пороки литой структуры металла и обеспечить высокое качество прокатанных бесшовных труб. Это определило, что технология прокатки на ТПА 159-426 не отличается от базовой, предусмотренной для прокатки бесшовных труб из легированных марок стали. Апробированная технология прокатки обсадных труб из нержавеющей марки стали мартенситного класса обеспечила требуемую производительность и экономические показатели. Начиная с 2018 г. такие трубы производят серийно, которые ничем не уступают по своим эксплуатационным свойствам импортным аналогам [185]. Найденные решения защищены патентом РФ RU 2751069 С1 «Способ производства бесшовных труб из нержавеющей стали мартенситного класса типа 13Cr».

Нержавеющие марки стали аустенитного класса имеют следующие особенности, важные для технологии производства проката и, в частности труб:

1. Сопротивление пластической деформации при горячей деформации превышает соответствующие показатели углеродистых марок стали в несколько раз.
2. Сталь массовых марок имеет достаточно высокую пластичность, которая заметно снижается при температурах выше 1250 °С, что связано с увеличением содержания δ -феррита, что определяет необходимость учета деформационного разогрева при прокатке и прессовании.

3. Высокие пластические свойства аустенитных нержавеющей марок стали проявляются при хорошем качестве слитка, что важно, поскольку они склонны к поглощению газов, и могут иметь неплотную структуру с подкорковыми пузырями.
4. Повышенная склонность к схватыванию и налипанию на инструмент, что приводит к увеличению коэффициента, который может быть в 1,3–1,5 раза выше, чем для нелегированной или низколегированной стали.

Проведенный анализ свойств заготовок из марок стали 08-12X18H10T позволил определить технологическую схему и последовательность их подготовки к прокатке. Обточка наружной поверхности НЛЗ из марок стали 08-12X18H10T по 5 мм на сторону позволяет убрать характерные несовершенства сталеплавильного происхождения. Порезка обеспечивает гладкие торцы заготовки. Сверление убирает осевую рыхлость металла, тем самым обеспечивая качество внутренней поверхности труб. Расчет диаметра нужного сверла, схема и вид полностью подготовленной к прокатке НЛЗ из стали марки 08-12X18H10T полностью аналогичны процедурам для групп марок стали мартенситного класса типа 13Cr. Такая технология подготовки НЛЗ из марок стали 08-12X18H10T, так же, как и для стали типа 13Cr, полностью устраняет все недостатки литой структуры металла, и обеспечивает высокое качество прокатанных бесшовных труб.

Первые прокатки труб из стали 08X18H10T на ТПА 159–426 ВТЗ выявили сильное увеличение усилия удержания оправки непрерывного стана при раскатке гильзы в черновую трубу. С учетом этого явления была предложена специальная калибровка непрерывного стана. Компьютерное и физическое моделирование процесса раскатки позволило предложить повышение стабильности раскатки гильзы без повышенного охвата контролируемо-перемещаемой оправки за счет использования калибровки с овальностью $1,05 \div 1,18$ при соотношении ширины калибра к диаметру гильзы, не превышающем 1,07. Это обеспечило допустимые нагрузки на рейку механизма удержания оправки. Но-

вая технология изготовления на ТПА с непрерывными станами позволяет осуществлять прокатку длинномерных труб специального назначения из нержавеющей марки стали аустенитного класса с высоким качеством внутренней и наружной поверхности [186].

Пластометрические исследования сплава «ТМК-С», выполненные с использованием многофункционального исследовательского комплекса «Gleeble 3800», позволили определить величины сопротивления пластической деформации сплава «ТМК-С» и оптимизировать температурные, скоростные и деформационные параметры, возможные только при прессовании. Максимальное сопротивление деформации сплава «ТМК-С» при характерных условиях - температуре 1150 °С и скорости деформации 10 с⁻¹ - находится в пределах от 215 до 220 Н/мм². Сравнение расчетных значений пикового усилия прессования, определенного с использованием полученных данных, и фактических значений показало достаточно высокую сходимость.

В ТПЦ-2 было проведено несколько кампаний изготовления труб из сплава (высоколегированной нержавеющей стали аустенитного класса) «ТМК-С» следующего сортамента: 108×9,5; 108×11,5; 118×11,0; 146×11; 146×30,0; 159×8,0; 168×8,0; 168×27,0; 219×15,5 мм. В результате были определены оптимальные типоразмеры передельных горячепрессованных труб, предназначенных для последующей холодной прокатки с целью достижения необходимого упрочнения. Холодная прокатка в зависимости от сортамента осуществлялась на предприятии ТМК Инокс, специализирующемся на производстве труб из нержавеющей сталей и коррозионно-стойких сплавов, а также в трубопрокатном цехе №5 ЧТПЗ, производящем холоднодеформированные трубы специального назначения. Прокатку осуществляли на станах холодной прокатки труб ХПТ-90 и ХПТ-250, соответственно. Общий объем производства высокотехнологичной импортозамещающей продукции из высоколегированной стали этой марки в 2022 г. составило более 800 тонн, что эквивалентно около 67% потребности внутреннего рынка.

Разработаны технологии производства труб нефтяного сортамента, стойких к углекислотной коррозии и высоко востребованных в связи с интенсификацией разработки запасов с высоким содержанием CO_2 и повышенными температурами на забое. Новое семейство сталей, содержащих около 13% Cr, для производства обсадных и насосно-компрессорных труб к ним различных групп прочности и исполнений потребовало создания рациональных технологий производства, начиная с изготовления НЛЗ и горячего формоизменения путем прессования и/или прокатки. Химические составы сталей, предназначенных для изготовления труб групп прочности от L80 (минимальный предел текучести 552 МПа) до P110 (минимальный предел текучести 758 МПа), а также в некоторых случаях Q125 (предел текучести не менее 862 МПа) приведены в таблице 6.8. Технологические схемы выплавки и разливки стали для производства такой продукции подобны и освоены на ВТЗ.

Так, например, НЛЗ из стали марок 10X13H3MФБ и 08X13H4M1AФ для хладостойких труб группы прочности P110 производили по схеме ДСП→ПК→ВКР→УНРС № 3 (с применением ЭМП) по специально разработанной технологии с контролем содержания углерода и фосфора перед выпуском не более 0,05 % и 0,008 %, соответственно. Использовали низкоуглеродистый феррохром марки ФХ003 взамен марки ФХ010, кусковой ферромолибден ФМо60, листовой никель Н-3. В результате обеспечена выплавка стали максимально близкой по составу к целевому, соответствующему, как правило, середине интервала марочных значений.

Проведенные пластометрические исследования позволили определить температурный интервал пластичности, значения сопротивления деформации стали (от 120 до 140 МПа) и разработать технологию горячего прессования труб в линиях 2000 и 5500 ВТЗ или их прокатку в ТПА 159-426, а также их термической обработки, которые обеспечили заданную прочность и высокую хладостойкость (KCV^{-60} не менее 70 Дж/см²). Всего в 2022 г. было отгружено

более 9300 тонн OCTG различных групп прочности и исполнений из разработанных сталей с 13% Cr, что составляет не менее 94% потребности внутреннего рынка в такой продукции.

Таблица 6.8

Массовая доля элементов в мартенситных сталях для OCTG, %

Марка	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb
20X13	0,17-0,22	1,00	1,00	0,020	0,010	12,5-14,0	-	-	-	-
15X13H2	0,12-0,17	0,50	0,50	0,020	0,010	12,5-14,0	1,5-2,5	-	-	
15X13H2Б	0,12-0,17	0,50	0,50	0,020		12,5-14,0	1,5-2,5	-	-	0,08
10X13H3МФБ	0,07-0,08	0,50	0,25-0,60	0,020	0,010	12,5-14,0	3,0-3,4	0,91-0,93	0,03-0,04	0,03-0,04
08X13H4M1АФ	0,05-0,08	0,50	0,25-0,60	0,020	0,010	12,5-14,0	4,0 - 4,5	0,9-1,5	≤0,10	-

Прим. азот – не более 0,020 мас.%, титан 0,02-0,04 мас.%; не более, если указано одно значение

6.4. Создание новых мощностей и освоение производства на предприятиях отрасли

6.4.1. Модернизация сталеплавильного производства

Переход на непрерывную разливку стали был полностью завершён на ТАГМЕТ и СТЗ в 2007 г. При этом первое время производство стали велось в мартеновских печах с применением технологии внепечной обработки на установках типа печь-ковш. Выплавка в мартеновских печах в ТМК была окончательно остановлена в 2013 г. с пуском ДСП на ТАГМЕТ. Для реализации проекта были разработаны программы перехода на новый способ выплавки на СТЗ и ТАГМЕТ, учитывающие специфику производства, приоритеты, задачу ввода в эксплуатацию новых мощностей без потерь производства (модернизация велась в работающем цехе). Следует отметить, что переход на использование высококачественной НЛЗ для производства стальных бесшовных труб ответственного назначения стал общей тенденцией преобразования отрасли,

поскольку на Первоуральском трубном заводе (ПНТЗ), входящем в тот момент в состав холдинга Группа ЧТПЗ, был впервые построен и пущен в эксплуатацию в конце 2010 г. электросталеплавильный цех (комплекс). Его запуск позволил обеспечить металлом (НЛЗ диаметром от 145 до 600 мм) нового поколения и нового качества два крупных завода по производству бесшовных труб – ПНТЗ и ЧТПЗ с последующим закрытием мартеновского цеха на последнем. Особенностью нового ЭСПЦ на ПНТЗ являлся широкий сортамент разливаемой НЛЗ и высокая годовая производительность (самый высокий темп работы ДСП в РФ и в некоторых странах мира – «лучшая практика»), необходимая для обеспечения двух заводов, работающих в широком диапазоне размеров. В связи с этим в цехе были установлены две машины непрерывного литья заготовок. Машина для разливки малых диаметров (до 220 мм) и в том числе квадрат 150 мм, имеет максимально 5 ручьев, а вторая машина, специализирующаяся на НЛЗ диаметром 220, 460, 550 и 600 мм может работать до 3-х ручьев. Наиболее важные характеристики вновь созданных мощностей обобщены и приведены в таблице 6.9. Слияние Группы ЧТПЗ с Компанией ТМК в 2021 г. завершило крупный этап технологического преобразования в трубной отрасли, связанное с переходом на использование НЛЗ для производства бесшовных труб непосредственно в ТПА как старых, созданных в прошлые десятилетия, так и вновь введенных.

6.4.2 Модернизация и создание новых трубопрокатных производств

Технологии производства труб на всех существующих ТПА и прессовых линиях были полностью адаптированы для использования НЛЗ, которая стала основным исходным материалом. Исключения составляют малые партии продукции специальной металлургии и заготовка малого диаметра 120 мм, непрерывная разливка которой закрытой струей нецелесообразна. ТПА-80 с непрерывным раскатным станом со свободной (плавающей) оправкой СинТЗ, отличающийся высокой производительностью, не требовал замены и был адаптирован на применение НЛЗ диаметром 150 мм путем локальных реконструктивных мероприятий с повышением часовой производительности.

Таблица 6.9

Вновь введенные объекты при реконструкции сталеплавильного производства

ТАГМЕТ	СТЗ	ПНТЗ
Дуговая электросталеплавильная печь		
<ul style="list-style-type: none"> - годовой объем выпуска 998 тыс. тонн; - емкость электропечи 150 тонн; - средний вес плавки 135 тонн; - продолжительность плавки до 60 мин. - средняя продолжительность плавки 2022 г – 80:00 (НВР); - производительность макс. достигнутая – 2575 т/сут (НВР) 	<ul style="list-style-type: none"> - годовой объем выпуска 980 тыс. тонн; - емкость электропечи 150 тонн; - средний вес плавки 141 тонн; - продолжительность плавки 55 мин. - средняя продолжительность плавки 2022 г – 62:00 (НВР); - производительность макс. достигнутая – 3126 т/сут (НВР) 	<ul style="list-style-type: none"> - годовой объем выпуска 1 100 тыс. тонн; - ёмкость электропечи 120 тонн; - средний вес плавки 120 тонн; - продолжительность плавки 49 мин; - средняя продолжительность плавки 2022г 46.5 мин (НВР) - производительность макс. достигнутая 4001 т/сут (НВР).
Вакууматор		
<ul style="list-style-type: none"> - произв. - до 950 тыс. тонн в год; - время цикла до 40 мин; - уд. расход эл.энер. – до 1,23 кВт ч/т. 	<ul style="list-style-type: none"> - произв. – до 1000 тыс. тонн в год; - время обработки 12–30 мин; - время вакуумирования - 5–15 мин. 	<ul style="list-style-type: none"> - произв. – до 330 тыс. тонн/год; - время обработки 40–45 мин; - время вакуумирования – 15 мин.
Машина непрерывного литья заготовок		
<ul style="list-style-type: none"> - средний выход годного 137 тонн; - количество ручьев -5; 	<ul style="list-style-type: none"> - средний выход годного 137 тонн; - количество ручьев -5; 	<ul style="list-style-type: none"> МНЛЗ-1: - количество ручьев -5;

<ul style="list-style-type: none"> - диаметр НЛЗ – 210, 250, (300) мм; - время разливки 1 ковша – 60 мин; - производительность – 950 тыс. тонн в год, макс. достигнутая – 759 тыс. т/год . 	<ul style="list-style-type: none"> - диаметр НЛЗ – 150, 290,360 мм; - время разливки 1 ковша – 50 мин; - производительность – 950 тыс. тонн в год, макс. достигнутая – 10001 тыс.т/год 	<ul style="list-style-type: none"> - диаметр НЛЗ – 145,150, 156, 170, 175,180, 215, 220 мм, квадрат 150x150 мм; - время разливки 1 с/ковша – 40–55 мин; - производительность макс. достигнутая – 981 тыс.т/год; <p>МНЛЗ-2:</p> <ul style="list-style-type: none"> - количество ручьёв – 3; - диаметр НЛЗ – 220, 460, 550, 600 мм; - время разливки 1 с/ковша – 70–90 мин; - произв. тах достигнутая 324 тыс.т/год.
Объем инвестиций – 10,91 млрд руб.	Объем инвестиций - 13,77 млрд руб.	Объём инвестиций – 43,33 млрд руб.
Завершение проекта 2013 г. Максимальный объем производства 759 тыс. тонн в год.	Завершение проекта 2010 г. Максимальный объем производства 10001 тыс. тонн в год.	Завершение проекта 2010 г. Максимальный объём производства 1 305 тыс. тонн в год.

Примечание: *-Установки для внепечной обработки типа «печь-ковш» были пущены в эксплуатацию ранее.

Высококачественная НЛЗ стала основой эффективного производства горячекатаных труб на ТПА нового поколения с пятиклетьевыми раскатными станами новой конструкции с трехвалковыми клетями типа Premium Quality Finishing (PQF) и Fine Quality Mill (FQM), пущенных в эксплуатацию на ТАГ-МЕТе и СТЗ (табл. 6.10). Реализация данных проектов позволила организовать производство горячекатаных труб из всей гаммы разработанных марок стали с обеспечением высокого качества поверхности (PSL-2,3 с гарантированной возможностью неразрушающего контроля по риску уменьшенной длины глубиной до 5% толщины стенки), повышенной точности по толщине стенки (до +/-5%). Основное оборудование комплекса непрерывного стана СТЗ было размещено в существующих пролетах 1–7 горячей части цеха (параллельно линии с пилигримовыми станами) и в отдельно построенном пролете Ф1–Ф2. Это позволило осуществить строительство, монтаж и наладку всего комплекса нового непрерывного стана FQM без демонтажа и остановки производства. Стан PQF на ТАГМЕТ построен и запущен в эксплуатацию на площадях трубопрокатного цеха, применявшего ранее станы пилигримовой прокатки.

Таблица 6.10

Основные характеристики новых ТПА ТАГМЕТ и СТЗ

ТАГМЕТ	СТЗ
Прошивной стан с дисками Дишера. Непрерывный стан PQF с 5-ю 3-х валковыми клетями. Редукционный стан. Проектная производительность – 545,0 тыс. тонн в год. Сортамент 73–273 мм.	Прошивной стан с линейками ЭЗТМ. Непрерывный стан FQM с 5-ю 3-х валковыми клетями для прокатки длинных труб. Калибровочный 14-ти клетевой стан. Проектная мощность 635 тыс. т в год. Сортамент 159–325 мм.
Объем инвестиций – 5,67 млрд руб. Завершение проекта 2010 г.	Объем инвестиций 13,642 млрд руб. Завершение проекта 2015 г.
Максимальная достигнутая производительность (2018 г.) 499,9 тыс. тонн в год.	Максимальная производительность (2017 г.) 463,6 тыс. тонн в год.

Сравнительные технические характеристики непрерывных станов с контролируемо-перемещаемой оправкой, используемыми в настоящее время на отечественных предприятиях, приведены в табл. 6.11, анализ которой показывает, что каждый из приведенных ТПА может применяться при производстве труб определенного диаметра: для малого (до 108 мм), среднего и большого (от 114 до 426 мм). Применение контролируемо-перемещаемой оправки надежно обеспечивает раскатку труб как из нелегированных, так и легированных марок стали.

Развитие непрерывной прокатки на плавающей оправке исторически сдерживалось рядом технологических ограничений, поскольку максимально допустимая длина оправки (до 20 м) ограничивала размеры черновой трубы; увеличение диаметра трубы приводило к росту массы оправки, а уменьшение толщины стенки усложняло извлечение инструмента. Это определило применение станов такого типа для бесшовных труб относительно небольшого диаметра (до приблизительно 159 мм). При непрерывной раскатке трение на контакте оправки с внутренней поверхностью трубы требует дополнительной мощности для ее преодоления и может привести к ухудшению качества внутренней поверхности, поэтому перед вводом оправки в гильзу для дальнейшей раскатки необходимо нанесение технологической смазки. Для плавающей оправки это, как правило, водный раствор триполифосфата натрия, а для контролируемо-перемещаемых - графитовая смазка, с малым коэффициентом трения, что способствует снижению перегрева.

Применение трехвалковых рабочих клетей в сравнении с двухвалковыми позволяет достичь больших разовых обжатий. В связи с этим общее количество клетей в непрерывных станах новой конструкции уменьшено до 5. Обжатие гильзы тремя валками в совокупности с контролируемым перемещением оправки обеспечивает более благоприятное напряженно-деформированное состояние металла в очагах деформации за счет подпирательной силы трения на

контакте с оправкой и снижения неравномерности деформации по сечению, что, положительно сказывается на качестве готовых труб.

Таблица 6.11

Характеристики непрерывных станов с контролируемо-перемещаемой оправкой в Группе ТМК

	АО «СТЗ» FQM 14 3/8"		АО «ВТЗ» ТПА 159-426				АО «ТАГМЕТ» PQF 10 3/4"	
Диапазон производимых труб: Dг, мм Ст, мм	168,0-365,1 7-40		168,0-426,0 7-40,5				73-273 5-28	
Кол-во клетей стана	5		7				5	
Кол-во валков в клетке непрерывного стана	3		2				3	
Тип заготовки	круглая НЛЗ		круглая НЛЗ				круглая НЛЗ	
Диаметр заготовки Dз, мм	290	360	260	340	360	410	210	250
Наружный диаметр гильзы Dг, мм	328	433	257-263	281-344	416-431	421-505	222	277
Толщина стенки гильзы, Сг, мм	20,55-46,50	26,90-53,95	25,5-42,0	26,5-58,0	30,5-61,5	30,5-56	16,1-33,3	18,7-38,0
Dг/Сг (max)	15,96	16,10	10,3	13,0	16,6	14,9	13,9	17,8
Максимальный коэффициент вытяжки в прошивном стане	3,43	3,06	суммарная – 3,49				3,84	
Калибр непрерывного стана, мм	291	384	212	255-288	360,372	360-444	190	241
Диаметр черновой трубы Dч.т, мм	287,93-299,03	380,19-392,26	189-235,2	252,6-293	357,2-373,5	357,1-446,4	188-192,5	285,4-291,1
Толщина стенки черновой трубы Сч.т, мм	6,28-34,19	7,70-37,31	6,5-28,3	6,4-38,5	7,6-16,5	7,6-35,8	4,65-23,55	5,30-24,65
Dч.т/Сч.т (max)	46,54	49,89	43,3				54,7	
Макс. Коэфф. вытяжки в непрерывном стане, μ	3,49	3,74	4,26				3,89	
Диаметр бочки валков Dб, мм	1кл – 659,6-599,6; 2кл – 664,0-604,0; 3кл – 668,0-608,0; 4-5кл – 469,0-409,0	1кл – 712,4-652,4; 2кл – 715,4-655,4; 3кл – 718,0-658,0; 4-5кл – 519,0-459,0	1-3 кл – 930-620; 4-7 кл – 840-520				1кл – 715,64-665,64; 2кл – 722,58-672,58; 3кл – 724,68-674,68; 4-5кл – 624,18-574,18	1кл – 698,55-648,58; 2кл – 707,70-657,70; 3кл – 709,86-659,86; 4-5кл – 563,86-513,84

Ширина бо-чек валков <i>L</i> _б , мм	1-3кл – 320; 4-5кл – 300	1-3кл – 420; 4-5кл – 380	1-3кл - 590; 4-7кл – 540			1-3кл – 280; 4-5кл – 300	1-3кл – 320; 4-5кл – 300
Диаметр оправок <i>D</i> _{оп} , мм	225,0-276,9	313,1-365,2	165-425			145,20- 179,55	239,80- 278,35
Общая длина оправок <i>L</i> _{оп} , мм	17 500		24 000			17 500	
Расстояние между осями клетей, мм	1475, 1125, 1350, 875		1630, 2040, 1530, 1840, 1840, 1430			1050,1580, 1050, 1050	
<i>D</i> _б / <i>D</i> _т	1-3кл – 2,5- 2,7; 4-5кл – 1,9-2,0	1-3кл – 1,9- 2,0; 4-5кл – 1,4-1,6	1-3 кл – 1,4-4,9; 4-7 кл – 1,2-4,4			1-3кл – 3,5- 3,8; 4-5кл – 3,0-3,3	1-3кл – 2,2- 2,5; 4-5кл – 1,7-1,9
$\Delta V/V_d$ (max), %	19,8-32,9	11,0-17,8	27,3- 35,8	33,6- 47,4	56,9-89,2	9,7-14,8	16,2-28,5
ΔS (max), мм	16,40	22,21	21,6	21,1	24,9	12,0	15,3
ΔS (min), мм	10,90	16,23	18,4	19,7	18,1	9,8	12,5
Мощность на существующем сортаменте <i>P</i> , тыс.т/год	534		545			512,5	

Повышенный износ инструмента при контролируемом перемещении был компенсирован возможностью прокатки большего диапазона стенок труб в трехвалковой клетке в сравнении с двухвалковой и, как следствие, необходимостью содержания меньшего парка оправок, что дало существенное сокращение производственных издержек. Кроме того, трехвалковая схема обеспечивает меньшую разностенность черновых труб за счет лучшей вытяжной способности и большей замкнутости трехвалкового калибра.

Новая сквозная технология стала основой неуклонного роста объемов производства, прерывавшегося только кризисными явлениями (рис. 6.13), перехода на новый уровень качества стали и труб, повышения производительности труда и значительного снижения негативного воздействия на окружающую среду. Некоторое снижение объемов производства труб после 2014 г. обусловлено снижением спроса на внешних рынках из-за падения цен на нефть и смещением спроса на внутреннем рынке в сторону труб меньших диаметров.

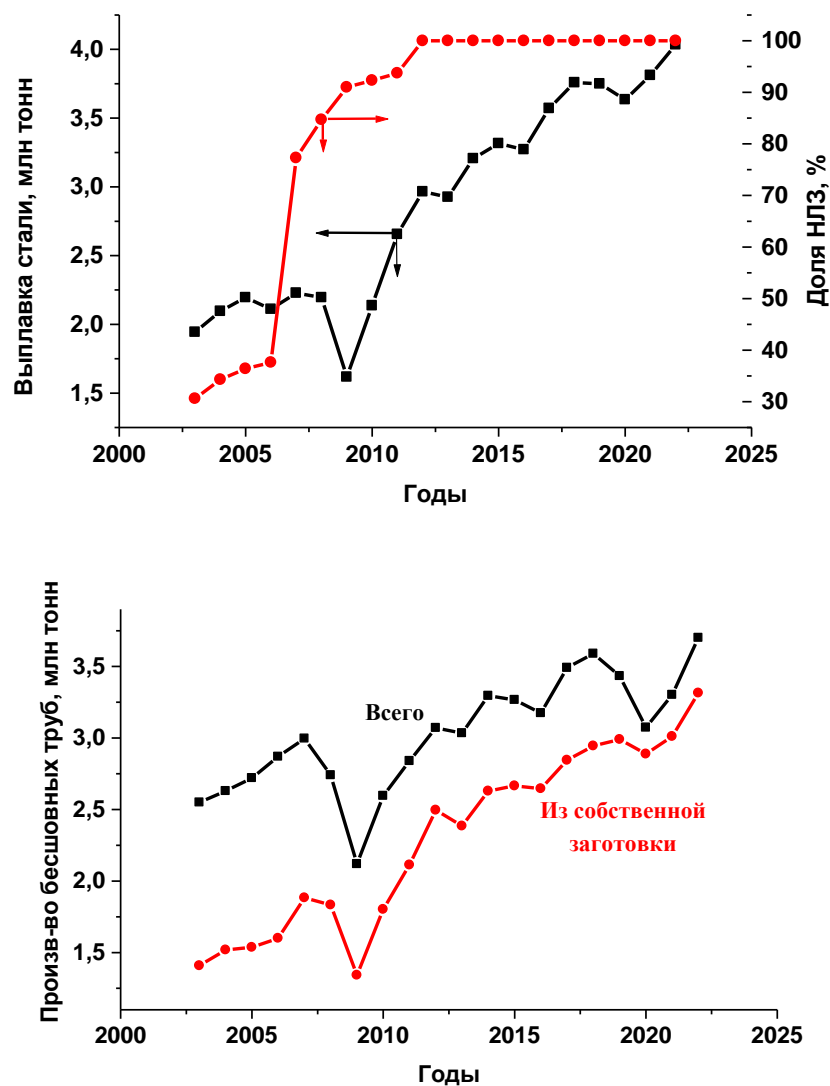


Рис. 6.13. Динамика развития новой технологии производства бесшовных труб на трубных заводах РФ из НЛЗ собственного производства

6.4.3 Создание новых мощностей по термической обработке и финишным операциям

Задача обеспечения основных потребителей высококачественными трубами и решение задач импортозамещения потребовало внедрения новых средств термического упрочнения для достижения любых стандартных и особо высоких групп прочности в продукции широкого сортамента с требуемой точностью и производительностью. Необходимый прирост мощностей и технические характеристики были обеспечены за счет ввода в эксплуатацию современных участков термической обработки, основанных на использовании

газовых печей пламенного нагрева, оснащенных современными топливо сжигающими устройствами, средствами контроля процесса и его управления с обеспечением точности соблюдения температурного режима ± 5 °С. Перемещение труб в пространстве печей осуществляется механизмом шагания балок, обеспечивающих кантовку и, соответственно, равномерный нагрев. Закалочное охлаждение осуществляют в водяном спрейере при обработке тонкостенных труб либо в механизированной водяной ванне для одновременного охлаждения и наружной и внутренней поверхности. Особенностью последнего из запущенных в эксплуатацию термического участка на СТЗ является использование наружного внутреннего спрейеров, что дает возможность лучшего управления охлаждением, необходимого с учетом специфики марочного и размерного сортаментов завода. Исключение риска отгрузки продукции с закалочными трещинами и другими дефектами обеспечивается применением средств неразрушающего контроля. Качество закалки контролируется непосредственно на участке термической обработки по температуре поверхности после закалочного охлаждения, а также путем замера распределения твердости в поперечном сечении труб с целью установления соответствия требованиям нормативных и технических документов.

Для удовлетворения спроса на высокопрочные трубы со специальным исполнением на трубных заводах Группы ТМК (ВТЗ, ТАГМЕТ, СинТЗ) в 2008–2009 гг. были построены и введены в эксплуатацию участки новые, не имевшие аналогов в отечественном трубном производстве участки для термической обработки. Основное оборудование было поставлено компанией Olivotto Ferre. Так, в ТПЦ-3 ВТЗ в дополнение к имевшемуся с момента пуска производства участку №1 был введен в эксплуатацию новый современный участок термической обработки труб №2 с годовой производительностью 340 тыс. тонн. Помимо термоулучшения (закалка + высокий отпуск) введенное в эксплуатацию оборудование позволяет осуществлять другие виды термообработки – отпуск, нормализацию. Учитывая развивающийся рынок трубной продукции и его потребности, это позволяет производить трубы с расширенной

номенклатурой марочного состава, в том числе, из коррозионно-стойких высокохромистых (до 15%) сталей. Ввод в эксплуатацию термоотдела обеспечил возможность проведения 100% термической обработки всего производимого цехом проката. Планировка участка предусматривает гибкую схему перемещения труб, позволяющую производить загрузку труб как в закалочную, так и в отпускную печь (минуя закалочную печь) с одного стола, что расширяет возможности передвижения труб на участке.

Оборудование участка полностью автоматизировано, участие оператора сводится к задаче требуемых параметров процесса и контролю работы оборудования. Нагревательное оборудование представлено двумя печами с шагающими балками для закалки и отпуска (нормализации). Горелки с форсированным сжиганием и импульсной системой управления расположены на поперечных продольных секторах печей, разделяя печную камеру на секции, обеспечивая наилучший нагрев. В каждой секции горелки разделены на 5 зон регулирования для каждого ряда, что гарантирует равномерную температуру труб в процессе нагрева ($\pm 5^{\circ}\text{C}$) и обеспечивает точный контроль комплекса достигаемых при термообработке свойств.

Спрейер и механизированная ванна используются для закалочного охлаждения и формирования микроструктуры с заданным минимальным количеством немартенситных продуктов превращения. Это позволило проводить термоулучшение хладостойких и сероводородостойких обсадных труб высоких групп прочности (C90, T95 тип 1, C110, P110SS) по технологии с увеличенным временем выдержки при отпуске (не менее 1,5 часов), что составляет 7–10 мин на 1 мм толщины стенки. При этом время выдержки при закалке остается неизменным и составляет около 1,5 мин на 1 мм толщины стенки. Выбор состава стали и разработанная технология закалки обеспечивает получение на всю толщину сечения труб, включая толстостенных муфтовых, прокаливаемости с не менее чем 95% мартенсита. Проведение термообработки по указанной технологии является одним из ключевых факторов обеспечения

требуемого уровня стойкости в сероводородсодержащих средах и хладостойкости металла труб за счет управления образованием микроструктуры по всей толщине стенки.

Суммарные новые мощности по термической обработке для осуществления операций закалки и отпуска с длительной выдержкой и возможностью достижения высокопрочных и хладостойких состояний металла труб достигли в 2009 г. более 1 млн тонн в год. К 2022 г. с пуском новых участков термообработки на ПНТЗ и СТЗ совокупные мощности составили более 1,5 млн тонн в год, что позволяет проводить эффективное упрочнение более 50% производимых в Группе ТМК бесшовных труб. Производства, специализирующиеся на выпуске обсадных и насосно-компрессорных труб, имеют возможность проведения упрочняющей термической обработки путем закалки и длительного высокого отпуска, обеспечивающей свойства в соответствии с современными требованиями. Общий объем инвестиций для создания термических участков, соответствующих решению задачи выпуска высокопрочных труб с улучшенным и уникальным комплексом свойств, составил более 20 млрд руб. Динамика изменения объемов упрочняющей термообработки горячедеформированных труб по трубным заводам приведена в табл. 6.12. Основные характеристики участков термической обработки для упрочнения труб из традиционных и разработанных марок стали приведены в табл. 6.13.

Внедрение разработок в производство, проведенная реконструкция привели к существенному изменению структуры заказов, значительному увеличению доли продукции с высокой добавленной стоимостью, а также росту производительности труда. В табл. 6.14 приведены изменения в структуре производства и занятости в трубном производстве на примере крупнейшего цеха по производству горячекатаных труб диаметром до 426 мм ТПЦ-3 ВТЗ, технология и организации работы которого с одновременным изменением сортамента существенно изменились в результате внедрения разработанных технологий. В значительной степени изменения были связаны и с освоением производства

Таблица 6.12

Изменение объемов термической обработки бесшовных горячедеформированных труб

Объемы термообработки по годам, тыс. тонн													
2009	2010	2011	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
СинТЗ													
206,14	211,50	224,32	229,40	236,70	248,16	253,48	261,64	247,20	250,77	228,68	234,04	228,52	235,23
ВТЗ													
259,4	301,6	330,7	412,7	430,7	500,5	472,1	468,8	443,4	514,4	511,7	410,6	418,8	502,1
СТЗ													
101,83	129,21	121,30	125,17	101,76	71,10	88,17	95,55	108,16	132,07	121,43	113,89	149,69	150,20
ТАГМЕТ													
198,7	283,7	336,4	330,6	330,2	357,1	308,1	289,1	243,5	263,9	286,4	275,8	272,2	282,4
ЧТПЗ													
22,3	17,1	15,5	30,7	26,8	29,5	40,7	42,6	37	45,9	48,9	45,7	37	33,4
ПНТЗ													
11,6	53,2	72,8	85,5	81,4	98,2	104,0	102,4	100,6	110,1	111,6	117,8	120,0	116,3

**Характеристики участков для термической обработки путем закалки и отпуска
бесшовных горячедеформированных труб**

ВТЗ	СинТЗ	СТЗ	ТАГМЕТ	ПНТЗ	ЧТПЗ
<p>УТОТ №1 Год запуска – 1991.</p> <p>Сортамент по размерам: D (мм)×S (мм)×L (м) (153-426)×(7-35)×(7,5-13,0). Макс. достигнутая производительность, 284,850 тыс.тонн: (2018г).</p> <p>Печи с шагающими балками: для нагрева труб под закалку и для отпуска труб. Тип закалочного устройства – закалочная ванна.</p> <p>УТОТ №2 Год запуска – 2010.</p> <p>Сортамент по размерам: D (мм)×S (мм)×L (м) (168-426) ×(8-28)×(6,0-13,0). Макс. достигнутая производительность,</p>	<p>УТОТ Т-2 запущен в 1975 г. Диаметр труб - 33–178 мм, толщина стенки 4–16 мм, длина 6,0 -13,0 м. Печи – 2 газовых роликовых, одноручьевых, проходных. Закалочный наружный спрейер. Производительность достигнутая 50 тыс. тонн в год. Закалка с отпуском, нормализация.</p> <p>УТОТ Т1 запущен в 2008 г. Диаметр труб - 50–168 мм, толщина стенки 5–25 мм, длина 6,0–12,5 м. Печи – 2 газовых с шагающими балками. Закалочный наружный спрейер, для толстостенных труб (16 мм и выше) закалочная ванна. Производительность достигнутая 129 тыс.</p>	<p>УТО №1 запущен 1978г., диаметр труб 219,0÷359,0 мм; толщина стенки труб 7,0 ÷ 34,5 мм, расчетная производительность 110 тыс. тонн/год. Оборудование - секционные проходные печи для нагрева под закалку и отпуск/нормализацию.</p> <p>УТО №2 запущен 1986г. диаметр труб 219,0÷359,0 мм; толщина стенки труб 7,0 ÷ 34,5 мм, расчетная производительность 90 тыс. тонн/год. Оборудование - секционная проходная печь для нагрева под закалку/нормализацию и печь ПШБ для отпуска.</p> <p>УТО №3 запущен 2020 г., диаметр труб 168,0÷370,0; толщина стенки труб 6,4 ÷ 40, проектная производительность 272,3 тыс. тонн/год, максимальный объем</p>	<p>ТУ №1 запущен в 1964 г., трубы диаметр 219,0 ÷ 359,0 мм; толщина стенки труб 7,0 ÷ 34,5 мм, производительность 19 тн/час. Оборудование - секционные рекуперативные печи для аустенитизации и отпуска, спрейер.</p> <p>ТУ №2 запущен в 2002 г., трубы диаметр 108÷273 мм; толщина стенки 6,0 ÷ 25 мм. Произв. 16 тн/час. Оборудование - секционная печь для нагрева под закалку и ПШБ для отпуска труб, спрейеры.</p> <p>ТУ №3 запущен в 1983 г., трубы диаметр 73÷159 мм; толщина стенки 6,0÷14 мм. Произв. 23 шт/час. Оборудование – индукционные установки нагрева под закалку и отпуска труб, спрейеры.</p>	<p>ТО цеха №4 запущен в 2009 г., диаметр труб 60,3÷219,1мм, толщина стенки х4,0÷25,4 мм, длина до 6000 -11900 мм. Достигнутая годовая производительность, тыс.тонн – 1226. Нагревательные печи (закалки или нормализации и отпуска) - проходные печи с шагающими балками и верхним нагревом металла. Закалочное устройство – спрейер и ванна.</p>	<p>Травильно-термический участок.</p> <p>Установки ОКБ-852 и ОКБ-873 введены в эксплуатацию в 1967 г. Макс. производительность по 5 тн/ч.</p> <p>Сортамент: диаметр от 57 до 550 мм; толщина стенки до 40 мм.</p> <p>индукционные нагревательные установки.</p> <p>закалочный спрейер кольцевого типа.</p> <p>Установка ИН1-3500/1 введена в эксплуатацию в 1988 г. Макс. производительность 5 тн/ч. Сортамент: диаметр от 57 до 450 мм; толщина стенки до</p>

<p>242,481 тыс. тонн: (2014г).</p> <p>Печи с шагающими балками: для нагрева труб под закалку и для отпуска (нормализации) труб.</p> <p>Тип закалочного устройства – закалочная ванна, спрейер.</p>	<p>тонн в год. Закалка с отпуском, нормализация.</p> <p>УТОТ Т4 запущен в 2003 г. Диаметр труб - 48–140 мм, толщина стенки 4–22,5 мм, длина 6,0–12,0 м. Печи – 2 газовых с шагающими балками. Закалочный наружный спрейер.</p> <p>Производительность достигнутая 80 тыс. тонн в год. Закалка с отпуском, нормализация.</p>	<p>термообработки 157,0 тыс. тонн/год (в 2022 году). Оборудование - две печи ПШБ для нагрева под закалку и отпуска.</p> <p>Тип закалочного устройства:</p> <p>УТО №1, УТО №2 и УТО №3 – наружный и внутренний спрейеры.</p>	<p>ТУ №4 запущен в 2008 г., трубы диаметр 89÷245 мм; толщина стенки 6,0÷25 мм. Производительность 46 тн/час. Оборудование ПШБ для аустенитизации, отпуска, спрейер, ванна.</p> <p>ТУ №5 запущен в 1976 г., трубы диаметр 89÷219 мм; толщина стенки 6,0÷18 мм. Производительность 28 шт/час. Оборудование индукционные установки для аустенитизации и отпуска, спрейер.</p>		<p>40 мм. Индукционный нагрев.</p> <p>Вид термической обработки: нормализация, закалка, отпуск, отжиг, аустенизация.</p>
--	--	---	--	--	--

резьбовых соединений премиального класса, которые являются неотъемлемым атрибутом современных высококачественных ОСТГ [187, 188]. Это подразумевает создание специальных высокотехнологичных мощностей для механической обработки резьбовых соединений, увеличение доли занятых и значительный рост добавленной стоимости в трубном производстве. Прирост общей численности в 2013–2014 гг. связан с пуском вспомогательного участка подготовки труб, позволяющего существенно повысить объемы производства высокотехнологичных видов труб с повышенными эксплуатационными характеристиками. В целом производительность труда при производстве бесшовных труб в результате внедрения комплекса разработок увеличилась в **1,75** раза, при практически **пятикратном** росте производства труб Премиального класса за 2009–2017 гг. и освоении конструкций резьбовых соединений 3 и 4-го поколений.

Таблица 6.14

Изменение численности и производительности труда в ТПЦ-3 ВТЗ

Годы	2009	2010	2011	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
	Численность персонала (среднесписочная)													
Всего по цеху	1200	1268	1330	1255	1254	1396	1441	1433	1485	1489	1491	1479	1452	1430
	Результат по производству													
Метр/работник	2797	2557	3187	4037	4330	5216	4586	4363	4534	4625	4331	3636	3697	4818
Премиум соединений, тыс. шт	16,1	20,5	18,5	59,7	70,3	61,6	70,7	61,2	83,0	102,3	125,2	142,6	113,9	141,7

Разработка комплекса технологий и освоение производства высокотехнологичных хладостойких и сероводородостойких нарезных труб ОСТГ, в том числе с премиальными резьбовыми соединениями, позволило обеспечить поставки новой продукции в нефтяные и газовые компании России и за рубеж. Основой роста поставок на внутренний и внешний рынки стало эффективное применение продукции для добычи трудно извлекаемых запасов. Применение

эффективных технологий термического упрочнения труб из разработанных и освоенных марок стали обеспечило доминирование продукции заводов Группы ТМК в сегменте высокопрочных труб. В табл. 6.15 приведены данные о динамике поставок ОСТГ группы прочности Л (предел текучести не менее 655 МПа) и выше на внутренний и внешний рынки. Видно, что обеспечено доминирование на внутреннем рынке с устойчивым обеспечением доли 55–66 %, с приобретением новых производственных активов в последние годы достигла 80 %. При этом потребности в таких видах труб в РФ значительно повысились, а поставки на экспорт также возросли благодаря стабильно высокому уровню свойств и качества.

Таблица 6.15

Динамика отгрузки заводов ТМК высокопрочных ОСТГ
(гр.«Л» или аналоги и выше), тыс. т

	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
ТМК	276	331	320	389	452	413	538	602	591	669	856
Доля ТМК	64%	56%	58%	66%	61%	57%	56%	56%	62%	81%	79%
Прочие	153	265	233	204	287	312	421	467	364	156	231
Рынок РФ	429	596	553	593	739	725	960	1069	955	825	1087
Экспорт ТМК	88	107	81	139	46	48	148	135	54	131	172

* - с 2021 года с учетом предприятий Группы ЧТПЗ, вошедших в ТМК

Изменение объемов производства ОСТГ в сероводородостойком исполнении и доли предприятий ТМК на внутреннем рынке показаны в табл. 6.16. Видно, что объемы производства труб такого исполнения находятся на относительно невысоком уровне, однако являются стабильными. Следует отметить, что представлена интегральная структура поставок без разбиения по группам прочности. Тем не менее до недавнего времени спрос на трубы с пределом текучести не менее 758 МПа был минимален, но в последние 3–4 года стал заметным. Разработки составов и технологии производства и, в частности упрочняющей термической обработки позволили обеспечить стабильно высокую долю продукции заводов ТМК на внутреннем рынке в условиях постоянной конкуренции с зарубежными производителями. При этом поставки на экспорт становятся все более значимыми.

Таблица 6.16

Динамика отгрузки заводов ТМК ОСТГ в сероводородостойком исполнении,

ТОНН

	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
ТМК	14 814	36 550	23 696	12 221	18 117	11 501	7 756	23 696	22 247	21 403	27 970
Доля ТМК	78%	75%	76%	82%	79%	78%	65%	63%	57%	93%	99%
Прочие	4 127	12 186	7 388	2 615	4 711	3 227	4 224	13 738	16 553	1 596	301
Рынок	18 941	48 736	31 084	14 836	22 828	14 728	11 980	37 434	38 800	22 999	28 271
Экспорт ТМК	0	0	482	1 502	43	1 636	2 635	252	0	4 258	3 716

* - с 2021 года с учетом предприятий Группы ЧТПЗ, вошедших в ТМК

Производство ОСТГ, стойких к воздействию низких температур, требует применения рациональных составов сталей, чистых по примесям и неметаллическим включениям в комбинации с эффективными технологиями термического упрочнения, основанного на получении заданного количества мартенситных продуктов (не менее 50%, но на практике не менее 90%) в микроструктуре по всей толщине стенки труб с последующим продолжительным высоким отпускком, позволяющим обеспечить достижение требуемого комплекса прочностных, пластических и вязких характеристик. Потребность в такой продукции, обладающей заданной ударной вязкостью, измеренной с использованием образцов с острым надрезом, при температуре испытания до минус 60 °С, на предприятиях РФ стабильно высока в силу климатических условий добычи, сосредоточенной в значительной степени в районах Сибири и Крайнего Севера. Объемы отгрузок такой продукции без разбиения по группам прочности представлено в табл. 6.17. Совершенно очевидно, что доля высокопрочных хладостойких труб в последнее время значительно увеличена. Технологические разработки и целенаправленное развитие производственных мощностей обеспечило устойчивое доминирование продукции заводов Группы ТМК в данном сегменте. Следует отметить, что основную альтернативу продукции ТМК до 2021 г. составляли трубы заводов Группы ЧТПЗ и в малой степени поставки по импорту. Тем не менее, это позволяло обеспечивать от 70 до 90% потребностей внутреннего рынка. Доля на рынке на протяжении этих лет определялась в значительной степени макроэкономическими условиями при сохра-

нении стабильно высокого технологического потенциала. Консолидация активов позволило достичь практически 100% доли в сегменте хладостойких бесшовных труб на внутреннем рынке.

Таблица 6.17

Динамика отгрузки заводов Группы ТМК ОСТГ в хладостойком исполнении, ТОНН

	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
ТМК	23 021	29 590	27 710	21 368	13 801	14 733	15 743	15 045	28 514	36 378	31 471
Доля ТМК	74%	70%	84%	95%	89%	92%	88%	79%	87%	100%	100%
Прочие	7 946	12 930	5 312	1 152	1 673	1 234	2 133	3 898	4 195	16	0
Рынок	30 967	42 520	33 022	22 520	15 474	15 967	17 876	18 943	32 709	36 394	31 471
Экспорт ТМК	0	0	0	0	0	0	4	0	0	0	0

* - с 2021 года с учетом предприятий Группы ЧТПЗ, вошедших в ТМК

Особый сегмент рынка в последнее десятилетие это ОСТГ из сталей, стойких к углекислотной коррозии, характерной для условия разработки запасов углеводородов. Целенаправленная разработка составов стали, обеспечивающий необходимый комплекс прочностных, антикоррозионных, вязкостных и эксплуатационных свойств, а также комплекса технологий их производства от заготовки до конечной продукции позволила последовательно нарастить объемы поставок на внутренний рынок (табл. 6.18), изначально занятый продукцией зарубежного, главным образом японского, производства. При этом потребности внутреннего рынка с 2012 по 2022 год возросли в среднем в 2–2,5 раза. Задачей ближайших лет является устойчивое положение на внешнем рынке за счет последовательного развития продуктового ряда и конкурентных преимуществ.

Еще более узким и конкурентным является сегмент высокопрочных ОСТГ из высоколегированных нержавеющей сталей аустенитного класса (сплавов на железоникелевой основе), поставляемых в состоянии отжига на твердый раствор с последующим упрочнения при холодной пластической деформации. В связи с устойчивым внутренним спросом на такую продукцию для разработки на территории РФ залежей с особо сложными условиями в

силу высокого содержания сероводорода и углекислого газа при высоких пластовых давлениях в несколько сотен МПа и температурой, превышающей 120 °С, освоено производство насосно-компрессорных и обсадных труб из сплава запатентованного состава марки ТМК-С. Поставки осуществляются в Газпром, Лукойл и другие крупнейшие компании (табл.6.19). Основными проблемами являются малотоннажные партии и сложности обеспечения исходной заготовкой.

Таблица 6.18

Динамика отгрузки заводов Группы ТМК ОСТГ из сталей семейства 13Cr,

ТОНН

	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
ТМК	310	316	1 764	2 783	2 436	3 387	6 064	6 983	11 160	8 780	9 233
Доля ТМК	8%	6%	42%	51%	43%	60%	71%	66%	71%	65%	94%
Прочие	3 514	4 602	2 417	2 668	3 216	2 299	2 463	3 648	4 581	4 832	563
Рынок	3 824	4 918	4 181	5 451	5 653	5 686	8 527	10 631	15 741	13 612	9 796
Экспорт ТМК	60	0	0	0	267	133	922	617	120	273	0

Таблица 6.19

Динамика отгрузки заводов Группы ТМК высокопрочных ОСТГ из сплава

ТМК-С, тонн

	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
ТМК	0	0	0	0	0	784	490	672	1 373	176	850
Доля ТМК	0%	0%	0%	0%	0%	82%	76%	100%	97%	100%	67%
Прочие	529	699	145	64	131	167	153	0	45	0	425
Рынок	529	699	145	64	131	951	643	672	1 418	176	1 274

6.5 Эффективность новых технологий в производстве бесшовных труб

Средний годовой экономический эффект за период 2012–2022 гг. за счет производства новых видов высококачественных высокопрочных труб составил **2,55 млрд руб.** Внедрение разработки обеспечило не только новые качественные показатели продукции, но и рост объемов производства, а также зна-

чительное увеличение производительности труда (рис. 6.14) на вновь созданных высокотехнологичных рабочих местах. При этом производительность труда в производстве стальной НЛЗ повысилась в среднем в **1,36** раза в натуральном и в **2,57** раза в стоимостном выражении, а труб из нее в **1,44** и **2,93** раза, соответственно.

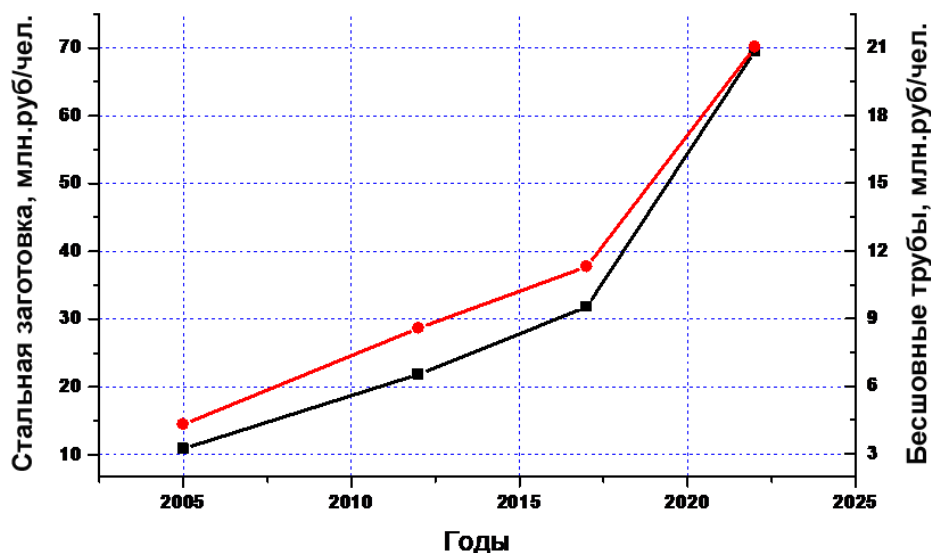
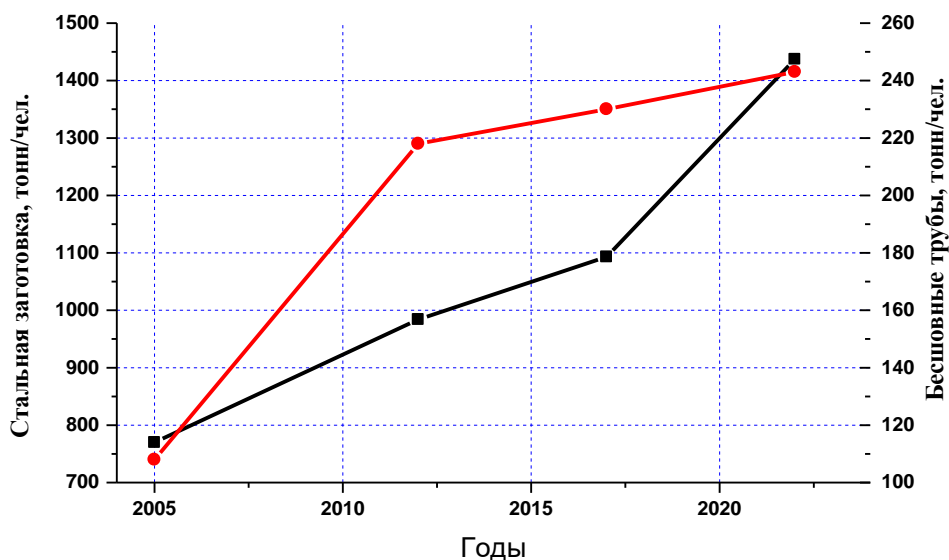


Рисунок 6.14 Повышение производительности труда на российских заводах Группы ТМК при производстве стальной НЛЗ (красные линии) и бесшовных труб (черные линии) в натуральном и стоимостном исчислении

Реализация программы импортозамещения трубной продукции внесла значительный вклад в освоение новых месторождений ПАО «Газпром». Экономический эффект от реализации программы определяется определяющей разницей в цене импортной и отечественной трубной продукции, а также сокращением сроков поставки и, соответственно, повышением оборачиваемости денежных средств с решением проблем дефицита оборотных активов. Кроме того, одновременно с импортозамещением трубной продукции в комплексе решались и задачи импортозамещения соответствующего подземного и устьевого оборудования. Отечественные производители оперативно обеспечили лицензионное использование разработок компании ТМК, что позволило отказаться от лишних переводчиков, снизить затраты производителей подземного оборудования на приобретение лицензий за рубежом.

Эффект от реализации программ импортозамещения наряду с другими техническими решениями позволили обеспечить плановые показатели окупаемости по новым объектам добычи газа, расположенным в удаленных от объектов инфраструктуры труднодоступных районах. Реализация программы импортозамещения трубной продукции лишила зарубежных «партнеров» Российской Федерации возможности санкционного давления. ПАО «Газпром» не ощутило каких-либо сложностей в области строительства скважин в связи с введением ограничений на поставку оборудования, предназначенного для освоения ресурсов в арктических зонах, трудноизвлекаемых запасов.

Эффективность применения высокотехнологичных нарезных труб ТМК для добычи природного газа и газового конденсата в рамках импортозамещения технологий, оборудования и материалов на объектах ПАО «Газпром» и его дочерних обществ при реализации ряда инвестиционных проектов с 2010 г. определялась рядом параметров (табл. 6.20). На объектах дочерних обществ ПАО «Газпром» импортные обсадные и насосно-компрессорные трубы с резьбовыми соединениями VAM TOP из углеродистых сталей производства ком-

пании Sumitomo (Япония) были заменены на обсадные и насосно-компрессорные трубы с резьбовыми соединениями ТМК UP GF, а затем ТМК UP PF и ТМК UP Centum из низколегированных и легированных сталей производства российских заводов группы ТМК. Кроме того, были заменены обсадные и насосно-компрессорные трубы с резьбовыми соединениями JFE-Bear из стали типа 13Cr компании JFE (Япония) на трубы производства ТМК из разработанных марок стали на основе составов с 13% Cr.

Таблица 6.20

Объем поставок высокотехнологичных обсадных и насосно-компрессорных труб компанией ТМК на объекты Газпрома

	Поставка по годам, тонн												
	2010	2011	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
Всего	1929	13847	41496	37670	17128	18433	17281	21609	29648	37104	97857	56097	49376
Из них 13Cr	0	46	310	151	0	0	384	175	2280	3809	4816	5083	2537
Итого за 2010-2022	439 474												
в т.ч. 13Cr	19 592												

Основным фактором, определяющим эффект применения разработанных материалов для изготовления импортозамещающей и инновационной трубной продукции, стало снижение затрат на приобретение труб в среднем на 20%, а также минимизация рисков непоставок продукции при введении санкций может рассматриваться только при проведении качественного анализа несмотря на безусловную важность продолжения бурения, добычи и поставок газа в требуемых объемах. Одним из уникальных проектов Газпрома в Восточной Сибири является Ковыктинское газоконденсатное месторождение. Месторождение отличается сложной горно-геологической структурой, связанной с наличием текучих солей, твердостью пород, нестабильностью ствола скважины. В адрес ООО «Газпром добыча Иркутск» за 5 лет ТМК было поставлено более 40,5 тыс. тонн высокопрочной продукции OCTG с премиальными резьбовыми соединениями ТМК UP Centum.

Основными технологическими вызовами при строительстве скважин на данном месторождении являлись необходимость в проведении многостадийного гидроразрыва пластов (МСГРП) для повышения нефтеотдачи коллектора, а также стойкость к избыточным наружным давлениям промежуточных колонн в интервале залегания текучих пород, действие которых могло привести к смятию обсадных труб. В связи с этим, для обеспечения долгой и безаварийной эксплуатации без потери герметичности, требовалось применение труб с соединениями, обладающими максимальной прочностью и газогерметичным узлом уплотнения «металл-металл». Таким требованиям полностью соответствует соединение ТМК UP CENTUM, которое является надежным решением для всех промежуточных и эксплуатационных колонн (рис. 6.15).

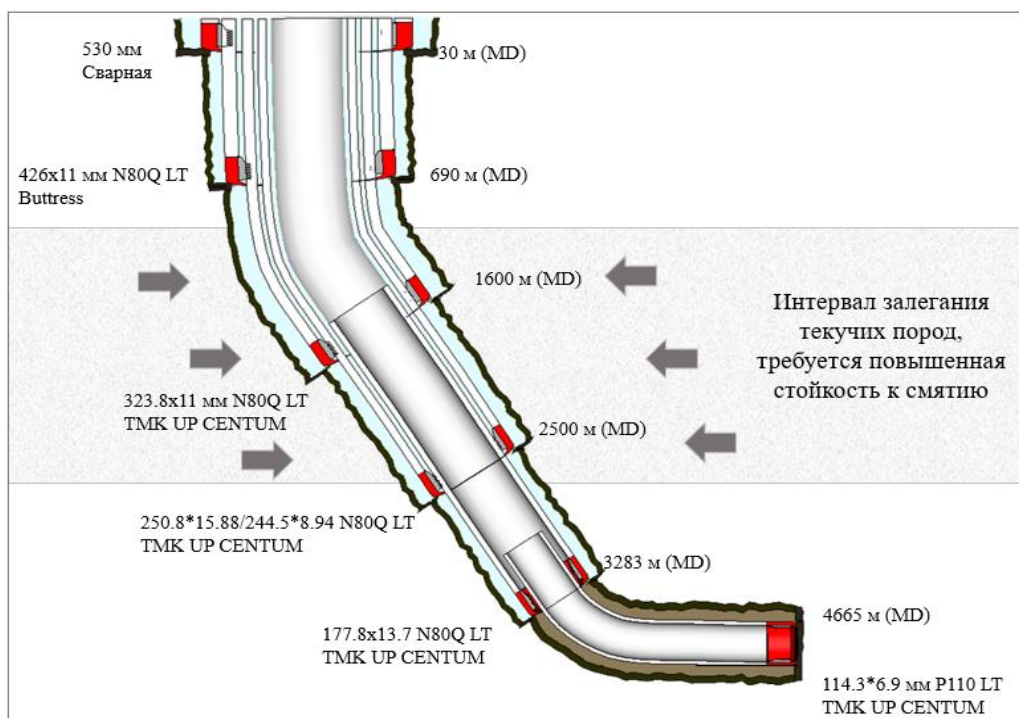


Рисунок 6.15 Схема компоновки скважины на Ковыктинском ГКМ

Полученный опыт применения труб в высокопрочном, хладостойком исполнении и стойких к сероводородной и углекислотной коррозии для реализации сложных проектов строительства и эксплуатации скважин на объектах Газпрома позволил нарастить поставки труб на другие проекты разработки углеводородов в Российской Федерации и за рубежом.

Доля проектов с особо сложными условиями добычи углеводородов неуклонно растет, в связи с чем усложняется цепочка технологических процессов строительства скважин, что требует применения новых видов высокопрочных труб с премиальными резьбовыми соединениями. Увеличение показателей общей добычи с одной скважины и повышение коэффициента нефтеотдачи со всего месторождения стало возможным развитием технологий горизонтального бурения. Это делает необходимым преодоление ряда технических и технологических вызовов, связанных с созданием надежных решений, для бурения скважин с высокой кривизной ствола и большими отходами от вертикали. Кроме этого, в разработку вовлекаются новые продуктивные пласты, располагающиеся на глубинах более 3500 м с аномально-высокими пластовыми давлениями, высокими температурами при наличии агрессивных сред с высоким процентным содержанием CO₂, что определяет необходимость применения высокопрочных обсадных и насосно-компрессорных труб с пределом текучести не менее 758 МПа (P110) с содержанием хрома не менее 12,5 мас. %.

Характерным примером являются важнейшие резервы для развития добычи в РФ запасы газа Ачимовской и Юрской группы в Ямало-Ненецком АО. При этом известно, что для них характерны низкие коллекторные свойства и высокая степень неоднородности пласта. Это определяет ряд решений для их рентабельной эксплуатации, в частности строительства наклонно-направленных скважин с протяженными горизонтальными интервалами (свыше 1500 м) и проведения МСГРП.

Юрхаровское нефтегазоконденсатное месторождение является основным добывающим активом «НОВАТЭКа». Западная часть месторождения находится на Тазовском полуострове, а центральная и восточная части расположены в бассейне Тазовской губы - разбуривание морской части производится с суши с применением горизонтальных скважин. Такой способ бурения применяется для снижения затрат за счёт использования наземной схемы разработки месторождения. Из-за «узкого окна бурения» для разработки Юрских

залежей предложен открытый ствол диаметром 165 мм и специально разработанная тяжелая конструкция скважины 273–193,7–114,3 мм (рис. 6.16). Породы в интервале установки технической колонны на данных скважинах склонны к текучести, в связи с чем к применяемой трубной продукции были установлены дополнительные требования по повышенной стойкости к смятию внешним давлением (High Collapse). Технология изготовления таких труб, разработанная и освоенная на заводах Группы ТМК, обеспечивает повышенное по сравнению с нормированным в стандартах на 40% давлением смятия труб внешним давлением за счет обеспечения заданной прочности материала, точности геометрических размеров и низкого уровня остаточных напряжений. В значительной степени это определяется рациональным выбором состава стали, регламентированного в СТО ТМК, и режимом термической обработки. Спуск в протяженные горизонтальные интервалы требует вращения колонны для обеспечения передачи нагрузки на башмак колонны. Это предполагает приложение высокого крутящего момента, для чего в конструкции использовано высокомоментное соединение ТМК UP Momentum GT.

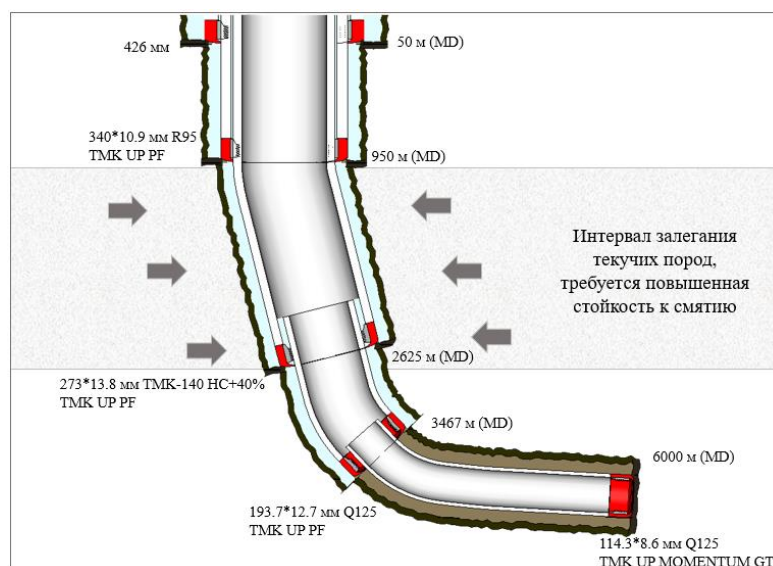


Рисунок 6.16 Схема компоновки скважины для юрских залежей на Юрхаровском месторождении

Глубина залегания пластов составляет 2500–3000 м, а по стволу - 7000–8500 м. Скважина построена с использованием обсадных труб 426 – 340 – 245

(эксплуатационная колонна) – 178 (потайная колонна) – 127 мм (эксплуатационный хвостовик). Траектория скважины: J-образная. Протяженность эксплуатационной секции более 1350 м. Протяженность горизонтального ствола 7000 м. Строительство таких протяженных скважин потребовало применение высокомоментных резьбовых соединений и высокопрочных обсадных труб в специальном исполнении с дополнительными свойствами по сминающим нагрузкам. Для реализации данного проекта было поставлено более 14,5 тыс. тонн труб ТМК.

Дочернее предприятие НОВАТЭК «Ямал СПГ» реализует проект на полуострове Ямал за Полярным кругом на базе Южно-Тамбейского месторождения. Доказанные и вероятные запасы месторождения составляют более 900 млрд куб. м газа. Глубина залегания пластов варьируется от 900 до 2850 м, а длина ствола скважины составляет 3000–3300 м. Для строительства используют трубы различных групп прочности и диаметров: 426–324–244,5 мм. Эксплуатационная колонна 177,8 мм с хвостовиком 127 мм изготовлена из труб в высокопрочном и хладостойком исполнении. Протяженность эксплуатационной секции более 1000 м при горизонтальной траектории скважины. Отход от вертикали: от 957 м до 3327 м. Для строительства скважин применены высокопрочные обсадные и насосно-компрессорные трубы из микролегированных хромомолибденовых сталей в хладостойком исполнении с пределом текучести выше 850 МПа. Всего было поставлено более 35 тыс. тонн труб ТМК.

Газ, добываемый с глубины не менее 2500 м для Ачимовской группы и не менее 3500 м для Юрской, содержит в своем составе высокие концентрации CO_2 при температурах выше 100 °С, что требует применения для эксплуатационных колонн и насосно-компрессорных труб высокопрочных материалов, стойких к углекислотной коррозии. Динамика отгрузок заводов Группы ТМК труб особо высоких групп прочности (предел текучести не менее 758 МПа, а с 2022 г. и не менее 862 МПа) из новых разработанных марок стали, стойких к углекислотной коррозии (рис. 6.17) и хладостойких в интервале температур до минус 60 °С.

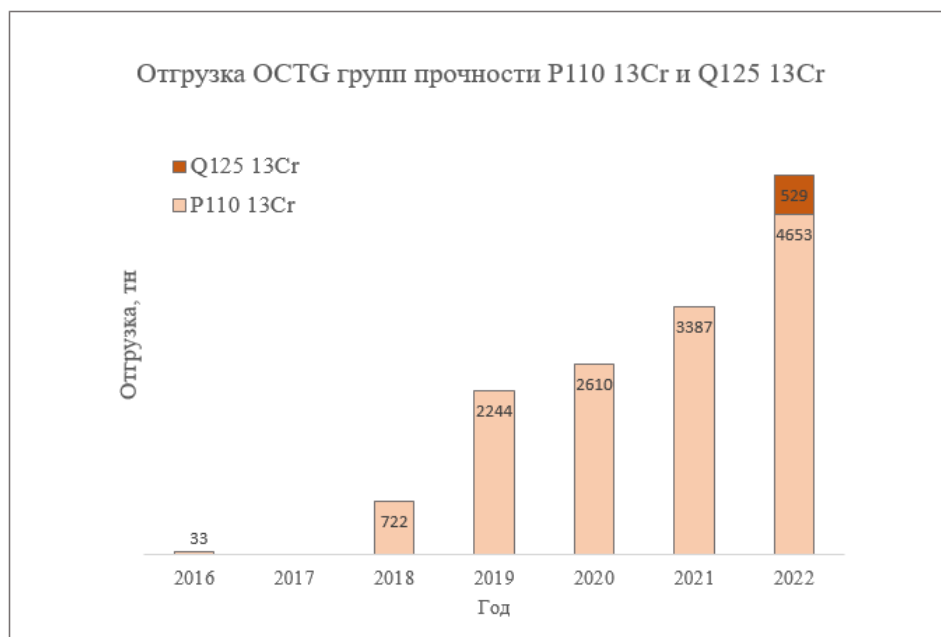


Рисунок 6.17 Динамика отгрузки OCTG групп прочности P110-Q125 по классификации API из разработанных марок стали с 13 мас.%Cr

Конструкция скважин для разработки Ачимовских залежей Ямбургского месторождения, обеспечивающая эффективную разработку этих запасов, включая проведение МСГРП, а также бурение технологически сложных горизонтальных скважин, приведена на рис. 6.18.

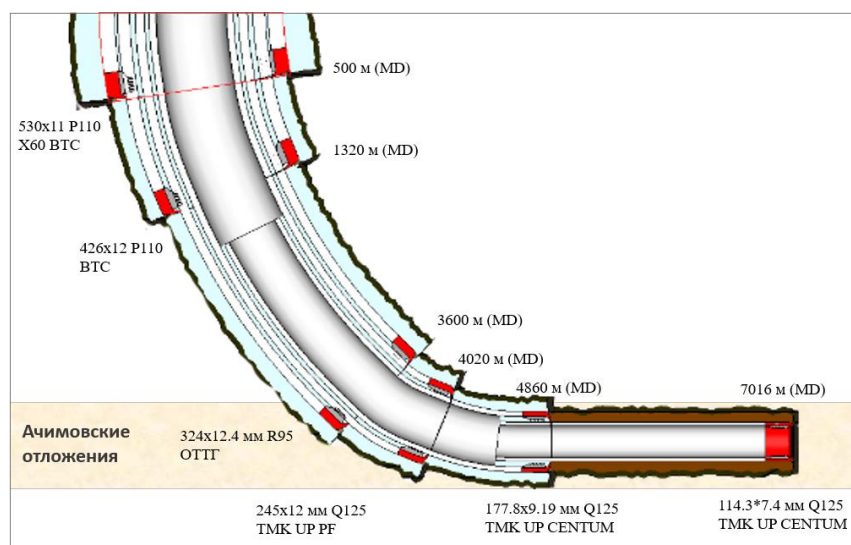


Рисунок 6.18. Схема компоновки скважин Ямбургского месторождения

Конструкция скважины предполагает применение только высокопрочных, хладостойких и высокотехнологичных труб ТМК, что позволяет решить задачи, связанные с прохождением наклонно-направленных и горизонтальных

участков скважины путем вращения колонн 177,8 и 114,3 мм с резьбовым соединением ТМК UP CENTUM. Это соединение позволяет без потери герметичности выдерживать нагрузки, соответствующие 100% предела текучести тела высокопрочной трубы. В дальнейшем, с увеличением протяженности горизонтального участка будущих скважин, на месторождении планируется применение соединений с повышенной стойкостью к крутящим моментам.

Глубина залегания продуктивных пластов в Тимано-Печорской нефтегазонасной провинции на территории Ненецкого АО и Республики Коми, где ведет добычу компания ЛУКОЙЛ-Коми, составляет 2400–2800 м. Глубина скважины по стволу при этом около 2900 м. Для строительства скважин используют обсадные трубы следующих диаметров: 426–324–45–178 (эксплуатационная колонна) – 127 мм (хвостовик – фильтр). Ствол скважин имеет S-образную форму с длиной горизонта более 800 м. При наличии в добываемой продукции сероводорода в концентрациях до 26% и высоких давлениях необходимо применение высокопрочных сероводородостойких труб с минимальным пределом текучести 758 МПа из хромоникельмолибденовых сплавов на железоникелевой основе. Результатом разработки и освоение производства соответствующей продукции заводами Группы ТМК для данных условий эксплуатации произведено и поставлено более 20 тыс. тонн обсадных и насосно-компрессорных труб, в том числе более 1 тыс. тонн труб из сплава ТМК-С. Это решение нашло широкое применение для строительства скважин на месторождениях, для которых характерен добываемый флюид, содержащий сероводород и углекислый газ в высоких концентрациях. К таким проектам относятся: Астраханское газоконденсатное месторождение, расположенное в юго-западной прибортовой зоне Прикаспийской впадины 60 км севернее Астрахани и Прохоровское месторождение, Прохоровское месторождение является одним из самых молодых активов ЛУКОЙЛа, оно открыто в 2018 г и расположено в подзоне крайне северной тайги в бассейне реки Печора, запасы которого оцениваются приблизительно в 7 млн тонн. Наиболее глубокая по стволу (6175 м)

скважина. При первоначальных оценках запасов в 3 млн тонн нефти, последняя оценка дает до 14 млн тонн.

Возможность добычи нефти и газа на таких месторождениях была обеспечена применением уникальной для отечественной практики трубной продукция - трубы из сплава ТМК-С с резьбовым соединением ТМК UP PF. Всего в период с 2017 по 2022 год для реализации данных проектов было поставлено более 3,5 тыс. тонн продукции ОСТГ из сплава ТМК-С.

Кроме высокого содержания сероводорода и углекислого газа на Астраханском газоконденсатном месторождении в зоне промежуточной колонны находятся соли, что создает аномально-высокие пластовые давления на промежуточные колонны. Для обеспечения стойкости к сминающим нагрузкам в интервале залегания текучих пород установлена секция толстостенной обсадной колонны 251 мм в коррозионно-стойком (против сульфидного растрескивания под напряжением) исполнении.

Конструктивные особенности скважин Прохоровского месторождения состоят в использовании наклонно-направленного бурения с большим отходом от вертикали, глубина по стволу до 7000 м, отход от вертикали до 4000 м. Для строительства скважин на данном месторождении применяются технологии спуска с вращением и бурения на обсадной колонне.

НК «Роснефть» ведет работы по освоению месторождений Ванкорского кластера — Ванкорского, Сузунского, Тагульского и Лодочного месторождений, расположенных на севере Восточной Сибири в Туруханском районе и Таймырском Долгано-Ненецком муниципальном районе Красноярского края силами оператора - дочернего общества ООО «РН-Ванкор».

Ванкорский проект стал одним из самых масштабных в России. Добыча на месторождении начата в 2009 г. Его начальные извлекаемые запасы по состоянию на 01.01.2017 г. оценивали в 479,1 млн тонн нефти и конденсата, 173,7 млрд куб. м газа. Расчетный период эксплуатации месторождения — 35 лет. Глубина залегания пластов составляет 2500–2900 м, а глубина скважины по

стволу 4000–4797 м. Для строительства типовых скважин использованы разработанные и освоенные предприятиями Группы ТМК высокопрочные обсадные трубы диаметром 324 -245 -178 (эксплуатационная колонна) – 114,3 мм (хвостовик-фильтр). Траектория скважины S – образная с горизонтальным окончанием более 1400 м. Отход от вертикали около 1000 м. Всего на месторождении пробурено более 400 эксплуатационных скважин, из которых три четверти — горизонтальные. Для снижения рисков недохода цементировочных пробок на месторождении применяются трубы с резьбовым смазочным покрытием GreenWell, представляющим многокомпонентный композиционный материал с полимерной матрицей и рядом функциональных антифрикционных и антикоррозионных добавок. ПАО «ТМК» для реализации данного проекта было поставлено более 38,6 тыс. тонн высокотехнологичных обсадных и насосно-компрессорных труб, из них 9,5 тыс. тонн из нержавеющей стали мартенситного класса семейства 13 Cr.

Расширенное освоение шельфовых месторождений становится одним из основных факторов роста российской добычи на среднесрочную перспективу. Примером значительных успехов по освоению Российского шельфа стали проекты на Сахалине, Каспийском, Балтийском и Баренцевом морях. Крупнейший отечественный центр шельфовой нефтедобычи сохраняет за собой прибрежная морская зона Дальнего Востока, на долю которой приходится 62% от общего объема производства нефтяного сырья на шельфе России; еще 25% относятся к акватории Каспийского моря.

Компания Газпром нефть силами дочернего общества ООО «Газпром нефть шельф» ведет добычу на единственном действующем в России по добыче углеводородов на шельфе Арктики на Приразломном месторождении. Месторождение было открыто еще в 1989 г., но технологические возможности разработки появились только в начале XXI века. Основным объектом обустройства месторождения является морская ледостойкая нефтедобывающая платформа «Приразломная». Добыча начата в 2013 г., а по итогам 2020 г. были пробурены 23 скважины из 32 планируемых, что позволит производить до 5,5

млн тонн нефти в год. Приразломное нефтяное месторождение находится на шельфе Печорского моря, в 60 км от берега. Глубина моря в районе месторождения составляет 19–20 м. Извлекаемые запасы нефти Приразломного месторождения составляют 46,4 млн тонн. Глубина залегания пластов составляет 2200–2800 м, а по стволу скважины 5500–8500 м. Скважины построены с использованием обсадных труб диаметром 473–340–244,5 (эксплуатационная колонна) – 168 мм (эксплуатационный хвостовик). Траектория: J – образная. Длина горизонтальной секции более 1000 м. ПАО «ТМК» для реализации проекта было поставлено более 12 тыс. тонн обсадных и насосно-компрессорных труб.

Каспийские месторождения имеют ряд отличительных особенностей и малые глубины, предопределившие необходимость применения новых решений. Характерным примером является проект по разработке месторождения имени Ю. Корчагина, реализация которого потребовала бурения горизонтальных скважин длиной до 8 километров (рис. 6.19).

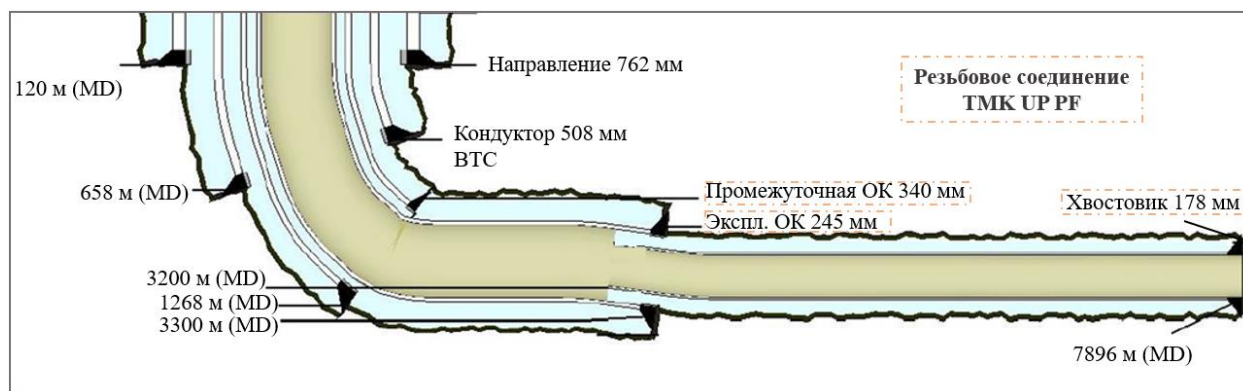


Рисунок 6.19 Схема скважины на месторождении им. Ю. Корчагина

Спуск обсадных колонн в такие скважины осуществляют по технологии спуска с вращением и бурения на обсадной колонне. В виду того, что интервал спуска обсадных колонн достаточно протяженный, премиальные резьбовые соединения должны выдерживать высокий крутящий момент, вплоть до 40% от сопротивления тела трубы, возникающий вследствие вращения колонны, а также обеспечивать газогерметичность соединения во всем диапазоне эксплу-

атационных нагрузок. Возможность применения нового поколения OCTG подтверждена положительными результатами полномасштабных натуральных испытаний резьбовых соединений труб в соответствии с международными стандартами API RP 5C5 или ISO 13679. С целью возможности поставки премиальной трубной продукции на шельфовые месторождения была проведена квалификация премиальных резьбовых соединения серии ТМК UP по уровню API RP 5C5 CAL IV (ISO 13679 CAL IV). После проведения успешных испытаний на проекты были поставлены обсадные трубы диаметром 339,7–244,5 и 177.8 мм с резьбовыми соединениями ТМК UP PF, как в коррозионностойком, так и в обычном исполнении.

Освоение трудно извлекаемых запасов с применением новых технологий становится все более актуальным ввиду непрерывного роста доли такого вида запасов в общей структуре сырьевой базы, что диктует необходимость применения инновационных технологий для извлечения нефти. Согласно оценке зарубежных и отечественных экспертов, потенциал извлекаемых запасов нефти в баженовской свите на территории РФ составляет не менее 30–40 млрд тонн. Отложения баженовской свиты являются аналогом нефтеносных сланцев, однако их отличительной особенностью является незавершенность процессов преобразования органического вещества в нефть. Одним из способов разработки свиты является технология термогазового и термохимического воздействия. Данная технология предусматривает закачку воздуха и воды (в том числе их чередование) или водовоздушной смеси и предполагает формирование в дренируемой части залежи тепловой оторочки с температурой в пласте до 650 °С. В настоящее время данную технологию реализует компания «РИТЭК» на Средне-Назымском месторождении. Анонсированы планы компании Газпром нефть по созданию технологий добычи на Пальяновском месторождении.

При эксплуатации в таких условиях на обсадную колонну и резьбовые соединения действуют высокие сжимающие нагрузки из-за высоких температур при внутрипластовом горении. Технологическим вызовом для трубной продукции для реализации этой технологии являлось обеспечение герметичности резьбового соединения при воздействии высоких температур. Для реализации проекта РИТЭКом использованы обсадные трубы 168,3 мм и 114,3 ТМК UP PF ET, способные выдерживать высокие сжимающие нагрузки до 80% относительно прочности тела трубы.

Разработка месторождений с высоковязкими нефтями с вязкостью 30 мПа с и выше требует специальных технологий. Запасы такой нефти значительно превышают запасы легкой и маловязкой нефти: по оценкам специалистов, они составляют не менее 1 трлн. тонн. Одним из методов разработки таких месторождений является применение технологии парогравитационного дренажа, реализуемые на Ярегском нефтяном месторождении «ЛУКОЙЛ-Коми» и Ашальчинском месторождении компании «Татнефть» (рис. 6.20).

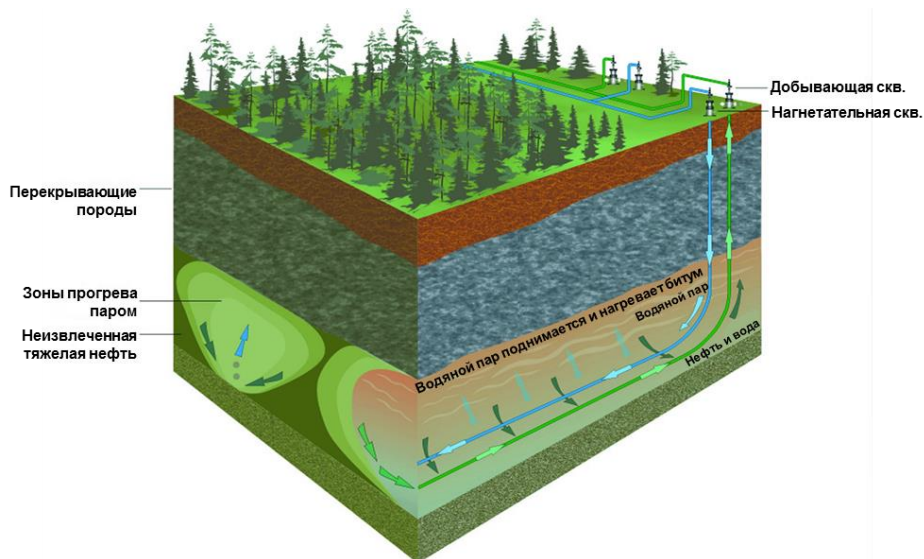


Рисунок 6.20 Схема добычи высоковязкой нефти с помощью технологии парогравитационного дренажа

Для этого используют скважины глубиной от 200 до 1000 метров, через которые в пласт закачивается перегретый пар с температурой до 350 °С для снижения вязкости нефти и ее извлечения на поверхность. Технологическим

вызовом для реализации этой технологии являлось обеспечение герметичности резьбового соединения при воздействии высоких температур. Для реализации проекта использованы высокопрочные обсадные трубы диаметром 244,5 мм и 177,8 мм с резьбовым соединением ТМК UP PF.

Таким образом, комплекс разработок позволил компании ТМК стать основным поставщиком высокотехнологичных труб для освоения новых месторождений и реализации новых высокоэффективных технологий добычи нефти и газа, включая новые провинции, а также зону континентального шельфа. При этом успешно решены задачи импортозамещения. Это обеспечило радикальное снижение объемов импорта, а также были существенно увеличены объемы экспорта (табл. 6.21). Одновременно доля ТМК на внутреннем рынке труб с резьбовыми соединениями Премиального класса была увеличена до **80%**. Доля ТМК на мировом рынке таких труб поддерживается на стабильном уровне **>10%** (табл. 6.22) при том, что ТМК является крупнейшим глобальным производителем стальных труб с долей около 2,5–2,7% от общего производства в мире. Внедрение комплексных разработок позволило занять в последние годы устойчивое положение экспортера высококачественных нарезных труб для нефтегазового сектора на рынки стран СНГ, Северной Америки, Ближнего Востока и др. (рис. 6.21).

Таблица 6.21

Доля ТМК на рынках бесшовных ОСТГ класса премиум, %

Рынок	Годы										
	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
Внутренний*	64	56	62	78	80	79	65	68	81	94	93
Глобальный**	2,9	3,4	3	3	4,5	4,1	5,4	5,6	8	6	6

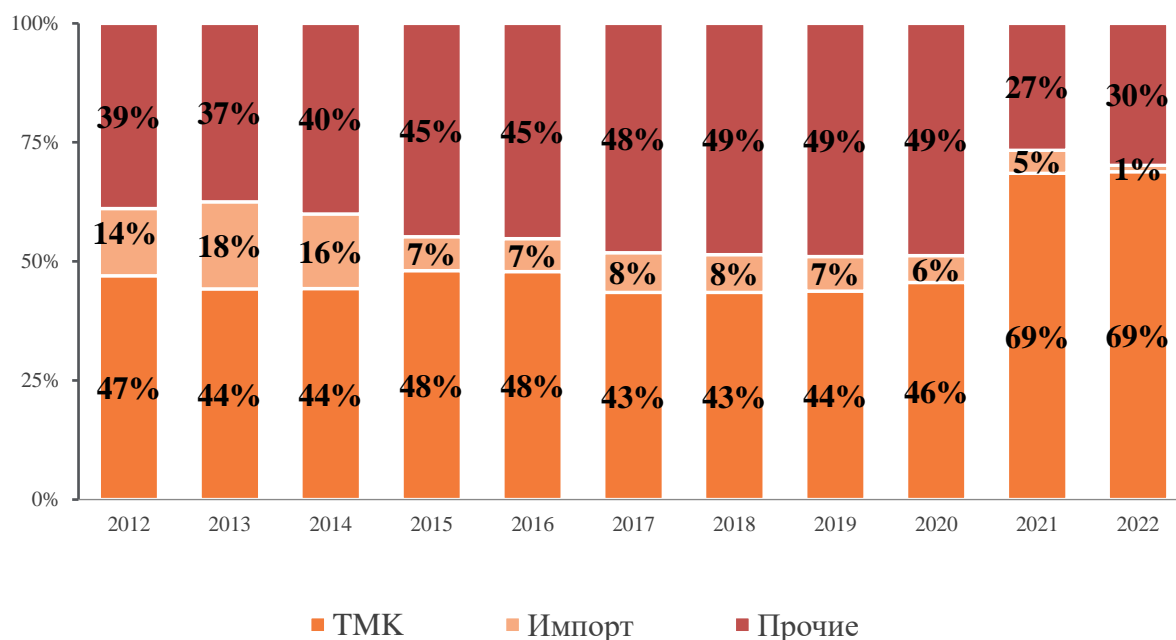
* указана доля российских заводов ТМК на рынке РФ сварных и б/ш труб класса премиум

**указана доля российских заводов ТМК на глобальном рынке сварных и б/ш труб класса премиум согласно Rystad Energy

Таблица 6.22

Экспорт труб OCTG ТМК из РФ, по регионам мира, тонн

Годы	2012	2013	2014	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022
Ближний Восток и Северная Африка (MENA)	76878	27114	11700	24264	25989	20165	23695	29524	14670	31618	77899
Страны NAFTA	27620	42128	93666	29191	66462	92732	103098	69078	29531	78219	
Африка к Югу от Сахары	683	1683	904	2153			1033	364		1125	
Страны ЕС-28	4243	1551	658	1176	1286			394	190	306	213
Лат. Америка	2045	3365				2585	1932	1596	232	10802	2332
Остальная Европа	134		543	2344	1509	4798	3524	4772	2820	8747	6510
СНГ	90115	87689	96706	35363	48906	46905	120953	97744	61476	165569	145370
Юго-Восточная Азия	4998	9004	18051	6503	2373	6068	4711	10718	2345	3900	15120
Итого	206715	172534	222228	100994	146525	173252	258947	214191	111264	300286	247443



Примечание – с 2021 года ТМК вкл. активы гр. ЧТПЗ.

Рисунок 6.21 Изменение структуры внутреннего рынка OCTG (Сварные и Бесшовные) в РФ

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведения работы созданы теоретически обоснованные научные представления к подходам выбора состава сталей и сплавов, и технологии их обработки для получения требуемого комплекса служебных свойств (соответствующей группы прочности) труб для различных областей применения.

1. Установлено, что применение хромомолибденовых сталей с регулируемым соотношением процентного содержания сильных карбидообразующих элементов и молибдена, позволяет реализовать в производстве насосно-компрессорных и обсадных труб, содержащих менее 0,30% углерода, уровни прочности от L80 до C110 за счет проведения высокого отпуска преимущественно мартенситной структуры. При этом использование высококачественной мелкозернистой стали с низким содержанием примесей, минимальным уровнем загрязнений и повышенным содержанием молибдена обеспечивает получение материала стойкого к хрупкому разрушению и сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН), что наиболее ярко проявляется при повышенных температурах отпуска способствующих понижению плотности дефектов кристаллического строения.
2. Показано, что в хромомолибденовых сталях, легированных одновременно ванадием и ниобием при рекомендуемых режимах термической обработки основное дисперсионное упрочнение происходит за счет выделения карбидов ванадия, в то время как карбиды ниобия обуславливают получение мелкозернистой структуры за счет их выделения по границам зерен.
3. Выявлено влияние никелевого и хромового эквивалентов на механизмы кристаллизации сплавов мартенситного класса с 12 – 14% хрома, температуры критических точек и области существования различных фаз

(δ -феррит, γ -аустенит, α -феррит). Показано, что повышение концентрации ферритообразующих элементов свыше значений хромового эквивалента ~ 16 масс. % и более приводит к переходу стали в мартенсито-ферритный класс, что обуславливает появление в структуре более 10% δ -феррита, наличие которого ухудшает комплекс механических свойств.

4. Обнаружено, что в сталях мартенситного класса с 13% хрома, легированных никелем, длительные выдержки при отпуске приводят к выделению интерметаллидных и карбидных фаз и, тем самым, изменяют состав матрицы и обуславливают образование аустенита ниже температуры эвтектоидного превращения (A_{c1}), определяемой стандартными методами.
5. Доказано, что коррозионная стойкость сталей типа «супер-хром» в кислой среде существенно превышает стойкость сталей типа 13Cr. Так глубинный показатель коррозии в средах с $pH = 3$ для этих сталей в 4 -6 раз меньше, чем для сталей типа 13Cr.
6. Показано, что согласно проведенной количественной оценке основными факторами упрочнения аустенитных сталей типа X18H10T являются размер зерна и концентрация углерода, азота или титана в твёрдом растворе, которые могут обеспечивать до 45 % предела текучести $\sigma_{0,2}$ стали. Стабильность аустенита, определяемая величиной никелевого эквивалента в исследуемых сталях (от 22 до 26 %), определяет интенсивность изменения предела прочности с повышением температуры, которая зависит от интенсивности образования мартенсита деформации в процессе испытаний. Уменьшение предела прочности сталей при повышении температуры испытаний по сравнению с испытанием при температуре 20 °C находится в обратной зависимости от их никелевого эквивалента.
7. Установлено, что для высоколегированных аустенитных сталей отношение $Ni/(Cr+Mo)$ определяет склонность к выделению σ -фазы при

старении. Повышение этого отношения от 0,94 до 1,08 значительно увеличивает устойчивость аустенита против выделения интерметаллида, в то время как холодная пластическая деформация существенно интенсифицирует выделение σ -фазы при отжиге, а увеличение степени деформации способствует смене морфологии выделений. Разработан аустенитный сплав ТМК-С и технология его производства, позволяющая производить высокопрочные коррозионно-стойкие трубы класса прочности 110 Ksi с повышенными служебными характеристиками.

8. Для псевдо α -сплавов титана разработана TREX- технология, включающая горячее прессования передельных труб и последующую многопроходную холодную прокатку с промежуточным и окончательным отжигами, которая обеспечивает формирование комплекса механических свойств в холоднокатаных трубах, удовлетворяющего требованиям российских ТУ (сплавы ПТ-1М, ПТ-7М) и зарубежных стандартов (сплав Ti-3Al-2,5V).

Выполненные исследования структуры и свойств различных сталей и сплавов, применение которых целесообразно в трубной промышленности, позволили создать материалы и импорто-опережающие технологии производства труб различных типоразмеров и свойств для нефтяной, газовой и атомной промышленности, продукция которого соответствует Российским и мировым стандартам. Получаемая продукция по критериям качества, комплексу физико-механических и служебных свойств не уступает, а чаще превосходит зарубежные аналоги. Экономический эффект от внедрения бесшовных труб, изготовленных по разработанным технологиям производства превышает 94 млрд. руб,

Перспективы дальнейшей разработки проблемы исследований предусматривают создание новых материалов, исходя из разработанных материаловедческих основ и технологий, для производства труб в других

условиях эксплуатации и поиск новых областей применения трубной продукции из разработанных сталей и сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. О стратегии научно-технологического развития Российской Федерации. Указ Президента РФ №642 от 01.12.2016 [электронный ресурс] / URL: www.kremlin.ru (дата обращения: 15.12.2023).
2. Энергетическая стратегия Российской Федерации до 2035 года [электронный ресурс] / URL: minenergo.gov.ru (дата обращения: 15.12.2023).
3. Морские вести России. 2021. №19 <http://www.morvesti.ru/analitika/1691/90216/>.
4. Открытия 2016 года: Новые месторождения в России и мире/ Нефть и жизнь. 2017 №1. С.44-45. / <https://lib.rucont.ru/efd/606142> (дата обращения: 16.01.2024)
5. Отчет ОПЕК. Что с добычей нефти в РФ и какие прогнозы. [электронный ресурс] / bcs.express.ru (дата обращения: 13.12.2023).
6. Отчет RPI: «Российский рынок бурения нефтяных скважин: текущее состояние и прогноз до 2030 года» [электронный ресурс] / URL: rogtecmagazine.com (дата обращения: 15.12.2023).
7. Белая книга ядерной энергетики. Замкнутый ЯТЦ с быстрыми реакторами / под общ. ред. Проф. Е.О.Адамова. М.: Изд-во. АО «НИКИЭТ, 2020. 496 с.
8. Структурные особенности жаропрочных 12 %-ных хромистых сталей с быстрым спадом активности / А.Г. Иолтуховский, М.В. Леонтьева-Смирнова, В.М. Чернов и др. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2004. Вып. 2(63). С. 142-155.
9. Klueh R.L. Ferritic martensitic steels for next-generation reactors / R.L. Klueh, A.T. Nelson // Journal of Nuclear Materials. 2007. № 371. P. 37-52.
10. Abe F. Creep-resistant steels / Abe F., Kern T., Viswanathan R. Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, 2008. 679 p.

11. Recent progress of R&D activities on reduced activation ferritic/martensitic steels / Q. Huang, Baluc N, Dai Y et al. // Journal of Nuclear Materials. 2013. № 442. P. S2-S8.
12. Klueh R.L. High-chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications / Klueh R.L., Harries D.R. ASTM Stock Number MONO3, 2001. 221 p.
13. Тарасиков В.П. Влияние нейтронного облучения на физико-механические свойства сталей и сплавов отечественных ядерных реакторов / В. П. Тарасиков, В. А. Соловьев, Г. А. Биржевой и др. // Изд.: Физматлит, 2020. 620 с.
14. Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса. 2021. №12. 86 с. /URL: <https://lib.rucont.ru/efd/725798> (дата обращения: 16.01.2024)
15. Филиппов А.Г. Применение высокотехнологичных бесшовных нарезных труб для решения текущих и перспективных задач добычи газа в ПАО "Газпром" / А.Г.Филиппов, Б.А.Ерехинский, П.В. Крылов, К.А.Попов // Территория НЕФТЕГАЗ. 2018. № 11. С.51-57
16. СТО Газпром 2-4.1-158-2007 «Технические требования к обсадным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ООО «ИРЦ Газпром», 2007. 21 с.
17. СТО Газпром 2-4.1-228-2008 «Технические требования к насосно-компрессорным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ООО «ИРЦ Газпром», 2008. 13 с.
18. ГОСТ 632-80. Трубы обсадные и муфты к ним. – М.: Стандартинформ, 2010. 42 с.
19. ГОСТ 633-80 Трубы насосно-компрессорные и муфты к ним. – М.: Стандартинформ, 2010. 31 с.
20. Стандарт API 5CT- Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия. 2011 г.

21. Product Specification Level –PSL. Oil & Gas Drilling Glossary [электронный ресурс] / URL: IADClexicon.org (дата обращения: 15.12.2023).
22. ГОСТ Р 53366-2009 (ИСО 11960:2004) Трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин в нефтяной и газовой промышленности. – М.:Стандартинформ, 2010. 202 с.
23. AISI 4130 A low alloy Chromium Molybdenum (CrMo) steel [электронный ресурс]/ sverdrupsteel.com›products/low-alloys/aisi-4130
24. Di Schino. A. Metallurgical desing and development of C125 Grade for mild sour service application / A. Di Schino, G. Porcu, M. Longobardo, G. Turconi // Corrosion NACExpо. 2006. № 06125-1. P.14.
25. Asahi H. Metallurgical factors controlling SSC resistance of high strength low alloy steels / Asahi H., Sogo Y., Ueno M., Higashiyama H. // Corrosion. 1989. Vol. 45. P. 519.
26. Asahi H. Effect of austenite grain size on SSC resistance of low alloy martensitic steels / Asahi H., Ueno M. // ISIJ Intern. 1992. Vol. 32 (9). P. 1021–1026.
27. Grobner P.J. Development of higher strength H₂S resistant steels for oil field application / Grobner P.J., Sponseller D.L., Cias W.W. // Mater. Perfor. 1975. Vol. 14, № 6. P. 33–43.
28. Comparison of sour environmental severity by DCB: Proc. / Kobayashi K., Kondo K. // Eurocorr'2015 (Graz, Austria. Sept. 6–10, 2015). 2015. P. 115–123.
29. Mendibide C., Composition optimization of high-strength steels for sulfide stress cracking resistance improvement / Mendibide C., Sourmail T. // Corrosion Sci. 2009. Vol. 51. P. 2878–2884.
30. Grobner P.J. The effect of processing variables on mechanical properties and sulfide stress cracking resistance of SAE 4135 steel modified with 0.75% Mo and 0.035 Nb / Grobner P.J., Sponseller D.L., Diesburg D.E. // Trans. ASME J. of Engineering for Industry. 1976. Vol. 98 (2). P. 708–716.

31. Asahi H. Hydrogen trapping behavior in vanadium added steel / Asahi H., Hirakami D., Yamasaki S. // *ISIJ Intern.* 2003. Vol. 43 (4). P. 527–533.
32. Heidersbach R. *Metallurgy and corrosion control in oil and gas production.* Wiley, 2018. 354 p.
33. Ашихмина И.Н. Изучение закономерностей структурообразования при термической обработке высокопрочных труб повышенной эксплуатационной надежности из Cr-Mo-V сталей. Автореферат диссертации на соискание уч. степени к.т.н. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2008, 19 с.
34. Рыжков М.А. Особенности фазовых и структурных превращений в рационально легированных сталях для производства высокопрочных труб, стойких к воздействию сред, содержащих сероводород. Автореферат диссертации на соискание уч. степени к.т.н. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2009. 21 с.
35. Влияние легирования на параметры микроструктуры хромомолибденовых высокоотпущенных сталей для производства обсадных труб: отчет о НИР. / Екатеринбург. УрФУ. 2017 – 50 с.
36. Гольдштейн М.И., Попов В.В. Растворимость фаз внедрения при термической обработке стали. М.; Metallurgia, 1989. 200 с.
37. Ашихмина И.Н. Оптимизация режима термической обработки сталей типа 20X1MФА на основе кинетики фазовых превращений / Ашихмина И.Н., Степанов А.И., Беликов С.В., Корниенко О.Ю., Попов А.А., Рыжков М.А. // *Сталь.* № 5, 2008.
38. Тихонцева Н.Т. Разработка химических составов и режимов термической обработки высокопрочных труб в сероводородостойком исполнении. Автореферат диссертации на соискание уч. степени к.т.н. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2007, 24 с.
39. NACE Standart TMO177-2005 Standard Test Method. Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments. Houston: TX:NACE, 2005, 37 p.

40. Critical Sour Drilling. An Industry Recommended Practice (IRP) for the Canadian Oil and Gas Industry [электронный ресурс]. IRP Vol. 1, 2008. 151 p. URL: www.enform.ca/publications/IRP/critical_sour_drilling.aspx (дата обращения: 23.10.2023).
41. Critical Sour Underbalanced Drilling. Industry Recommended Practice (IRP) [электронный ресурс]. IRP Vol. 6, 2004. 244 p. URL: www.enform.ca/publications/IRP/critical_sour_underbalanced.aspx (дата обращения: 23.10.2023).
42. Усков Д.П. Повышение эксплуатационных свойств высокопрочных комплекснолегированных сталей для обсадных труб в хладостойком и коррозионностойком исполнении. Автореферат диссертации на соискание уч. степени к.т.н. Челябинск, 2023. 24 с.
43. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч II. Деформация. М.: Издательство МИСИС. 1997. 527 с.
44. Кичкина А.А. Влияние структурной анизотропии ферритно-бейнитной трубной стали на механические свойства при испытаниях на растяжение и ударный изгиб / А.А. Кичкина, М.Ю. Матросов, Л.И. Эфрон и др. // *Металлург*. 2010. № 12. С. 33-39.
45. Штремель М.А. Разрушение. В 2 кн. Кн.2 Разрушение структур. М.: Изд. Дом МИСИС. 2015. 976 с.
46. Пышминцев И.Ю. Влияние кристаллографической текстуры бейнита на разрушение листов трубных сталей, полученных контролируемой термомеханической обработкой / И.Ю. Пышминцев, А.О. Струин, Г. М. Гервасьев, М.Л. Лобанов и др. // *Металлург*. 2016. № 4. С. 57 – 63.
47. Pyshmintsev I. Crystallographic Texture as a Factor Enabling Ductile Fracture Arrest in High Strength Pipeline Steel / I. Pyshmintsev, A. Gervasyev, R. N. Petrov, V. C. Olalla, L. Kestens // *Materials Science Forum*. 2012. V. 702–703. P. 770–773.
48. Лобанов М.Л. Исследование специальных разориентаций в речном мартенсите низкоуглеродистой стали методом ориентационной

- микроскопии / М.Л. Лобанов, Г.М. Русаков, А.А. Редикульцев и др. // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117. № 3. С. 266–271.
49. Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А., Владимиров С.А., Эгиз И.В. Теория образования текстур в металлах и сплавах. М.: Издательство «Наука». 1979. 329 с.
50. Hölscher M. Relationship between Rolling Textures and Shear Textures in F.C.C. and B.C.C. Metals / Hölscher M., Raabe D., Lücke K. // Acta metall. mater. 1994. V. 42. №. 3. P. 879–886.
51. Ricker R.E., Duquette D.J. The role of Environment on time depend crack growth: Technical Report, Troy, NY: Rensselayer Polytechnic Institute, 1981. 19 p.
52. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Д.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСиС, 2005.432 с.
53. Одесский П.Д., Ведяков И.И. Сталь в строительных металлических конструкциях. М.; Металлургиздат, 2018.906 с.
54. Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г, Основы термической обработки стали. М. : Наука и технологии, 2002. 519 с.
55. Jonathan Bellarby. Well completion design / Jonathan Bellarby // Developments in petroleum science. – Amsterdam, 2009. 466 с.
56. V&M 13% Cr & Super 13% Cr steel grades for Sweet CO2 corrosion service V&M [электронный ресурс] / URL: http://www.vallourec.com/OCTG/EN/E-Library/gradesbrochures/Lists/Publications/13CR_4v_1210.pdf. (дата обращения 10.09.2023).
57. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали М.: МИСИС, 199. 408 с.
58. Zeng Dezhi. Impact of microstructure on the performance of a high-strength super 13Cr material / Zeng Dezhi, Wang Chunsheng, Shi Taihe // NATURAL GAS INDUSTRY. 2015. 35(02). P. 70-75.

59. Dent P.N. Evaluation of the seabed temperature corrosion and sulphide stress cracking (SSC) resistance of weldable martensitic 13% chromium stainless steel (WMSS). – University of Birmingham. 2014.
60. ГОСТ 31446-2017 (ISO 11960:2014) «Трубы стальные обсадные и насосно-компрессорные для нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия». – М.: Стандартинформ, 2017. 256 с.
61. ГОСТ ISO 13680-2016 «Трубы бесшовные обсадные, насосно-компрессорные и трубные заготовки для муфт из коррозионно-стойких высоколегированных сталей и сплавов для нефтяной и газовой промышленности. Технические условия». – М.: Стандартинформ, 2017. 65 с.
62. Пумпянский Д.А. Основы металловедения и технологии производства труб из коррозионно-стойких сталей/ Д.А.Пумпянский, И.Ю.Пышминцев, А.В.Выдрин, В.И.Кузнецов, А.В.Красиков //М.:Металлургиздат. 2023.- 682 с.
63. Сайт компании Thermo-Calc Software [электронный ресурс] / URL: <https://www.thermocalc.com/> (дата обращения 15.10.2022).
64. Потак Я.М. Высокопрочные стали. – М.: Металлургия, 1972. 208 с.
65. Фазовые превращения и свойства электротехнических сталей / Миронов Л.В., Дубров Н.Ф., Гольдштейн М.И. и др.; – Свердловск: Металлургиздат. 1962. 36 с.
66. D. Carrouge. Heat-affected zone microstructures in supermartensitic stainless steels PhD thesis / D. Carrouge – University of Cambridge, UK. 2002.
67. Siska Prifiharni. The Hardness and Microstructure of The Modified 13Cr Steam Turbine Blade Steel in Tempered Conditions / Siska Prifiharni, Hadi Perdana, Toni B. Romijarso // International Journal of Engineering and Technology (IJET). 2016. Vol 8. № 6. P. 2672–2675.
68. Xin Liu. The Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Cr15 Super Martensitic Stainless Steel / Xin Liu, Kunyu Zhao,

- Yongheng Zhou // *Advanced Materials Research*. 2012. Vol. 393–395. P. 440–443.
69. Bojack A. In Situ Thermo-magnetic Investigation of the Austenitic Phase During Tempering of a 13Cr6Ni2Mo Supermartensitic Stainless Steel / A. Bojack, L. Zhao, P.F. Morris J. Sietsma // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 720. P. 451-459.
70. Лаев К.А. Влияние легирования и термической обработки на структуру и свойства коррозионностойких высокохромистых сталей мартенситного и супермартенситного классов для изготовления труб нефтегазового сортамента: дис. на соискание уч.степени к.т.н. 05.16.01 / Константин Анатольевич Лаев; ГОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет, 2016 – 142 с.
71. Банникова, А.С. Выделение интерметаллидных фаз в коррозионностойких сталях и сплавах системы Fe-Cr-Ni-Mo: дис. канд. техн. наук 05.16.01 / Анна Сергеевна Банникова; ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет - УПИ имени первого президента России Б.Н. Ельцина», 2009 – 130 с.
72. JIANG Wen. Effect of heat Treatment on Reversed Austenite in Cr15 Super Martensitic Stainless Steel / JIANG Wen // *Journal of iron and steel research, International*. 2013. Vol. 20(5). P. 61–65. URL: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60099-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60099-0) (дата обращения: 17.10.2023).
73. Патент RU2798642C1 Бесшовная высокопрочная труба из стали мартенситного класса для обсадных колонн и способ ее производства / Пумпянский Д.А., Чикалов С.Г., Четвериков С.Г. и др. Опубл.23.06.23 Бюл. №18.
74. Патент RU 2787205C2 Бесшовная высокопрочная труба из стали мартенситного класса для обсадных колонн и способ ее производства / Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Чикалов С.Г. Опуб. 15.08.2022 Бюл. № 23.

75. Сайт компании ПАО «ТМК» [электронный ресурс] / URL: <https://www.tmk-group.ru/> (дата обращения 15.10.2023).
76. Kimura M. High Cr Stainless Steel OCTG with High Strength and Superior Corrosion Resistance / Kimura M., Tamari T., Shimamoto K. // JFE GIHO. 2005. No. 9. P. 7- 21.
77. Evaluation of the seabed temperature corrosion and sulphide stress cracking (SSC) resistance of weldable martensitic 13% chromium stainless steel (WMSS) [электронный ресурс]. – University of Birmingham, 2014. URL: <https://etheses.bham.ac.uk/id/eprint/6871/2/Dent16MPhil.pdf> (дата обращения 10.12.2021).
78. Ishiguro Y., Suzuki T., Eguchi K., Nakahashi T., Sato H. Martensite-based stainless steel OCTG of 15Cr-based and 17Cr based material for sweet and mild sour condition. – European Corrosion Congress. 2014. 10 p.
79. Jiang W. The Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Cr15 Super Martensitic Stainless Steel / Jiang W., Zhao K., Liu X., Zhou Y. H., Ye D., Su J., Yong Q. // Advanced Materials Research. 2012. No. 393-395. P. 440-443.
URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.393-395.440> (дата обращения: 14.10.2022)
80. Пумпянский Д.А. Особенности микроструктуры, фазового состава и возможности упрочнения нержавеющей сталей с 13 – 17 % Cr/Д. А. Пумпянский, И. Ю. Пышминцев, С. М. Битюков, М. А. Гервасьев, А. А. Гусев // Изв.вузов Черн.мет. (2022) Том 65, № 9 . С. 644-653
81. Tsai W.-J. Corrosion fatigue behaviour of a 15Cr-6Ni precipitation-hardening stainless steel in different tempers / Tsai W.-J., Lin C.-K. // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 2008. No 23. P. 489-497. URL: <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00313.x> (дата обращения: 14.10.2022).
82. Mariani F.E. Heat Treatment of Precipitation-Hardening Stainless Steels Alloyed With Niobium / Mariani F.E., Takeya G.S., Casteletti L.C., Lombardi

- A.N. Totten G.E. // *Materials Performance and Characterization*. 2016. No. 1. P. 38-46. URL: <https://doi.org/10.1520/MPC20150039> (дата обращения: 14.10.2022).
83. Wang Z. Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel / Wang Z., Li H., Shen Q., Liu W., Zhanyong W. // *Acta Materialia*. 2018. No. 156. P. 158-171. URL: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.06.031> (дата обращения: 14.10.2022).
84. Prabowo H. Preliminary Assessment of 22Cr and 15Cr Materials Selection for CO₂ Enhanced Oil Recovery Program / Prabowo H., Pratesa Y., Munir B., Ulum R., Wahyuadi J. // *MATEC Web of Conferences*. 2019. 4 p. URL: <https://doi.org/10.1051/matecconf/201926903014> (дата обращения: 14.10.2022).
85. Алексеев В.И. Механизм влияния молибдена и меди на антикоррозионные свойства стали / Алексеев В.И., Юсупов В.С., Лазаренко Г.Ю. // *Перспективные материалы*. 2009. № 6. С. 21-29.
86. Chenna Krishna S. Microstructure and Properties of 15Cr-5Ni-1Mo-1W Martensitic Stainless Steel / Chenna Krishna S., Pant B., Jha A., George K.M., Gangwar N.K. // *Steel Research International*. 2015. No. 86-1. P. 51-58. URL: <https://doi.org/10.1002/srin.201400035> (дата обращения: 14.10.2022).
87. Kumar A.V. Development and Characterization of 15Cr-5Ni-1W Martensitic Precipitation Hardening Stainless Steel for Aerospace Applications / Kumar A.V., Gupta R.K., Narahari P., Amruth M., Ramkumar P., Narahari P. // *Materials Science Forum*. 2015. No. 830-831. P. 15-18. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.830-831.15> (дата обращения: 14.10.2022).
88. Медь в черных металлах: [Сб. ст.] / И. Ле Мэй, М.-Д. Шетка; пер. с англ. И.Д. Марчуковой, А.Н. Штейнберга. М.: Metallurgy, 1988. 311 с.
89. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Metallurgy, 1982. 184 с.

90. Тарасенко Л.В. Влияние двойного старения на механические и коррозионные свойства мартенситно-стареющей стали 06X14H6Д2МБТ / Тарасенко Л.В., Унчикова М. В. // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение. 2014. № 4. С. 123-130.
91. Тарасенко Л.В. Термическая обработка коррозионностойкой стали для изготовления силоизмерительных упругих элементов / Тарасенко Л.В., Унчикова М.В. // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение. 2007. № 2. С. 82-88.
92. ASM HANDBOOK Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. – ASM International. 1990. 1063 p. URL: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610> (дата обращения: 14.10.2022).
93. ASM Specialty Handbook: Stainless Steels, Ed. By J.R. Davis. – ASM International. 1994. 576 p.
94. DIN EN 10088:1-2014 Stainless steels - Part 1: List of stainless steels. – Brussels: European committee for standardization. 2014. 50 p.
95. Gooch T. Welding martensitic stainless steels / Gooch T. // Welding Institute Research Bulletin. 1977. No 18. P. 343-349.
96. Hu X. Effects of δ -ferrite on the microstructure and mechanical properties in a tungsten-alloyed 10%Cr ultra-supercritical steel / Hu X., Luo X., Xiao N., Li D. // Acta Metallurgica Sinica. 2009. № 5. P. 553-558.
97. Корнеев А. Е. Влияние δ -феррита на свойства мартенситных сталей / Корнеев А. Е., Громов А. Ф., Киселев А. М. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 55. С. 445-450.
98. Крылов П. В. Разработка марок стали для труб повышенной и высокой прочности, стойких к углекислотной коррозии, в хладостойком исполнении / П. В. Крылов, А. Г. Ширяев, С. Г. Чикалов, И. Ю.

- Пышминцев, С. Г. Четвериков, С. А. Ракин // Территория Нефтегаз. 2017. № 12. С. 48-53.
99. Влияние нейтронного облучения на физико-механические свойства сталей и сплавов отечественных ядерных реакторов. / В. П. Тарасиков, В. А. Соловьев, Г. А. Биржевой и др. – Изд.: Физматлит, 2020, 620 с.
100. Структурные особенности жаропрочных 12 %-ных хромистых сталей с быстрым спадом активности / М.В. Леонтьева-Смирнова [и др.] // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2004. Вып. 2(63). С. 142-155.
101. Klueh R.L. Ferritic/martensitic steels for next-generation reactors / R.L. Klueh, A.T. Nelson // Journal of Nuclear Materials. 2007. № 371. P. 37-52.
102. Abe F., Kern T., Viswanathan R. Creep-resistant steels. – Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, 2008. 679 p.
103. Recent progress of R&D activities on reduced activation ferritic/martensitic steels / Q. Huang [et al.] // Journal of Nuclear Materials. 2013. № 442. P. S2-S8.
104. Klueh R.L., Harries D.R. High-chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications. – ASTM Stock Number MONO3, 2001. 221 p.
105. Бескоровайный Н.М. Конструкционные материалы ядерных реакторов / Н.М. Бескоровайный, Б.А. Калинин, П.А. Платонов, И.И. Чернов. – М.: Энергоатомиздат. 1995. – 704 с.
106. Иолтуховский, А.Г. Выбор режима термообработки 12 %-ной хромистой стали ЭП-823 применительно к условиям работы чехла ТВС реактора БН-600 / А.Г. Иолтуховский, К.А. Ланская, Ю.С. Беломытцев и др. // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Атомное материаловедение. 1985. № 2 (19). С. 65-70.
107. Поролло, С.И. Проблемы радиационной стойкости конструкционных материалов реакторов с теплоносителем свинец-висмут / С.И. Поролло, А.Г. Беспалов, Ю.В. Конобеев и др. // Сборник докладов конференции

«Тяжелые жидкометаллические теплоносители в ядерных технологиях».
– Обнинск: ГНЦ РФ ФЭИ, 1999. Т. 2. С. 686-691.

108. Огородов, А.Н. Формоизменение чехлов ТВС из ферритно-мартенситных сталей реактора БН-600 / А.Н. Огородов, Е.А. Козманов, Л.М. Забудько // Сборник докладов V межотраслевой конференции по реакторному материаловедению. – Димитровград: ГНЦ РФ НИИАР, 1998. Т. 2. С. 136-145.
109. Голованов, В.Н. Главные результаты исследований конструкционных материалов с использованием реактора БОР-60 и перспективы развития работ / В.Н. Голованов, В.К. Шамардин, В.И. Прохоров и др. // Сборник докладов семинара «30 лет эксплуатации реактора БОР-60». – Димитровград: ГНЦ РФ НИИАР, 2000. С. 85-111.
110. Моляров А. В. Термическая обработка, структура и жаропрочность ферритно-мартенситных сталей с 12% хрома: дис. канд. тех. наук. / Моляров А. В. – М.: МИСиС, 2017. 183 с.
111. Конструкционные материалы ядерной техники. Физическое материаловедение: Учебник для вузов в 7 т. т. 6. / Калинин Б. А., Платонов П. А., Чернов И. И. – М.: МИФИ, 2008. 672 с.
112. Космацкий Я. И. Исследование сопротивления пластической деформации стали марок ЭП450-Ш и ЭП823-Ш в горячем и холодном состоянии / Я. И. Космацкий, Н. В. Фокин, Б. В. Баричко [и др.] // *Металлург*. 2021. №7. С. 29-34.
113. Конструирование прессового инструмента: монография / Я.И. Космацкий, Б.В. Баричко, Н.В. Фокин, А.М. Зубков. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2016. – 211 с.
114. ТУ 420-2021. Трубы бесшовные холоднодеформированные из стали марки ЭП823-Ш (16X12МВСФБР-Ш). Технические условия. – 2021. 15 с.
115. ТУ 422-2021. Трубы бесшовные холоднодеформированные шестигранного сечения из стали марки ЭП450-Ш (12X12М1БФР-Ш). Технические условия. – 2021. 16 с.

116. ТУ 423-2021. Трубы бесшовные холоднодеформированные шестигранного сечения из стали марки ЭП823-Ш (16Х12МВСФБР-Ш). Технические условия. – 2021. 17 с.
117. Патент РФ RU 2276695 С1. Нержавеющая сталь для производства труб и способ производства труб из нержавеющей стали/ Пумпянский Д.А., Марченко Л.Г., Столяров В.И., Шлямнев А.П., Свистунова Т.В., Ляльков А.Г., Лубе И.И.//, Опубл. 20.05.2006. Бюл.№14.
118. M.F. McGuiree Stainless Steels for Design Engineers. – ASM International, 2008. 298 p.
119. Norstrom L-A. The influence of nitrogen and grain size on yield strength in type AISI 316L austenitic stainless steel / Norstrom L-A. // Met.Sci. №11(6). P. 208-212.
120. Materials Designe – The Key to Modern Products. / D. De Cooman, G. Speer, I. Pyshmintsev, N. Yoshinaga, – GRIPS media GmbH, 2007. 492 p.
121. Гольдштейн М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. – М.: Металлургия, 1986. 312 с.
122. Hirayama T. Influence of Chemical Composition on Martensitic Transformation in Fe–Cr–Ni Stainless Steel. / Hirayama T, Ogirima M. // J. Jap. Inst. Met. Mater. 1970. Vol. 34(5). P. 507–510. URL: doi:10.2320/jinstmet1952.34.5_507 (дата обращения: 14.05.2023).
123. Баранникова С.А. Деформационное поведение аустенитной нержавеющей стали в интервале температур $143\text{ K} < T < 420\text{ K}$ / Баранникова С.А., Никонова А.М., Колосов С.В. // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2021. № 1. С. 22–30.
124. Raghuram Karthik Desu. Mechanical properties of Austenitic Stainless Steel 304L and 316L at elevated temperatures / Raghuram Karthik Desu, Hansoge Nitin Krishnamurthy, Aditya Balu, Amit Kumar Gupta, Swadesh Kumar Singh // Journal of Materials Research and Technology. 2016. V. 5, Is. 1. P. 13-20.

125. Деформационное старение в сталях / В. М. Фарбер, О. В. Селиванова, В. А. Хотинков, О. Н. Полухина. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2018. 72 с.
126. Muller A. The Portevin–Le Chatelier Effect in a Metastable Austenitic Stainless Steel / A. Muller, C. Segel, M. Linderov, A. Vinogradov, A. Weidner, H. Biermann // Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. V.47 (1). P.59-74. URL: DOI: 10.1007/s11661-015-2953-x.
127. Tehovnik F. Influence of molybdenum on the hot-tensile properties of austenitic stainless steels / F. Tehovnik, D. S. Petrovic, F. Vode, J. Burja // Materials and technology. 2012. Vol. 46 (6), P. 649–655.
128. Пумпянский Д.А. Особенности деформационного упрочнения стали 09Г2С при повышенных температурах / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Мальцева, В.М. Хаткевич, А.М. Арсенкин // Металлы. 2021. № 5. С. 102–108.
129. Особенности формирования прочностных характеристик труб из массовых марок нержавеющей стали аустенитного класса при комнатной и повышенных температурах / Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Хаткевич В.М., Мальцева А.Н., Жучков Д.В. // Металлы. 2023. № 2. С. 48-58.
130. Патент РФ № RU 2788284C1 Способ производства бесшовных горячедеформированных коррозионностойких труб из стали аустенитного класса / Пумпянский Д.А., Чикалов С.Г., Четвериков С.Г., Трутнев Н.В. и др. // Оpubл. 17.01.2023 Бюл. № 2
131. Datasheet for Metals SM2535-110 [электронный ресурс] // URL: www.steel-grades.com (дата обращения: 14.08.2022).
132. Sandvik Sanicro 28 – высоконикелевый аустенитный сплав с высоким содержанием углерода [электронный ресурс] // URL: www.hotstel.by (дата обращения: 14.08.2022).

133. Datasheet for Metals DMV825 [электронный ресурс] // URL: <https://www.mannesmann-stainless-tubes.com/> (дата обращения: 14.08.2022).
134. Коррозионностойкие жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы: Справочник / Шлямнев А.П., Свистунова Т.В. и др. – М.: «ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ». 2000. 232 с.
135. Попов А.А. Влияние отношения концентраций Ni к (Cr + Mo) на выделение σ -фазы и формирование комплекса механических свойств Cr-Ni-Mo аустенитных коррозионностойких сталей / Попов А.А., Беликов С.В., Пышминцев И.Ю. // Вестник Уральского государственного технического университета – УПИ. 2004. №15. С.251-253.
136. Попов А.А. Выделение сигма-фазы в высоколегированных аустенитных хромоникельмолибденовых сплавах / Попов А.А., Банникова А.С., Беликов С.В. // Физика металлов и металловедение. 2009. Т. 108. № 6. С. 619-625.
137. Патент на изобретение RU 2254394 С1 20.06.2005. Высокопрочная аустенитная нержавеющая сталь и способ окончательной упрочняющей обработки изделий из нее / Бодров Ю.В., Брижан А.И., Лефлер М.Н., Марченко Л.Г., Попов А.А., Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Рекин С.А., Чернухин В.И., Чернышев Ю.Д. // Заявка № 2004107828/02 от 16.03.2004.
138. Халдеев Г.В. Структурная коррозия металлов./ Пермь. Изд.Пермского гос.ун-та, 1994. – 473 с.
139. Пышминцев И.Ю. Освоение технологии производства труб из высоколегированного сплава "ТМК-С" / Пышминцев И.Ю., Космацкий Я.И., Веселов И.Н., Баричко Б.В., Беломестнов А.К. //Черные металлы. 2017. № 3. С. 30-35.
140. Смирнов В.Г. Освоение производства высококачественных трубных заготовок (TREX) из сплавов титана для аэрокосмических систем / В.Г. Смирнов, Б.Г.Крохин, В.С. Калинин // Титан. 2003.№1 (12). С.36-39.

141. Илларионов А.Г. Экспериментальное определение температурных параметров для оценки возможности изготовления горячепрессованных труб из сплава Ti-3Al-2,5V / Илларионов А.Г., Космацкий Я.И., Филяева Е.А., Водолазский Ф.В., Баранникова Н.А. // *Металлург*. 2016. № 9. С. 83-87.
142. Космацкий Я.И. Исследование деформационной способности титанового сплава Ti-3Al-2,5V и оценка технологической возможности изготовления из него горячепрессованных труб / Космацкий Я.И., Фокин Н.В., Филяева Е.А., Баричко Б.В. // *Титан*. 2016. № 2. С.18-22.
143. Пышминцев И.Ю. Структура и свойства металла горячепрессованной трубы из сплава Ti-3Al-2,5V / Пышминцев И.Ю., Космацкий Я.И., Филяева Е.А., Илларионов А.Г., Водолазский Ф.В., Баранникова Н.А. // *Металлург*. 2018. № 4. С. 70-75.
144. Космацкий Я.И. Исследование деформационной способности трубной заготовки из титанового сплава марки ПТ-7М / Космацкий Я.И., Фокин Н.В., Филяева Е.А., Баричко Б.В. // *Титан*. 2017. № 4 (58). С. 34-39
145. Vodolazskiy F.V. Cross-sectional structure and properties of shell-billet of PT-7M titanium alloy after expanding / Vodolazskiy F.V., Illarionova S.M., Barannikova N.A., Kosmatskiy Ya.I. // В сборнике: *Materials Today: Proceedings*. Сер. "International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment 2020, ICMTMTE 2020" 2021. С. 1799-1803.
146. Vodolazskiy, F.V. Structure and properties of hot-extruded tube of titanium alloy PT7M / Vodolazskiy, F.V., Gornostaeva, E.A., Illarionov, A.G. // *Materials Today: Proceedings*. 2019. V.19, P. 2200-2204.

147. Космацкий Я.И. Определение технологической возможности изготовления нового вида бесшовных труб ТгЕх из титанового сплава Ti-3Al-2.5v/ Я.И.Космацкий, Е.А.Филяева, Н.В.Фокин, К.Ю.Яковлева // Качество в обработке материалов. 2016. № 2 (6). С. 15-22.
148. Космацкий Я.И. Исследование деформационной способности трубной заготовки из титанового сплава марки ПТ-1М / Космацкий Я.И., Фокин Н.В., Филяева Е.А., Баричко Б.В. // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. 2017. Т. 17. № 4. С. 83-91
149. Космацкий Я.И. Использование комплекса Gleeble 3800 при разработке технологии горячего прессования и высадки концов труб / Космацкий Я.И., Баричко Б.В., Фокин Н.В., Николенко В.Д. // Metallurg. 2021. № 4. С. 36-41.
150. Патент на изобретение RU 2661125 С1, 11.07.2018. Способ изготовления бесшовных холоднодеформированных труб из титанового сплава типа Ti-3Al-2,5V. / Пышминцев И.Ю., Космацкий Я.И., Филяева Е.А., Баричко Б.В., Фокин Н.В., Яковлева К.Ю., Трутнев Н.В., Ананян В.В., Восходов В.Б., Гагаринов В.А., Засельский Е.М., Борщевский А.В // Заявка № 2017116114 от 10.05.2017.
151. Водолазский Ф.В. Сравнение структуры и свойств трубы из титанового сплава Ti - 3 % Al - 2,5 % V с результатами цифровизации процесса ее прессования / Водолазский Ф.В., Илларионов А.Г., Логинов Ю.Н., Космацкий Я.И., Постыляков А.Ю. // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. 2022. № 8 (806). С. 41-46.
152. Vodolazskiy F.V. Structure, texture and mechanical properties through the section of the hot-extruded tube of titanium alloy PT-1M / Vodolazskiy F.V., Barannikova N.A., Illarionov A.G. // Materials Science Forum. 2020. 989 MSF, P. 139-144
153. Illarionov A.G. Determining temperatures and forces necessary to produce hot-pressed tubes out of titanium alloy PT-1M / Illarionov A.G., Vodolazskiy

- F.V., Kosmatskiy Y.I., Gornostaeva E.A. // *Tsvetnye Metally*. 2021 (2), P. 77-83
154. ASTM B338-14 Standard Specification For Seamless And Welded Titanium And Titanium Alloy Tubes For Condensers And Heat Exchangers. – ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014 9 p. DOI: 10.1520/B0338-14
155. ТУ 1-5-132-78. Заготовки трубные из титановых сплавов. – 1978. 19 с.
156. Полуфабрикаты из титановых сплавов. / Александров В. К., Аношкин Н. Ф., Белов А. Ф. и др. – М.: ОНТИ ВИЛС, 1996. 584 с.
157. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. / Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. – М.: ВИЛС. 2009. 520 с.
158. Illarionov A.G. Influence of phase composition on thermal expansion of Ti-0.4Al, Ti-2.2Al-2.5Zr and Ti-3Al-2.5V alloys / Illarionov A.G., Vodolazskiy F.V., Varannikova N.A., Kosmatskiy Y.I., Khudorozhkova Y.V. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 857. 158049.
159. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. / Аношкин Н.Ф., Борисова Е.А., Бочвар Г.А. и др. – М.: Металлургия. 1980. 464 с.
160. Цвиккер У. Титан и его сплавы. – М.: Мир. 1979. 512 с.
161. Методы контроля и исследования легких сплавов. Справочник. Вассерман А.М., Данилкин В.А., Коробов О.С. и др. – М.: Металлургия. 1985. 510 с.
162. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Справочник. / Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. – М.: Металлургия. 1983. 352 с.
163. Солонина С.П., Глазунов С.Г. Жаропрочные титановые сплавы. М.: Металлургия. 1976. 448 с.
164. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов / Никольский Л.А., Фиглин С.З., Бойцов В.В., Калпин Ю.Г., Бахарев А.В. – М.: Машиностроение. 1975, 285 с.
165. Технология процессов прессования: учебное пособие. / Космацкий Я.И., Баричко Б.В., Панова К.Ю. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2011. 70 с.

166. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов.* / Колачев Б.А., Елагин В.А., Ливанов В.И. – М.: МИСиС. 2005. 432 с.
167. *Конструкционные титановые сплавы.* / Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. – М.: *Металлургия.* 1974. 368 с.
168. *Metastable Phases in the Ti-V System: Part I. Neutron Diffraction Study and Assessment of Structural Properties* / G. Aurelio, A. Fernandez Guillermet, G.J. Cuello, J. Campo // *Metallurgical And Materials Transactions A.* 2002. Volume 33A. P. 1307-1317.
169. *Studies on rolled and annealed textures in commercially pure Ti* / Gokyu J., Suzuki H., Seki F. // *J. Inst. Metals. Metallurg. Abstr.* 1954/55. Vol.22. P.195-196.
170. Foney C.E., Meredith *Ti-3Al-2,5V Seamless tubing engineering guide.* – Kennewick Wash. USA. Sandvick Special Metals Corp. 1990.
171. *Физические основы пластической деформации.* / Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. – М.: *Металлургия.* 1982. 584 с.
172. Бабарэко А.А. *Текстуры металлов и сплавов.* / Бабарэко А.А. // В сборнике *Итоги науки и техники. Серия – Metallovedenie i termicheskaya obrabotka.* М. ВИНТИ. 1980. Т.13. С. 79-148.
173. ТУ-14-3-821-79 *Трубы бесшовные горячедеформированные из сплавов на основе титана.* 1979. 10 с.
174. *Металловедение титана и его сплавов.* / Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г. и др. – М.: *Металлургия,* 1992. 351 с.
175. Liao Q. *Effects of deformation rate on microstructure and tensile properties of cold rolled Ti-3Al-2,5V alloy tube* / Liao Q., Deng C., Qu H., Yang Y., Nan L., Yang J. // *Ti 2011 – Proceedings of the 12th World conference on titanium.* Science Press Beijing. 2012. V.1. P.278-281.
176. Орлов Г.А. *Учет деформационного разогрева при холодной прокатке труб* / Орлов Г.А., Орлов А.Г. // *Известия вузов. Черная металлургия.* 2014. Т.57. №9, С.11-14.

177. Орлов Г.А. Инженерная оценка обрабатываемости металлов давлением / Орлов Г.А. // Известия вузов. Черная металлургия. 2013. Т.56. №3, С.64-66.
178. Сплав ПТ-7М [электронный ресурс] // URL: https://fedexpert.ru/catalog/khimiya/meat/splavy_metallov/titan_i_ego_splavy/rossiyskie_splavy_titana/titanovye_splavy_pt/13693/ (дата обращения 15.12.2023).
179. Характеристика материала ПТ-7М [электронный ресурс] // URL: http://www.splav-kharkov.com/mat_start.php?name_id=1295 (дата обращения 15.12.2023).
180. Titanium Alloy Guide. 2000. //www.RMITitanium.com - vdocuments.mx
181. Логинов Ю.Н., Деформации при холодной прокатке трубы из титанового сплава/ Ю.Н.Логинов, А.Ю.Постыляков, Ф.В .Водолазский., Я.И. Космацкий // Титан. 2023. № 1 (77). С.
182. Yang Q. Effect of ‘Q’ Ratio on Texture Evolution of Ti-3Al-2.5V Alloy Tube during Rolling / Yang Q, Hui S, Ye W, Xu Z, Dai C, Lin Y. // Materials. 2022. Vol.15, P.817. URL: <https://doi.org/10.3390/ma15030817>.
183. Gokyu J. Studies on rolled and annealed textures in commercially pure Ti / Gokyu J., Suzuki H., Seki F. // J.Inst. Metals. Metallurg. Abstr. 1954/55. Vol.22. P. 195-196.
184. Производство бесшовных труб из непрерывнолитой заготовки. / Чикалов С.Г. – Волгоград: Комитет по печати и информации. 1999. 416 с.
185. Фадеев М.М. Освоение производства горячекатанных труб из непрерывнолитой заготовки углеродистой стали/ М.М. Фадеев, С.Г. Чикалов, А.П. Коликов. и др. // Труды третьего конгресса прокатчиков – Липецк. 2000. С. 402-405.
186. Фадеев М.М. Разработка и освоение технологии производства шарикоподшипниковых труб из непрерывнолитой заготовки / М.М. Фадеев, С.Г. Чикалов, В.Ю. Кузнецов и др. // Труды третьего конгресса прокатчиков – Липецк. 2000. С. 405-407.

187. Марченко К.Л. Освоение производства бесшовных труб из непрерывнолитой заготовки на ТПА 159-426 / К.Л. Марченко, В.Ю. Кузнецов, М.М. Фадеев и др. // Сталь. 2003. № 8. С. 53-54.
188. Фролочкин В.В. Освоение прокатки непрерывнолитой заготовки на ТПА 50-200 / В.В. Фролочкин, М.М. Фадеев, В. Ю. Кузнецов и др. // Сталь. 2002. № 7. С. 56-58.
189. Ширяев А.Г. Технологии производства стальных бесшовных труб для добычи трудноизвлекаемых углеводородов / А.Г. Ширяев, С.Г. Четвериков, С.Г. Чикалов и др. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 11. С. 866–875.
190. Трутнев Н. В. Освоение производства бесшовных труб из нержавеющей стали мартенситного класса марки типа 13Cr на ТПА 159–426 АО ВТЗ. / Трутнев Н. В., Красиков А.В., Ульянов А.Г., Лубе И.И., Космацкий Я.И., Корсаков А.А. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. №12. 2018. С.68-71.
191. Трутнев Н.В. Освоение технологии прокатки труб из нержавеющей стали. / Трутнев Н.В., Выдрин А.В., Буняшин М.В., Красиков А.В., Черных И.Н., Звонарев Д.Ю., Ульянов А.Г. // Сталь. №2. 2021. С.35-38.
192. Крылов П.В. Разработка и освоение промышленного производства обсадных труб из стали 13Cr с резьбовыми соединениями класса для морских месторождений ПАО "Газпром" / Крылов П.В., Филиппов А.Г., Ширяев А.Г., Чикалов С.Г., Пышминцев И.Ю., Четвериков С.Г., Рекин С.А. // Газовая промышленность. 2017. № 12 (761). С. 34-38.

ПРИЛОЖЕНИЕ

«УТВЕРЖДАЮ»
Генеральный директор
публичного акционерного общества
«Трубная Металлургическая Компания»



С.Г. Чикалов

2024 г.

АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы Пумпянского Д.А. «Научные основы разработки сталей, сплавов и высокоэффективных технологий для производства нефтегазовых и специальных труб нового поколения» на предприятиях Группы ТМК

Результатом выполненных исследований стали составы сталей и технологии их обработки для производства широкого круга бесшовных труб наружным диаметром до 339,7 мм и муфт к ним наружным диаметром до 365,1 мм, на Волжском трубном заводе, Синарском трубном заводе, Северском трубном заводе, Таганрогском металлургическом заводе, Первоуральском новотрубном заводе, Челябинском трубопрокатном заводе. Составы разработанных сталей, режимы их прокатки и термической обработки внесены в технологические инструкции. Внедрение разработок позволило обеспечить массовое производство новой высокотехнологичной продукции согласно разработанным, согласованным потребителями и утвержденным техническим условиям на обсадные и насосно-компрессорные трубы: ТУ 14-ЗР-82-2022 «Трубы стальные бесшовные обсадные с муфтами обычные и хладостойкие для месторождений ПАО «Газпром»»; ТУ 14-ЗР-83-2018 «Трубы стальные бесшовные обсадные и муфты к ним сероводородостойкие для месторождений ПАО «Газпром» (PH₂S ≤ 1,5 МПа)» ТУ 14-ЗР-114-2011 с изм. №№ 1–3 «Трубы обсадные бесшовные и муфты к ним из сталей мартенситного класса типа 13Cr и типа супер 13Cr с газогерметичными резьбовыми соединениями ТМК UP FMC

и ТМК UP GF для месторождений ПАО "ГАЗПРОМ". Опытная партия»; ТУ 14-3P-129-2022 «Трубы стальные бесшовные обсадные и муфты к ним из сталей мартенситного класса типа 13CR с газогерметичными резьбовыми соединениями для месторождений ПАО "Газпром"»; ТУ 14-3P-130-2015 с изм. №№ 1–3 «Трубы стальные бесшовные насосно-компрессорные и муфты к ним из сталей мартенситного класса типа 13Cr с газогерметичными резьбовыми соединениями ТМК UP FMT И ТМК UP PF для месторождений ПАО «Газпром»»; ТУ 14-3P-138-2014 с изм. № 1 «Трубы стальные бесшовные насосно-компрессорные и муфты к ним группы прочности C90SS в сероводородостойком исполнении для месторождений ПАО «Газпром»»; ТУ 14-3P-139-2014 с изм. №№ 1–2 «Трубы бесшовные насосно-компрессорные и муфты к ним из коррозионно-стойкого сплава с газогерметичным резьбовым соединением "ТМК UP PF" для месторождений ПАО «Газпром»»; ТУ 14-3P-140-2014 с изм. № 1 «Трубы стальные бесшовные обсадные и муфты к ним группы прочности T95SS в сероводородостойком исполнении для месторождений ПАО "Газпром"»; ТУ 14-3P-172-2020 Трубы стальные бесшовные насосно-компрессорные и муфты к ним хладостойкие и коррозионностойкие хладостойкие для месторождений ООО "ИНК"; ТУ 14-3P-174-2021 Трубы стальные бесшовные обсадные для месторождений ПАО «НК «Роснефть». Результаты исследования использованы при разработке ГОСТ 31446-2017 и изм. к нему «Трубы стальные обсадные и насосно-компрессорные для нефтяной и газовой промышленности».

Экономический эффект рассчитан как валовая прибыль от реализации следующих видов продукции, изготовленных из разработанных легированных марок стали: трубы обсадные и насосно-компрессорные высоких групп прочности (Л, ее аналоги с пределом текучести не менее 655 МПа), трубы в хладостойком исполнении, трубы в сероводородостойком исполнении (с заданным пороговым напряжением, определяемым при испытании на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию), трубы из сталей с 13 % хрома групп прочности от L80 (предел текучести не менее 552 МПа) до Q125 (предел

текучности не менее 862 МПа) стойкие к углекислотной коррозии, трубы из сплава ТМК-С, предназначенные для добычи углеводородов в условиях высоких температур среды на забое при высоком содержании и парциальных давлениях сероводорода и углекислого газа.

Суммарные объемы вышеуказанной продукции, отгруженной в период 2018-2023 гг. приведены ниже в таблице:

Вид труб, исполнение	Отгрузка, тонн	
	Всего	на экспорт
Высокопрочные	4 207 394	697 661
Хладостойкое	164 783	4
Сероводородостойкое	150 618	11 385
Из сталей типа 13Cr	51 722	1 204
ТМК-С	3 507	-

Выручка от реализации вышеуказанной продукции составила 494,92 млрд руб., в том числе от поставок на экспорт 64,898 млрд руб. Экономический эффект, рассчитанный как валовая прибыль от реализации продукции, составляет 94 821 600 тыс. руб.

Заместитель генерального директора
по технологии и качеству ПАО «ТМК»

Засельский Е.М.

Заместитель генерального директора
по экономике и финансам ПАО «ТМК»

Петросян Т.И.