

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Пермский национальный исследовательский политехнический университет»

На правах рукописи

Подузов Денис Павлович

ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ
НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СИСТЕМОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ
ДЛЯ УТЯЖЕЛЕННЫХ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ

05.16.09 – Материаловедение (металлургия)

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Симонов Юрий Николаевич

Пермь – 2019

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ	13
1.1. Бурильные трубы, условия работы, традиционно применяемые материалы, технологии, уровень свойств, анализ преимуществ и недостатков традиционно применяемых материалов.....	13
1.2. Принципы легирования для повышения устойчивости низкоуглеродистого переохлажденного аустенита.....	17
1.2.1. Влияние содержания углерода на структуру и механические свойства сталей.....	21
1.2.2. Оценка содержания углерода в перспективных конструкционных сталях по технологическим свойствам	28
1.2.3. Разработка общих подходов к созданию прогрессивной системы легирования	29
1.3. Применение закалки из межкритического интервала температур как способ повышения характеристик надежности конструкционных сталей.....	36
1.4. Постановка цели и задач исследования.....	38
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	41
2.1. Материалы. Изготовление и обработка	41
2.2. Методика оценки химического состава исследуемых сталей.....	44
2.3. Методика отбора и изготовления образцов.....	45
2.4. Методика термической обработки	45
2.5. Методика дюрOMETрических и микродюрOMETрических исследований	46
2.6. Методика оценки макроструктуры	47
2.7. Методика оценки прочности и пластичности.....	47
2.8. Методика оценки ударной вязкости	47
2.9. Методика металлографических исследований	48
2.10. Методика фрактографических исследований	48
2.11. Методика дилатометрических исследований	49

ГЛАВА 3. ПРЕВРАЩЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СИСТЕМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ БЕЗНИКЕЛЕВЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	51
3.1. Исследование структуры и характеристик механических свойств пробных составов сталей в исходном состоянии	52
3.2. Исследование влияния температуры нагрева под закалку на размер зерна аустенита и механические свойства пробных марок сталей	55
3.3. Оценка устойчивости переохлажденного аустенита пробных составов сталей. Исследование влияния скорости охлаждения на превращения, получаемую структуру и характеристики механических свойств пробных марок сталей.....	60
3.3.1. Исследование влияния скорости охлаждения на превращения в пробных марках сталей	60
3.3.2. Исследование влияния скорости охлаждения на получаемую структуру и характеристики механических свойств пробных марок сталей.....	68
3.4. Исследование влияния температуры отпуска на структуру и характеристики механических свойств пробных марок сталей	76
3.5. Выводы по главе 3	83
ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ 12Х3Г2МФС ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)	85
4.1. Анализ превращений в стали 12Х3Г2МФС после охлаждения из МКИТ по данным дилатометрических исследований	86
4.2. Исследование микроструктуры, полученной при охлаждении стали 12Х3Г2МФС из МКИТ	96
4.3. Построение термокинетических диаграмм превращения стали 12Х3Г2МФС после полной аустенитизации и нагрева в МКИТ	108
4.4. Исследование влияния режимов термической обработки из МКИТ на уровень механических свойств стали 12Х3Г2МФС.....	111
4.5. Исследование влияния режимов термической обработки на размер зерна стали 12Х3Г2МФС.....	113
4.6. Выводы по главе 4.....	115

ГЛАВА 5. ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛЕЙ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ ПОКОВОК БУРИЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ МАРКИ СТАЛИ 12Х3Г2МФС С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СРЕДСТВ ПРОГРАММНОГО ПРОДУКТА ANSYS.....	118
5. 1. Разработка алгоритмов численной реализации математических моделей технологического процесса термической обработки.....	119
5.2. Построение унифицированных кривых охлаждения для технологического процесса термической обработки поковок диаметрами 50-400мм.....	124
5.3. Верификация полученных моделей	128
5.4. Выводы по Главе 5	129
ГЛАВА 6. ВНЕДРЕНИЕ В СЕРИЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ БЕЗНИКЕЛЕВОЙ СИСТЕМНО-ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ МАРКИ 12Х3Г2МФС	130
6.1. Технологический процесс производства бурильных труб	130
6.2. Апробация разработанной технологии и изготовление опытно- промышленной партии бурильных труб из марки стали 12Х3Г2МФС	137
6.3. Проведение периодических испытаний заготовок бурильных труб	146
6.4. Экономическое обоснование мероприятий.....	147
6.5. Выводы по главе 6.....	149
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	151
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	153
Приложение 1	169
Приложение 2	171
Приложение 3	173

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Требования к современным машинам и механизмам, предполагают необходимость достижения такого комплекса эксплуатационных характеристик, который классические улучшаемые марки сталей не в состоянии обеспечить, либо реализация данного комплекса технически ограничена. Сочетание ряда ключевых характеристик, таких как высокая прочность, надежность, технологичность, коэффициент использования металла и трудоемкость является сложно реализуемой задачей. При этом известно, что высокая прочность необходима для снижения металлоемкости деталей и конструкций, высокая надежность исключает вероятность внезапного хрупкого разрушения, а технологичность, в т.ч. трудоемкость, производительность, коэффициент использования материала, определяет окончательную стоимость изделия.

Известно, что основные свойства конструкционных сталей, такие, как конструкционная прочность и надежность определяются химическим составом и микроструктурой. Например, для традиционных конструкционных среднеуглеродистых сталей, существует проблема низкой устойчивости переохлажденного аустенита. Для достижения требуемой структуры (чаще мартенсита или бейнита или бейнитно-мартенситной смеси) такие стали подвергают закалке в жидкие среды, даже при небольших сечениях. Для получения сбалансированного комплекса прочностных и пластических характеристик, а также ударной вязкости на закаленной стали проводят высокий отпуск. Применение закалочных сред также оказывает влияние на качество продукции. Высокий уровень остаточных напряжений, возникающий при охлаждении в жидких средах, может спровоцировать образование закалочных трещин и повышенное коробление. Кроме того, применение жидких сред при закалке оказывает существенное влияние на экологию и пожарную безопасность производственного объекта. Наибольшему воздействию при закалке в жидкие среды подвергаются изделия сложной конфигурации.

Одним из наиболее тяжело нагруженных и габаритных изделий нефтегазового машиностроения являются бурильные трубы. Бурильные трубы предназначены для создания осевой нагрузки на породоразрушающий инструмент при строительстве канала скважин. Длина труб достигает 18 м, вес 2000 кг и более. Традиционно в качестве материала для изготовления бурильных труб и переводников используются среднеуглеродистые низко- и среднелегированные стали перлитного и бейнитного классов: 40ХГМА, 40ХН2МА, 40Х2Н2МА, 38ХН3МФА (российский производитель); 42CrMo4V, 34CrNiMo (европейский производитель), AISI4145, AISI4340 (США). Указанные стали имеют ряд особенностей, обуславливающих технологию и себестоимость производства. Основные недостатки сталей данного класса: ограниченная технологичность, низкая прокаливаемость, длительный цикл производства, высокие удельные производственные энергозатраты, низкая экологичность производственного процесса. Так, например, формирование эксплуатационных свойств данного типа сталей происходит при выполнении закалки с температур выше точки A_{c3} и последующем охлаждении в жидких средах - водо-воздушной смеси или при комплексном охлаждении через воду в масло с заданной скоростью охлаждения.

Принципиальное повышение показателей технологичности и надежности бурильных труб возможно обеспечить при разработке и внедрении низкоуглеродистых сталей, обладающих повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита в сравнении с классическими среднеуглеродистыми сталями. Повышенная устойчивость переохлажденного аустенита позволяет проводить закалку стали непосредственно с кузнечного нагрева, без применения жидких закалочных сред, а низкое содержание углерода позволяет формировать в стали требуемую структуру пакетного мартенсита или бейнита, обеспечивающую высокий комплекс прочностных и пластических характеристик, ударной вязкости и надежности.

Высокие требования по обеспечению надежности (ресурс штанг составляет от 5 млн. циклов, ресурс замковых резьб для бурильных труб 400 циклов «свинчивание-развинчивание») Усложнение условий эксплуатации изделий,

связанное с современными тенденциями конструирования скважин и климатическими особенностями регионов добычи (усложнение конструкции скважин и увеличение их глубины, освоение арктических и шельфовых месторождений), ставят задачу повышения надежности бурильных труб в ряд наиболее актуальных проблем современного нефтедобывающего машиностроения.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» ПНИПУ, г. Пермь; в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства в соответствии с постановлением Правительства Российской Федерации № 218 от 9 апреля 2010 года «Создание высокотехнологичного машиностроительного производства на основе современных методов проектирования изделий и гибких производственных процессов прецизионной обработки материалов», договор с Минобрнауки России № 13.G25.31.0093 от 22.10.2010, номер заявки 2010-218-02-249.

Работа соответствует приоритетному направлению развития науки, технологий и техники в Российской Федерации «Рациональное природопользование».

Степень разработанности темы исследования:

Исследованиями вопросов повышения надежности и технологичности сталей со структурой пакетного мартенсита и бейнита занимались такие ученые как: Курдюмов Г. В., Энтин Р. И. с соавторами, Счастливец В. М. с соавторами, Симонов Ю. Н. с соавторами, Калетин А. Ю. с соавторами, Клейнер Л. М., Bhadeshia N. K. D. N., Caballero F. G. и др. Исследованию вопросов закалки из МКИТ и формированию структуры пакетного мартенсита посвящены работы таких ученых как Фонштейн Н. М., Швейкин В. П., Голованенко С. А., Маковецкий А. Н., Заяц Л. Ц., Панов Д. О. и др. Однако следует отметить, что полученные результаты исследований имеют некоторые практические ограничения, связанные либо с сечением применяемых заготовок (менее 100 мм), либо с проведением дополнительной термомеханической обработки, либо авторы

предлагают использовать дополнительное легирование, например, таким дорогостоящим элементом как никель с массовой долей 1,25 % и более. Разработка и внедрение низкоуглеродистых сталей, системно легированных карбидообразующими элементами и кремнием, позволяет исключить применение никеля, и в то же время обеспечить высокую устойчивость переохлажденного аустенита и необходимый уровень прокаливаемости стали.

Таким образом, разработка и промышленное опробование новых безникелевых, системнолегированных, высокотехнологичных сталей для серийного производства современных бурильных труб, несомненно, является **актуальной задачей** отечественного машиностроения.

Цель работы – разработка, исследование и внедрение безникелевой низкоуглеродистой системнолегированной стали, способной приобретать мартенситную или бейнитно-мартенситную структуру в достаточно больших сечениях при естественном охлаждении на спокойном воздухе, обеспечивающую формирование необходимой структуры и свойств.

Для достижения цели были поставлены и решены следующие **задачи**:

1. На основе анализа литературных данных определить/выбрать систему легирования, обеспечивающую сочетание требуемой надежности, технологичности, производственной себестоимости.

2. Исследовать влияние режимов термической обработки на превращения, структуру и механические свойства пробных составов низкоуглеродистых безникелевых системнолегированных сталей типа 10X3ГЗМФ.

3. Установить закономерности формирования структуры и свойств исследуемой марки стали 12X3Г2МФС при закалке из межкритического интервала температур.

4. Разработать режимы термической обработки из межкритического интервала температур, для обеспечения сочетания высоких показателей прочности и ударной вязкости.

5. Разработать математическую модель и на ее основе построить унифицированные кривые нагрева и охлаждения заготовок бурильных труб из марки стали 12Х3Г2МФС.

6. Разработать технологию производства опытной партии образцов безникелевой низкоуглеродистой системнолегированной стали (выплавка, обработка давлением, термическая обработка) и провести промышленное опробование стали для серийного производства утяжеленных бурильных труб. Провести оценку экономической эффективности от внедрения марки стали 12Х3Г2МФС.

Научная новизна работы:

1. Экспериментальное подтверждение принципа экономного легирования низкоуглеродистых сталей, обеспечивающего существенное повышение устойчивости переохлажденного аустенита.

2. Разработанные составы низкоуглеродистых системнолегированных безникелевых сталей с высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, обеспечивающие требуемый уровень прокаливаемости и конструкционной прочности при термическом упрочнении крупногабаритных изделий путем охлаждения с деформационного нагрева без использования жидких закалочных сред (Патенты РФ №№ 2532628 и 2477333).

3. Установленные закономерности превращений, формирования структуры и изменения характеристик механических свойств стали 12Х3Г2МФС после охлаждения из аустенитной области и из МКИТ, определенные экспериментально критические точки превращений переохлажденного аустенита стали 12Х3Г2МФС при охлаждении из аустенитной области и из МКИТ.

4. Установленные закономерности влияния температуры нагрева в МКИТ на уровень прочности, пластичности, ударной вязкости и твердости стали 12Х3Г2МФС, позволяющие управлять комплексом эксплуатационных характеристик и надежностью изделий сечением до 200 мм и более.

Теоретическая и практическая значимость работы:

1. Предложено использование вновь разработанной (Патент РФ № 2532628) безникелевой низкоуглеродистой системнолегированной стали 12Х3Г2МФС для серийного производства утяжеленных бурильных труб.

2. Установлены технологические возможности марки стали 12Х3Г2МФС. Показана возможность/способность стали упрочняться в процессе охлаждения с деформационного нагрева на спокойном воздухе до твердости 380-400 НВ в сечениях до 280 мм. Определены наиболее эффективные режимы термической обработки, с закалкой из МКИТ, позволяющие обеспечить требуемый комплекс механических характеристик (предел текучести более 690 МПа, предел прочности более 931 МПа, ударную вязкость KCV^{+20} более 600 кДж/м²).

3. В условиях ПАО «Мотовилихинские заводы» освоена и внедрена в производство технология серийного производства утяжеленных бурильных труб из марки стали 12Х3Г2МФС, которая позволила исключить операции предварительной механической обработки и закалки в жидкие среды из технологического процесса производства и получить экономический эффект в размере 18 300 руб. на одно изделие (в ценах 2017 года).

Методология и методы диссертационного исследования:

Методологической основой для диссертации послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области металловедения и термической обработки, в том числе в области разработки низкоуглеродистых сталей мартенситного класса, закалки из межкритического интервала температур, области математического моделирования процессов термической обработки, Государственные стандарты РФ и зарубежные стандарты.

Для достижения поставленной цели и задач в диссертационной работе были использованы следующие методы: фотоэлектрический спектральный анализ, дилатометрический анализ, металлографический анализ, световой и электронный фрактографический анализ, дюрометрический метод, метод испытания на одноосное растяжение и ударную вязкость.

На защиту выносятся следующие основные положения и результаты работы:

1. Закономерности влияния химического состава низкоуглеродистых безникелевых системнолегированных сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС, 10Х3Г3МФТ, 12Х3Г2МФС на механические свойства, размер зерна аустенита, устойчивость переохлажденного аустенита.

2. Установленные критические точки и температурные интервалы фазовых превращений переохлажденного аустенита марки 12Х3Г2МФС при закалке с температур полной аустенитизации (920 °С) и из межкритического интервала (860-800 °С) со скоростями охлаждения от 100 до 0,05 °С/с.

3. Научно обоснованные режимы термической обработки заготовок утяжеленных бурильных сбалансированных труб из марки 12Х3Г2МФС, позволяющие обеспечить высокий комплекс эксплуатационных характеристик и надежности изделий при закалке из межкритического интервала температур без использования жидких охлаждающих сред.

Апробация работы:

Основные результаты диссертации доложены и обсуждены на научно-практической конференции с международным участием «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении - ИТММ», Пермь 2016г.; Международной конференции «Неделя металлов в Москве», Москва, 2017г.; XXIV Уральской школе металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического материаловедения сталей и сплавов», Магнитогорск, 2018г.; Международной конференции молодых ученых «Научное наследие Д.К. Чернова» Москва, ГНЦ РФ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», 2018 г.; научно-практической конференции с международным участием «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении - ИТММ», Пермь 2019г.

Степень достоверности результатов диссертации определяется использованием комплекса современных приборов и инструментов, современных пакетов компьютерных программ, а также – воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов, полученных различными методами.

Личный вклад соискателя заключается в постановке цели и задач работы, непосредственном участии в проведении исследований, обработке и анализе результатов, формулировании выводов, написании статей и заявок на патенты.

Публикации. По теме диссертационной работы опубликовано **14** работ, в том числе **4** статей в рецензируемых научных изданиях, определенных ВАК, получено **4** патента РФ на изобретение.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 6-ти глав, заключения и списка литературы; изложена на **174** страницах, включает 57 рисунков, 28 таблиц, 3 приложения, список литературы содержит 145 наименований.

ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

1.1. Бурильные трубы, условия работы, традиционно применяемые материалы, технологии, уровень свойств, анализ преимуществ и недостатков традиционно применяемых материалов

Бурильные трубы являются основной частью бурильной колонны, и предназначены для создания осевой нагрузки на породоразрушающий инструмент, повышения жесткости и устойчивости нижней части колонны при бурении нефтяных и газовых скважин [1, 2]. Для изготовления бурильных труб используются поковки и прокат из традиционных среднеуглеродистых легированных сталей перлитного и бейнитного классов: 40ХГМА, 40ХН2МА, 38ХНЗМФА [2, 3]. Иностранные производители, изготавливают трубы в соответствии с требованиями стандарта API Spec 7-1 [4] и в основном применяют следующие марки: AISI4145, AISI4340 и 42CrMo4V по EN 10083-1, EN 10250-3 [5]. Внешний вид бурильных труб представлен на рисунке 1.1.



Рисунок 1.1. Внешний вид бурильных труб

В зависимости от назначения тип исполнения бурильных труб может различаться. Эскизы бурильных труб приведены на рисунке 1.2.

Бурильные трубы могут быть следующих типов: ведущие, предназначенные для передачи бурильной колонне вращательного движения; утяжеленные, применяемые для создания осевой нагрузки на инструмент, немагнитные бурильные трубы, для телеметрических исследований скважины [2, 6], толстостенные бурильные трубы для бурения сложно направленных скважин [7].

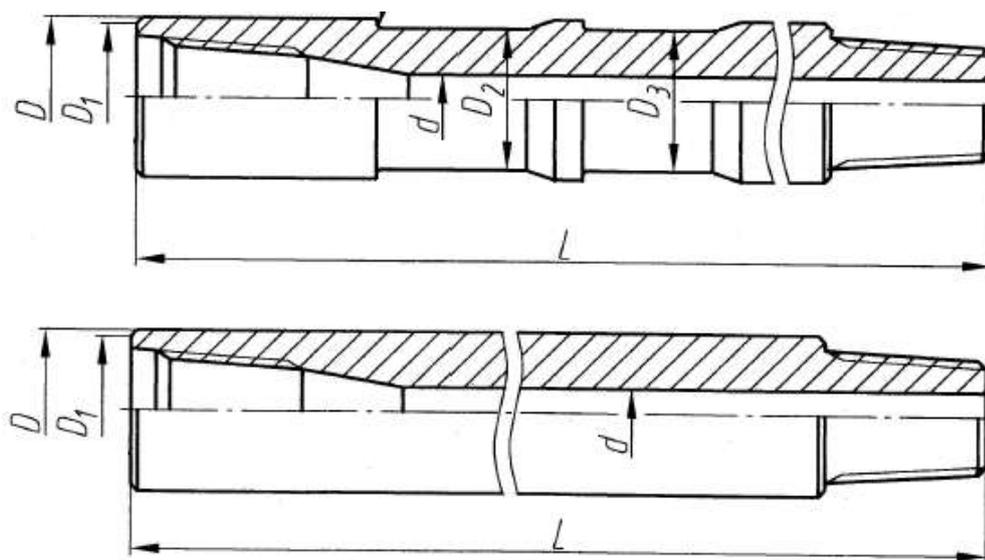


Рисунок 1.2. Эскизы бурильных труб

Известно, что при бурении скважин, особенно глубоких и сверхглубоких, чрезвычайно важно обеспечить высокую эксплуатационную надежность бурильной колонны, обеспечить ее безаварийную работу в условиях экстремальных нагрузок [7].

Совершенствование технологий производства бурильных труб с целью повышения их эксплуатационной надежности, в условиях непрерывного повышения объемов их потребления [8, 9] является актуальной задачей.

Одним из важнейших критериев, влияющих эксплуатационные характеристики изделий, являются механические свойства.

Требуемый комплекс механических свойств бурильных труб, приведен в таблице 1.1.

Условия работы бурильных труб. Средние температурные значения внешней среды от минус 40 до плюс 40 °С (УХЛ-4). Средняя глубина ствола скважины составляет 3000-4000 м, известны стволы глубиной 12000 м и более [10].

Таблица 1.1. Требуемый комплекс механических свойств бурильных труб

Стандарт	Наружный диаметр, мм	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ударная вязкость KCV ⁺²⁰ , кДж/м ²	Поверхностная твердость, НВ	Ресурс трубы (количество свинчиваний-развинчиваний)
		не менее					
ТУ 3 РГ200-2003	до 175 мм	758	965	13	600	302-364	400
	более 175 мм	689	931	13	600	302-364	400
API Spec 7-1 (международный стандарт)	до 175 мм	758	965	13	675	Не менее 285	Устанавливается отдельно
	более 175 мм	689	931	13	675	Не менее 285	Устанавливается отдельно

В части перспективы развития технических требований, предъявляемых к бурильным трубам можно отнести тенденции повышения конструкционной прочности и надежности, связанные, как непосредственно с усложнением самих скважин, так и с климатическими условиями регионов добычи. Дополнительные факторы – работа труб в условиях водяного тумана и в морской воде при шельфовом бурении.

Применяемые в настоящее время технологические решения по обеспечению требуемого комплекса механических характеристик предусматривают два варианта упрочняющей термической обработки: первый – объемная закалка в вертикальных печах с последующим комплексным охлаждением «через воду в масло» и дальнейшим высоким отпусканием [11], второй – непрерывно-последовательная индукционная закалка с охлаждением водо-воздушной смесью и последующим высоким отпусканием [12, 13].

Кроме того, известны методы термомеханической обработки, холодной прокатки, теплойковки, термоциклической обработки позволяющие повысить

комплекс механических характеристик сталей, путем диспергирования структуры [14-19]. Однако, указанные решения, имеют либо ограничения по геометрическим размерам и сечению деталей, либо высокую трудо- и энергоемкость.

Результаты анализа влияния химического состава и вида термической обработки на механические свойства бурильных труб, в условиях ПАО «Мотовилихинские заводы» приведены в таблице 1.2.

Таблица 1.2. Результаты анализа влияния химического состава и вида термической обработки на механические свойства бурильных труб, в условиях ПАО «Мотовилихинские заводы»

Вид термической обработки	Химический состав, %					$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ударная вязкость KCV ⁺²⁰ , кДж/м ²
	C	Mn	Cr	Mo	Ni				
Объемная термическая обработка									
Температура закалки = 860 °С	0,43	0,58	0,66	0,23	1,29	800	965	15,5	665
	0,41	0,56	0,68	0,22	1,29	790	960	16,0	690
Среда охлаждения: вода-масло	0,41	0,58	0,67	0,21	1,29	860	1010	16,0	540
	0,42	0,57	0,67	0,21	1,29	840	1000	15,5	610
Температура отпуска = 570 °С	0,40	0,58	0,68	0,22	1,32	770	940	17,5	1160
	0,42	0,59	0,68	0,22	1,28	820	990	16,5	650
Среда охлаждения: воздух	0,41	0,57	0,66	0,21	1,31	830	990	15,5	700
	0,43	0,57	0,68	0,23	1,29	820	1010	16,0	670
Термическая обработка токами высокой частоты									
Температура закалки = 920 °С	0,43	0,87	1,05	0,25	0,22	920	1070	15,0	730
	0,44	0,86	1,05	0,17	0,24	710	1050	17,0	580
Среда охлаждения: водо-воздушная смесь	0,43	0,88	1,05	0,16	0,20	890	1040	16,0	780
	0,44	0,88	1,05	0,19	0,15	1020	1130	15,5	730
Температура отпуска = 620 °С	0,44	0,88	1,05	0,18	0,18	870	1030	16,5	640
	0,45	0,86	1,09	0,18	0,16	920	1060	18,0	850
Среда охлаждения: воздух	0,42	0,91	1,04	0,15	0,24	980	1100	14,0	520
	0,41	0,89	1,08	0,17	0,42	890	1030	18,0	930

Анализ результатов позволяет дополнительно подтвердить влияние химического состава на механические свойства. Повышение содержания углерода в стали увеличивает прочностные характеристики за счет твердорастворного упрочнения [20-22], повышение содержания марганца, хрома, молибдена, никеля

увеличивает прокаливаемость [23-26], кроме того, никель благоприятно влияет на вязкость и пластичность, особенно при отрицательных температурах [27-28]. В то же время высокочастотная обработка, вследствие более высоких скоростей нагрева и охлаждения, формирует более высокий комплекс механических свойств по сравнению с объемной термообработкой.

Рассмотренные варианты упрочняющей обработки классических среднеуглеродистых марок сталей имеют существенные недостатки, такие как: ограниченная прокаливаемость материала; необходимость предварительной механической обработки; применение при закалке жидких сред; повышенное коробление изделий и высокий уровень остаточных напряжений после закалки; высокая себестоимость и длительный цикл производства; ограниченные технологические возможности оборудования по размеру и весу обрабатываемых заготовок; необходимость формирования партии однотипных изделий, так как режимы обработки зависят от типоразмера и химического состава. Также следует отметить экологические и эргономические аспекты технологии, связанные с необходимостью обслуживания закалочных растворов и резервирования дополнительных мест для закалочных емкостей.

К достоинствам применяемых технологий можно отнести освоенность процесса, распространенность применяемых марок сталей, идентичность мировым стандартам (актуально для экспортных поставок).

Разработка и внедрение более технологичных высоконадежных марок стали, позволяет комплексно подойти к решению существующих технических проблем и перспективных задач отрасли.

1.2. Принципы легирования для повышения устойчивости низкоуглеродистого переохлажденного аустенита

Применяемость марок стали определяется предъявляемыми к изделию техническими требованиями (твердость, механические свойства, ресурс),

условиями эксплуатации, размерами обрабатываемых деталей, целевым назначением и свойствами материала [29].

Для деталей ответственного назначения нормативной документацией (ГОСТ 8479-70, ОСТ 3-1686-90) предусматривается применение улучшаемых конструкционных среднеуглеродистых (0,30-0,45 %) марок сталей, степень легирования которых зависит от обрабатываемого сечения и категории прочности. Под улучшаемыми понимают термически обработанные стали с закалкой, чаще всего, в жидких средах (масле или воде) и последующим высоким отпуском [24].

В большинстве случаев содержание легирующих элементов в конструкционных сталях находится в пределах от 1,5 до 4 %. К основным применяемым маркам, расположенным по степени легирования, согласно ГОСТ 4543-2016, относят:

- 40X, 38XM, 30XГСА, 40XГМА – обеспечивают предел текучести 589 МПа в сечениях от 50 до 120 мм (КТ60, ОСТ 3-1686-90);
- 40ХН2МА, 38Х2Н2МА, 38ХН3МА, 38ХН3МФА, 45ХН4(2)МФА - обеспечивают предел текучести 785 МПа в сечениях от 120 до 500 мм (КТ80, ОСТ 3-1686-90; КП785 ГОСТ 8479-70).

В таблице 1.3. приведены группы улучшаемых сталей с разделением по структурному признаку (на основании классификации Гийе) [24]. Известно, что с повышением степени легирования устойчивость переохлажденного аустенита в области нормального (перлитного) превращения увеличивается [30]. Для более легированных сталей область перлитного превращения сдвинута вправо настолько, что при охлаждении на воздухе образуется структура мартенсита [31]. В зависимости от назначения марки стали могут присутствовать промежуточные и смешанные структуры – бейнитная и феррито-перлитная. Согласно Г. В. Курдюмову [32], в легированных сталях с содержанием углерода 0,10 - 0,15 % в интервале температур 300-500 °С развивается промежуточное превращение. Интенсивное охлаждение заготовок в жидких средах позволяет получить

структуру мартенсита в бóльших сечениях. Однако в промышленных условиях полностью исключить промежуточное превращение в ряде случаев невозможно.

Таблица 1.3. Группы улучшаемых сталей с разделением по структурному признаку

Марка стали	Категория прочности (Условный предел текучести $\sigma_{0.2}$, МПа)	Сечение, мм	Среда охлаждения при закалке	Стандарт
Феррито-перлитный класс				
40Х	КТ65 (638)	30	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ75 (736)	30	Вода	ОСТ 3-1686-90
	КТ55 (540)	50	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ65 (638)	50	Вода	ОСТ 3-1686-90
38ХМ	КТ70 (687)	50	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ80 (785)	50	Вода	ОСТ 3-1686-90
	КТ60 (589)	80	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ70 (687)	80	Вода	ОСТ 3-1686-90
30ХГСА	КТ70 (687)	80	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ75 (736)	80	Через воду в масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ65 (638)	120	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ75 (736)	120	Через воду в масло	ОСТ 3-1686-90
Бейнитный класс				
40ХН2МА	КТ80 (785)	120	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ70 (687)	240	Масло	ОСТ 3-1686-90
38Х2Н2МА	КТ80 (785)	120	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ90 (883)	120	Через воду в масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ70 (687)	240	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ75 (736)	240	Через воду в масло	ОСТ 3-1686-90
	КП735(735)	300	Через воду в масло	ГОСТ 8479-70
38ХН3МА	КТ90 (883)	120	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ105 (1030)	120	Через воду в масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ75 (736)	240	Через воду в масло	ОСТ 3-1686-90
	КП735(735)	500	Через воду в масло	ГОСТ 8479-70
38ХН3МФА	КТ100 (981)	120	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ105 (1030)	120	Через воду в масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ80 (785)	240	Масло	ОСТ 3-1686-90
	КТ85 (834)	240	Через воду в масло	ОСТ 3-1686-90
	КП785(785)	500	Через воду в масло	ГОСТ 8479-70

Так, например, для массивных заготовок увеличение скорости охлаждения при закалке в масле (воде, полимере) ограничено скоростью теплоотвода на границе «изделие-охлаждающая среда», а также возникновением повышенных напряжений, вызывающих коробление и образование трещин в обрабатываемой детали.

В производственных условиях назначение марки стали проводят согласно действующим стандартам и нормативным документам (ГОСТ, ОСТ, РД). При выборе руководствуются: действительным сечением заготовки и требуемым комплексом свойств. Немаловажную роль влияет технология термической обработки и форма изделия. Так, например, эффективное закаливаемое сечение для одной марки стали в случае объемной термической обработки полой заготовки и при закалке ТВЧ сплошной заготовки будет отличаться более чем в 2 раза [12, 29].

Учитывая вышеуказанные особенности, для серийного производства приняты следующие градации по выбору марок стали:

- для изделий, не требующих обеспечения высокого комплекса механических свойств и ударной вязкости, применяют среднеуглеродистые (0,30-0,40 %) качественные стали, с легированием простыми элементами: марганцем, хромом, кремнием, (в некоторых случаях молибденом), в общем количестве не более 1,5-3% [33];

- для изделий ответственного назначения, требующих обеспечения высокого комплекса свойств (предел текучести более 689 МПа, ударная вязкость более 600 кДж/м²) или обрабатываемых в больших сечениях (более 80 мм) применяют среднеуглеродистые (0,38-0,40 %) высококачественные стали, легированные дополнительно никелем и молибденом, с общим содержанием легирующих элементов 3,5-5 % [34];

- в случае наиболее ответственных изделий, с пределом текучести более 980 МПа и требованиями к ударной вязкости и при температурах до -50 °С, применяют особовысококачественные стали, легированные дополнительно ванадием, с общим содержанием легирующих элементов 6 % и более [21, 25, 26];

- для изделий и сварных конструкций, работающих в температурном интервале до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ применяют низкоуглеродистые конструкционные стали, обладающие высокой технологичностью и ударной вязкостью. Содержание легирующих элементов в данных сталях от 2,5 %. В основном используют марки 07ХЗГНМЮА по ГОСТ 4543-2016, 09Г2С (модифицирование, селективное или ЭСП) по ГОСТ 19281-2014, особохладостойкие спецстали [22, 28].

Получение требуемого комплекса механических характеристик, в том числе высокой ударной вязкости при отрицательных температурах, склонность стали к короблению при закалке, образованию трещин напряжения связана с обеспечением заданного содержания углерода [35-38].

С целью определения эффективного содержания углерода проведен анализ его допустимых концентраций для конструкционных сталей.

1.2.1. Влияние содержания углерода на структуру и механические свойства сталей

Для упрочнения изделий из конструкционных среднеуглеродистых среднелегированных сталей используют закалку на мартенсит. При этом увеличение скорости охлаждения позволяет получить более высокий комплекс механических свойств [39]. Другими словами для достижения заданной прочности и твердости важно обеспечить необходимое содержание углерода в мартенсите [20, 40].

Обратим внимание на особенности мартенситного превращения, связь закономерностей его образования с его морфологией.

Мартенситное превращение бездиффузионное и носит сдвиговой характер (атомы смещаются на расстояния меньше межатомных); сопровождается изменением формы превращенного объема; форма решетки мартенсита тетрагональная, между решетками мартенсита и аустенита существует кристаллографическое соотношение; наиболее типичная форма мартенсита это пластина или линза с малым отношением толщины к линейным размерам [41];

превращение протекает в определенном температурном интервале, с высокой скоростью образования кристаллов; точки начала и окончания превращения зависят от содержания углерода; превращение не проходит до конца, в структуре сохраняется не превращенный остаточный аустенит [24, 32].

Общая классификация типов морфологии мартенсита представлена в монографии Курдюмова Г.В., Утевского Л. М. и Энтина Р. И. [32].

- кристаллы 1 – внутренне полностью двойникованные пластины, возникающие изолированно; кристаллографические габитусы кристаллов 1: $(715)_{\gamma}-(15.3.10)_{\gamma}$;

- кристаллы 2 – имеют частичное двойникование, возникают последовательно группами. Мидриб расположен в средней плоскости чечевицы. Группы образованы по-разному ориентированными кристаллами, габитус – $(925)_{\gamma}$;

- кристаллы 3 – имеют частичное двойникование. Образуют ступенчатые ряды равно ориентированных кристаллов. Мидриб менее регулярный, чем в кристаллах 2. Габитусы кристаллов 3: $(522)_{\gamma}-(211)_{\gamma}$;

- кристаллы 4 – не двойникованы, образуют структурированные пакеты из параллельных пластин-субзерен шести различных ориентировок (три двойниковые пары) с общей плоскостью $\{011\}_{\alpha} // (111)_{\gamma}$. Иногда имеют короткий и нерегулярный мидриб.

Кристаллы 1 и 2 образуются по атермической, взрывообразной кинетике, кристаллы 3 - по изотермической медленной кинетике и 4 по изотермической быстрой. Атермическое превращение представляет наибольший практический интерес, как протекающее в условиях обычных для закалки промышленных сплавов [23].

В работе [42] α -мартенсит в зависимости от морфологических признаков разделен на 4 типа: пакетный, баттерфляй, пластинчатый и тонкопластинчатый.

В малолегированных среднеуглеродистых сталях формируется реечный мартенсит с габитусом $(111)_{\gamma}$. Такая же закономерность наблюдается для низкоуглеродистых сталей. В случае повышения углерода в стали до 0,4 % и

выше, в структуре сталей появляются кристаллы бабблерфляй-мартенсита [42]. В ряде случаев морфология мартенсита данного типа является смешанной. В структуре кристаллов бабблерфляй-мартенсита присутствует значительное количество пакетного мартенсита, который декорирует отличительные особенности бабблерфляй-мартенсита под пластинчатый мартенсит. Такие особенности совмещенного строения пакетного и бабблерфляй-мартенсита приводят к упрощенным заключениям, что для углеродистых и низколегированных сталей в основном наблюдаются два морфологических типа мартенсита: пластинчатый и реечный [32, 43-44].

При закалке низкоуглеродистых и низколегированных сталей формируется структура реечного мартенсита, который при увеличении доли легирования последовательно меняет свою морфологию с превращением в тонкопластинчатый мартенсит [45].

И. И. Новиков [23] и М. А. Штремель [46, 47] считают, что морфология мартенсита, безусловно, определяется способом аккомодации, который зависит от сопротивления деформации матрицы при превращении. Следовательно, при повышении концентрации углерода переход от реечного мартенсита к пластинчатому (табл.1.4) также связан с изменением механизма аккомодации. Известно, что при температурах мартенситного превращения выше T_0 , деформация аккомодации происходит по механизму скольжения с образованием только мартенсита с реечной морфологией [24, 48], с понижением температур начала и окончания мартенситного превращения аккомодации происходит по механизму двойникования, с соответственным образованием двойникового пластинчатого мартенсита. Для других морфологических типов α -мартенсита превращение происходит по совмещенному механизму, как по механизму двойникования, так и с реализацией механизмов скольжения по периферии пластины [42, 49].

Кристалл пакетного мартенсита представляет собой рейку со сторонами 1:7:30 и толщиной от 0,2 до 3 мкм [23, 32, 42]. Безусловной особенностью

является высокая плотность дислокаций во внутренних объемах реек пакетного мартенсита до 10^{12} см⁻², что обеспечивает высокий комплекс механических свойств данной структуры [20, 24].

Таблица 1.4. Изменение доли двойникованных кристаллов мартенсита в зависимости от содержания углерода в закаленных сталях

Содержание углерода в закаленной стали, %	Доля двойникованных кристаллов мартенсита, %	Источник
0,09	Менее 1	[40]
0,14	1–2	[50]
0,18	1–2	[51]
0,35	10–12	[40]
0,39	10	[50]
0,57	25–30	[52]
0,80	80–90	[40]

В работах [53,54] показано, что при размере зерна аустенита около 1 мкм пакет мартенсита состоит только из реек одной ориентировки, все межреечные границы при этом – малоугловые. При размере аустенитного зерна 25–30 мкм присутствуют рейки одной-двух ориентировок.

Для крупного пакета, обладающего шестью различными ориентировками, только 1/6 часть межреечных границ являются малоугловыми, 1/6 являются двойниковыми границами, остальные границы полностью непроницаемы для дислокаций [54].

В то же время в работе [55] было установлено, что в каждом пакете всегда присутствуют рейки шести кристаллографических ориентировок, при этом доля каждой из них практически одинакова.

Согласно С.А. Apple, R.Y. Karon, G. Krauss [56] в пакете мартенсита с содержанием углерода 0,2 % доля высокоугловых разориентировок к

малоугловым составляет 1:5, другими словами более 80% межречных границ проницаемы для дислокаций.

Согласно проведенным исследованиям [57], пакеты разделены относительно однородной нерегулярной границей, доля малоугловых разориентировок составляет 60 %.

Полученные к настоящему времени данные [58, 59] позволяют считать пакетный мартенсит структурой с высоким сопротивлением хрупкому разрушению. В работе [60] показано, что для среднеуглеродистой стали минимальное напряжение хрупкого отрыва после закалки и отпуска определяется только размером мартенситных пакетов, тогда как в сталях со структурой пластинчатого мартенсита таким элементом являются бывшие зерна аустенита. Другими словами пакетный мартенсит менее склонен к хрупкому разрушению по сравнению с пластинчатым.

Отличия в образовании пакетного мартенсита, по сравнению с пластинчатым показаны на рисунке 1.3. Пакет, сформированный из параллельных реек, образуется по границам зерна аустенита (рисунок 1.3, а). Пакет представляет собой комплекс самосогласующихся кристаллов, позволяющий обеспечить минимальные напряжения при превращении, не выходящие за пределы пакета [55, 61]. При образовании двойникового мартенсита первые возникающие пластины растут до границ зерен (рисунок 1.3, б), создавая на границе зерна аустенита пиковый уровень напряжений.

Возникновение пиковых напряжений на границах зерен пластинчатого мартенсита значительно ослабляет структуру стали и является отличительной особенностью данного типа превращения. Негативное влияние межзеренного характера зарождения и распространения трещин в сталях с пластинчатым мартенситом показано в работе [62].

Как отмечалось ранее размеры реек пакетного мартенсита порядка 0,2 мкм и высокая плотность дислокаций до 10^{12} см⁻² формируют высокий уровень

прочности одновременно с высокой пластичностью, благодаря низкому содержанию углерода и минимальному искажению решетки.

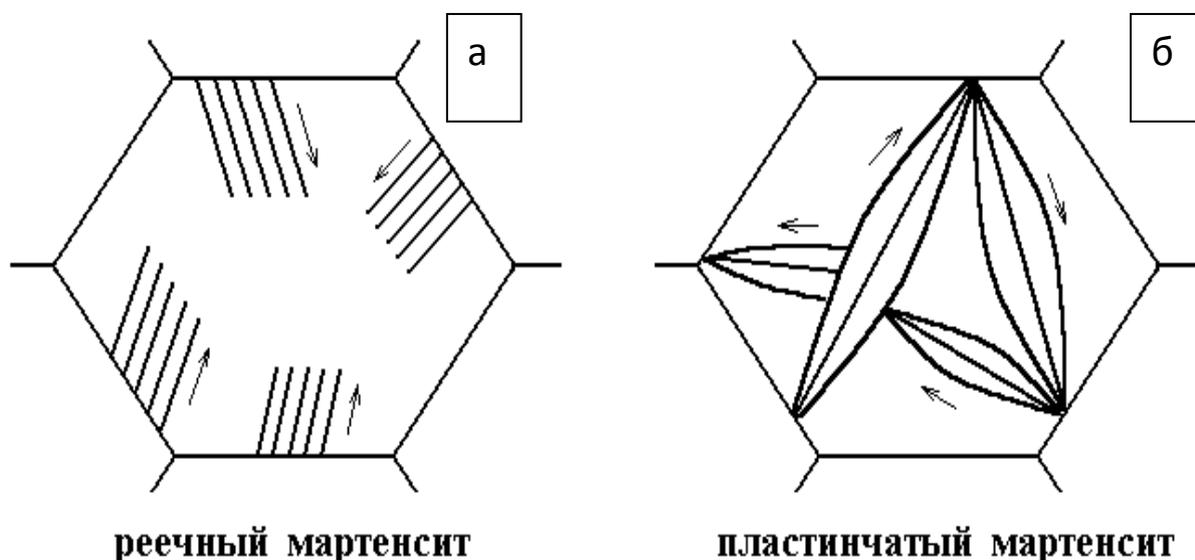


Рисунок 1.3. Схема, иллюстрирующая особенности формирования пакетного и пластинчатого мартенсита

При содержании углерода более 0,2 % происходит закрепление дислокаций атмосферами Коттрелла, что затрудняет релаксацию напряжений, при содержании углерода менее указанных значений дислокации подвижны, что благоприятно влияет на пластичность [63]. Кроме того для пластинчатого мартенсита пиковые значения напряжений возникают в вершине пластины и передаются на границы зерен или другую пластину. Чрезвычайно высокая скорость образования пластины усиливает негативный эффект [62].

К преимуществам пакетного мартенсита можно отнести практически полное отсутствие двойниковых прослоек, границы которых непроницаемы для дислокаций, а также соотношение высоко- и малоугловых границ в пакете мартенсита 1:5 [56, 65].

Известно, что при критических напряжениях малоугловая граница становится проницаемой для дислокаций, позволяя передать напряжения и исключить зарождение трещин [66];

Из рассмотренного выше можно сделать заключение, что структура пакетного низкоуглеродистого мартенсита является преимущественной с точки зрения получения высоконадежного комплекса эксплуатационных характеристик в сравнении со структурой мартенсита пластинчатого средне- и высокоуглеродистого. В таблице 1.5 приведены механические свойства для сталей с различным содержанием углерода.

Таблица 1.5. Механические свойства закаленных и низкоотпущенных сталей с различным содержанием углерода [40]

Марка стали, режим термообработки	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСТ, МДж/м ²	I_C (Кс), МПа м ^{1/2}
09Г2С Зак. 920 °С, вода + отп. 200 °С	1060	1260	12	38	0,18	81
09Г2Д Зак. 950 °С, вода + отп. 200 °С	930	1120	14	41	0,20	88
20Х Зак. 920 °С, вода + отп. 200 °С	1070	1320	10	33	0,14	63
Сталь35 Зак. 860 °С, вода + отп. 200 °С	1460	1590	3	19	0,10	41
40ХС Зак. 920 °С, масло + отп. 200 °С	1570	1650	–	–	0,12	53

Результатами фрактографического анализа, полученными на термически обработанных образцах (закалка и низкий отпуск) с различным содержанием углерода, было установлено, что при содержании углерода менее 0,2 % получены вязкие изломы образцов, без признаков кристаллического разрушения [64]. При повышении содержания углерода до 0,35% углерода и более, характер излома становится хрупким, с явно наблюдаемыми фасетками квазискола, межзеренным сколом и вторичными трещинами. Показано, что при увеличении доли двойникового мартенсита растет и доля фасеток межзеренного скола.

По результатам проведенного анализа можно сделать заключение, что содержание углерода в стали в количестве не более 0,2% оказывает благоприятное влияние на формирование высоконадежного мартенсита с речной

морфологией, обладающим сбалансированным комплексом прочностных и пластических характеристик, а также ударной вязкости.

1.2.2. Оценка содержания углерода в перспективных конструкционных сталях по технологическим свойствам

Сдвиговой характер мартенситного превращения сопровождается возникновением структурных напряжений [67]. Как было рассмотрено ранее, при содержании углерода порядка 0,2 % и менее, может происходить релаксация напряжений. В случае обработки среднеуглеродистых легированных конструкционных сталей, возникающие напряжения могут привести к короблению деталей, снижению ударной вязкости, образованию закалочных трещин и другим негативным последствиям.

В низкоуглеродистых сталях мартенситного класса (НМС) высокая устойчивость переохлажденного аустенита позволяет реализовать закалку без применения жидких закалочных сред, с охлаждением на спокойном воздухе [68, 69]. В данном случае возникающие закалочные напряжения незначительны, следовательно, влияние негативных факторов на термически обрабатываемое изделие минимально, и в большинстве случаев ограничивается незначительным изменением удельного объема. Снижению напряжений также способствуют ранее рассмотренная подвижность дислокаций и проницаемость малоугловых границ, а смещенный в область высоких температур интервал начала и окончания мартенситного превращения позволяют в ходе закалочного охлаждения на воздухе практически полностью нивелировать негативное влияние возникающих напряжений [66, 70]. Как показано в разделе 1.2.1. релаксация возникающих напряжений и исключение их пиковых значений позволяет достичь высокой ударной вязкости и надежности в металле. Учитывая способность структуры низкоуглеродистого пакетного мартенсита к релаксации возможно для относительно простых изделий исключить операцию отпуска после закалки.

В противоположность НМС закалка высокоуглеродистых инструментальных сталей требует проведения незамедлительного отпуска для снижения величины внутренних напряжений и исключения образования закалочных трещин [71].

Сделаем попытку оценить необходимое содержание углерода для низко- и среднелегированных конструкционных сталей, которое позволит осуществиться релаксации напряжений при замедленном охлаждении. Авторы монографии [32] показывают, что при выполнении отпуска среднеуглеродистой стали при температуре 300 °С в течении 60 мин. в твердом растворе сохранится не более 0,10 % углерода. Данный факт свидетельствует о значительной релаксации закалочных напряжений.

Далее, опираясь на результаты А. А. Попова [72], установим предельное содержание углерода, обеспечивающее минимальную температуру начала мартенситного превращения не ниже 300 °С. По результатам оценки более 100 диаграмм для низко- и среднелегированных конструкционных сталей установлено, что заданная минимальная температура начала мартенситного превращения соответствующая 300 °С обеспечивается при содержании предельной концентрации углерода в пределах не более 0,30-0,35 %.

1.2.3. Разработка общих подходов к созданию прогрессивной системы легирования

Разрабатываемые стали с перспективной системой легирования должны удовлетворять ряду условий:

- содержание углерода в стали должно обеспечивать получение структуры пакетного мартенсита;
- легирующие элементы должны обеспечивать повышенную устойчивость переохлажденного аустенита в области нормального и промежуточного превращения;

- полученная рецептура должна обеспечивать получение требуемого комплекса механических свойств при охлаждении с кузнечного нагрева в сечениях до 100 мм, высокую прочность и надежность, пониженное коробление и низкий уровень остаточных напряжений, а также высокую технологичность при последующих операциях [73-77];

- низкую производственную себестоимость, применимость в серийном производстве без дополнительной подготовки (адаптации) производства.

В разделе 1.2.1. показано, что структура пакетного мартенсита является преимущественной по сравнению с мартенситом пластинчатым. Пакетный мартенсит обладает высоким сопротивлением хрупкому разрушению, позволяет исключить пиковые микронапряжения вследствие реализуемых механизмов релаксации, более мелкой субструктуры, отсутствию непроницаемых двойниковых прослоек. Одновременно речная структура пакета обеспечивает наибольшую плотность дислокаций до 10^{12} см^{-2} и формируют высокий уровень прочности одновременно с высокой пластичностью, благодаря низкому содержанию углерода и минимальному искажению решетки.

В разделе 1.2.2. определено оптимальное содержание углерода в перспективной стали – не более 0,2 %, что обеспечивает получение структуры с требуемой морфологией, минимизирует вероятность возникновения внутренних напряжений, а следовательно коробления деталей, снижения ударной вязкости, образованию закалочных трещин и другим негативным факторам.

Известно, что при термической обработке изделий большого сечения возникают сложности с получением требуемой структуры и свойств, связанные с ограниченной прокаливаемостью традиционных конструкционных сталей [11, 78]. Под прокаливаемостью понимается способность стали воспринимать закалку на определенную глубину [79].

При закалке в жидких средах скорость охлаждения на поверхности детали и в сердцевине может отличаться в десятки раз. В свою очередь градиент скоростей охлаждения, на примере среднеуглеродистых среднелегированных конструкционных сталей, приводит к получению смешанной структуры –

мартенсита преимущественно пластинчатой морфологии в поверхностных слоях, где скорость охлаждения остается выше критической, промежуточной и перлитной структуры в сердцевине изделия. Негативное влияние смешанной структуры очевидно и, кроме низкой прочности и надежности, несет высокие риски коробления конечного изделия и образования закалочных трещин, вследствие неравномерного уровня структурных напряжений.

Известно, что углерод является гамма-стабилизатором [11, 80] и увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита в области нормального и промежуточного превращений. Снижение содержания углерода до 0,2% и ниже соответственно приводит к снижению устойчивости переохлажденного аустенита.

Для решения задачи повышения устойчивости переохлажденного аустенита потребуется введение в состав стали легирующих элементов [81-84]. Наиболее эффективное влияние оказывает комплексное легирование карбидообразующими элементами [85], причем, для исключения образования спецкарбидов в стали должны соблюдаться следующие условия:

- легирование должно быть комплексным и включать в себя ряд широкий карбидообразующих элементов;
- содержание легирующих элементов должно быть обратно пропорциональным их способности к карбидообразованию. Впервые это условие продемонстрировано Ю.Н. Симоновым в работе [86] и представляет собой:

$$A_i = c_i \cdot \gamma_i = \mathit{const}, \text{ где:}$$

A_i - удельный коэффициент активности карбидообразующего элемента;

c_i – концентрация легирующего элемента;

γ_i - коэффициент активности легирующего элемента (склонность легирующего элемента к карбидообразованию).

Известно, что устойчивость переохлажденного аустенита связана с термодинамической активностью углерода и железа. Введение легирующих элементов с большим сродством к углероду, таких как: марганец, хром, молибден, ванадий, титан уменьшают термодинамическую активность углерода в аустените [87, 88]. Дополнительно введенные легирующие элементы, с большей

температурой плавления, чем у железа, увеличивают силы межатомной связи и снижают коэффициент диффузии железа [89].

Устойчивость переохлажденного аустенита в области нормального и промежуточного превращений можно обеспечить при определенном соотношении углерода и легирующих элементов. Так, при содержании углерода не более 0,12 % и комплексным введением в сталь марганца, хрома, молибдена и никеля в общем соотношении 6 % позволило обеспечить инкубационный период в области перлитного превращения до нескольких часов [90, 91]. При повышении содержания углерода выше 0,12 % в НМС может активироваться промежуточное превращение [91, 92]. Особенности бейнитного превращения широко рассмотрены в работах [93-98].

Для сохранения устойчивости переохлажденного аустенита необходимо предотвратить выделение карбидов легирующих элементов при температурах, близких к области перлитного превращения [32, 65, 88].

Негативное влияние спецкарбидов связано с перераспределением химического состава, с образованием локальной градиентной области вблизи границ аустенитных зерен [40]. Наличие градиента снижает устойчивость переохлажденного аустенита в области нормального и промежуточного превращений.

В работах [99, 100] продемонстрировано негативное влияние избыточного содержания углерода на устойчивость переохлажденного аустенита стали 15ХЗГЗМФ в области промежуточного превращения. Для исходного химического состава устойчивость переохлажденного аустенита в области нормального и промежуточного превращений при температурах выше 400 °С составил более 4 часов. При увеличении содержания углерода на 0,15 % привело к активации бейнитного превращения.

На примере марки 55Х2МФБ показано, что устойчивость переохлажденного аустенита в области нормального превращения составляет 1000 с, в области промежуточного превращения - 200 с [72, 101].

На примере марки 12Х2МФБ (ЭИ 531) показано, что применение сильных карбидообразующих элементов, наряду с низким содержанием углерода, обеспечивает минимальную устойчивость аустенита в области нормального и промежуточного превращений порядка 100 с [102, 103].

Из рассмотренных работ можно сделать предварительное заключение, что легирование сильными карбидообразующими элементами благоприятно лишь в случае исключения образования спецкарбидов, выделение которых приводит к потере устойчивости переохлажденного аустенита в области нормального и промежуточного превращений.

В работе [104] показано, что карбидообразующие элементы, благодаря более близкому сродству к углероду в сравнении с железом, образуют в твердом растворе устойчивые связи с углеродом. В случае комплексного легирования низкоуглеродистой стали углерод в аустените может удерживаться вблизи конкурирующих карбидообразующих элементов, и, как следствие, снижая термодинамическую активность углерода в аустените.

Наиболее благоприятно на устойчивость переохлажденного аустенита влияют системы легирования, в которых доля карбидообразующих легирующих элементов снижается по мере увеличения склонности к образованию карбидов.

Л.М. Клейнером была предложена НМС 12Х2Г2НМФТ, обладающая исключительно высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, в составе которой представлен широкий ряд элементов-карбидообразователей [105, 106]. При этом по мере увеличения склонности к карбидообразованию содержание элементов снижается.

Ю.Н. Симоновым, в работах [86, 107] была высказана идея компенсации коэффициента активности сильных карбидообразующих элементов за счет снижения их концентрации с сохранением заданной пропорции.

Анализ диаграмм распада переохлажденного аустенита для низко- и среднеуглеродистых сталей приведен в таблице 1.6. Из представленных данных следует, что для групп сталей с системой легирования Cr-Ni-Mo и Cr-Ni-W в области нормального превращения наблюдается высокая устойчивость

переохлажденного аустенита (таблица 1.6, диаграммы 422, 424, 428, 429, 453, 457, 458, 460), при этом в промежуточной области устойчивость переохлажденного аустенита незначительна. Увеличение содержания углерода с 0,11 % (таблица 1.6, диаграммы 422) до 0,30-0,38 % (таблица 1.6, диаграммы 428, 429), снижает устойчивость переохлажденного аустенита в области нормального превращения до 3600 с и увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита в области промежуточного превращения до 110 секунд. При увеличении содержания никеля до 4,13 % и молибдена до 0,3 % (таблица 1.6, диаграмма 453) устойчивость переохлажденного аустенита увеличивается для нормального превращения до 15000 с, для промежуточного превращения до 250 с.

Легирование стали с содержанием углерода 0,40 % системой Cr-Ni-Si повышает устойчивость в области нормального превращения до 3500 с, при этом сохраняется низкая устойчивость переохлажденного аустенита в области промежуточного превращения (таблица 1.6, диаграмма 458). В случае замены никеля на молибден в количестве 0,5% (таблица 1.6, диаграмма 560) устойчивость в области промежуточного превращения увеличивается с 80 до 1500 с.

Из анализа диаграмм распада переохлажденного аустенита становится очевидным, что стали с системой легирования Cr-Ni-Mo (таблица 1.6, диаграммы 422, 424, 428, 429, 453, 457) в области нормального превращения обладают высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, при этом в области промежуточного превращения устойчивость переохлажденного аустенита незначительна. Замена никеля кремнием в концентрации порядка 1,5 % (таблица 1.6, диаграмма 560) приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита в промежуточной области, при сохранении устойчивости в области нормального превращения.

Применение данного метода легирования позволяет подавить перлитное и бейнитное превращения [108], при одновременном повышении критических точек мартенситного превращения, обусловленного низким содержанием углерода. Как было показано выше, протекание мартенситного превращения в области высоких температур активирует процесс аккомодации скольжением и позволяет получить

структуру речного мартенсита с охлаждением при закалке на спокойном воздухе [42].

Таблица 1.6. Характеристики устойчивости переохлажденного аустенита сталей различного химического состава [44]

№ диагр.	Химический состав, %								Характеристика превращений (минимальная устойчивость аустенита)			
									Перлитное превращение		Бейнитное превращение	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	V	T, °C	Время, с	T, °C	Время, с
422	0,11	0,26	-	0,68	3,2	-	0,19	-	600	24000	370	15
424	0,16	0,20	-	1,02	3,2	-	0,26	-	600	80000	360	8
428	0,30	0,27	-	0,91	2,80	-	0,24	-	620	3600	360	20
429	0,36	-	0,51	0,91	2,80	-	0,24	-	640	1500	380	110
453	0,32	-	0,47	1,21	4,13	-	0,30	-	630	15000	300	250
455	0,38	-	0,44	1,50	3,40	-	0,15	-	600	2000	280	80
457	0,26	-	0,68	3,11	0,70	-	0,46	-	650	4000	360	20
458	0,41	1,39	0,08	1,65	4,54	-	-	-	640	3500	340	80
460	0,36	0,31	0,51	1,34	1,4	0,80	-	-	650	1800	330	15
547	0,23	-	1,12	2,92	-	0,38	0,47	0,64	670	2000	400	100
560	0,39	1,49	1,41	0,74	-	-	0,51	-	640	3000	290	1500
672	0,40	-	-	2,85	0,12	3,39	0,16	0,26	690	1500	400	15
694	0,38	-	0,81	1,54	-	-	0,63	0,27	680	1500	360	80

Из проведенного анализа становится ясно, что для обеспечения высокой устойчивости переохлажденного низкоуглеродистого аустенита и последующего получения структуры пакетного мартенсита в процессе медленного охлаждения (при закалке на воздухе или охлаждении с прокатного или кузнечного нагрева в больших сечениях) возможны два варианта систем легирования сталей:

1. Системное многокомпонентное легирование карбидообразующими элементами с постепенно увеличивающейся склонностью к карбидообразованию, причем, по мере повышения карбидообразующей способности, их концентрация должна в определенной пропорции уменьшаться (система легирования типа X2Г2МФТБ или X3Г3МФ) [86];

2. В системе легирования, описанной в пункте 1, вместо самых сильных карбидообразователей (титана и ниобия) вводится кремний в количестве 1,0-1,5% (система легирования типа ХЗГ2МФС).

1.3. Применение закалки из межкритического интервала температур как способ повышения характеристик надежности конструкционных сталей

Изучению процессов изменения структуры и свойств конструкционных сталей при закалке из области межкритического интервала температур (МКИТ) посвящены научные работы Фонштейн Н. М. [109, 110], Швейкина В. П. [111], Малинова Л. С. [112], Маковецкого А. Н. [113], Смирнова А. И. [114], Симонова Ю. Н. [115, 116], Зайца Л. Ц. [117,118], Панова Д. О. [114, 119], и других авторов [120-124]. Однако, применительно к низкоуглеродистым безникелевым системно-легированным сталям закалка из МКИТ изучена не в полном объеме и не нашла широкого применения в серийном производстве.

Известно, что диспергирование структуры стали, реализуемое при закалке из МКИТ, позволяет повысить конструкционную прочность и надежность [20, 58, 116]. Известно, что закалка в область МКИТ происходит в интервале температур между критическими точками A_{c1} и A_{c3} и имеет ряд особенностей. При увеличении скорости нагрева температура начала превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ (A_{c1}) может снижаться, что особенно проявляется при превращении исходнодеформированной структуры с повышенной плотностью дислокаций, снижающих устойчивость α -фазы [115]. Положение критической точки A_{c3} зависит от исходного состояния [114] и может увеличиваться, в еще большей степени увеличивая МКИТ, либо оставаться относительно неизменной. К другой особенности следует отнести температуру нагрева в МКИТ и время выдержки. Так, при нагреве в нижнюю область МКИТ сохраняется речный характер исходной структуры, доля вновь образованного аустенита мала в сравнении с более высокими температурами,

аустенит менее легирован, его устойчивость мала. В основном аустенит окаймляет границы старой γ -фазы [113].

При увеличении температуры и времени выдержки аустенит обогащается углеродом и легирующими элементами, устойчивость его повышается. Образуется упорядоченный аустенит между рейками исходной структуры, происходит отпуск и рекристаллизация исходной пакетно-реечной структуры с последующим ее превращением, рост неупорядоченного аустенита. Процессы собирательного роста зерна аустенита в низкоуглеродистых мартенситных сталях подробно показаны в [125]. В [59] показано, что закалка сталей 12Х2Г2НМФТ и 12Х2Г2НМФБ из верхней половины МКИТ позволила получить структуру мартенсита с поперечными размерами кристаллов-реек порядка 100-200 нм. Реечная структура данных сталей сохраняется до температур A_{c1} и при нагреве в МКИТ, наряду с образованием аустенита. При последующем охлаждении из МКИТ формируется мелкодисперсная структура с чередованием исходной и вновь образованной фаз низкоуглеродистого пакетного мартенсита.

В зависимости от исходного состояния и скорости нагрева возможны различия в характере протекания процессов (механизмах) аустенитизации, а также получении метастабильного аустенита [115, 119, 126, 127].

В [111] исследованы превращения низкоуглеродистых сталей, легированных марганцем и кремнием. Установлено, что при повышении температуры МКИТ температуры формирования бейнита и избыточного феррита сдвигаются в сторону более высоких скоростей охлаждения. Введение в сталь кремния в количестве $\sim 1\%$ сопровождается расширением МКИТ и повышением критических точек, при этом расширяется область выделения избыточного феррита, а области нормального и промежуточного превращений смещаются в сторону меньших скоростей охлаждения. При нагреве в МКИТ кремний способствует увеличению содержания углерода в аустените. Повышение кремния до $1,8\%$, при легировании марганцем в количестве $1,5\%$ еще более повышает точки A_{c1} и A_{c3} , а также понижает температуру M_H и смещает область бейнитного превращения в сторону меньших скоростей.

В работе [128] показаны 3 этапа образования аустенита при нагреве в МКИТ: образование аустенита на границах полигонов, по границам рекристаллизованных зерен, по телу рекристаллизованных зерен. Также отмечается [58], что формирование зеренной структуры при быстрой аустенитизации системнолегированных сталей включает три последовательных этапа: наследование, первичная рекристаллизация, собирательная рекристаллизация.

Следует отметить, что фазовыми и структурными превращениями в МКИТ определяются такие явления как фазовая и структурная наследственность и последующая рекристаллизация аустенита [116].

Применение низкоуглеродистых сталей с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита в областях нормального и промежуточного превращений позволяет при закалке из МКИТ получить структуру реечного мартенсита, обладающего высоким комплексом свойств. Главным преимуществом такой структуры является наличие большого числа межфазных высокоугловых границ, что позволят измельчить структуру и значительно повысить вязкость материала.

1.4. Постановка цели и задач исследования

По результатам анализа литературных источников можно заключить, что дальнейшее применение традиционных среднеуглеродистых низко- и среднелегированных марок сталей для производства высоконагруженных изделий нефтегазового машиностроения, в частности бурильных труб, не позволяет реализовать перспективный комплекс эксплуатационных характеристик и надежности, в том числе - обеспечить производственные требования к технологичности.

В качестве основных недостатков традиционных сталей можно отметить их ограниченную технологичность, относительно низкую прокаливаемость,

длительный цикл производства, высокие удельные производственные энергозатраты, низкую экологичность производственного процесса. Так, например, формирование эксплуатационных свойств, данного типа сталей, происходит при выполнении закалки с температур выше точки A_{c3} и последующем охлаждении в жидких средах - водо-воздушной смеси или при комплексном охлаждении через воду в масло с заданной скоростью охлаждения.

Также следует отметить длительный производственный цикл, высокий уровень загрузки основного оборудования, сложную логистику, экологические риски, что усложняет процесс производства изделий из указанных групп сталей.

Принципиальное повышение показателей технологичности, надежности и эффективности при производстве бурильных труб возможно обеспечить при разработке и внедрении безникелевых низкоуглеродистых сталей, обладающих повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита в сравнении с классическими среднеуглеродистыми сталями, и в то же время, более низкой себестоимостью производства.

Повышенная устойчивость переохлажденного аустенита позволяет проводить закалку стали непосредственно с кузнечного нагрева, без применения жидких закалочных сред, а пониженное содержание углерода позволяет формировать в стали требуемую структуру пакетного мартенсита, обеспечивающую заданный комплекс прочностных и пластических характеристик, ударной вязкости и надежности.

Из проведенного анализа становится ясно, что для обеспечения высокой устойчивости переохлажденного низкоуглеродистого аустенита и последующего получения структуры пакетного мартенсита в процессе медленного охлаждения (при закалке на воздухе или охлаждении с прокатного или кузнечного нагрева в больших сечениях) возможны два варианта систем легирования сталей:

1. Системное многокомпонентное легирование карбидообразующими элементами с постепенно увеличивающейся склонностью к карбидообразованию, причем, по мере повышения карбидообразующей способности, их концентрация

должна в определенной пропорции уменьшаться (система легирования типа X2Г2МФТБ или X3Г3МФ) [86];

2. В системе легирования, описанной в пункте 1, вместо сильных карбидообразователей (титана и ниобия) вводится кремний в количестве 1,0-1,5% (система легирования типа X3Г2МФС).

В связи со всем сказанным, целью настоящей работы является разработка и внедрение безникелевой низкоуглеродистой системно-легированной стали, способной закаливаться (с получением бейнитно-мартенситной структуры) в сечениях до 100 мм, при естественном охлаждении на спокойном воздухе, с формированием необходимой структуры и свойств.

Для достижения поставленной цели необходимо решение следующих **задач:**

1. Разработать технологию производства (выплавка, обработка давлением, предварительная термическая обработка) и изготовить серию опытных составов безникелевых низкоуглеродистых системно-легированных сталей.

2. Провести экспериментальную проверку разработанных вариантов опытных составов и выбрать систему легирования, перспективную для промышленного использования.

3. Исследовать закономерности формирования структуры и свойств выбранной стали при закалке из межкритического интервала температур и разработать режимы термической обработки из межкритического интервала температур, обеспечивающие необходимый уровень характеристик прочности и надежности.

4. Разработать математические модели нагрева-охлаждения цилиндрических заготовок различных типоразмеров. Построить унифицированные кривые охлаждения для поковок до 400мм на спокойном воздухе.

5. Провести промышленное опробование стали в серийном производстве для изготовления бурильных труб.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. Материалы. Изготовление и обработка

Для исследования были использованы следующие стали: 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФТ, 10Х3Г3МФС, 12Х3Г2МФС. Химический состав исследуемых сталей представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1. Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Химический состав, % масс.									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti
10Х3Г3МФ	0,10	0,34	2,81	0,020	0,009	2,77	0,16	0,40	0,12	0,002
10Х3Г3МФТ	0,10	0,37	2,70	0,020	0,009	2,78	0,16	0,40	0,12	0,021
10Х3Г3МФС	0,10	1,25	2,51	0,019	0,008	2,75	0,16	0,40	0,12	0,004
12Х3Г2МФС	0,12	1,15	1,8	0,016	0,008	2,43	0,26	0,44	0,12	0,005

Все материалы были изготовлены в ПАО «Мотовилихинские заводы» по следующим технологиям:

Выплавку сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФТ, 10Х3Г3МФС, производили в индукционной электропечи, общий объем плавки составил 160 кг, развес каждого слитка 40 кг.

Плавку вели в соответствии с предварительно разработанными и утвержденными инструкционно-технологическими картами (ИТК) №№ 1, 2, 3 согласно технологической инструкции РГ.25200.84526.

Разливка выполнена в стальные изложницы развесом 40 кг. При этом для обеспечения требований по химическому составу в марку 10Х3Г3МФТ при разливке в ковш металла вводили ферротитан из расчета 0,06 %. В марку 10Х3Г3МФС при разливке в ковш металла вводили ферросилиций из расчета 1,30 %.

Ковку указанных слитков выполняли по технологической карте № 29 согласно технологическому процессу РГ.50220.00006, на кузнечном молоте

усилием 3 тн, в два этапа, через промежуточные заготовки сечением 75 и 25 мм, длиной 550 ± 50 мм. При подстуживании заготовок ниже минимальной температурыковки производили подогрев до технологических температур в нагревательной печи. Последняя ступеньковки диаметр 19 ± 1 мм, длиной 1000 ± 10 мм.

Выплавка стали 12Х3Г2МФС произведена в электро-металлургическом цехе №21 ПАО «Мотовилихинские заводы», согласно ИТК № В97, со следующими технологическими переходами: выплавка жидкой заготовки в дуговой сталеплавильной печи (ДСП), доведение химического состава жидкой заготовки в агрегате комплексной обработки стали (АКОС), обработка жидкой заготовки на установке вакуумирования с VD процессом (УВС), разливка блюмов сечением 540x450 мм на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ).

Объем плавки составил – 60 тонн по жидкой стали, разливка блюмов проведена при температуре 1580-1590 °С.

Для исключения образования металлургических дефектов блюмы замедленно охлаждали в горячем кессоне в течение 48 часов.

После выплавки проведена ковка заготовок бурильных труб на машине радиальнойковки (РКМ) по технологической карте № РГ.50220.00009. При этом температура началаковки ограничивалась диапазоном $1150+50$ °С, температура окончанияковки – 900 ± 50 °С.

Ограничение температур по верхнему пределу связано с обеспечением требуемой пластичности металла, а также исключением излишнего роста зерна в заготовке послековки.

Во избежание излишнего искривления заготовок ковку производили по схеме растяжения, за исключением предварительных переходов (сбивка ребер квадрата, сбивка окалины и т.д.). Радиально-ковочная машина и схемаковки представлена на рисунке 2.1.

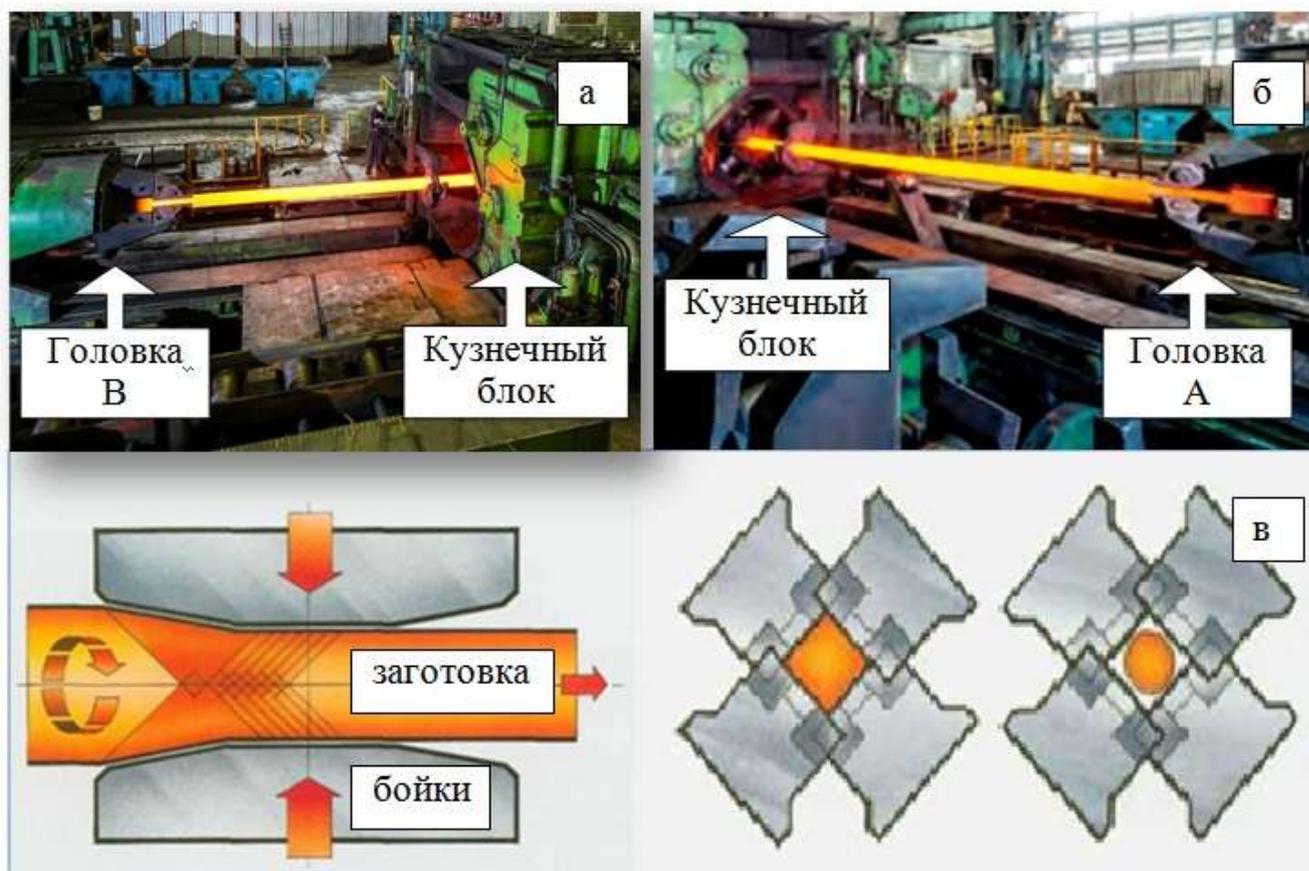


Рисунок 2.1. Радиально-ковочная машина: вид слева (а), вид справа (б) и схемаковки (в)

Блюм, нагретый в кольцевой нагревательной печи до температуры началаковки, передается по механизированному рольгангу и захватывается с одной стороны манипулятором РКМ (головка А), который обеспечивает требуемый темп углового вращения и линейного перемещения заготовки. Свободный конец блюма передается в зонуковки (ковочный блок), состоящую из четырех бойков, с длиной рабочей части 680 мм, размещенных диаметрально в одной плоскости. Синхронность работы бойков, работающих с частотой 200 ударов в минуту, обеспечивается планетарным приводом ковочного блока. При этом усилиековки составляет 1000 тс.

Рабочая часть бойков охлаждаемая, изготовлена из теплостойкой марки стали 3Х3М3Ф ГОСТ 5950-2000. После выхода из ковочного блока обжатая часть заготовки захватывается головкой В. При этом головка В также обеспечивает вращательное и линейное перемещения.

Радиальная ковка является прогрессивным методом обработки в сравнении с объемной ковкой, обеспечивающим высокую точность получаемых заготовок при минимальной производственной трудоемкости [21, 129]. Дополнительная особенность данного методаковки заключается в создании растягивающих напряжений при фиксации заготовки во времяковки, повышающих осевую точность.

В качестве исходной заготовки была откована ступенчатая поковка с диаметрами 254-266-279 мм и проведены предварительные исследования структуры и свойств. По результатам проведенных при непосредственном участии автора настоящей работы выполнена разработка комплекта рабочей технологической документации с последующим изготовлением опытной партии бурильных труб УБТС 229, с диаметром 241 мм и длиной 9450 мм, в количестве 10 шт.

2.2. Методика оценки химического состава исследуемых сталей

Химический состав полученных сталей контролировали по ГОСТ 18895-97 методом фотоэлектрического спектрального анализа, с использованием спектрометра «Spectro», модель SpectromaxxM. Для калибровки прибора использовали стандартные образцы (СО) согласно ГОСТ 8.315-97.

При этом контроль химического состава заготовок выплавленных электрометаллургическим процессом ДСП-АКОС-УВС (сталь 12Х3Г2МФС) производили на образцах, полученных методом отбора жидких проб - перед выпуском из ДСП, перед обработкой АКОС, перед обработкой УВС и при завершении плавки.

Для заготовок, выплавленных индукционным методом (стали 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФТ, 10Х3Г3МФС) контроль химического состава выполняли на образцах, отобранных от донной части слитков, после их кристаллизации.

Из отобранных проб механической обработкой изготавливали образцы размером 20x20мм, с зашлифовкой контрольной поверхности.

2.3. Методика отбора и изготовления образцов

Отбор образцов для механических испытаний, контроля макро и микроструктуры, дилатометрических и фрактографических исследований производили после обработки давлением: молотовойковки для сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФТ, 10Х3Г3МФС и радиальнойковки для стали 12Х3Г2МФС.

Отбор образцов осуществляли в соответствии с требованиями ГОСТ 8479-70 на расстоянии 1/3 радиуса от поверхности и с дополнительным отбросом, исключая торцевую закалку. Направление образцов продольное.

Отбор темплетов для макроконтроля выполняли согласно ГОСТ 10243-75, с дополнительным отбросом, исключая торцевую закалку. Ширина темплетов 20⁺⁵ мм.

Отрезку темплетов производили с помощью ленточной пилы, изготовление образцов выполняли с использованием механообрабатывающего оборудования.

2.4. Методика термической обработки

Термическую обработку образцов выполняли в лабораторных печах сопротивления, камерного типа с окислительной атмосферой. Рабочий диапазон работы печей от 200 до 1300 °С, максимальный перепад температур по объему ±5 °С.

Посадку образцов в печь проводили под контрольную термопару, размещение образцов на приспособлении для исключения подстуживания.

Температура посадки образцов для нагрева под закалку – не более 600 °С

Температура посадки образцов на отпуск – не более 300 °С

Нагрев выполняли со скоростью не более 70 °С в час.

Выдержка образцов при закалке – 60 мин., при отпуске – 120 мин. Охлаждение проводили на спокойном воздухе.

Размеры заготовок под термообработку для образцов на одноосное растяжение (для испытания на прочность и пластичность) - сечение 20x20 мм, длина 100 мм.

Размеры заготовок под термообработку образцов для испытаний на ударную вязкость - сечение 12x12 мм, длина 60 мм.

2.5. Методика дюрOMETрических и микродюрOMETрических исследований

Подготовку поверхности образцов для контроля твердости проводили на плоско-шлифовальном станке модель 3E881, подготовку поверхности заготовок для контроля твердости выполняли на шлифовальном станке модель 3E375.

Контроль твердости исследуемых заготовок и образцов осуществляли:

- по ГОСТ 9012-59, с использованием твердомера Бринелль, модель ИТБ-3000-АМ. Диаметр шарика 10 мм, нагрузка 3000 кгс. При контроле образцов использовали поставленный с твердомером программный комплекс ВИСБ. При контроле твердости на заготовках, для замера диаметра отпечатка, использовали микроскоп МПБ-2 ТУЗ-3.824-78;

- по ГОСТ 23677-79, с использованием твердомера Бринелль, модель ТБП-5013. Диаметр шарика 10 мм, нагрузка 3000 кгс. При контроле твердости на заготовках, для замера диаметра отпечатка, использовали микроскоп МПБ-2 ТУЗ-3.824-78;

- по ГОСТ 9013-59, с использованием твердомера Роквелл, шкала С, модель ТР 5006.

Контроль микротвердости проводили на твердомере ПМТ-3, при нагрузке 100 Г, согласно ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007. Значения микротвердости получали как среднее по пяти замерам на каждый образец.

2.6. Методика оценки макроструктуры

Перед травлением темплеты для контроля макроструктуры обрабатывали на шлифовальном стенде, с контрольной стороны. Далее темплеты подвергали травлению в 50 % -ном водном растворе соляной кислоты ГОСТ 3118-77, при температуре 60-80 °С в течение 50 мин. После травления темплеты промывали и высушивали. Оценка макроструктуры проводили визуально в соответствии с ГОСТ 10243-75, без использования специализированного оборудования.

2.7. Методика оценки прочности и пластичности

Оценку характеристик прочности и пластичности выполняли методом испытаний на одноосное растяжение по ГОСТ 1497-84. Использовали образцы тип III №4, с диаметром рабочей части 10 мм (d_0) и пятикратной длиной ($l_0 = 5 d_0$). Испытания проводили на разрывной машине Inspekt 250, мод. EDC2/900W, усилием 250 кН., оснащенной системой автоматической записи диаграммы растяжения с определением параметров предела прочности (σ_B) и условного предела текучести ($\sigma_{0.2}$).

Оценку параметров относительного удлинения (δ) и сужения (φ) выполняли по результатам изменения длины и диаметра в рабочей части образцов до и после испытаний. Испытания проводили при температуре 20⁺⁵ °С.

Количество образцов для каждого испытания не менее трех. В результатах указывали среднее значение.

2.8. Методика оценки ударной вязкости

Испытания для определения ударной вязкости проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9454-78, на маятниковом копре мод. 2130КМ-0,3, с энергией 300 Дж. Для испытаний использовали образцы с видом концентратора V, тип 11; U, тип 1; T, тип 19. Испытания выполняли при температуре 20⁺⁵ °С.

Количество образцов для каждого испытания не менее трех. В результатах указывали среднее значение.

2.9. Методика металлографических исследований

Металлографические исследования проводили на шлифах, изготовленных из разрушенных частей ударных образцов и дилатометрических образцах. Травление шлифов выполняли в 3 % растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Структуру изучали с помощью светового инвертированного микроскопа «Meiji Techno Co, LTD» серия IM 7200 и светового микроскопа Olympus GX-51 при увеличениях от 100 до 1000, а также СЭМ Hitachi S3400-N при увеличениях до 5000. Для выявления границ зерен после различных нагревов использовали комбинированный метод окисления-травления [130] и метод контроля структурного состояния закаленных низкоуглеродистых сталей [131].

Изготовление микрошлифов выполняли с использованием системы для горячей запрессовки METKON ECOPRESS, представляющей собой автоматический электрогидравлический пресс для запрессовки под давлением металлографических образцов в полимерные смолы. Подготовку поверхности микрошлифов выполняли на шлифовально-полировальном станке METKON FORCIPOL с регулируемой скоростью вращения.

Полученные изображения обрабатывали с использованием пакета SIAMS-700.

Средний размер зерен определяли методом измерения длин хорд согласно ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна».

2.10. Методика фрактографических исследований

Макрофрактографические исследования выполняли на световом стереомикроскопе Olympus SZX-16. Для исследований использовали излом

разрушенных ударных образцов тип 19 ГОСТ 9454-78. Обработку результатов проводили при помощи программного пакета Olympus Stream motion, V1.8.

При электроннофрактографических исследованиях изучали микромеханизмы разрушения в тех участках излома, где трещина распространялась в условиях плоской деформации (центральная часть изломов). Исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S3400-N при увеличении от 300 до 2000 крат и ускоряющем напряжении 20 кВ.

2.11. Методика дилатометрических исследований

Исследования проводили на дилатометре «Linseiss RITA L78». Изменение линейных размеров образца определяли с помощью индукционного датчика продольного перемещения Schaevitz HR100MC. Для исследований применяли образцы длиной 10^{+1} мм, диаметром $3,5 \pm 0,1$ мм, с параллельностью сторон 0,03 (рисунок 2.2.). Изменение температуры образцов фиксировали с помощью откалиброванной термопары К-типа (Ni-NiCr), которую приваривали к поверхности образца в его средней части.

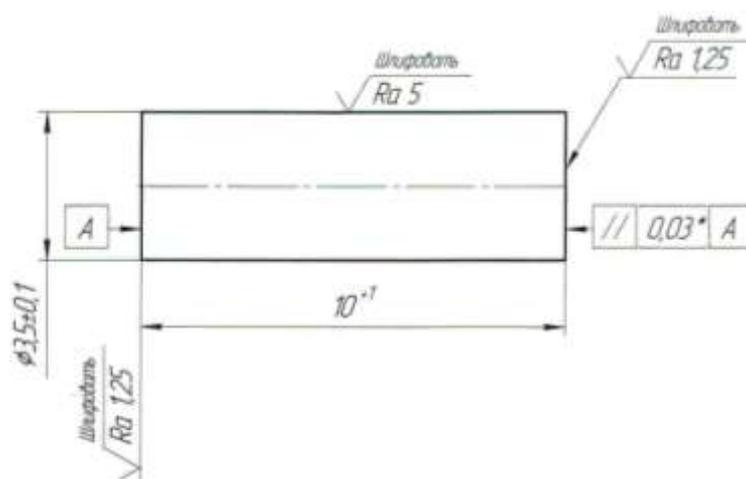


Рисунок 2.2. Эскиз образца для дилатометрических исследований

Нагрев и охлаждение исследуемых образцов выполняли в среде инертного газа (газообразный гелий, марка 6 по ТУ 0271-001-45905715-2002).

Нагрев образцов проводили при скорости 1,5 °C/с до температур 920, 860, 830 и 800 °C. Выдержку при указанных температурах проводили в течение 15 мин. Охлаждение проводили со скоростями 100; 30; 1,5; 0,3 и 0,05 °C/с. Для обработки результатов использовали пакет программ WIN – DIL и Linseis Data Evaluation.

Оценку полученных результатов проводили по методике, подробно рассмотренной в работах [119, 128]. Начало и окончание превращений определяли методом отрыва касательной, за критическую точку принимали точку отклонения дилатометрической кривой от касательной, проведенной к участку кривой, где превращения еще нет, либо оно закончилось.

ГЛАВА 3. ПРЕВРАЩЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СИСТЕМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ БЕЗНИКЕЛЕВЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Как показано в литературном обзоре, для обеспечения высокой устойчивости переохлажденного низкоуглеродистого аустенита и последующего получения структуры пакетного мартенсита в процессе медленного охлаждения (при закалке на воздухе или охлаждении с прокатного или кузнечного нагрева в больших сечениях) возможны два варианта систем легирования сталей:

1. Системное многокомпонентное легирование карбидообразующими элементами с постепенно увеличивающейся склонностью к карбидообразованию, причем, по мере повышения карбидообразующей способности, их концентрация должна в определенной пропорции уменьшаться (система легирования типа Х2Г2МФТБ или Х3Г3МФ);

2. В системе легирования, описанной в пункте 1, вместо самых сильных карбидообразователей (титана и ниобия) вводится кремний в количестве 1,0-1,5 % (система легирования типа Х3Г2МФС).

Таким образом, учитывая все обстоятельства проведенного анализа, при разработке конкретных составов конструкционных сталей для массивных деталей с повышенным уровнем прочности и надежности были предложены 3 базовых состава сталей, а именно:

- **Сталь типа 10Х3Г3МФ.** Содержание углерода должно находиться в пределах 0,10-0,15 %, содержание хрома и марганца изменяться в пределах 2,20-3,50 %, содержание молибдена 0,40-0,60 %, а содержание ванадия не должно превышать 0,10-0,12 %. Только при таком содержании ванадия можно ожидать высокую устойчивость переохлажденного аустенита.

- **Сталь типа 10Х3Г3МФТ.** Содержание углерода должно находиться в пределах 0,10-0,15 %, содержание хрома и марганца изменяться в пределах 2,20-3,50 %, содержание молибдена 0,40-0,60 %, содержание ванадия не должно превышать 0,10-0,12%, а содержание титана должно находиться в пределах 0,02-0,04 %. В составе стали отсутствует дорогостоящий никель.

- **Сталь типа 10X3ГЗМФС.** Содержание углерода должно находиться в пределах 0,10-0,15 %, содержание хрома и марганца изменяться в пределах 2,20-3,50 %, содержание молибдена 0,40-0,60 %, содержание ванадия не должно превышать 0,10-0,12 %. В составе данной стали отсутствует самый сильный карбидообразователь - титан, а дорогостоящий никель заменен на кремний.

Приоритет разработанных составов подтвержден патентом РФ № 2477333. Сталь для изготовления изделий с повышенной прокаливаемостью [132].

В настоящей главе приведены результаты комплексного исследования превращений, структуры и характеристик механических свойств специально выплавленных сталей 10X3ГЗМФ, 10X3ГЗМФТ и 10X3ГЗМФС.

3.1. Исследование структуры и характеристик механических свойств пробных составов сталей в исходном состоянии

Микроструктура всех трех исследуемых сталей в исходном горячекованом состоянии имеет одинаковое строение, и представляет собой пакетный мартенсит (рисунок 3.1).

В таблице 3.1. представлены механические свойства исследуемых сталей с охлаждением после горячейковки на спокойном воздухе. Прочностные характеристики всех трех сталей находятся примерно на одном уровне – 1300 МПа. При этом наиболее высокий предел прочности на растяжение наблюдается у стали 10X3ГЗМФС и составляет 1320 МПа. Это можно объяснить влиянием кремния, который существенно упрочняет феррит за счет искажений кристаллической решетки (механизм твердорастворного упрочнения) [41, 133]. Наиболее высокий условный предел текучести при этом наблюдается у стали 10X3ГЗМФТ, это связано с тем, что карбиды титана повышают сопротивление малым пластическим деформациям.

Характеристики пластичности всех исследуемых сталей достаточно высокие и находятся на одном уровне, лишь относительное сужение несколько

ниже в стали 10ХЗГЗМФС, что, скорее всего, связано с наличием в составе данной стали кремния.

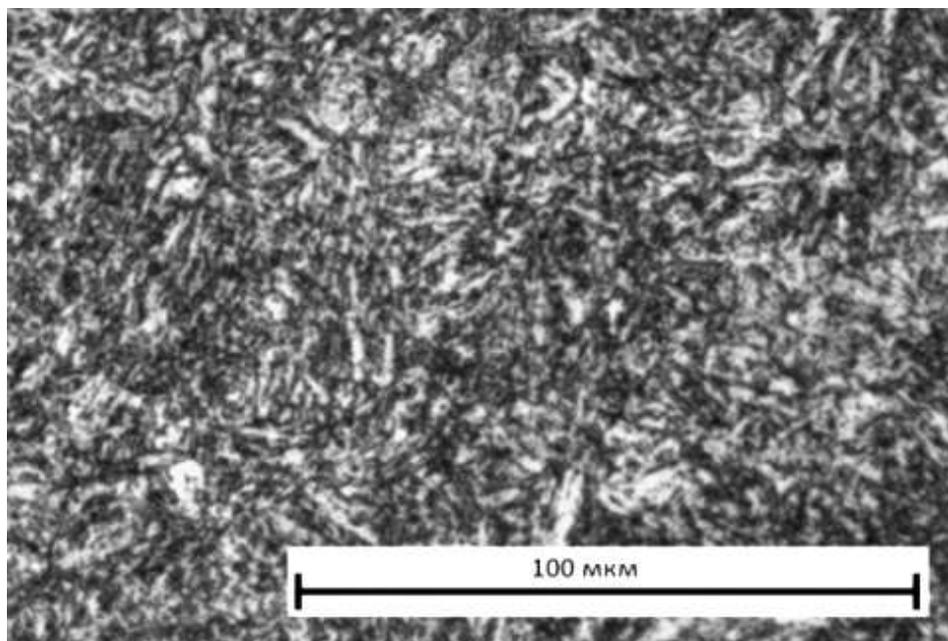


Рисунок 3.1. Микроструктура базовой стали 10ХЗГЗМФ в исходном – горячекованом, состоянии

Таблица 3.1. Характеристики прочности и пластичности исследуемых сталей в исходном горячекованом состоянии

$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %
10ХЗГЗМФ			
943±5	1294±16	15,8±0,3	62,7±0,7
10ХЗГЗМФТ			
1009±14	1306±10	16,5±0,7	62,2±0,7
10ХЗГЗМФС			
965±5	1319±2	14,7±0,3	54,0±2,0

Характеристики ударной вязкости исследуемых сталей в исходном - горячекованом состоянии представлены в таблице 3.2. Из таблицы видно, что значения ударной вязкости, KCU^{+20} , для всех трех сталей находятся на одном уровне.

Уровень удельной работы зарождения и распространения трещины, в условиях плосконапряженного состояния (KCV^{+20} и KCT^{+20}), чуть выше у стали, легированной титаном.

На рисунке 3.2 представлены фраттограммы исследованных сталей в исходном – горячекованом состоянии. Снимки получены с поверхности изломов образцов, прошедших испытания на удар с заранее нанесенной усталостной трещиной длиной 1,5 мм (методика Б.А. Дроздовского).

Таблица 3.2. Значения ударной вязкости исследуемых сталей в исходном горячекованом состоянии

Сталь, марка	KCU ⁺²⁰	KCV ⁺²⁰	KCT ⁺²⁰
	кДж/м ²		
10Х3Г3МФ	1080±20	540±20	180±5
10Х3Г3МФТ	1060±35	640±15	270±10
10Х3Г3МФС	1070±30	610±15	230±5

Очевидно, что рельеф поверхности разрушения у всех трех сталей качественно подобен: на поверхности изломов наблюдаются фасетки квазискола и участки, занятые ямками (рисунок 3.2, а-е). Размер фасеток квазискола изменяется в пределах 10-50 мкм, наиболее часто встречаются фасетки размером примерно 20 мкм, поэтому можно утверждать, что эти фасетки формируются в пределах зерен бывшего аустенита. Внутри фасеток наблюдается развитый инфрарельеф в виде микрогребешков различной ориентировки, который, скорее всего, получен в результате разрушения различно ориентированных мартенситных пакетов. Ямки небольшого размера, неглубокие, характерные для разрушения низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой.

Отличия между тремя исследуемыми сталями заключаются в различных соотношениях между долей ямок и фасеток квазискола: так, у стали 10Х3Г3МФ доля ямок минимальна, а доля фасеток – наибольшая (рисунок 3.2, а-б). Несколько большая доля ямок наблюдается на поверхности изломов стали 10Х3Г3МФТ (рисунок 3.2, в-г), а у стали 10Х3Г3МФС доля ямок несколько больше, чем в других сталях (рисунок 3.2, д-е).

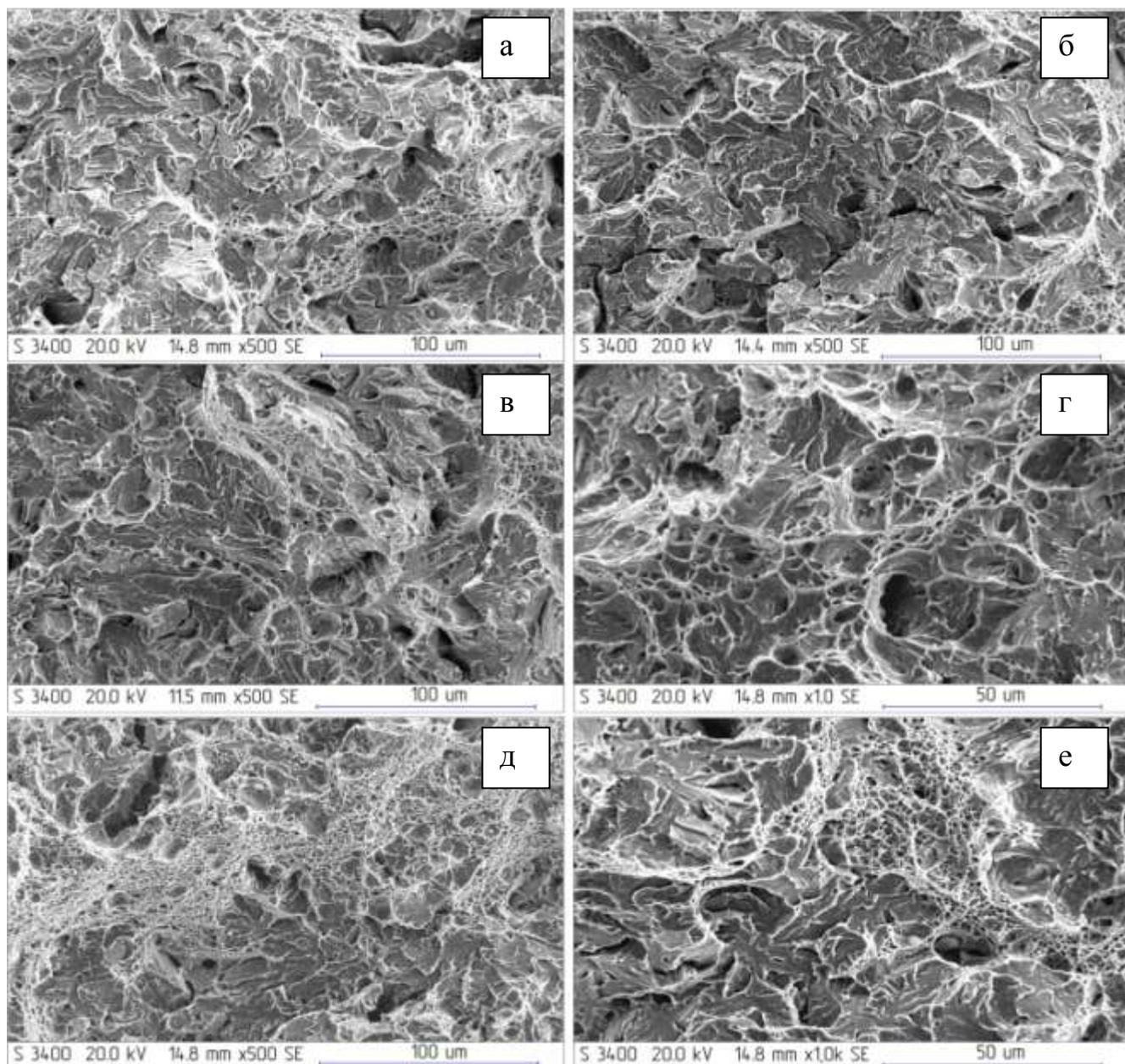


Рисунок 3.2. Рельеф поверхности разрушения центральной области образцов из сталей 10X3Г3МФ (а, б), 10X3Г3МФТ (в, г) и 10X3Г3МФС (д, е) в исходном состоянии, прошедших испытания на КСТ

3.2. Исследование влияния температуры нагрева под закалку на размер зерна аустенита и механические свойства пробных марок сталей

Для оценки влияния системы легирования на изменение размера зерна аустенита в зависимости от температуры аустенитизации, образцы исследуемых

сталей нагревали до температур в интервале от 930 до 1200 °С с выдержкой в течение 40 минут и последующим охлаждением в воде. Выявление зеренной структуры производили комбинированным методом окисления-травления, разработанным на кафедре МТО ПНИПУ [130]. Результаты выявления зеренной структуры представлены на рисунке 3.3. Результаты исследования приведены в таблице 3.3 и на рисунке 3.4, во всех исследуемых сталях с увеличением температуры происходит рост зерна, но характер этого роста весьма различен и зависит от системы легирования.

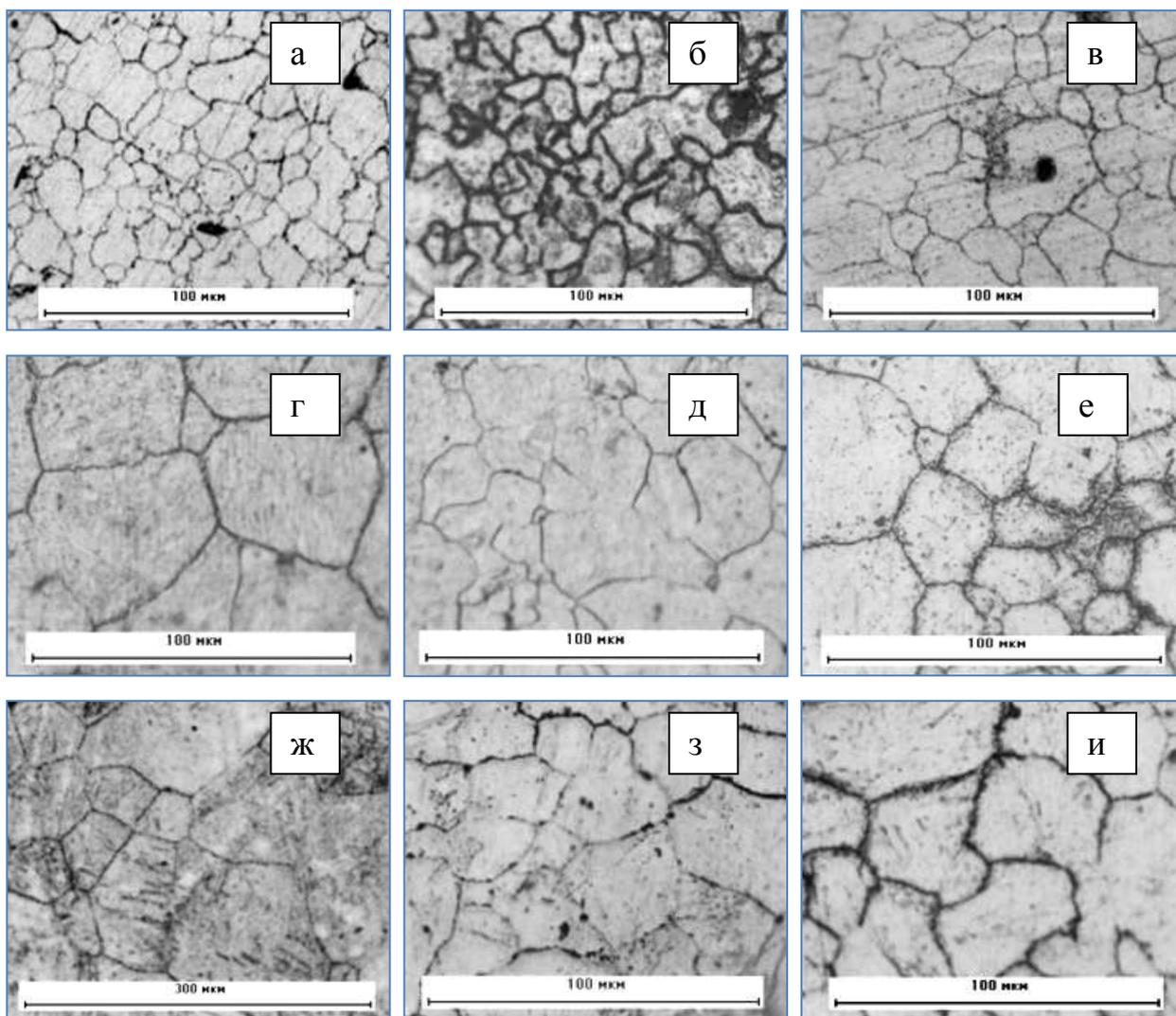


Рисунок 3.3. Зерно аустенита в исследуемых сталях после закалки с различных температур: а-в - с 930 °С; г-е - с 1050 °С; ж-и - с 1100 °С; а, г, ж – сталь 10Х3Г3МФ; б, д, з – сталь 10Х3Г3МФТ; в, е, и – сталь 10Х3Г3МФС

До температуры примерно 1100 °С размер зерна во всех трех сталях изменяется незначительно. В интервале температур 1100-1200 °С в стали 10ХЗГЗМФ происходит существенное увеличение величины зерна с 43 до 235 мкм.

В стали 10ХЗГЗМФТ увеличение размера зерна незначительно, и даже при температуре нагрева 1200 °С размер зерна не превышает 25-27 мкм.

Вероятнее всего, низкая склонность аустенитного зерна к росту у стали 10ХЗГЗМФТ объясняется наличием карбидов титана, расположенных по границам зерен.

В стали 10ХЗГЗМФС до 1150 °С наблюдается относительно незначительный рост зерна, примерно до 37 мкм, а затем, при дальнейшем нагреве до 1200 °С - резкое увеличение склонности зерна к росту. Это можно объяснить влиянием кремния, который затрудняет самодиффузию железа, следовательно, затрудняет миграцию границ.

Таблица 3.3. Размер зерна аустенита в зависимости от температуры аустенитизации

Сталь/ t, °С	Размер зерна аустенита, d, мкм (№ зерна)					
	Температура аустенитизации, °С					
	930	970	1050	1100	1150	1200
10ХЗГЗМФ	11 (10)	14 (10)	31 (7)	43 (6)	113 (4)	235 (2)
10ХЗГЗМФТ	12 (10)	15 (9-10)	16 (9-10)	17 (9-10)	18 (9-10)	27 (8-7)
10ХЗГЗМФС	12 (10)	16 (9-10)	18 (10-9)	26 (8)	37 (7-6)	90 (4)

Анализ микроструктуры, проведенный с помощью светового микроскопа, показал, что микроструктура всех трех исследуемых сталей во всех случаях представляет собой пакетный реечный мартенсит.

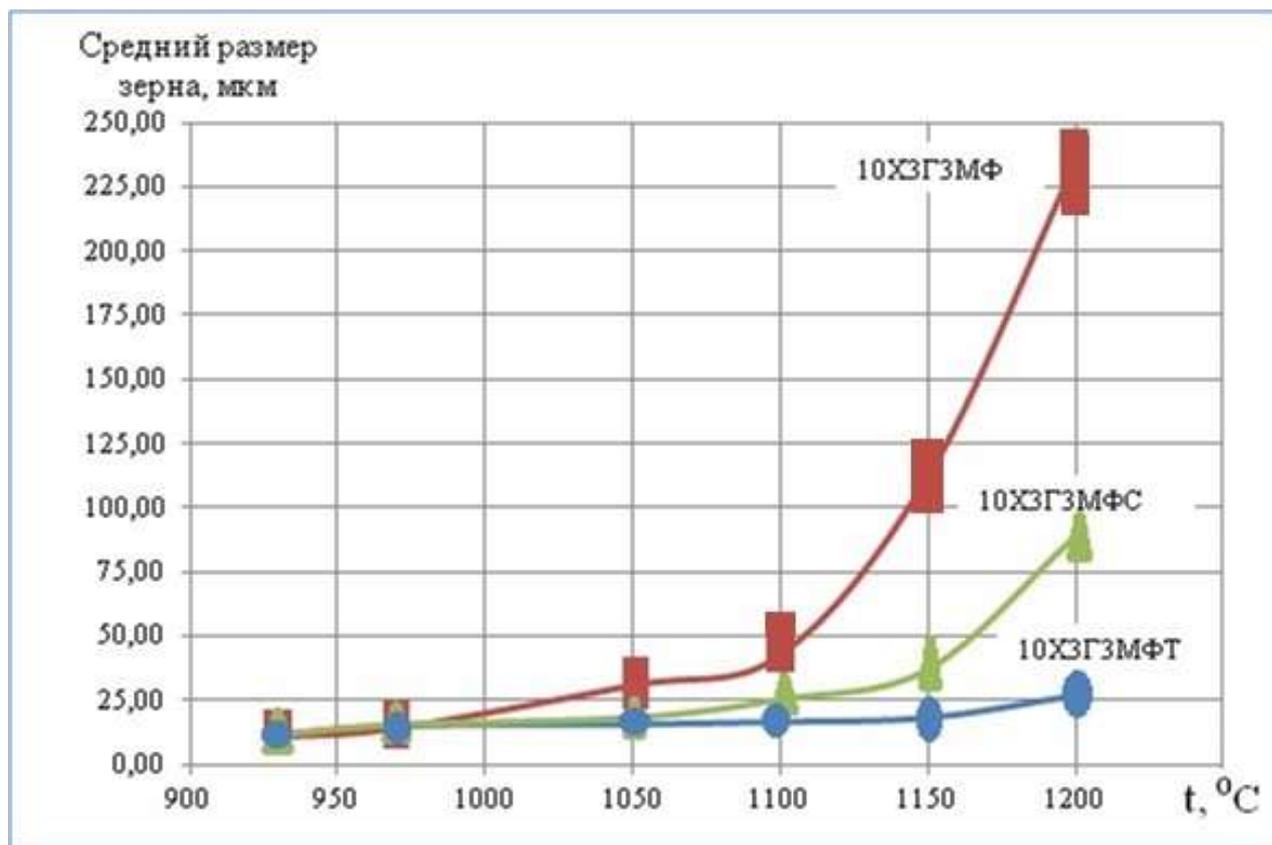


Рисунок 3.4. Влияние температуры аустенитизации на размер зерна исследуемых сталей. Экспериментальный разброс данных определяется высотным размером экспериментальных точек

Зависимость механических свойств исследуемых сталей от температуры аустенитизации представлена в таблице 3.4, из результатов которой следует, что характеристики прочности в сталях 10ХЗГЗМФ и 10ХЗГЗМФТ находятся на уровне: $\sigma_{0,2} = 880-900$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа и практически не меняются при повышении температуры нагрева под закалку с 930 до 1150 °C. Характеристики прочности стали, легированной кремнием, несколько выше: $\sigma_{0,2} = 910-920$ МПа, а $\sigma_B = 1260-1290$ МПа и также не снижаются по мере повышения температуры нагрева под закалку до 1150 °C.

Минимальный уровень характеристик пластичности и их заметное снижение по мере повышения температуры нагрева под закалку наблюдали у стали 10ХЗГЗМФ. Скорее всего, это объясняется наиболее быстрым ростом размера зерна аустенита.

Таблица 3.4. Зависимость механических свойств исследуемых сталей от температуры аустенитизации

t, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %
10X3Г3МФ				
930	901±12	1229±6	16,8±0,5	64,5±1,4
1050	874±8	1192±5	14,2±0,4	57,7±0,9
1150	912±20	1218±8	13,7±0,3	58,7±0,8
10X3Г3МФТ				
930	896±5	1206±10	16,9±0,8	63,2±0,7
1050	895±10	1206±18	17,3±0,5	64,2±1,2
1150	878±8	1204±9	17,6±0,6	65,5±0,5
10X3Г3МФС				
930	917±7	1286±12	17,4±0,2	58,2±1,0
1050	911±5	1275±16	17,1±0,4	56,7±0,6
1150	907±14	1266±10	15,4±1,1	54,2±1,2

В наименьшей степени зерно вырастает у стали, легированной титаном, поэтому уровень характеристик пластичности у этой стали максимальный и не изменяется при повышении температуры аустенитизации. Сталь, легированная кремнием, ведет себя подобно стали 10X3Г3МФ, однако темп снижения характеристик пластичности выражен слабее.

Характеристики ударной вязкости находятся на относительно невысоком уровне и практически не зависят от температуры нагрева под закалку, т.е. от размеров зерна аустенита (таблица 3.5).

Объясняется это наличием структуры пакетного мартенсита, в которой межпакетные границы имеют преимущественно высокоугловые разориентировки и играют роль дополнительных барьеров на пути движущейся трещины.

Следует отметить лишь некоторое увеличение характеристик ударной вязкости при температуре аустенитизации 1050 °C. Этот факт может быть связан с тем, что при данной температуре зерна аустенита во всех трех исследуемых сталях остаются еще достаточно мелкими (20-35 мкм), а большинство неметаллических фаз, негативно влияющих на сопротивление хрупкому

разрушению [134] и расположенных по межзеренным границам, уже растворяются.

Таблица 3.5. Зависимость характеристик ударной вязкости исследуемых сталей от температуры аустенитизации

Температура нагрева под закалку, °С	KCV ⁺²⁰	KCT ⁺²⁰
	кДж/м ²	
10X3ГЗМФ		
930	300±20	130±10
1050	370±25	140±5
1150	310±12	110±10
10X3ГЗМФТ		
930	230±10	100±8
1050	480±12	140±12
1150	330±15	130±10
10X3ГЗМФС		
930	350±15	70±10
1050	380±10	150±25
1150	190±10	70±10

Такой эффект «рафинирования границ» способствует увеличению возможностей их пластической деформации, и, как следствие, увеличению ударной вязкости.

3.3. Оценка устойчивости переохлажденного аустенита пробных составов сталей. Исследование влияния скорости охлаждения на превращения, получаемую структуру и характеристики механических свойств пробных марок сталей

3.3.1. Исследование влияния скорости охлаждения на превращения в пробных марках сталей

Первичную информацию, используемую для построения термокинетических диаграмм переохлажденного аустенита, получали в

результате исследований, проводимых на закалочном дилатометре «Linseis L78», оснащенном индукционным датчиком продольного перемещения «Schaevitz HR 100 (MC)». Температуру при проведении исследований фиксировали с помощью предварительно откалиброванной термопары s-типа (Pt-Pt-10% Rh), которую приваривали к боковой поверхности исследуемых образцов. Нагрев проводили в вакууме (10^{-2} Па), что полностью исключало образование окалины и, следовательно, искажение показаний дилатометра. В качестве охлаждающей среды использовали гелий марки Б (по ТУ-51-940-80, чистота 99,99%), который подавали на образцы под различным давлением. Образцы для исследования имели форму цилиндра высотой 10 мм и диаметром основания 3 мм. Нагрев исследуемых сталей проводили со скоростью 1,5 °C/с до температуры 930 °C. Такая скорость нагрева соответствует печному нагреву с посадкой в предварительно подогретую до требуемой температуры печь. Выдержка при температуре нагрева составляла 20 минут. Последующее охлаждение проводили со скоростями: 50; 1,5; 0,3 и 0,05 °C/с. Сбор и обработку данных эксперимента проводили с помощью пакета программ, поставляемых вместе с прибором.

На рисунках 3.5-3.7 (а-г) представлены дилатометрические кривые, полученные при охлаждении с различными скоростями для сталей 10X3Г3МФ, 10X3Г3МФТ и 10X3Г3МФС соответственно. При скоростях охлаждения от 50, 1,5 и 0,3 °C/с на дилатограммах всех трех сталей наблюдаются два перегиба, соответствующие протеканию лишь одного превращения. Начало превращения фиксировали при температурах 390-400 °C, а окончание превращения в интервале 290-340 °C. Исходя из того, что температура начала превращения практически не зависит от скорости охлаждения, а также, судя по кинетике превращения, данное превращение можно с уверенностью классифицировать как мартенситное.

При скорости охлаждения 0,3 °C/с на дилатограммах всех сталей наблюдается «температурный зуб», появление которого связано с особенностями охлаждения образца в приборе. Во время охлаждения, в результате теплового эффекта превращения, реальная температура образца начинает отклоняться от задаваемой, что вызывает снижение мощности нагревателя.

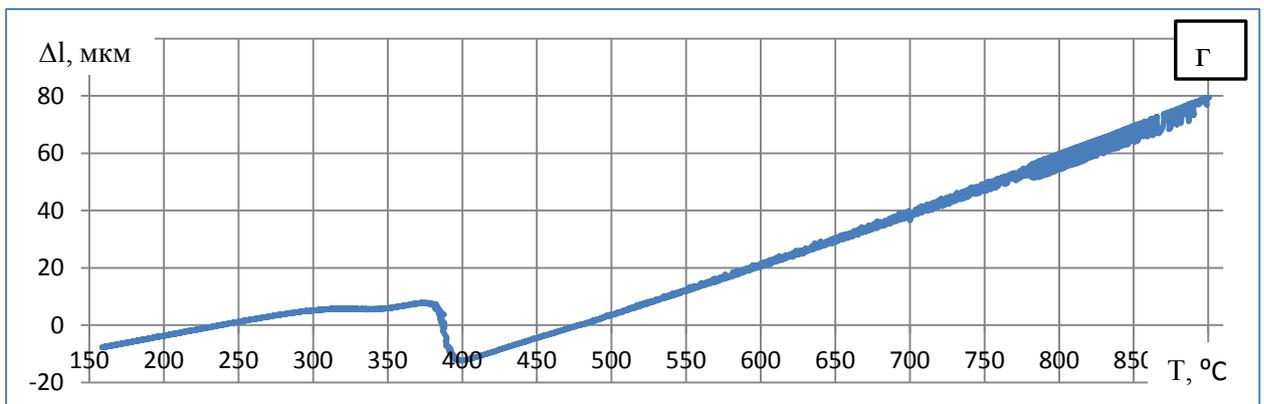
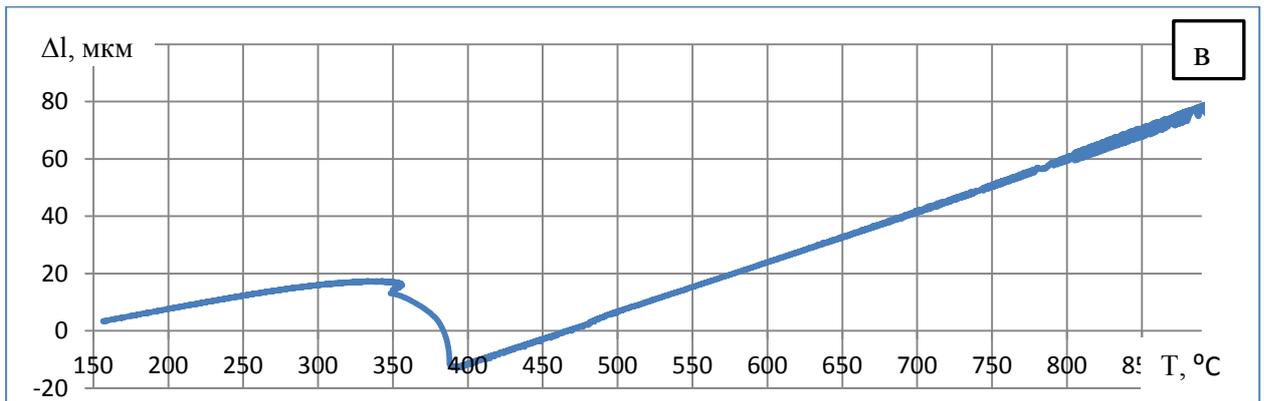
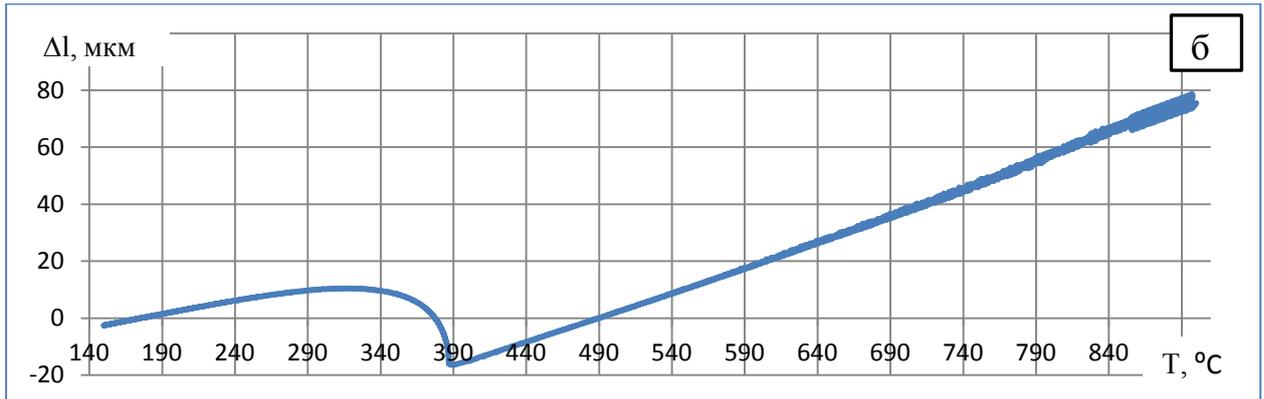
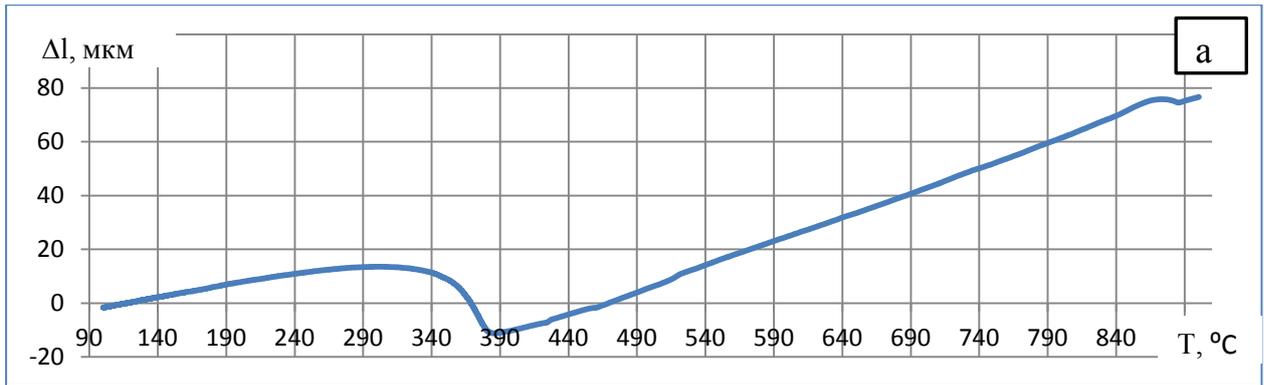


Рисунок 3.5. Дилатогаммы стали 10X3Г3МФ после охлаждения с различными скоростями: а – скорость охлаждения 50 °C /с; б – 1,5 °C /с; в – 0,3 °C /с; г - 0,05 °C /с

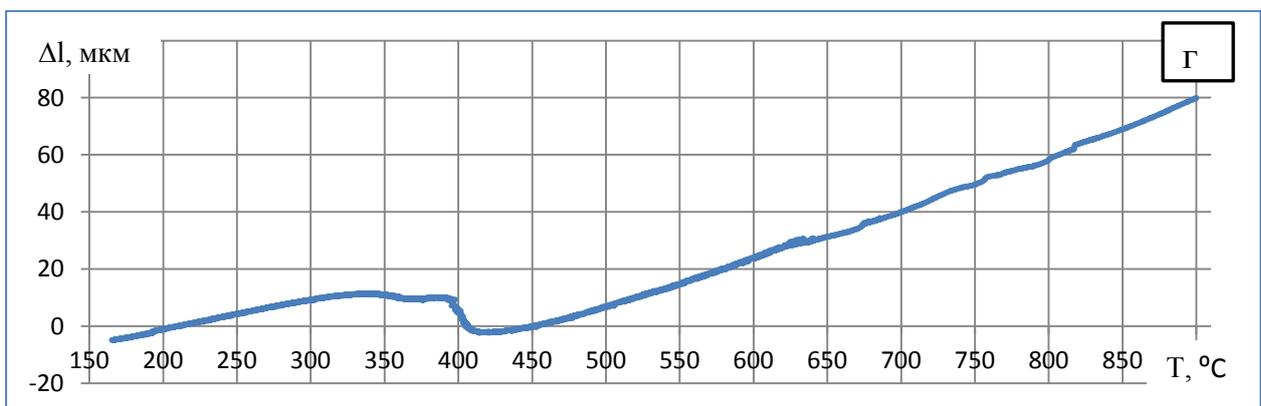
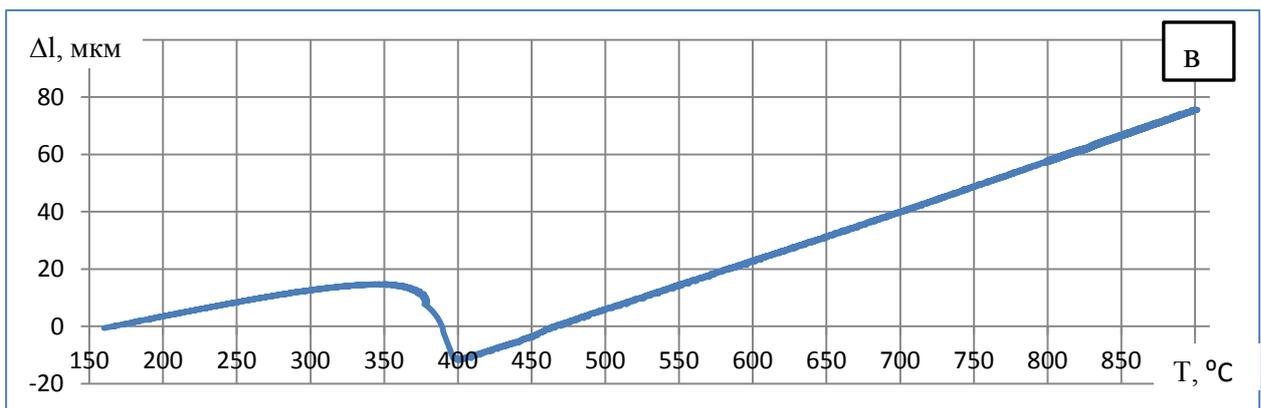
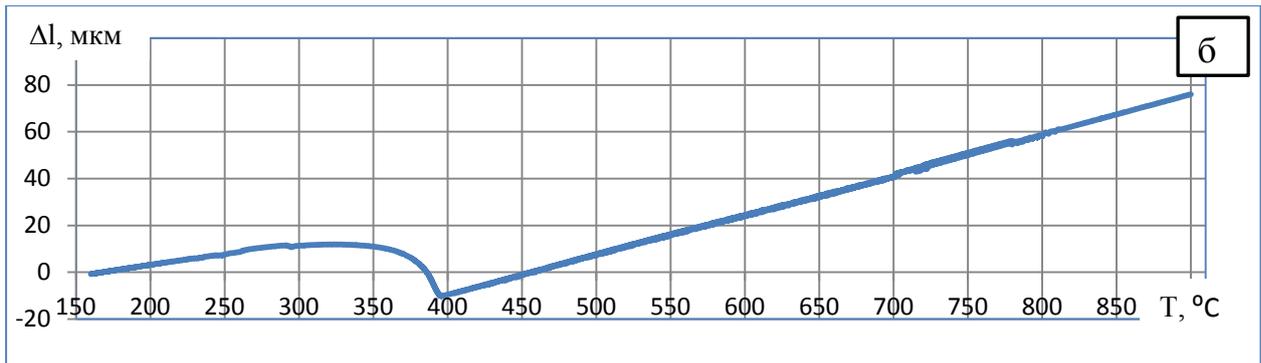
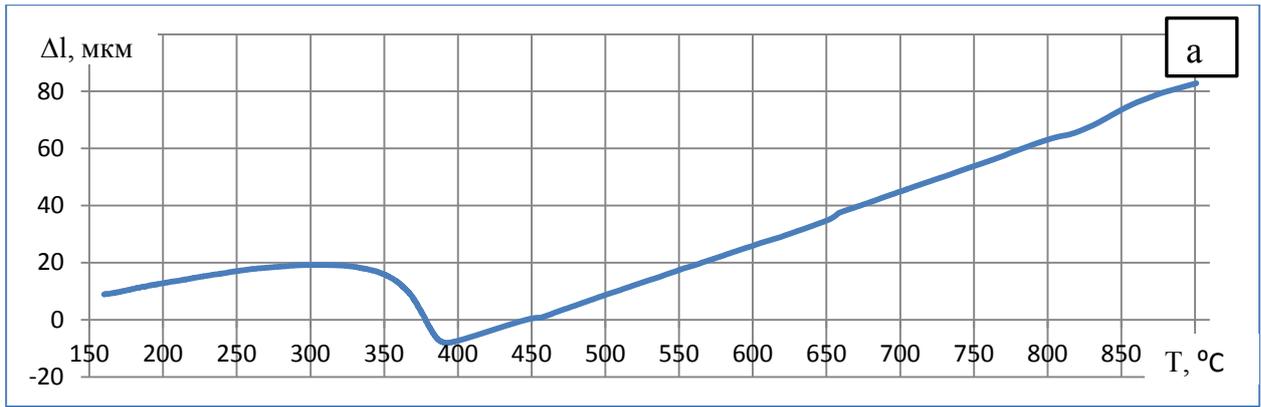


Рисунок 3.6. Дилатогаммы стали 10X3ГЗМФТ после охлаждения с различными скоростями: а – скорость охлаждения 50 °C /с; б – 1,5 °C /с; в – 0,3 °C /с; г - 0,05 °C /с

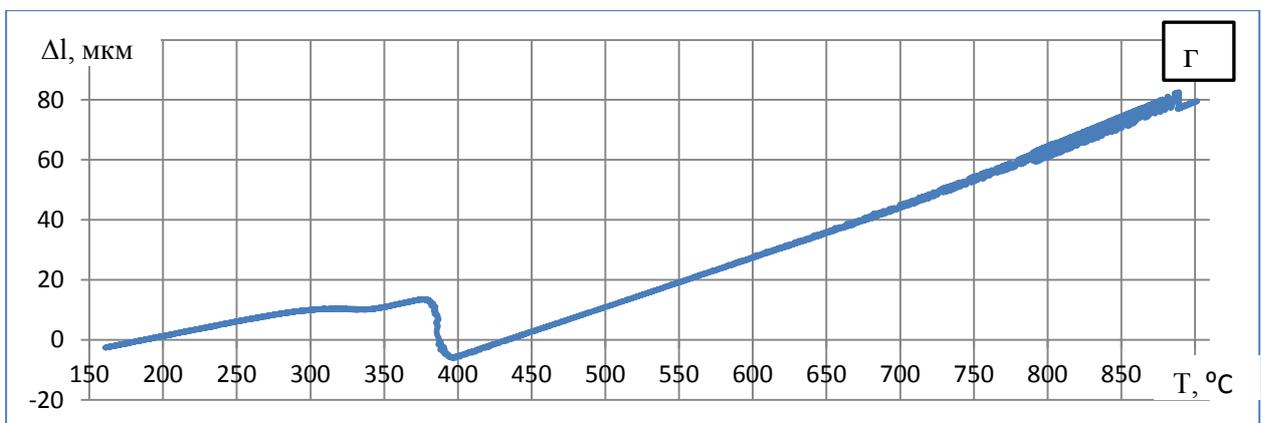
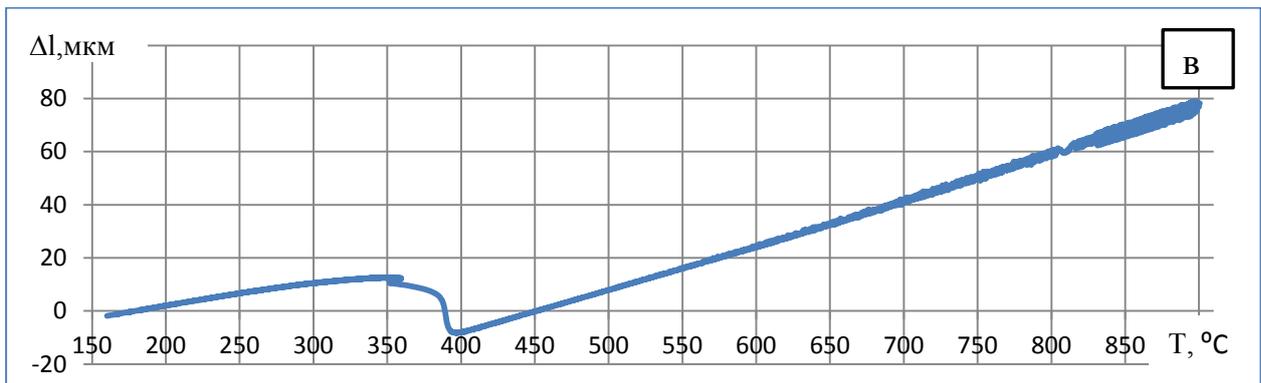
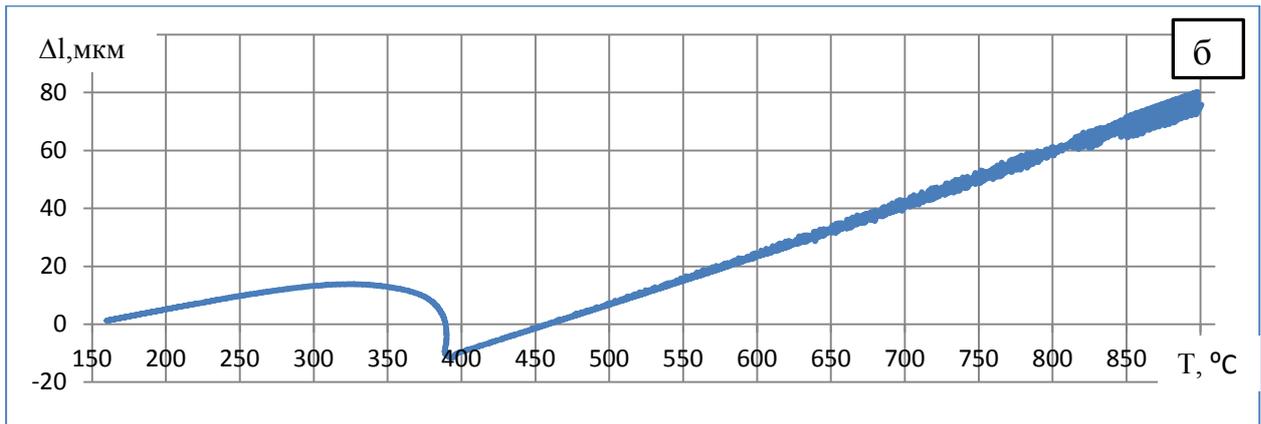
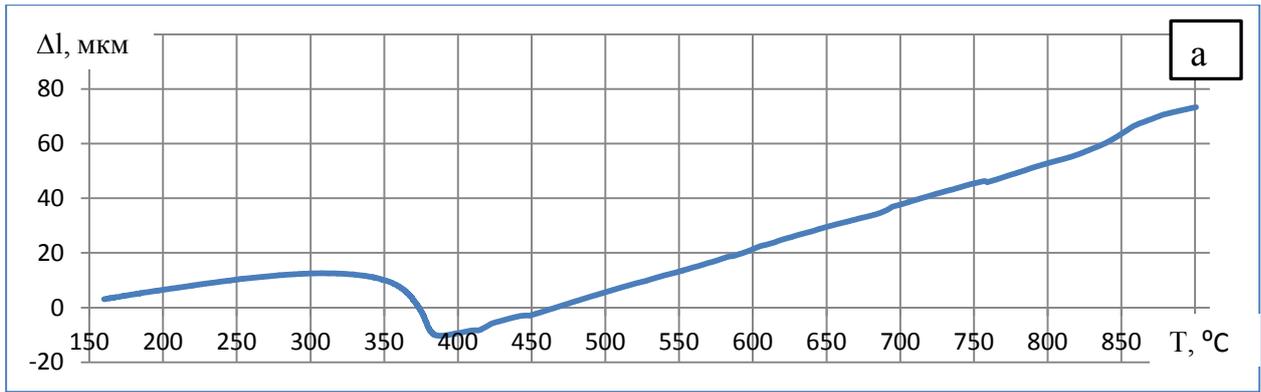


Рисунок 3.7. Дилатогаммы стали 10X3ГЗМФС после охлаждения с различными скоростями: а – скорость охлаждения 50 °C /с; б – 1,5 °C /с; в – 0,3 °C /с; г - 0,05 °C /с

После этого температура образца стала снижаться и по инерции стала ниже задаваемой, при этом мощность нагревателя стала выходить на прежний уровень, что привело к повышению температуры образца до задаваемой. На последнем этапе такого колебания температуры произошел отогрев образца и нарушение непрерывности процесса охлаждения, что и выразилось в зубе на дилатограмме, что связано со скоростью реакции нагревательной системы на поддержание температуры образца при данной скорости охлаждения. Данную особенность можно объяснить проявлением инерционности нагревательной системы при данной скорости охлаждения.

При скорости охлаждения $0,05 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ на дилатограммах всех трех сталей наблюдаются четыре перегиба, соответствующие протеканию двух превращений. Первое превращение, начало которого фиксировали при температурах $400\text{-}450 \text{ } ^\circ\text{C}$, а окончание при температурах $375\text{-}390 \text{ } ^\circ\text{C}$, скорее всего, относится к бейнитному превращению. Второе превращение, начало которого фиксировали при температурах $340\text{-}365 \text{ } ^\circ\text{C}$, а окончание при температурах $305\text{-}325 \text{ } ^\circ\text{C}$, скорее всего является мартенситным. На рисунках 3.8-3.10 представлены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита исследуемых сталей, построенные по результатам проведенных дилатометрических исследований.

Необходимо отметить, что внешний вид термокинетических диаграмм для исследуемых сталей качественно одинаков: M_n для всех трех сталей при скоростях $50; 1,5; 0,3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ постоянна, M_k постоянна с небольшим повышением к скорости $0,3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$; при самой медленной скорости охлаждения $0,05 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ четко наблюдается интервал бейнитного превращения, при этом температура начала мартенситного превращения, протекающего после бейнитного, заметно снижается, что объясняется процессами обогащения по углероду еще непревращенного аустенита.

Различия ТКД исследуемых сталей заключаются в следующем: температурный интервал как мартенситного, так и бейнитного превращения для стали 10Х3Г3МФТ несколько шире по сравнению с двумя другими сталями. Кроме того, в стали 10Х3Г3МФТ иначе ведет себя точка M_k : если в двух других

сталях после протекания бейнитного превращения M_K , также как и M_H , снижается, то в этой стали M_K немного повышается. Это можно объяснить тем, что титан связан в карбиды типа TiC , а температура аустенитизации $930\text{ }^\circ\text{C}$ не позволяет растворить эти карбиды.

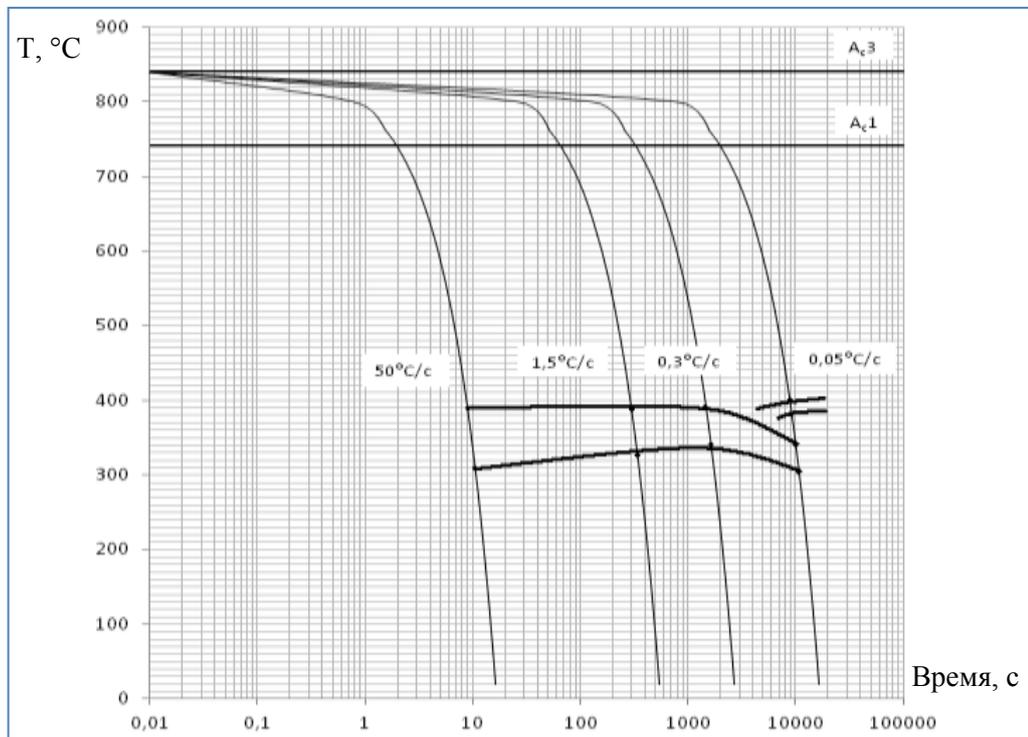


Рисунок 3.8. Термокинетическая диаграмма для стали 10ХЗГЗМФ

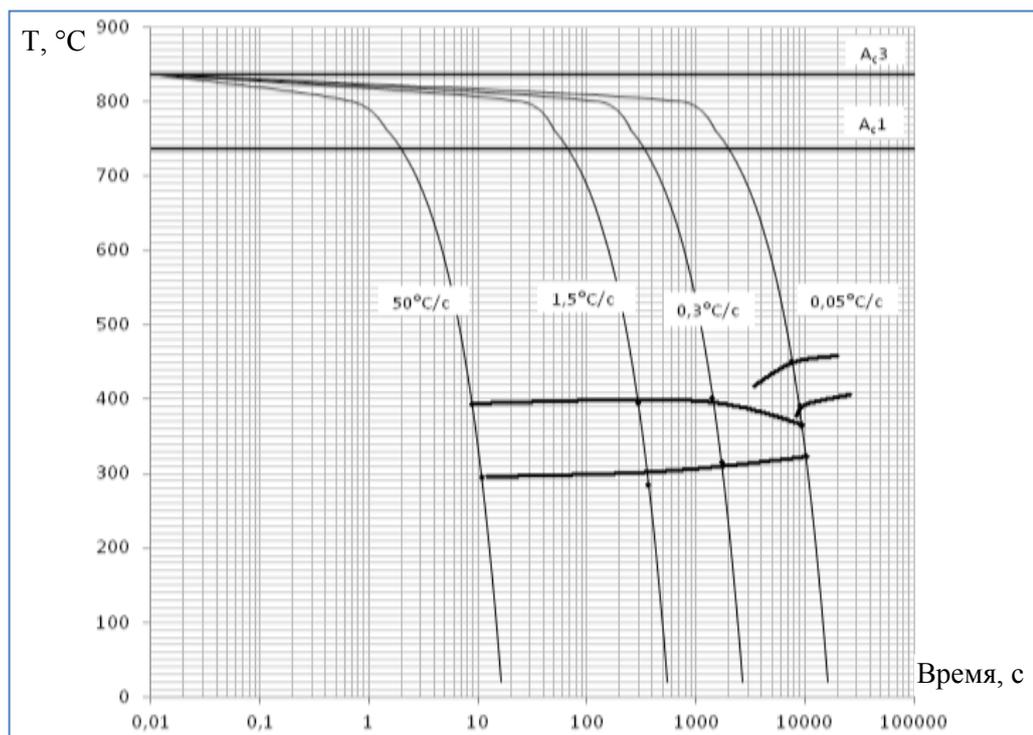


Рисунок 3.9. Термокинетическая диаграмма для стали 10ХЗГЗМФТ

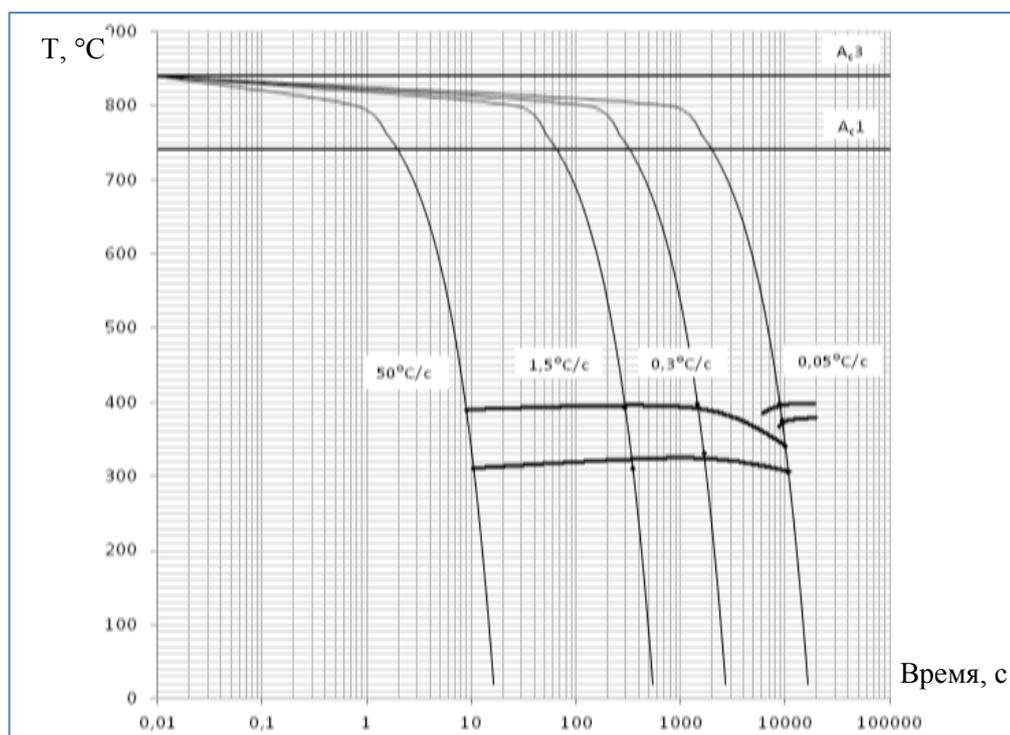


Рисунок 3.10. Термокинетическая диаграмма для стали 10Х3ГЗМФС

Количественная информация о критических точках исследуемых сталей приведена в таблице 3.6.

Таблица 3.6. Температуры критических точек исследуемых сталей после охлаждения с различными скоростями (Дилатометр Linseis RITA L78)

Скорость охлаждения, $^\circ\text{C}/\text{с}$									
50		1,5		0,3		0,05			
Критические точки, $^\circ\text{C}$									
Мн	Мк	Мн	Мк	Мн	Мк	Бн	Бк	Мн	Мк
10Х3ГЗМФ									
390	310	388	327	390	340	400	380	340	305
10Х3ГЗМФТ									
393	295	395	285	400	315	450	390	365	325
10Х3ГЗМФС									
388	310	392	310	398	330	398	375	340	305

3.3.2. Исследование влияния скорости охлаждения на получаемую структуру и характеристики механических свойств пробных марок сталей

Для оценки влияния скорости охлаждения образцы из исследуемых сталей нагревали до температуры 930 °С с выдержкой 40 минут и последующим охлаждением на воздухе, в коробке с песком на воздухе, вместе с печью, в коробке с песком вместе с печью, что соответствует скоростям охлаждения 1,5; 0,31; 0,054 и 0,028 °С/с соответственно.

При скоростях охлаждения 1,5; 0,31 и 0,054 °С/с микроструктура всех исследуемых сталей одинакова и представляет собой мартенсит (рисунки 3.11, а-б, 3.12, а-б). При скорости охлаждения 0,028 °С/с в микроструктуре всех трех сталей наблюдаются бейнитные области с карбидными выделениями (рисунки 3.11, в-г, 3.13, а-б). Морфологически полученную структуру можно отнести к верхнему бейниту, с явно выраженными признаками диффузионной релаксации. Различия между марками 10Х3Г3МФТ и 10Х3Г3МФС незначительны и проявляются в чуть меньших размерах карбидной фазы и увеличенной доле светлой составляющей – α -фазы для стали 10Х3Г3МФТ относительно 10Х3Г3МФС.

Зависимость механических свойств исследуемых сталей от скорости охлаждения представлена в таблице 3.7. Видно, что механические свойства всех трех исследуемых сталей, вне зависимости от скорости охлаждения, находятся примерно на одном уровне с небольшой тенденцией к повышению прочности при уменьшении скорости охлаждения, особенно в стали 10Х3Г3МФС.

На рисунке 3.14, а-в, представлены зависимости σ_B и $\sigma_{0,2}$ от скорости охлаждения. Полученные данные свидетельствуют о том, что, независимо от скорости охлаждения в интервале от 1,5 до 0,028 °С/с, предел прочности исследуемых сталей находится на уровне 1230-1310 МПа. Несколько более высокий уровень σ_B – 1290-1310 МПа, зафиксирован у стали с кремнием, что еще раз подтверждает тот факт, что кремний является сильным упрочнителем α -железа. Минимальный, по сравнению с другими сталями, уровень σ_B – 1230-1260 МПа, наблюдали у стали с титаном. Этот факт объясняется тем, что титан, образуя свои

карбиды, способствует некоторому снижению концентрации углерода в твердом растворе, тем самым, снижая прочность мартенсита и мартенситно-бейнитной смеси.

Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ исследуемых сталей находится на уровне 900 МПа и мало изменяется при изменении скорости охлаждения, и только у стали 10Х3Г3МФС после самой низкой скорости охлаждения (0,028 °С/с) условный предел текучести несколько выше и достигает 950 МПа.

Следует отметить общую, хотя и весьма слабую, тенденцию к повышению характеристик прочности, по мере снижения скорости охлаждения. Скорее всего, это следует связывать с формированием несколько более высокоуглеродистого мартенсита при самой малой скорости охлаждения. Это подтверждается снижением температуры начала мартенситного превращения при скорости охлаждения 0,05°С/с (см. таблицу 3.6).

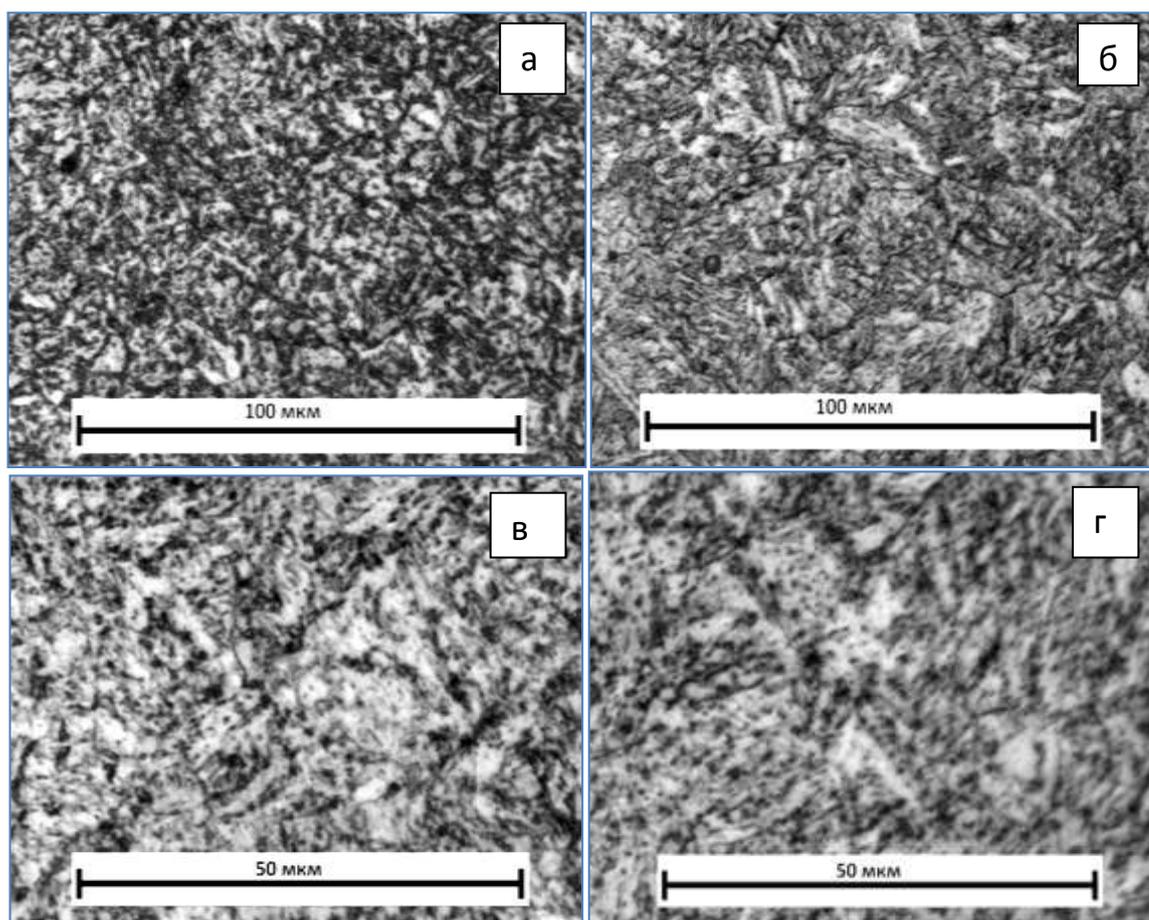


Рисунок 3.11. Микроструктура исследуемых сталей при охлаждении с различными скоростями: а-б - скорость охлаждения 0,31 °С /с; в-г - скорость охлаждения 0,028 °С /с; а, в – сталь 10Х3Г3МФТ, б, г – сталь 10Х3Г3МФС. Световой микроскоп

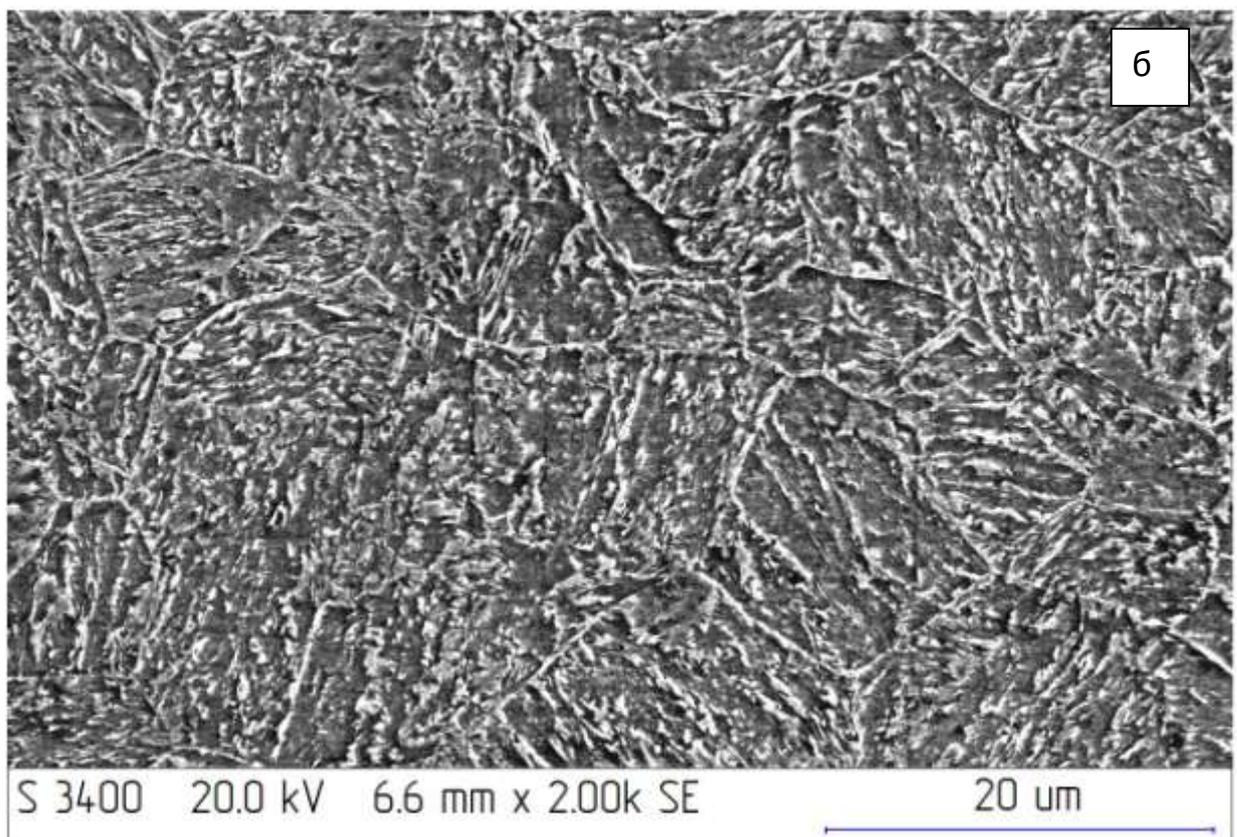
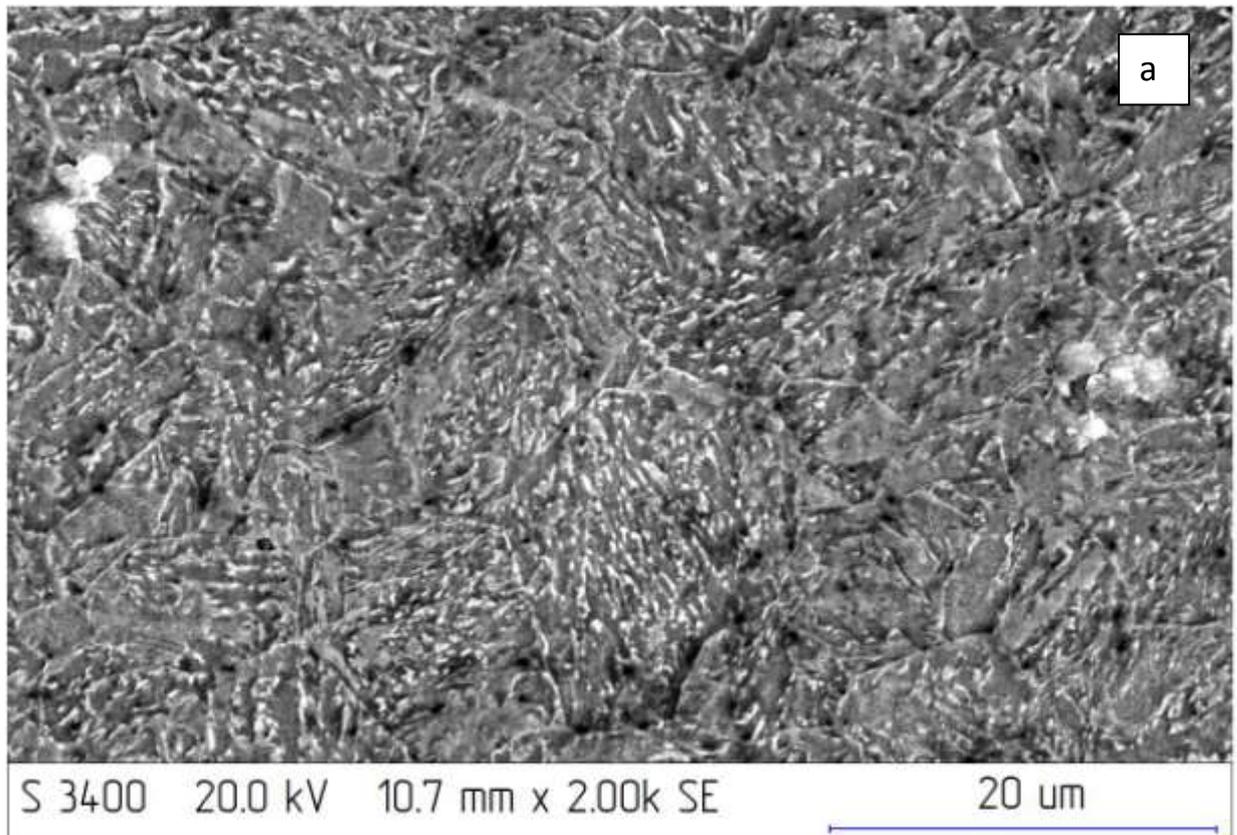


Рисунок 3.12. Микроструктура исследуемых сталей при охлаждении со скоростью $0,31 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$: а - 10X3Г3МФТ; б - 10X3Г3МФС. СЭМ Hitachi S3400-N

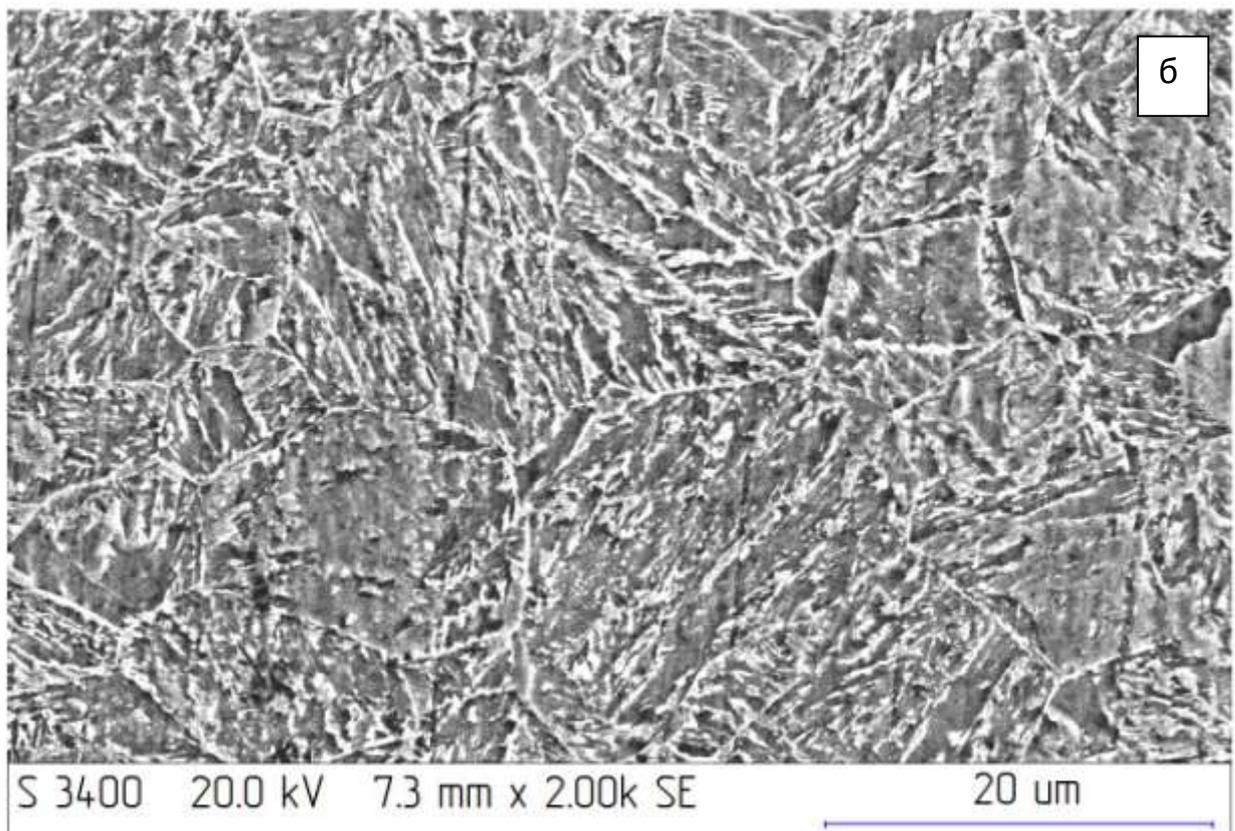
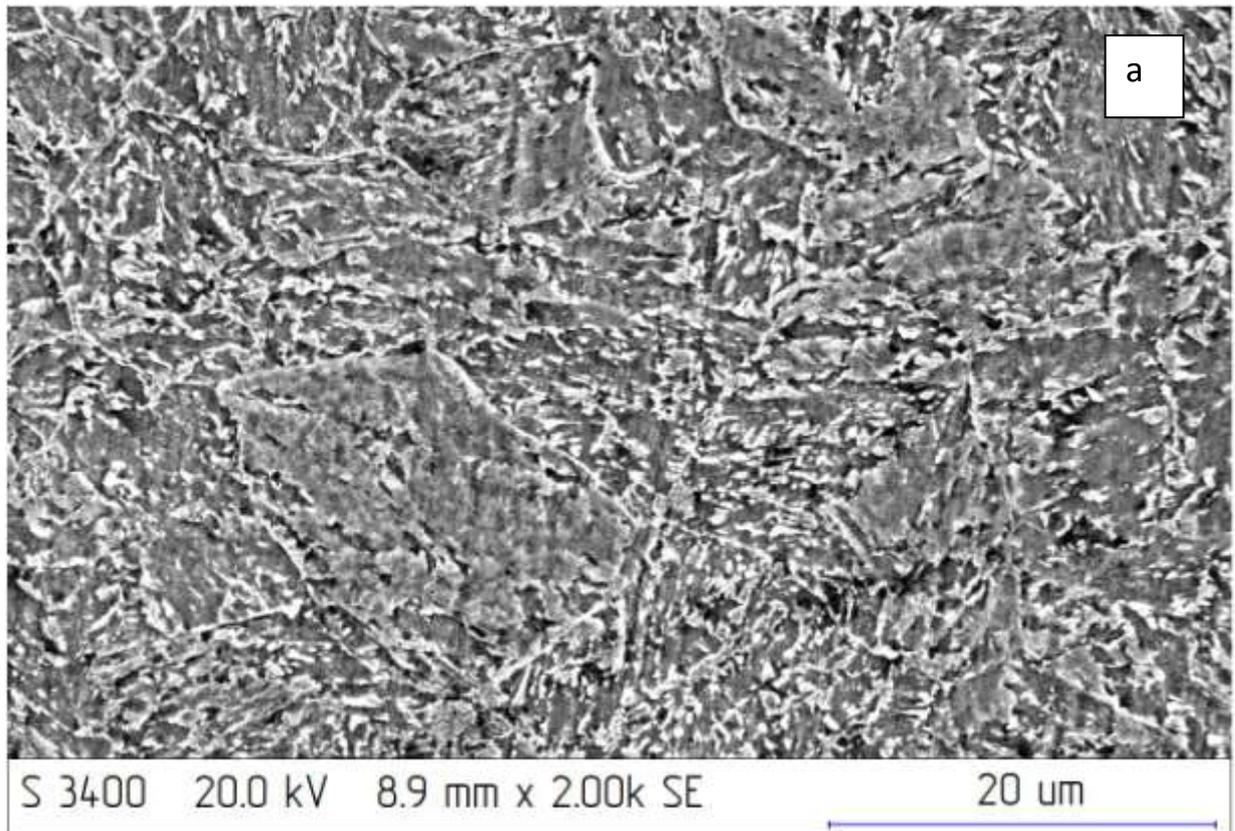


Рисунок 3.13. Микроструктура исследуемых сталей при охлаждении со скоростью 0,028 °C/с: а - 10X3Г3МФТ; б - 10X3Г3МФС. СЭМ Hitachi S3400-N

Таблица 3.7. Зависимость механических свойств исследуемых сталей от скорости охлаждения

Скорость охлаждения, °C /с															
1,5 °C/с				0,31 °C /с				0,054 °C /с				0,028 °C /с			
Свойства															
$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %
10X3Г3МФ															
901±10	1229±14	16,8±0,6	64,5±2,5	902±8	1235±10	16,6±1,4	62,5±1,6	889±10	1250±8	17,0±0,5	60,0±0,8	913±10	1257±13	16,7±1,2	61,7±2,0
10X3Г3МФТ															
896±8	1206±10	16,9±1,2	63,2±1,3	908±6	1232±8	16,9±0,6	59,2±1,0	897±5	1233±10	15,3±0,6	60,7±0,5	930±10	1262±8	16,5±0,7	61,0±1,3
10X3Г3МФС															
917±5	1286±12	17,4±0,6	58,0±2,0	920±11	1291±14	16,5±2,5	58,5±1,5	906±8	1308±5	16,0±0,2	56,2±1,6	952±5	1305±10	16,1±0,9	58,0±0,9

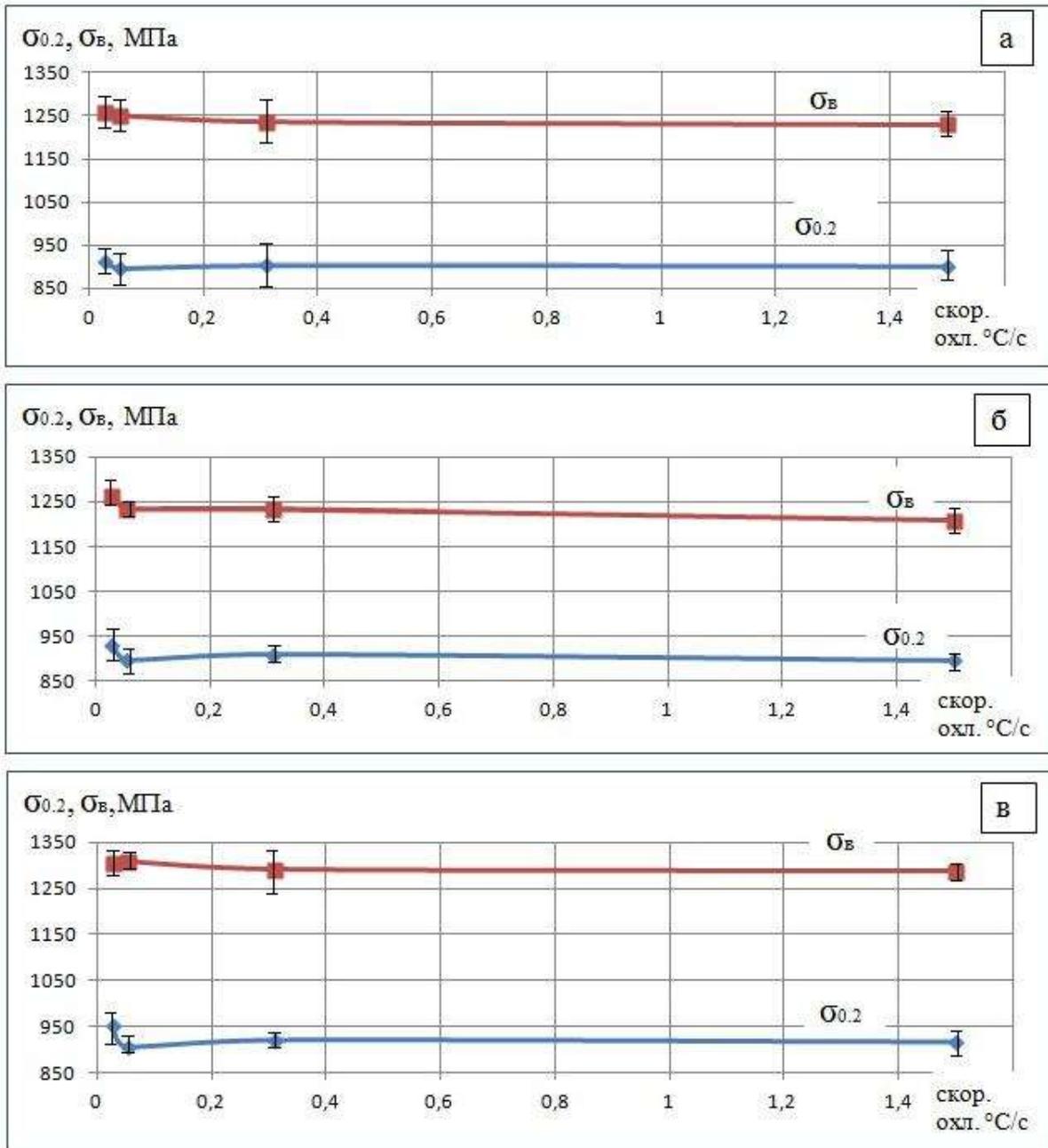


Рисунок 3.14. Зависимость характеристик прочности ($\sigma_{0.2}$, σ_B) от скорости охлаждения: а - для стали 10X3Г3МФ; б - 10X3Г3МФТ; в - 10X3Г3МФС

Ударная вязкость (таблица 3.8), определенная на образцах с U-образным надрезом, находится на вполне удовлетворительном уровне, 900-1100 кДж/м², и весьма слабо зависит от скорости охлаждения. Следует отметить лишь существенное снижение ударной вязкости KCU^{+20} у стали 10X3Г3МФ после охлаждения со скоростью 0,31 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (охлаждение заготовок диаметром 19 мм в

коробке с песком на воздухе). Чуть более низкий уровень ударной вязкости, KCU^{+20} , наблюдается у стали с кремнием: 700-800 кДж/м².

Ударная вязкость, определенная на образцах с острым надрезом, KCV^{+20} , а также - на образцах с трещиной и дополнительными боковыми надрезами, имеет несколько более высокие значения у стали с кремнием.

Таблица 3.8. Ударная вязкость исследуемых сталей в зависимости от скорости охлаждения

Скорость охлаждения, °С/с	KCU^{+20}	KCV^{+20}	KCT^{+20}
	кДж/м ²		
10Х3Г3МФ			
1,5	1160±35	300±20	130±15
0,31	570±10	290±10	80±5
0,054	900±15	250±15	70±10
0,028	880±45	250±10	80±10
10Х3Г3МФТ			
1,5	960±10	230±15	100±10
0,31	920±25	280±20	100±15
0,054	1050±45	160±10	90±5
0,028	1000±30	160±25	70±5
10Х3Г3МФС			
1,5	800±15	350±15	70±5
0,31	740±10	330±5	130±10
0,054	820±25	340±10	90±5
0,028	730±20	440±10	110±25

На рисунке 3.15, а-е, представлены фрактограммы сталей 10Х3Г3МФТ и 10Х3Г3МФС в зависимости от скорости охлаждения.

Микромеханизмы распространения трещины были изучены на образцах, прошедших динамические испытания по методике Б.А. Дроздовского.

Рельеф поверхности разрушения качественно подобен: на поверхности изломов наблюдаются фасетки квазискола и участки, занятые ямками.

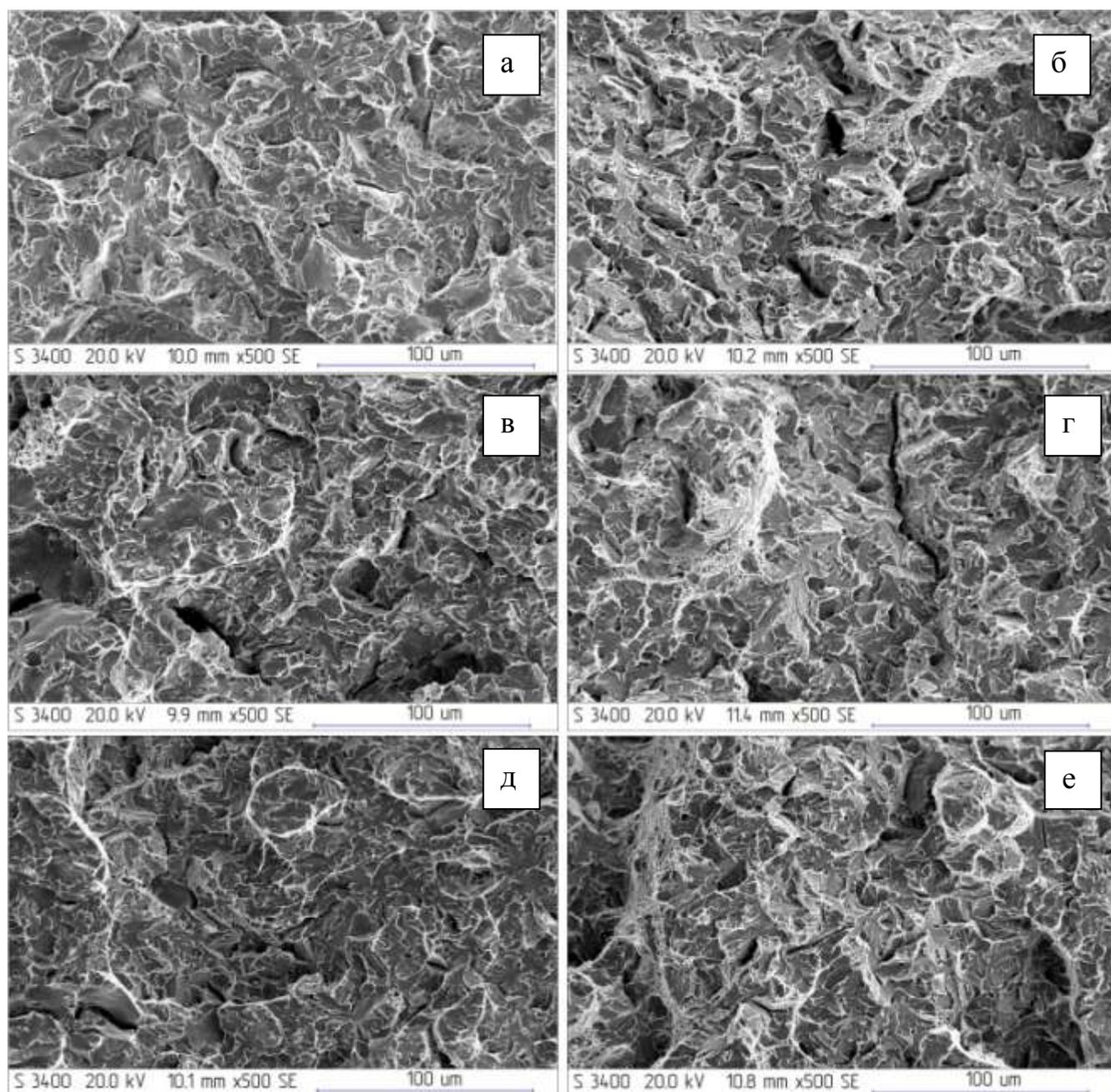


Рисунок 3.15. Рельеф поверхности разрушения центральной области образцов, прошедших испытания на КСТ:

а-б - скорость охлаждения $0,31\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$: а - 10ХЗГЗМФТ, б - 10ХЗГЗМФС;

в-г - скорость охлаждения $0,054\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$: в - 10ХЗГЗМФТ, г - 10ХЗГЗМФС;

д-е - скорость охлаждения $0,028\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$: д - 10ХЗГЗМФТ, е - 10ХЗГЗМФС

В изломах образцов из стали 10ХЗГЗМФТ основной фрактурной составляющей являются фасетки квазискола, ямки практически отсутствуют, наблюдаются отдельные фасетки скола.

В изломах образцов из стали 10Х3Г3МФС основной фрактурной составляющей являются фасетки квазискола, однако наблюдаются довольно большие участки, занятые ямками.

3.4. Исследование влияния температуры отпуска на структуру и характеристики механических свойств пробных марок сталей

Для оценки влияния температуры отпуска на структуру и механические свойства образцы из исследуемых сталей нагревали под закалку до температуры 930 °С, охлаждение на воздухе, а затем производили отпуск с нагревом на температуру 200, 350, 500, 650 °С, охлаждение на воздухе.

Подробно была исследована структура стали 10Х3Г3МФС. После отпуска при 200 °С структура не отличается от той, которая была получена в исходном горячекованом и закаленном на воздухе состоянии и представляет собой пакетный (реечный) мартенсит.

Исследования с помощью светового, а также сканирующего электронного микроскопа не выявили существенных отличий в структуре стали 10Х3Г3МФС после отпуска при 350 и 500 °С, по сравнению с отпуском при 200 °С (рисунок 3.16). В работах опубликованных ранее, было показано, что после отпуска при 350 °С в подобных сталях формируется дисперсные столбчатые карбиды легированного цементита. После отпуска при 500 °С выявлено присутствие большого количества карбидов различной формы, выделившихся как в теле реек α -фазы, так и по их границам [74].

После отпуска при температуре 650 °С резко увеличивается травимость границ зерен и пакетов, что косвенно свидетельствует о формировании зернограницных сегрегаций примесных атомов, а также наблюдается достаточно большое количество карбидных частиц сферической формы по границам зерен, пакетов и элементов субструктуры (рисунок 3.16, д-е).

Активное протекание процессов карбидообразования, а также полигонизационных и рекристаллизационных процессов в α -фазе, способствует тому, что атомы примесей и, в первую очередь, - атомы фосфора, активно диффундируют к границам зерен, тем самым уменьшая межзеренную когезию. Все это приводит к тому, что при испытаниях на ударную вязкость реализуется межзеренное разрушение, свидетельствующее о протекании процессов отпускной хрупкости.

Исходя из полученных данных, представленных в таблице 3.9, видно, что прочность исходного состояния (горячекованого) выше, чем после закалки и отпуска при температуре 200 °С, это можно объяснить частичным сохранением повышенного уровня плотности дислокаций, возникших в аустените при горячей ОМД и сохранившихся после охлаждения до комнатной температуры – эффект ВТМО (нагрев до температуры 1150 °С, степень укова 5).

Анализ зависимости предела прочности исходно закаленных сталей от температуры отпуска (таблица 3.9, рисунок 3.17, а-в) показывает, что повышение температуры отпуска до 350 °С приводит к некоторому снижению σ_b на 25-30 МПа во всех исследуемых сталях. Повышение температуры отпуска до 500 °С приводит к повышению σ_b для стали 10Х3Г3МФ на 15 МПа, для сталей 10Х3Г3МФТ и 10Х3Г3МФС на 30 МПа относительно уровня прочности после отпуска на 200 °С. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 650 °С приводит к существенному разупрочнению всех исследуемых сталей.

Характер изменения условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ отличается от характера изменения предела прочности. Максимум $\sigma_{0.2}$ наблюдается после отпуска 350 °С (прирост примерно 80 МПа), дальнейшее повышение температуры отпуска ведет к плавному понижению $\sigma_{0.2}$ для всех исследуемых сталей.

Такое изменение характеристик прочности можно объяснить тем, что при температуре отпуска 350 °С происходит закрепление дислокаций, вследствие формирования дисперсных, квазихаотически ориентированных карбидов цементитного типа [42, 135], что объясняет повышение $\sigma_{0.2}$. При температуре

отпуска 500 °С происходит выделение большого количества карбидов типа Me_7C_3 , как в теле, так и по границам элементов субструктуры [75], что объясняет повышение σ_v (эффект дисперсионного упрочнения). Дальнейшее разупрочнение связано с протеканием процессов полигонизации, рекристаллизации и коагуляции карбидной фазы.

Относительное удлинение δ во всех исследуемых сталях остается практически неизменным, на уровне 16,5 – 18 %, до высоких температур отпуска и несколько повышается при температурах отпуска выше 500 °С. Уровень значений относительного сужения Ψ также высокий вплоть до температуры отпуска 500 °С: 61,5 – 65 % у сталей 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ и несколько ниже, 58,5 – 60 % у стали 10Х3Г3МФС. При дальнейшем повышении температуры отпуска наблюдается повышение Ψ до 66 – 70 %.

Ударная вязкость исследуемых сталей после отпуска в широком интервале температур, оцененная на образцах с заранее созданной усталостной трещиной, только после отпуска при 200 °С находится на удовлетворительном уровне – 120-170 кДж/м² (таблица 3.9). При более высоких температурах, вследствие выделения карбидов ударная вязкость КСТ становится ниже допустимого уровня в 120 кДж/м². После отпуска при 650 °С, из-за проявления отпускной хрупкости ударная вязкость КСТ снижается до 40-60 кДж/м², что сопровождается межзерненным характером разрушения ударных образцов.

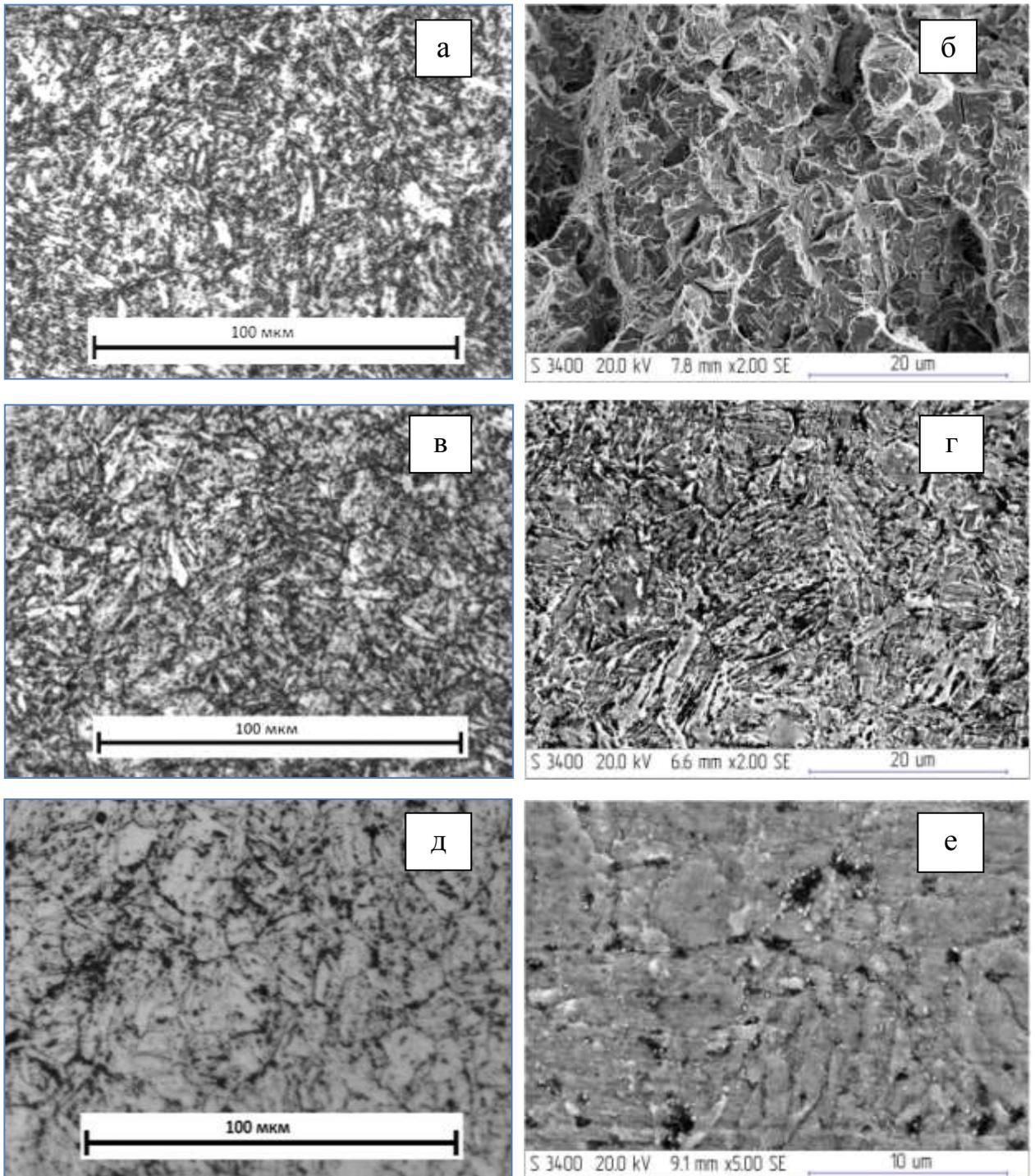


Рисунок 3.16. Микроструктура стали 10Х3ГЗМФС после отпуска при температуре 350 °С (а-б); 500 °С (в-г) и 650 °С (д-е); а, в, д – световой микроскоп; б, г, е – СЭМ Hitachi S3400-N

Таблица 3.9. Зависимость характеристик прочности и пластичности от температуры отпуска исследуемых сталей (Перед отпуском: закалка с 930 °С, выдержка 40 минут, охлаждение – на воздухе)

$t_{\text{отп}}$	$\sigma_{0.2}$	σ_B	δ	Ψ	KCU ⁺²⁰	KCV ⁺²⁰	KCT ⁺²⁰
°С	МПа		%		кДж/м ²		
сталь 10X3Г3МФ							
Исх. сост. (г/ков)	943±5	1294±16	15,8±0,3	62,7±0,7	1080±20	540±20	180±5
Закаленное сост.	901±5	1229±6	17,0±0,5	65±1,0	1160±10	300±5	130±8
200	898±8	1220±5	17,5±0,5	64±1,5	1120±20	280±12	120±6
350	986±10	1189±20	18,0±1,5	65±0,5	1100±16	260±14	110±5
500	877±5	1235±10	21,5±1,0	64±2,5	250±10	170±20	80±10
650	753±12	862±10	21,0±0,3	68±1,0	220±10	100±10	50±5
сталь 10X3Г3МФТ							
Исх. сост. (г/ков)	1009±14	1306±10	16,5±0,7	62,2±0,7	1060±35	610±15	270±10
Закаленное сост.	896±5	1206±10	17,0±1,0	63,0±0,5	960±20	230±10	100±6
200	898±5	1203±8	16,5±0,5	64,0±1,0	1180±20	310±20	170±10
350	977±14	1178±5	17,5±1,5	65,0±1,5	760±10	190±10	80±5
500	885±5	1228±12	21,0±0,3	62,0±0,5	290±15	150±16	80±5
650	729±10	828±5	22,0±0,4	69,0±0,8	230±25	110±12	50±2
сталь 10X3Г3МФС							
Исх. сост. (г/ков)	965±5	1319±2	14,7±0,3	55,0±2,0	1070±30	600±15	230±5
Закаленное сост.	917±5	1287±5	17,0±0,5	58,0±1,0	800±16	350±10	70±5
200	942±5	1272±10	17,0±1,0	59,0±0,5	1220±20	490±15	120±10
350	1025±6	1242±5	17,5±1,0	59,0±1,2	1090±15	420±10	110±6
500	956±8	1297±14	19,5±0,7	60,0±1,0	540±12	200±8	60±5
650	745±10	835±10	23,0±0,5	65,0±0,5	380±14	160±10	40±5

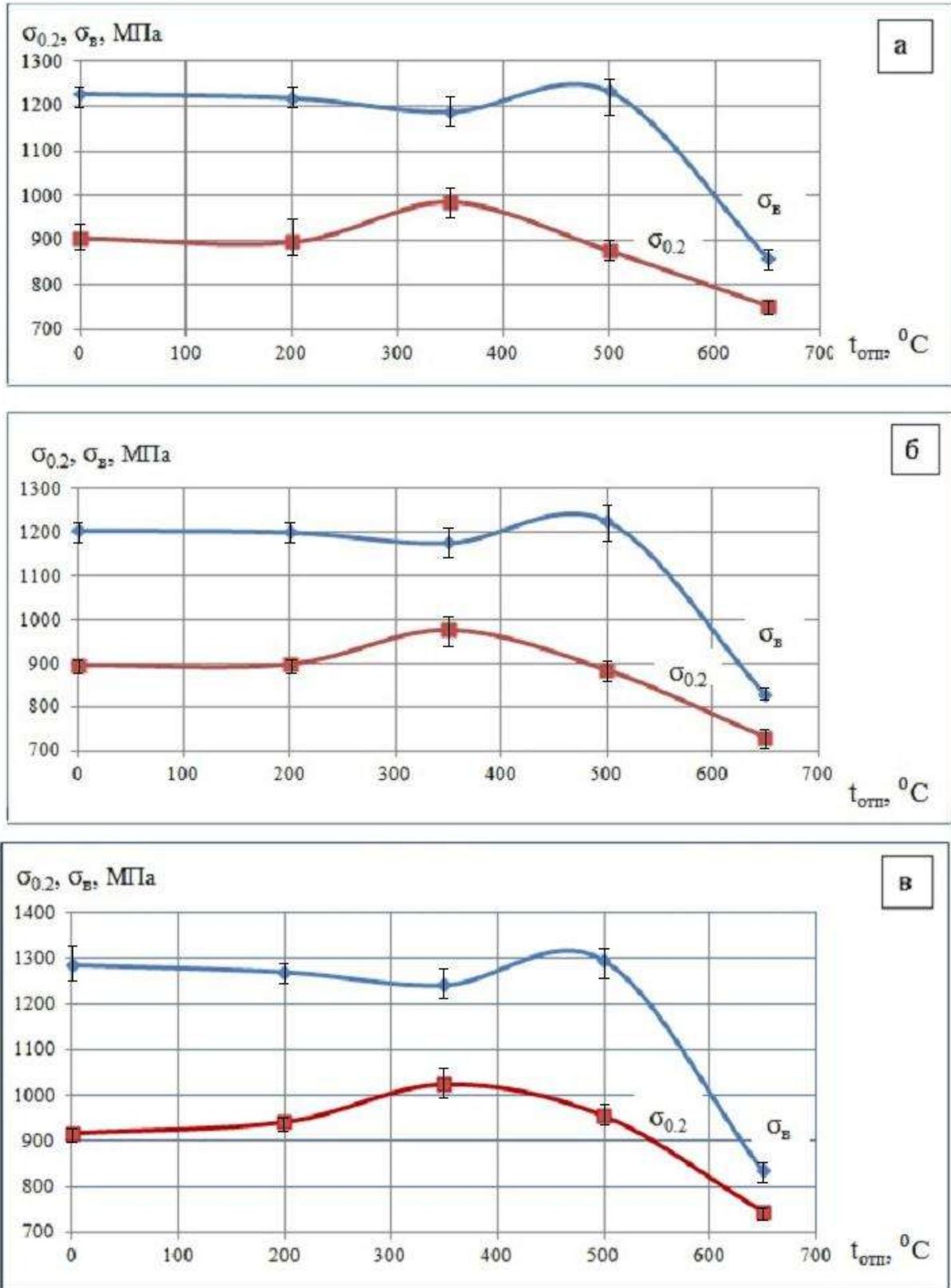


Рисунок 3.17. Графики зависимости $\sigma_{0.2}$, σ_B от температуры отпуска для сталей: а - 10X3ГЗМФ; б – 10X3ГЗМФТ; в – 10X3ГЗМФС

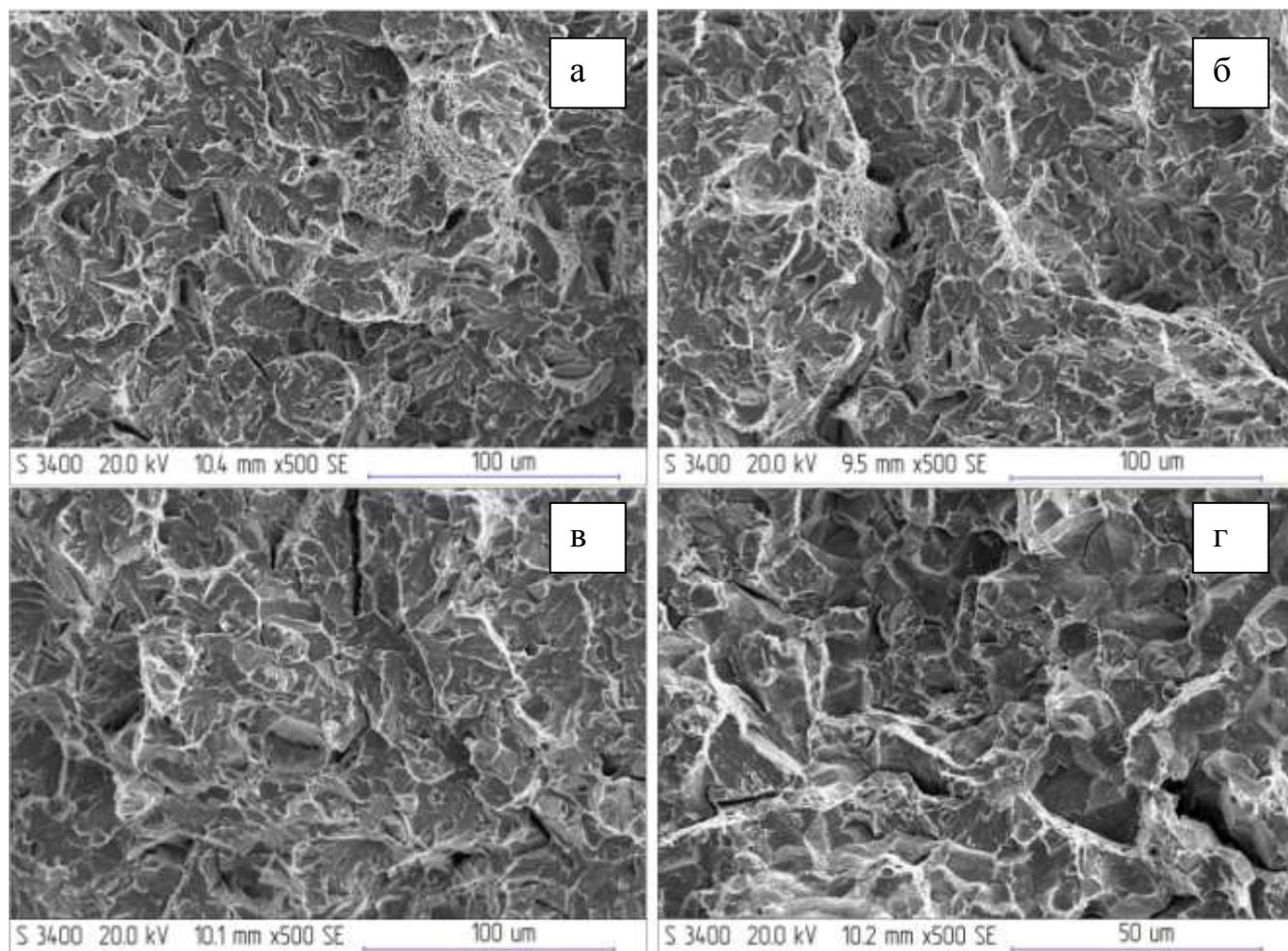


Рисунок 3.18. Рельеф поверхности разрушения центральной области образцов из стали марки 10X3Г3МФС прошедших испытания на КСТ, после отпуска при 200 (а); 350 (б); 500 (в) и 650 °С (г)

Микромеханизмы распространения трещины были изучены на образцах из стали 10X3Г3МФС, прошедших динамические испытания по методике Б.А. Дроздовского.

После отпуска при 200 и 350 °С (рисунок 3.18) рельеф поверхности образцов из стали 10X3Г3МФС практически не отличается от рельефа наблюдаемого в исходном состоянии. Единственное отличие – несколько меньшая доля участков поверхности излома, занятая ямками.

В изломах образцов, испытанных при 500 °С (рисунок 3.18, в), основной рельефной составляющей являются фасетки квазискола, ямки полностью отсутствуют, наблюдаются отдельные фасетки скола.

Исключительно низкий уровень удельной работы распространения трещины после отпуска при 650 °С (рисунок 3.18, г), скорее всего, объясняется совместным эффектом от протекания процессов отпускной хрупкости и выделением по границам элементов структуры – и прежде всего зерен бывшего аустенита большого количества карбидных частиц, и, как следствие – появлением на поверхности изломов фасеток межзеренного скола.

3.5. Выводы по главе 3

1. Исследованы превращения, структура и свойства специально выплавленных системнолегированных низкоуглеродистых безникелевых сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФТ и 10Х3Г3МФС. Показано, что в исходном, – горячекованом, состоянии все стали, при высоком уровне прочности ($\sigma_{0.2} \approx 1000$ МПа, $\sigma_B \approx 1300$ МПа) и пластичности ($\delta \approx 16\%$ $\Psi \approx 60\%$), обладают вполне удовлетворительной ударной вязкостью, $KCU^{+20} \approx 1000$ кДж/м², $KCT^{+20} \approx 250$ кДж/м², $KCV^{+20} \approx 590$ кДж/м². Этот уровень характеристик механических свойств практически полностью соответствует требованиям, предъявляемым к бурильным трубам по ТУ 3 РГ 200-2003 ($KCV^{+20} \geq 600$ кДж/м²).

2. Установлено, что максимальной склонностью к росту зерна аустенита при нагреве обладает сталь 10Х3Г3МФ, минимальной – сталь 10Х3Г3МФТ, а в стали 10Х3Г3МФС зерно растет быстрее, чем в 10Х3Г3МФТ, но значительно медленнее, чем в 10Х3Г3МФ. В стали 10Х3Г3МФ быстрый рост зерна начинается при температуре 1100 °С, в стали 10Х3Г3МФС – с температуры 1150 °С, а в стали 10Х3Г3МФТ зерно не растет даже после нагрева на 1200 °С.

3. Построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита исследуемых сталей. Показано, что все стали обладают высокой устойчивостью переохлажденного аустенита: начало бейнитного превращения фиксируется только при охлаждении со скоростью 0,05 °С/с, что соответствует охлаждению на воздухе заготовки диаметром примерно 100 мм.

4. Характеристики прочности и пластичности практически не зависят от скорости охлаждения в исследованном диапазоне и находятся на высоком уровне. Ударная вязкость, KCU^{+20} , также весьма слабо зависит от скорости охлаждения, можно отметить лишь заметное ее снижение при скорости охлаждения $0,31 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ у стали 10Х3Г3МФ.

5. Экспериментально установлено, что при отпуске вплоть до температуры $350 \text{ }^\circ\text{C}$ микроструктура, прочность, пластичность и ударная вязкость исследуемых сталей изменяется незначительно. При дальнейшем повышении температуры отпуска снижение уровня прочности сопровождается существенным снижением всех видов ударной вязкости, которое, скорее всего, связано с выделением карбидов по границам элементов структуры.

ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ 10ХЗГ3МФС ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)

В главе 3 исследованы превращения, структура и механические свойства вновь разработанных системнолегированных безникелевых низкоуглеродистых сталей 10ХЗГ3МФ, 10ХЗГ3МФТ, 10ХЗГ3МФС. Показано, что в исходном, – горячекованом, состоянии эти стали, при высоком уровне прочности ($\sigma_{0.2} \approx 1000$ МПа, $\sigma_B \approx 1300$ МПа) и пластичности ($\delta \approx 16\%$ $\Psi \approx 60\%$), обладают вполне удовлетворительной ударной вязкостью, $KCU^{+20} \approx 1000$ кДж/м², $KCT \approx 250$ кДж/м². Тем не менее, следует признать, что по уровню ударной вязкости, определенной на образцах с острым надрезом, $KCV^{+20} \approx 590$ кДж/м², данные стали, в полном объеме, не удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалу бурильных труб ($KCV^{+20} \geq 600$ кДж/м²).

Кроме того, в предыдущей главе показано, что все три разработанные стали обладают весьма высокой устойчивостью переохлажденного аустенита: начало бейнитного превращения фиксируется только при охлаждении со скоростью 0,05 °С/с, что соответствует охлаждению на воздухе заготовки диаметром примерно 100 мм, что для бурильных труб, среднее сечение которых не превышает 70 мм является избыточным, то есть, другими словами, несколько избыточной является система легирования ХЗГЗ.

Таким образом, для разработки промышленного состава стали для бурильных труб с экономических позиций необходимо несколько снизить содержание основных легирующих элементов, а также – изыскать структурное состояние и режим термической обработки, обеспечивающие необходимый уровень ударной вязкости, KCV^{+20} .

Известны способы повышения ударной вязкости и пластичности путем закалки из межкритического интервала температур (МКИТ) [109-121].

В рамках решения первой задачи была разработана и выплавлена сталь 12Х3Г2МФС, в которой было снижено содержание марганца примерно на 0,8-1,0 % и содержание хрома на 0,3-0,5 %.

В данной главе исследованы превращения и структура вновь разработанной стали 12Х3Г2МФС после полной аустенитизации и после нагрева в МКИТ с последующим охлаждением с различными скоростями.

Приоритет разработки данной системы легирования подтвержден патентом РФ № 2532628 [136].

4.1. Анализ превращений в стали 12Х3Г2МФС после охлаждения из МКИТ по данным дилатометрических исследований

Проведены исследования превращений, структуры и свойств стали 12Х3Г2МФС, прошедшей нагрев в МКИТ, а также - и полную аустенитизацию при температуре 920 °С.

Исходное состояние исследуемых образцов – закалка на спокойном воздухе с кузнечного нагрева. Температура нагрева под ковку – 1150⁺⁵⁰ °С, температура окончанияковки 900±50 °С.

Дилатометрические исследования проводили в соответствии с методикой, изложенной в разделе 2.11. Температуры нагрева под закалку – 800; 830; 860 и 920 °С. Контролируемое охлаждение выполняли со скоростями 100; 30; 1,5; 0,3; 0,05 °С/с.

Температура нагрева – 920 °С. На рисунке 4.1, а-д представлены дилатометрические кривые, полученные в результате охлаждения с различными скоростями после нагрева на 920 °С.

Для скоростей охлаждения 100 и 30 °С/с дилатометрические кривые охлаждения выглядят одинаково, отличия заключаются только в несколько различных температурах превращений (рисунок 4.1, а-б). В обоих случаях и

диффузионное и промежуточное превращение отсутствует. Мартенситное превращение начинается при 424 и 423 °С соответственно для скорости 100 и 30 °С/с, а температура окончания мартенситного превращения зафиксирована при 240 и 248 °С соответственно для 100 и 30 °С/с.

При скорости охлаждения 1,5 °С/с дилатометрическая кривая, в целом, имеет такой же вид, как и при охлаждении с более высокими скоростями, и только значения температур мартенситного интервала несколько отличаются: M_n при скорости охлаждения 1,5 °С/с зафиксирована при 419 °С, а M_k – при 260 °С (рисунок 4.1, в).

При скорости охлаждения 0,3 °С/с мартенситное превращение ($M_n = 350^\circ\text{C}$), судя по дилатометрической кривой (рисунок 4.1, г), предваряется бейнитным, начало которого зафиксировано при температуре 450 °С. При этом, как было показано в [137], образование бейнита может продолжаться и ниже M_n , одновременно с нарастанием доли мартенситной составляющей. При температуре около 300 °С наблюдается приостановка превращения, однако, начиная примерно с 200 °С превращение вновь активизируется и очевидно, что при таких низких температурах возможно протекание только мартенситного превращения. Как показали дальнейшие исследования, подобная особенность проявляется на дилатометрических кривых при более низких скоростях охлаждения.

При скорости охлаждения 0,05 °С/с (рисунок 4.1, д) наблюдается протекание диффузионного превращения (скорее всего, поскольку сталь низкоуглеродистая – это выделение избыточного феррита), которое происходит в диапазоне температур 770-660 °С.

Начало бейнитного превращения при данной скорости зафиксировано при 472°С, а мартенситного – при 368 °С. Ниже этой температуры бейнитное и мартенситное превращения протекают одновременно до 262 °С. Поскольку скорость охлаждения 0,05 °С/с очень мала, логично предположить, что в результате такого охлаждения будет получена преимущественно структура бейнита, а доля мартенсита будет очень небольшой.

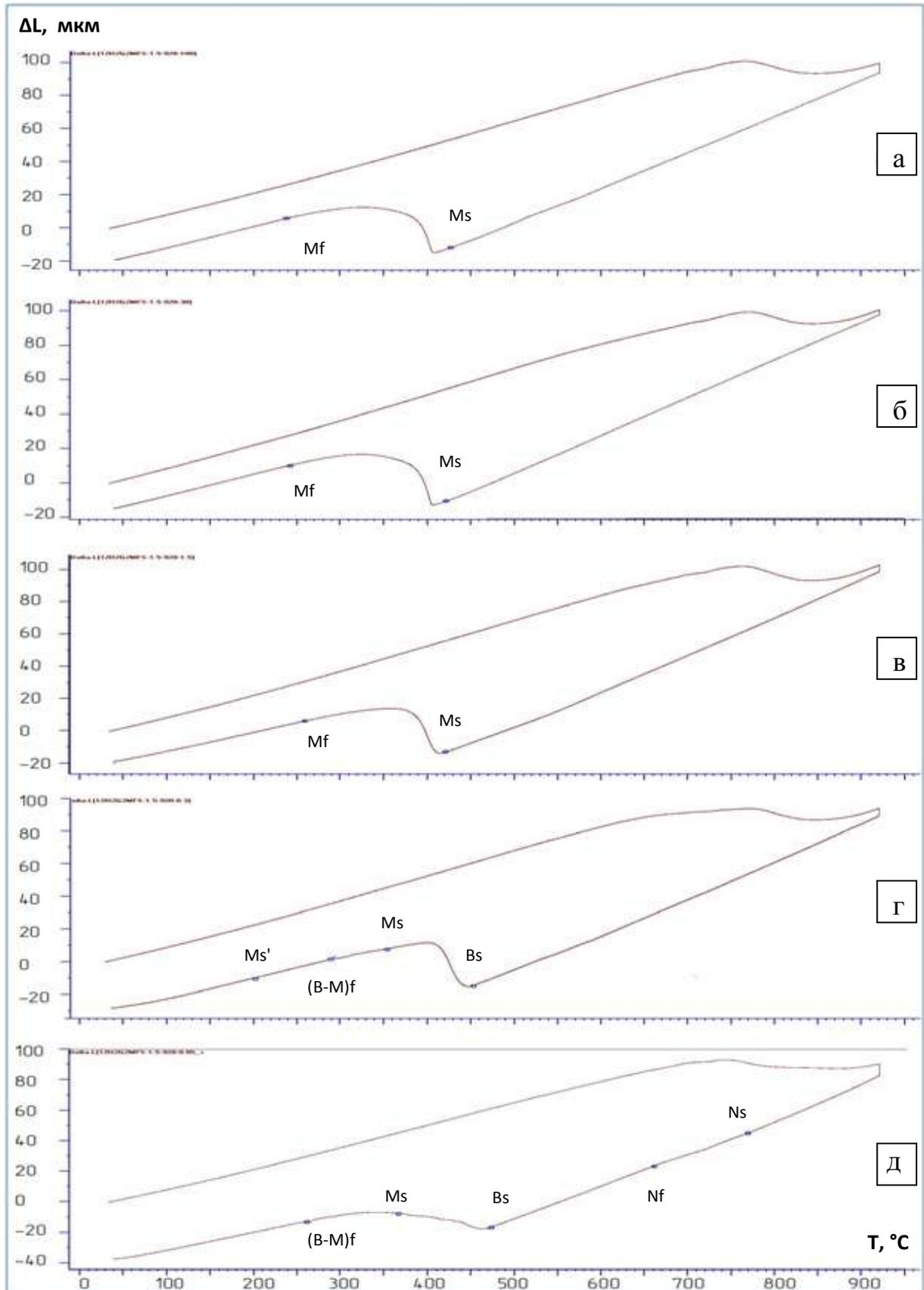


Рисунок 4.1. Дилатогаммы, полученные при нагреве на температуру 920 $^{\circ}\text{C}$, с последующим охлаждением со скоростями: а – 100 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$; б – 30 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$; в – 1,5 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$; г – 0,3 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$; д – 0,05 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$

Температура нагрева – 860 °С. Дилатометрические кривые, полученные при нагреве на температуру 860 °С и охлаждении с различными скоростями приведены на рисунке 4.2, а-д. В целом, превращения, происходящие в стали 12Х3Г2МФС после нагрева в верхнюю часть МКИТ, очень похожи на те, которые наблюдали при охлаждении после полной аустенитизации.

Итак: нормальное превращение при охлаждении в диапазоне скоростей 100-0,3 °С/с не наблюдается (рисунок 4.2, а-г). При скоростях охлаждения 100 и 30 °С/с наблюдается только мартенситное превращение: Мн 427 и 425 °С соответственно (рисунок 4.2, а, б).

При скорости охлаждения 1,5 °С/с температуры начала мартенситного и бейнитного превращения, по-видимому, находятся так близко друг к другу, что их не удастся разделить, и поэтому температуру начала превращения, равную 448 °С, нужно считать началом совместного, бейнитно-мартенситного, превращения.

При скорости охлаждения 0,3 °С/с бейнитное превращение начинается при 476 °С, мартенситное – при 355 °С и далее, до 230 °С эти два превращения происходят одновременно, хотя несомненно, с понижением температуры доля бейнитного превращения должна непрерывно убывать.

При охлаждении со скоростью 0,05 °С/с наблюдается нормальное превращение в области температур 747-632 °С (рисунок 4.2, д).

При температуре 491 °С зафиксировано очень вялое начало некоего превращения, скорее всего – бейнитного, хотя начало активного бейнитного превращения соответствует температуре 438 °С. При температуре в районе 370 °С зафиксировали начало мартенситного превращения, а при температуре 265 °С – окончание совместного мартенитно-бейнитного превращения.

Температура нагрева – 830 °С. На рисунке 4.3, а-д приведены дилатограммы, полученные при нагреве на температуру 830 °С и охлаждении с различными скоростями. Бейнитное превращение четко фиксируется даже

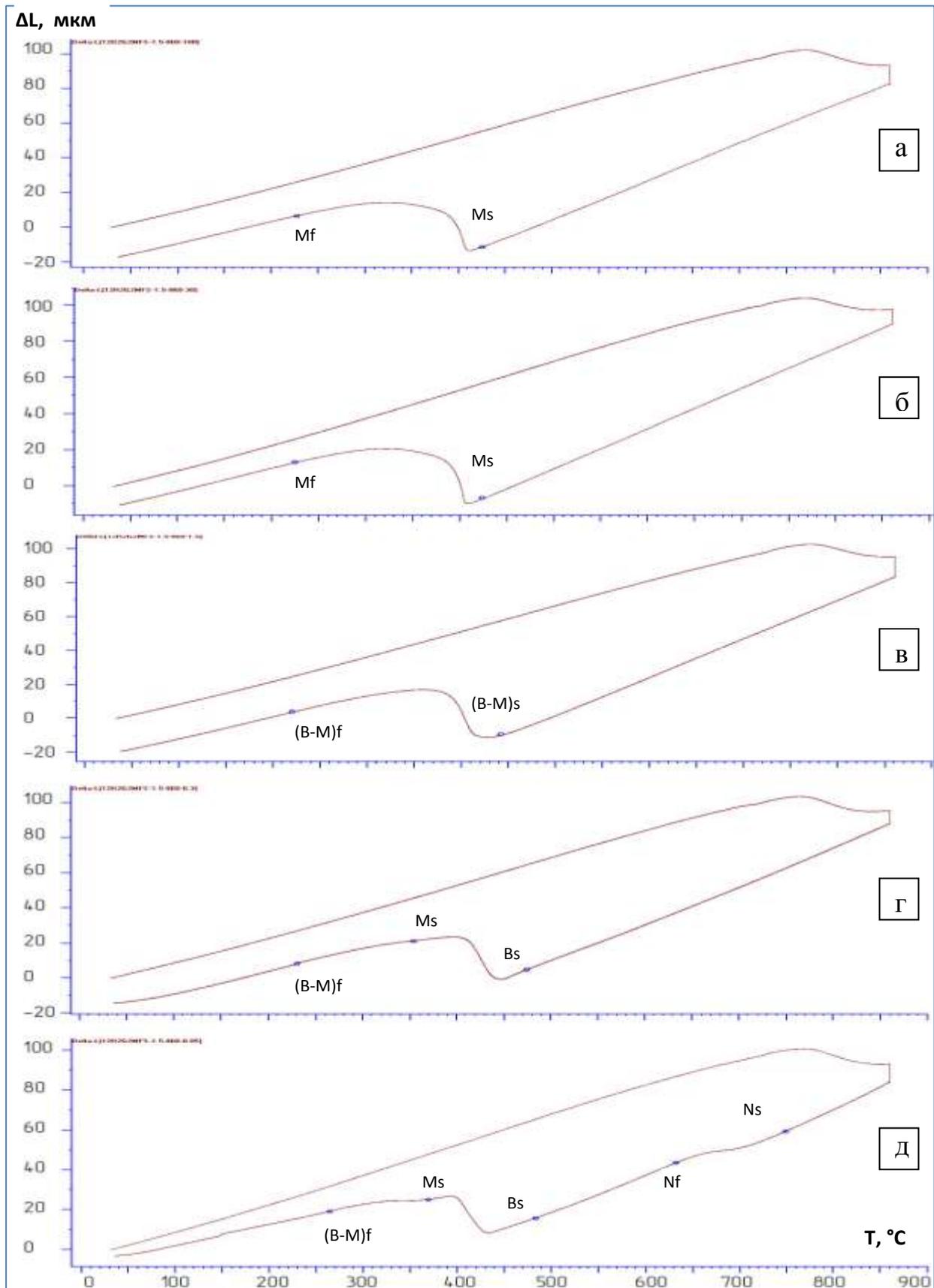


Рисунок 4.2. Дилатограммы, полученные при нагреве на температуру 860 °С, с последующим охлаждением со скоростями: а – 100 °С/с; б – 30 °С/с; в – 1,5 °С/с; г – 0,3 °С/с; д – 0,05 °С/с

при охлаждении со скоростями 100 и 30 °C/с: начало бейнитного превращения 489 и 497 °C соответственно. Далее фиксируется начало мартенситного превращения – при 329 и 331 °C соответственно. Окончание мартенситного превращения наблюдали в интервале 204-214 °C.

При охлаждении со скоростью 1,5 °C/с в интервале температур 758-723 °C наблюдали протекание нормального превращения, начало активного протекания бейнитного превращения зафиксировано при 482 °C. При температуре 220 °C фиксируется окончание превращения. Точка начала мартенситного превращения – 325 °C.

Дилатометрическая кривая, полученная при охлаждении со скоростью 0,3 °C/с (рисунок 4.3, г) очень похожа на предыдущую кривую: нормальное превращение зафиксировано в интервале 766-721 °C/с, начало бейнитного превращения – при 435 °C, более активное развитие превращения начинается при 394 °C. При данной скорости охлаждения более четко можно выделить точку начала мартенситного превращения - 321 °C, окончание совмещенного, мартенситно-бейнитного превращения фиксируется при 210 °C.

При охлаждении со скоростью 0,05 °C/с интервал нормального превращения смещается вниз и находится в интервале 709-634 °C, начало бейнитного превращения четко фиксируется при 432, а мартенситного – 372 °C. Окончание мартенситно-бейнитного превращения – 222 °C.

Температура нагрева – 800 °C. На рисунке 4.4, а-д представлены дилатометрические кривые, полученные в результате охлаждения с различными скоростями после нагрева на 800 °C.

При охлаждении со скоростями 100 и 30 °C/с нормальное превращение отсутствует (рисунок 4.4, а-б).

Начало бейнитного превращения, при данных скоростях охлаждения, зафиксировали при 486 и 474 °C соответственно, а начало мартенситного – соответственно при 336 и 340 °C. Окончание совмещенного, бейнитно-мартенситного превращения, наблюдали при 193-194 °C.

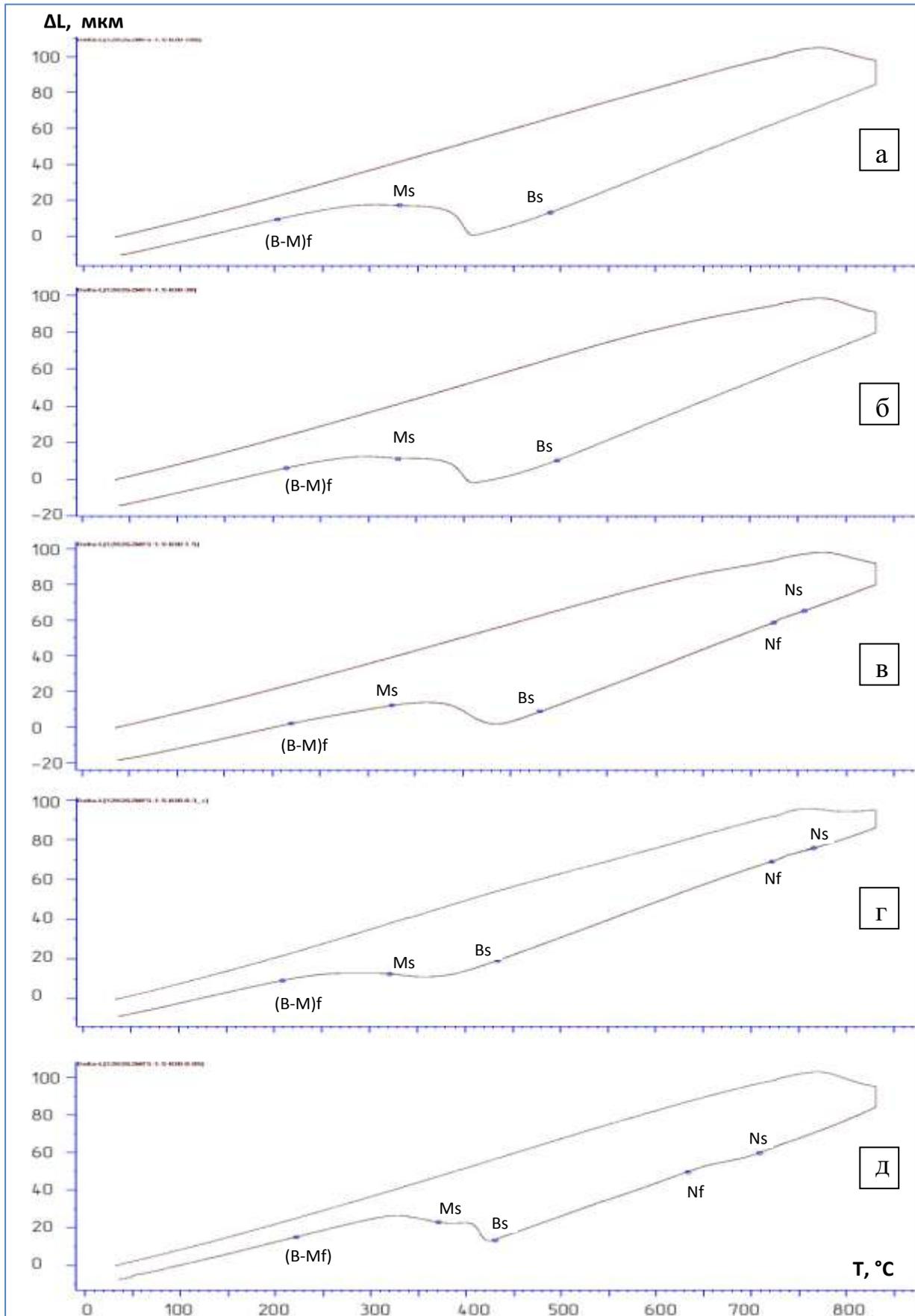


Рисунок 4.3. Дилатогаммы, полученные при нагреве на температуру 830°C , с последующим охлаждением со скоростями: а – $100^{\circ}\text{C}/\text{c}$; б – $30^{\circ}\text{C}/\text{c}$; в – $1,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$; г – $0,3^{\circ}\text{C}/\text{c}$; д – $0,05^{\circ}\text{C}/\text{c}$

Скорее всего, бейнитное превращение закончилось ранее, - при более высоких температурах, но вид дилатометрических кривых не позволил это однозначно установить.

Для скоростей охлаждения 1,5 и 0,3 °C/c (рисунок 4.4, в-г) в интервале температур 780-680 и 773-664 °C наблюдается небольшое отклонение от линейного характера дилатометрической кривой, что свидетельствует о протекании диффузионного (нормального) превращения.

Бейнитное превращение при данных скоростях охлаждения начинается при 447 и 393 °C, а мартенситное – при 350 и 337 °C соответственно.

При скорости охлаждения 1,5 °C/c удалось достаточно условно указать температуру окончания бейнитного превращения, которая находится в районе 275 °C, при скоростях охлаждения 0,3 и 0,05 °C/c это оказалось невозможным.

Поскольку окончание превращения лежит при очень низких температурах - 198 и 185 °C, можно говорить о том, что это температура окончания мартенситного превращения.

Вид дилатометрической кривой при скорости охлаждения 0,05 °C/c качественно подобен дилатометрическим кривым при двух предыдущих скоростях охлаждения.

Критические точки стали 12Х3Г2МФС, полученные при охлаждении после полной аустенитизации и после нагрева в МКИТ представлены в таблице 4.1.

Следует отметить, что критические точки, выявленные на дилатограммах условно, внесены в таблицу 4.1. в круглых скобках.

Из данных таблицы 4.1 следует, что первая критическая точка при нагреве находится в интервале 685-703 °C, третья критическая точка имеет место только при полной аустенитизации и лежит в интервале температур 897-902 °C.

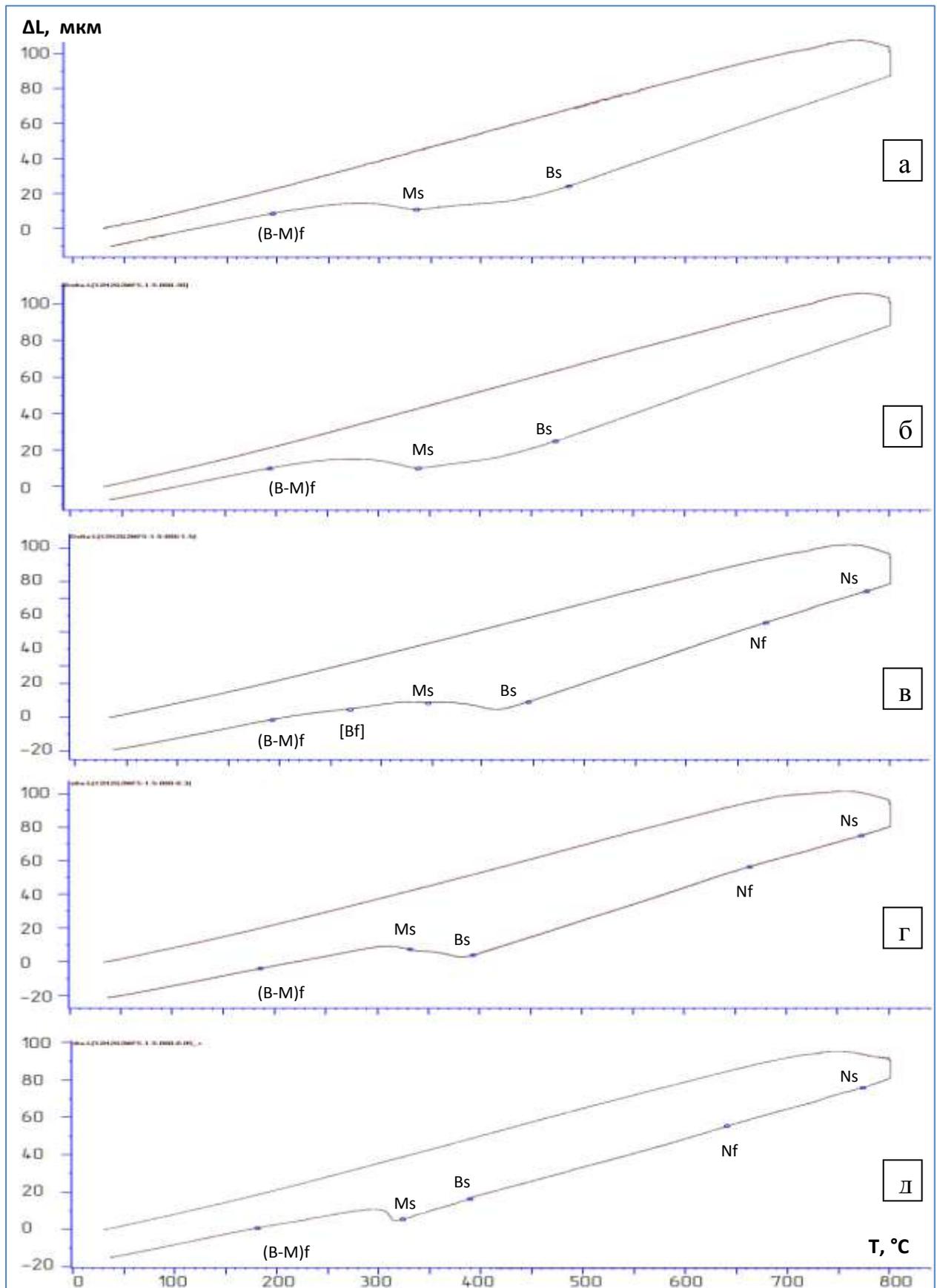


Рисунок 4.4. Дилатогаммы, полученные при нагреве на температуру 800°C , с последующим охлаждением со скоростями: а – $100^{\circ}\text{C}/\text{c}$; б – $30^{\circ}\text{C}/\text{c}$; в – $1,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$; г – $0,3^{\circ}\text{C}/\text{c}$; д – $0,05^{\circ}\text{C}/\text{c}$

Таблица 4.1. Критические точки стали 12Х3Г2МФС, в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения

Скорость контролируемого охлаждения, °С/с.	Критические точки, °С							
	Ac ₁	Ac ₃	Ns	Nf	Bs	Bf	Ms	(B-M)f
920°С								
100	685	897	-	-	-	-	424	240
30	689	899	-	-	-	-	423	248
1,5	688	898	-	-	(419)	-	419	260
0,3	698	901	-	-	450	-	350	289
0,05	699	902	770	660	472	-	368	262
860°С								
100	696	-	-	-	-	-	427	227
30	695	-	-	-	-	-	425	228
1,5	694	-	-	-	448	-	448	225
0,3	686	-	-	-	476	-	355	230
0,05	696	-	747	632	491	-	371	265
830°С								
100	696	-	-	-	489	-	329	204
30	698	-	-	-	497	-	331	214
1,5	703	-	758	723	482	-	325	220
0,3	695	-	766	721	435	-	321	210
0,05	698	-	709	634	432	-	372	222
800°С								
100	693	-	-	-	486	-	336	193
30	698	-	-	-	474	-	340	194
1,5	690	-	780	680	447	(275)	350	198
0,3	685	-	773	664	393	-	337	185
0,05	700	-	773	643	360	-	324	182

Выделение избыточной фазы, (скорее всего – феррита) после полной аустенитизации (920 °С) и нагреве в верхнюю часть МКИТ (860 °С) происходит только при охлаждении с самой малой скоростью (0,05 °С/с); при нагреве на температуры 800 и 830 °С избыточный феррит формируется при охлаждении со скоростями от 1,5 до 0,05 °С/с.

Температура начала бейнитного превращения, при нагреве в аустенитную область и верхнюю область МКИТ, с уменьшением скорости охлаждения имеет общую тенденцию к повышению с 448 и 450 °С до 491 и 472 °С при нагреве на 860 и 920 °С соответственно. При нагреве на 800 и 830 °С температура Bs, с

уменьшением скорости охлаждения, наоборот, снижается, примерно с 485-490 до 360 и 430 °С соответственно.

Точка начала мартенситного превращения зафиксирована при нагреве на 800 °С в интервале 324-350 °С, при нагреве на 830 °С - в интервале 321-414 °С, при нагреве на 860 °С – 355-448 °С, а при полной аустенитизации - в таком же интервале. Таким образом, по мере повышения температуры нагрева в МКИТ точка M_n имеет тенденцию к повышению, что вполне объяснимо, поскольку с повышением температуры аустенитизации содержание углерода и легирующих элементов в аустените, образующемся во всё большем количестве, снижается. Об этом же свидетельствует и повышение температуры окончания общего сдвигового превращения, $(B-M)_f$, по мере повышения температуры аустенитизации.

4.2. Исследование микроструктуры, полученной при охлаждении стали 12ХЗГ2МФС из МКИТ

Исследование микроструктуры проводили на микрошлифах, приготовленных на поперечных сечениях дилатометрических образцов.

Оценку полученных структур проводили при увеличениях 100, 500 и 1000 крат, в соответствии с методикой, описанной в разделе 2.9. Для комплексной оценки превращений при анализе микроструктуры дополнительно обращались к полученным дилатограммам (рисунки 4.1.-4.4.).

Температура нагрева – 920 °С. Микроструктура стали, полученная в результате охлаждения со скоростями 100 °С/с, приведена на рисунке 4.5, а-в. Структура представляет собой пакетный мартенсит. Избыточный феррит отсутствует. Доля карбидов очень невелика, и они относительно равномерно распределены по всему объему.

Структуры, полученные при скорости охлаждения 30 °С/с, при охлаждении со всех исследованных температур, не имеет отличий от тех, которые были

получены при скорости охлаждения $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, и в связи с этим в работе не приводятся.

Микроструктура стали, полученная при скорости охлаждения $1,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, приведена на рисунке 4.5, г-е. В структуре, кроме пакетного мартенсита, можно наблюдать небольшие области бейнита.

Микроструктура стали, полученная при охлаждении со скоростью $0,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, приведена на рисунке 4.6, а-в. Основная структурная составляющая - верхний бейнит. Изредка встречаются отдельные микроучастки нижнего бейнита и мартенсита.

Микроструктура стали, полученная при охлаждении со скоростью $0,05\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ представляет собой смесь значительной доли избыточного феррита – не менее 45-50 % и верхнего бейнита (рисунок 4.6, г-е). Размер ферритных участков в основном составляет 25-30 мкм. В объемах верхнего бейнита при соответствующем масштабировании изображений можно наблюдать карбидные выделения.

Температура нагрева в МКИТ – $860\text{ }^{\circ}\text{C}$. В целом, структура, полученная при охлаждении с температуры $860\text{ }^{\circ}\text{C}$, весьма походит на ту, которая была получена при охлаждении с температуры $920\text{ }^{\circ}\text{C}$. Наиболее существенным отличием являются небольшие объемы высоко отпущенной исходной альфа-фазы.

Микроструктура стали, для скорости охлаждения – $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, приведена на рисунке 4.7, а-в. Структура состоит из пакетного мартенсита. Присутствуют отдельные участки с исходной отпущенной альфа фазой.

Микроструктура стали для скорости охлаждения – $1,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приведена на рисунке 4.7, г-е. Основные составляющие - верхний бейнит и смесь нижнего бейнита и пакетного мартенсита. Доля исходной альфа-фазы

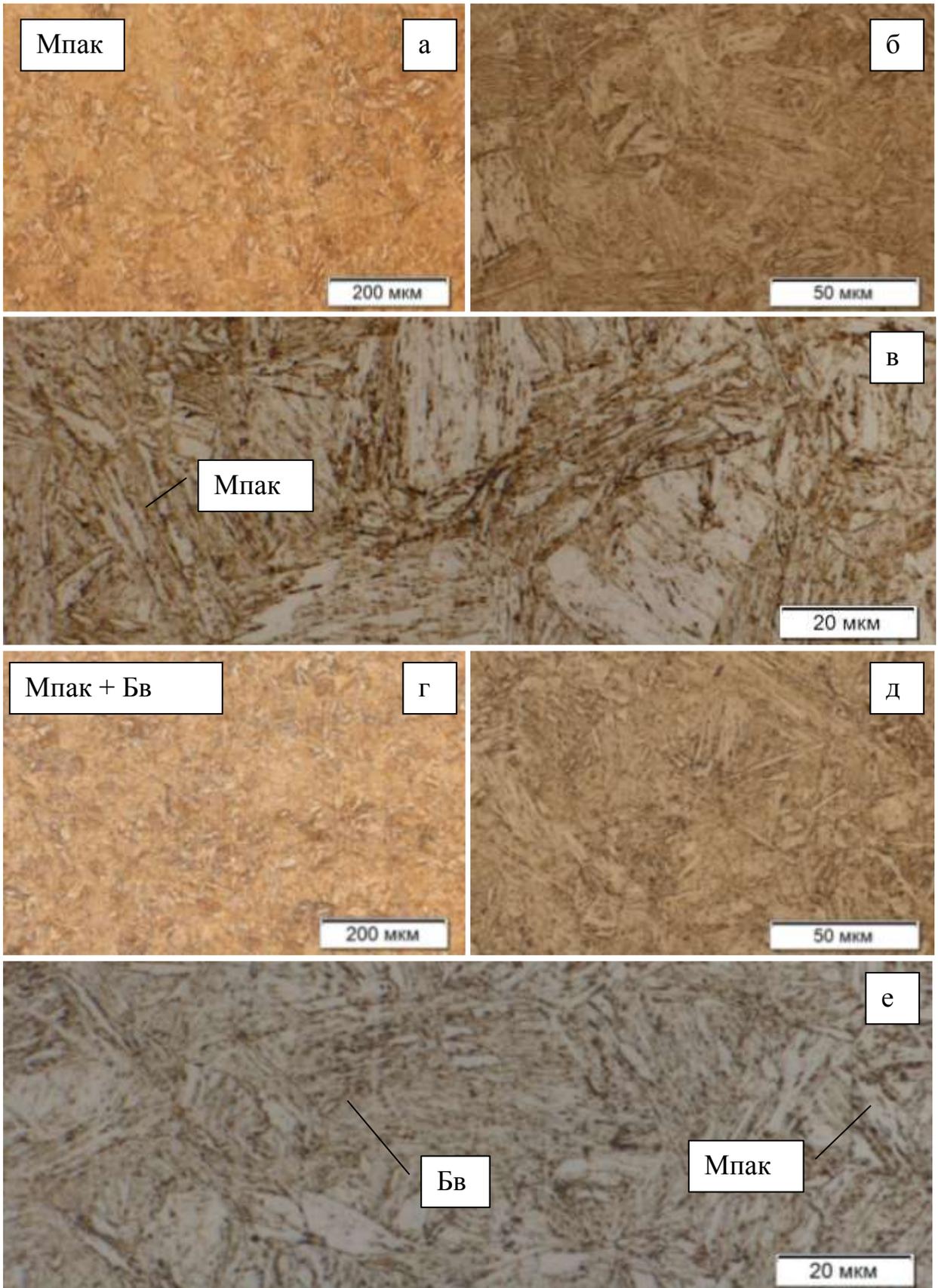


Рисунок 4.5. Микроструктура стали при охлаждении с температуры 920 °С, при увеличении: а - x100; б - x500; в - x1000; со скоростью 1,5 °С/с, при увеличении: г - x100; д - x500; е - x1000

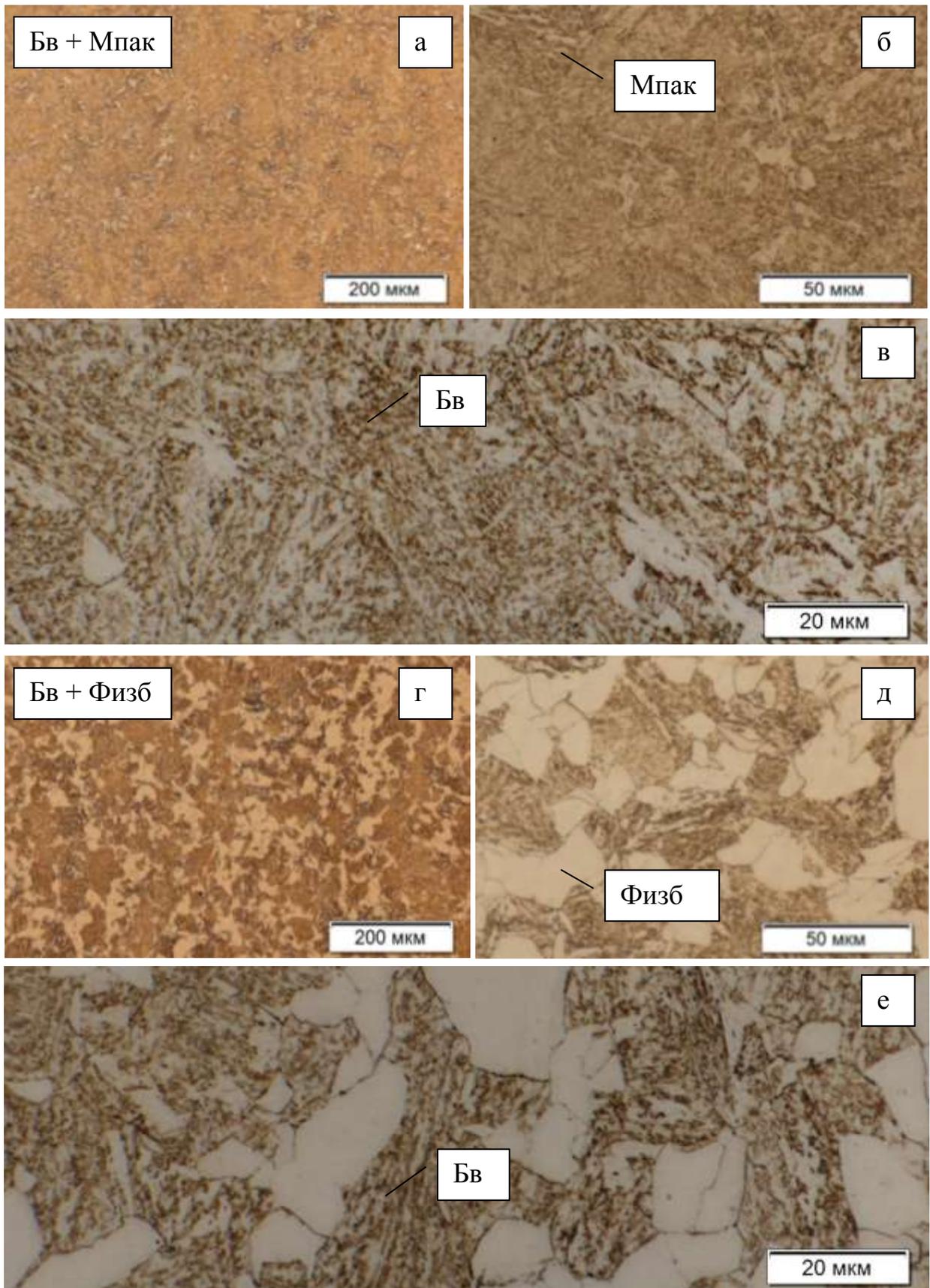


Рисунок 4.6. Микроструктура стали при охлаждении с температуры 860 °С, при увеличении: а - x100; б - x500; в - x1000; со скоростью 0,05 °С/с: при увеличении: г - x100; д - x500; е - x1000

незначительна. В областях бейнита и исходной альфа-фазы наблюдаются относительно равномерно распределенные по всему объему карбидные частицы.

При скорости охлаждения – 0,3 °C/с получена микроструктура, приведенная на рисунке 4.8, а-в. Доминирующая составляющая – верхний бейнит. Наблюдаются отдельные участки исходной альфа-фазы на границах бывших зерен аустенита. По дилатограммам выделение избыточного феррита не зафиксировано (рисунок 4.2, г), однако на микрофотографиях можно видеть отдельные очень небольшие участки избыточного феррита (рисунок 4.8, б-в).

Микроструктура, полученная при скорости охлаждения 0,05 °C/с, приведена на рисунке 4.8, г-е. Как и в случае полной закалки, доминирующими структурными составляющими являются избыточный феррит и верхний бейнит. Доля избыточного феррита значительна – не менее 50 %, размер отдельных ферритных зерен невелик – 10-20 мкм, однако морфологически они собраны в группы, общим размером до 50-100 мкм (рисунок 4.8, в).

Температура нагрева в МКИТ – 830 °C. Микроструктура стали приведенная на рисунке 4.9, а-в, получена при скорости охлаждения 100 °C/с. Доля участков с исходной структурой заметно выше, чем после закалки с 860 °C. Данные участки имеют неправильную форму, поскольку были частично поглощены в процессе превращений при нагреве и выдержки в МКИТ. Структура части металла, претерпевшего полиморфное превращение, состоит из смеси верхнего и нижнего бейнита и небольшой доли мартенсита.

Микроструктура стали 12ХЗГ2МФС, полученная при охлаждении со скоростью 1,5 °C/с приведена на рисунке 4.9 г-е. Основная составляющая структуры, как и при охлаждении с более высокими скоростями, – верхний бейнит. Наблюдается формирование небольшого количества избыточного феррита в виде тонкой сетки по границам зерен бывшего аустенита, средний размер которых составляет 40-60 мкм. Карбиды мелкие, относительно равномерно распределены по всему объему.

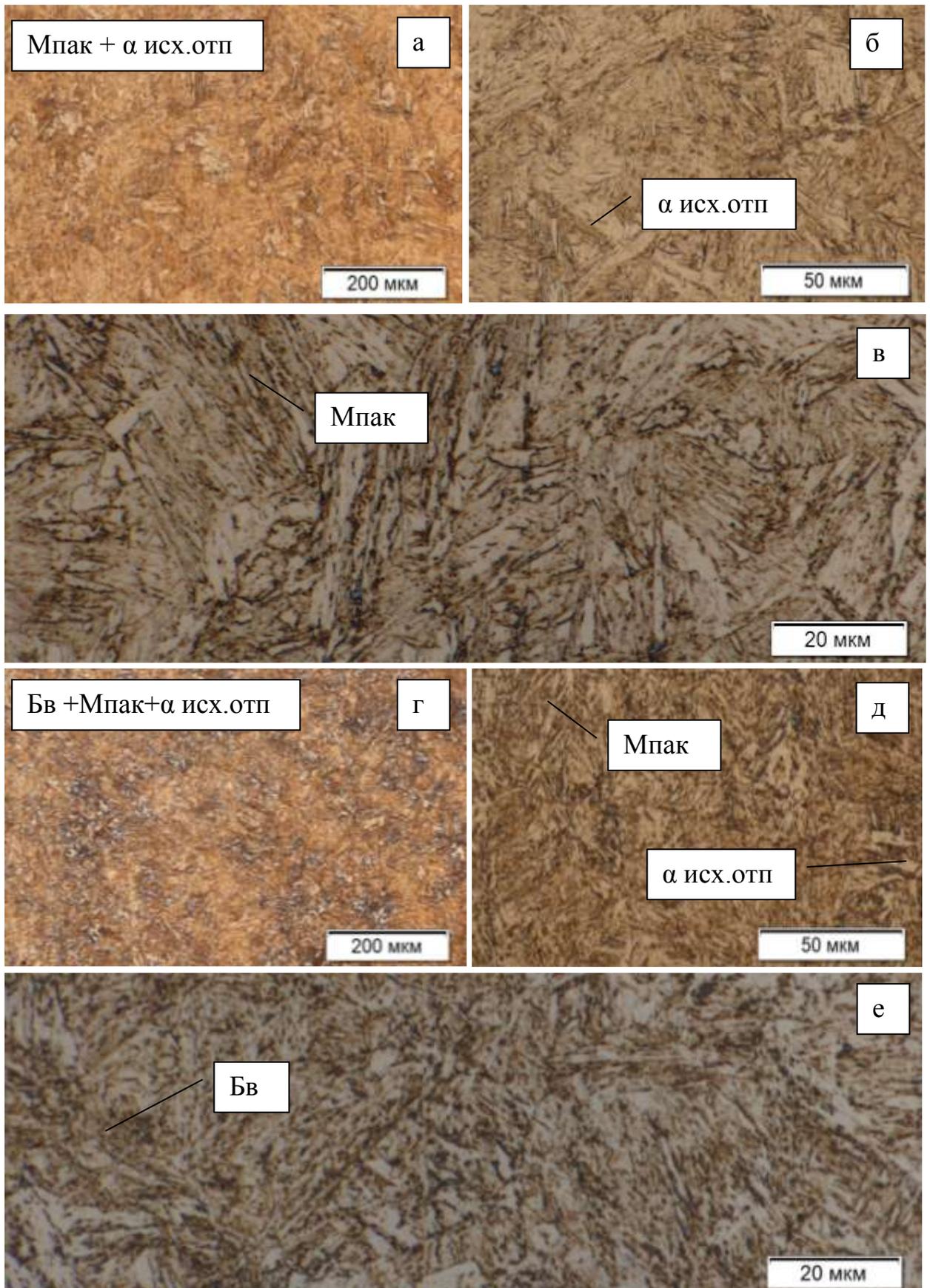


Рисунок 4.7. Микроструктура стали при охлаждении с температуры 860 °С, при увеличении: а - $\times 100$; б - $\times 500$; в - $\times 1000$; со скоростью 1,5 °С/с, при увеличении: г - $\times 100$; д - $\times 500$; е - $\times 1000$

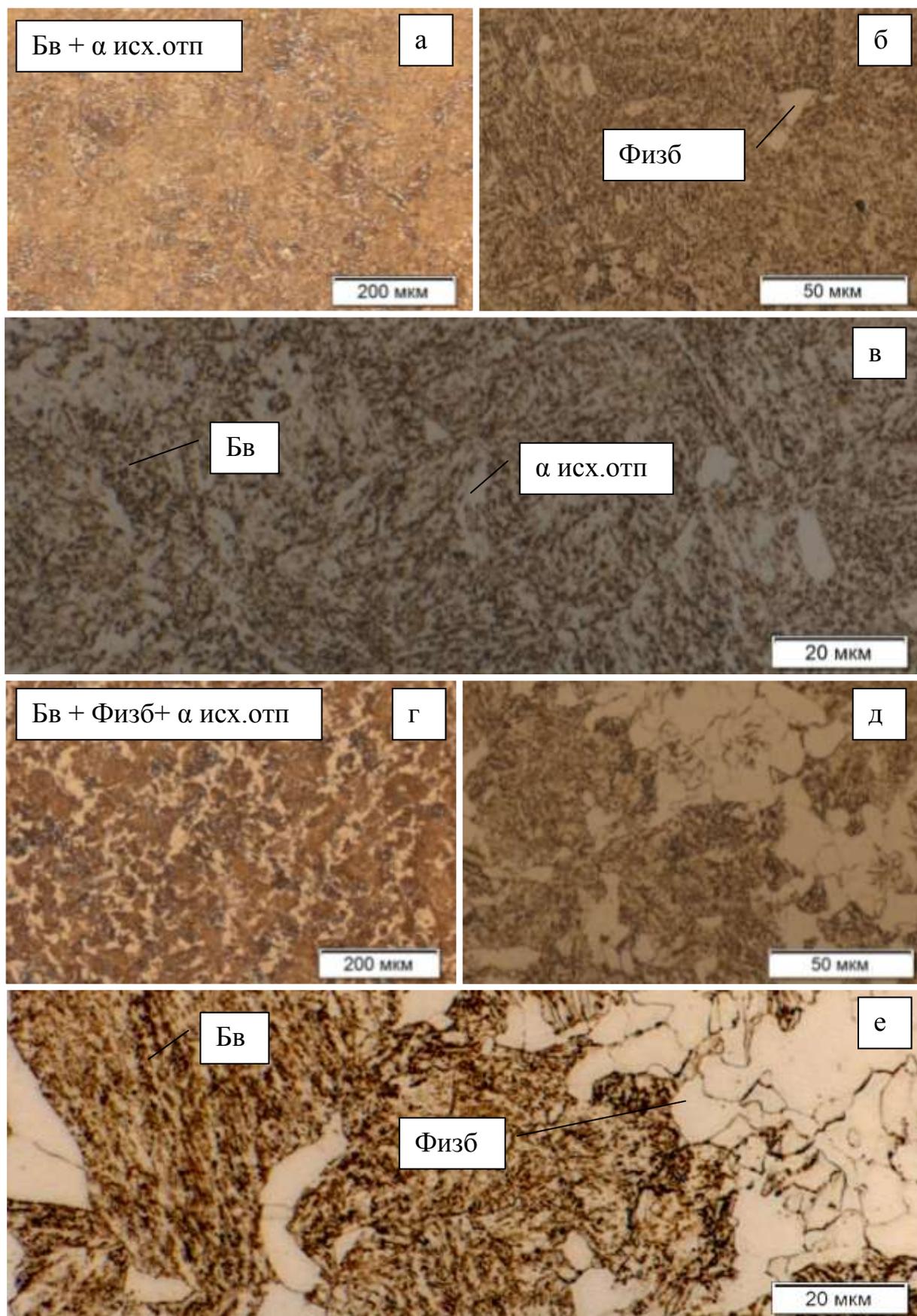


Рисунок 4.8. Микроструктура стали при охлаждении с температуры 860 °С, при увеличении: а - x100; б - x500; в - x1000; со скоростью 0,05 °С/с, при увеличении: г - x100; д - x500; е - x1000

Микроструктура для скорости охлаждения - $0,3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приведена на рисунке 4.10, а-в. и представляет собой смесь исходной высокоотпущенной альфа-фазы и верхнего бейнита. Доля избыточного феррита очень незначительна, его можно зафиксировать при высоких кратностях увеличения в виде тонкой прерывистой сетки по границам зерен бывшего аустенита. Карбиды равномерно распределены по объему зерен.

Микроструктура стали для скорости охлаждения - $0,05 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приведена на рисунке 4.10, г-е. основу структуры составляет смесь исходной высокоотпущенной альфа-фазы и верхнего бейнита, причем морфологически эти две структурные составляющие при изучении с помощью светового микроскопа почти неотличимы друг от друга.

Карбиды выделились в виде непрерывных цепочек по границам зерен бывшего аустенита и декорируют их. Здесь же наблюдается и выделение избыточного феррита в виде тонкой прерывистой сетки. В связи с этим границы зерен бывшего аустенита четко прослеживаются и их средний размер составляет примерно 40-60 мкм.

Температура нагрева – 800 °С. Микроструктура стали 12Х3Г2МФС, полученная при охлаждении с $800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ с различными скоростями, однотипна и представляет собой, как и во многих предыдущих случаях, смесь исходной отпущенной альфа-фазы и верхнего бейнита (рисунки 4.11-4.12, а-г). Карбидная фаза – равномерно распределена по телу элементов микроструктуры. Можно наблюдать отдельные, редко встречающиеся микрообъемы избыточного феррита вдоль границ аустенитных зерен.

Следует отметить, что морфологически исходная альфа-фаза и полученный в результате охлаждения с различными скоростями верхний бейнит практически неразличимы.

При охлаждении со скоростью $1,5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ избыточного феррита вдоль границ зерен бывшего аустенита становится несколько больше, а после охлаждения со скоростью $0,3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – еще больше.

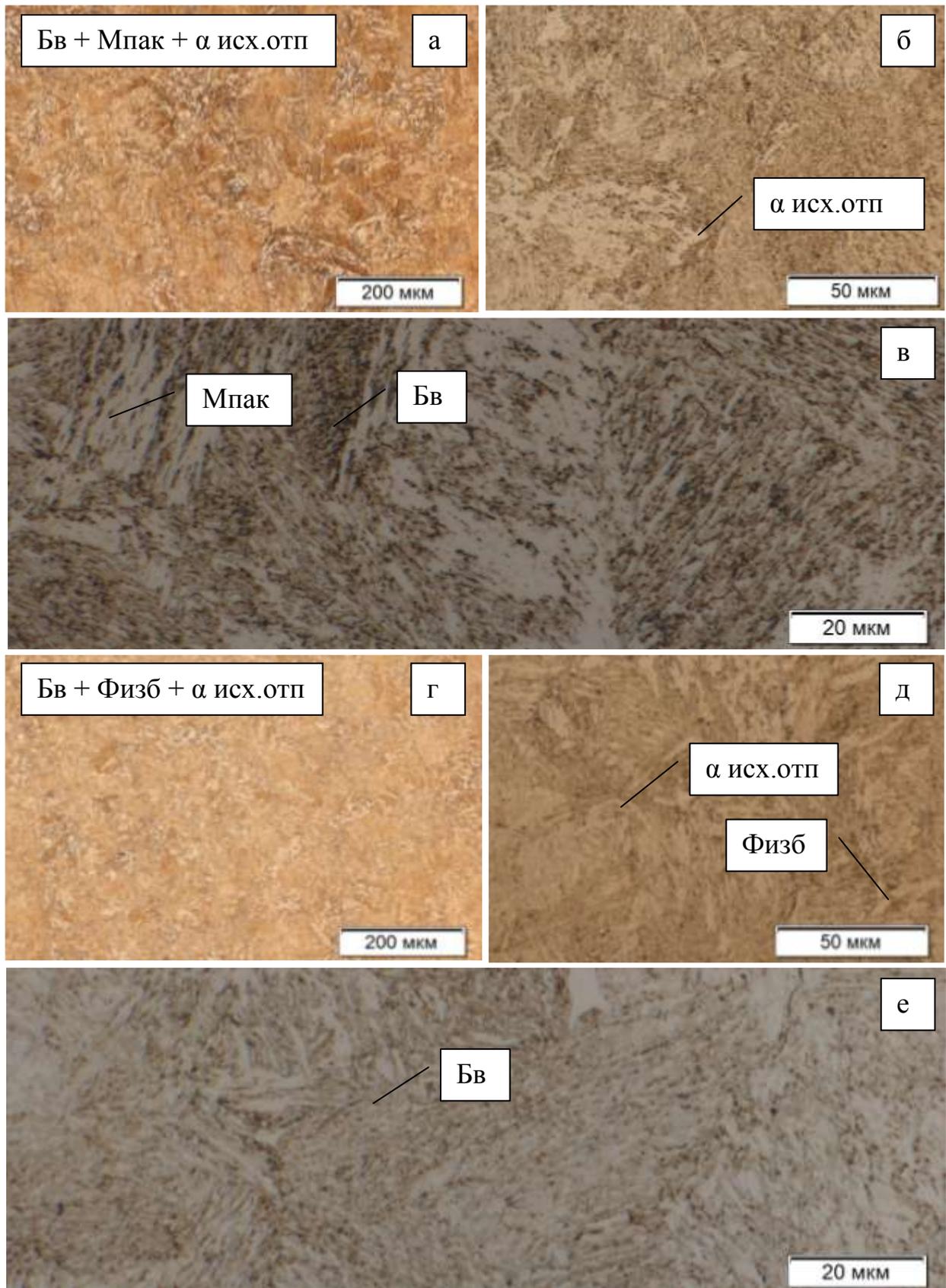


Рисунок 4.9. Микроструктура стали при охлаждении с температуры 830 °С, со скоростью 100 °С/с, при увеличении: а - х100; б - х500; в - х1000; со скоростью 1,5 °С/с, при увеличении: г - х100; д - х500; е - х1000

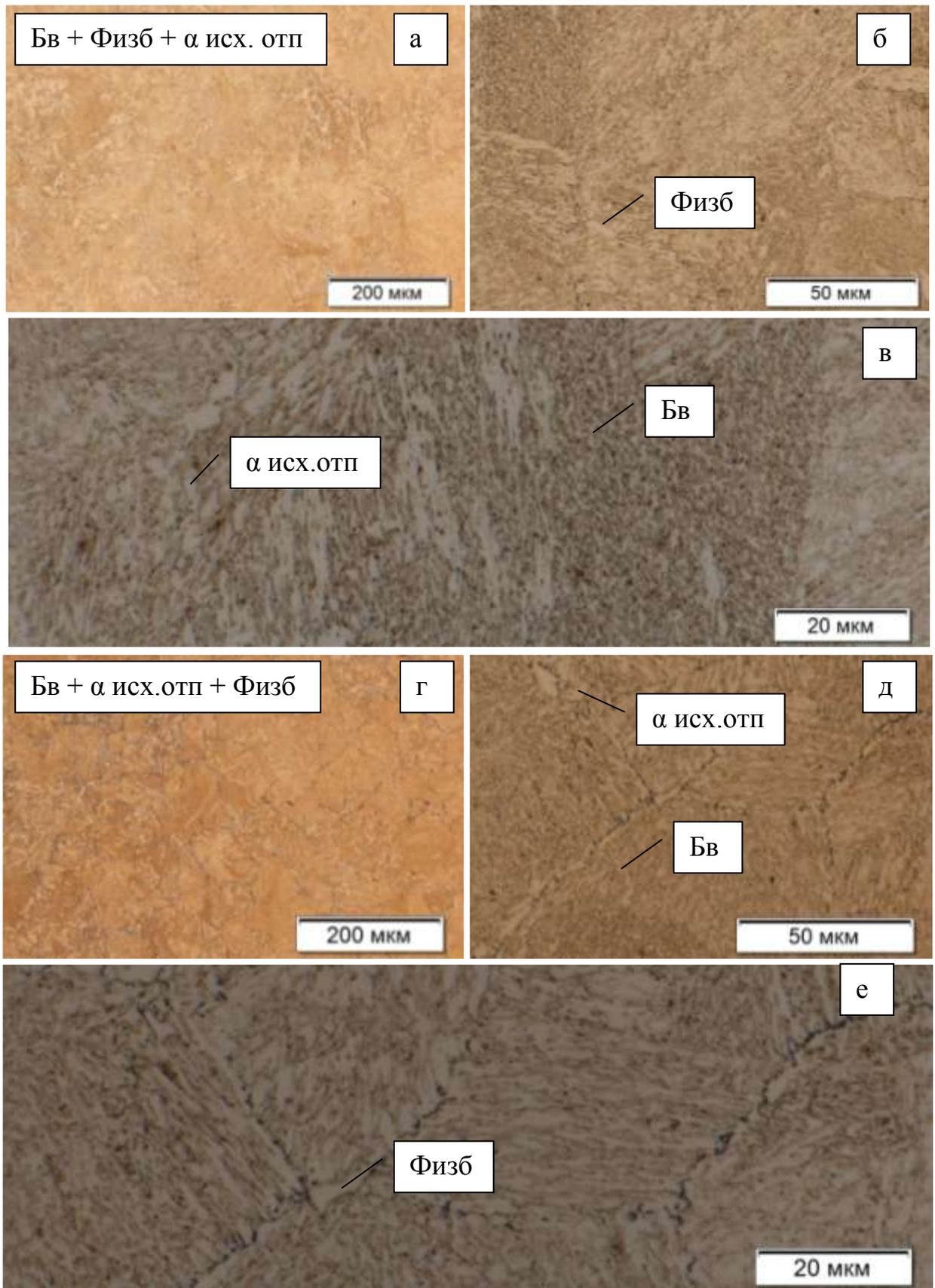


Рисунок 4.10. Микроструктура стали при охлаждении с температуры 830 °С, со скоростью 0,3 °С/с, при увеличении: а - x100; б - x500; в - x1000; со скоростью 0,05 °С/с, при увеличении: г - x100; д - x500; е - x1000

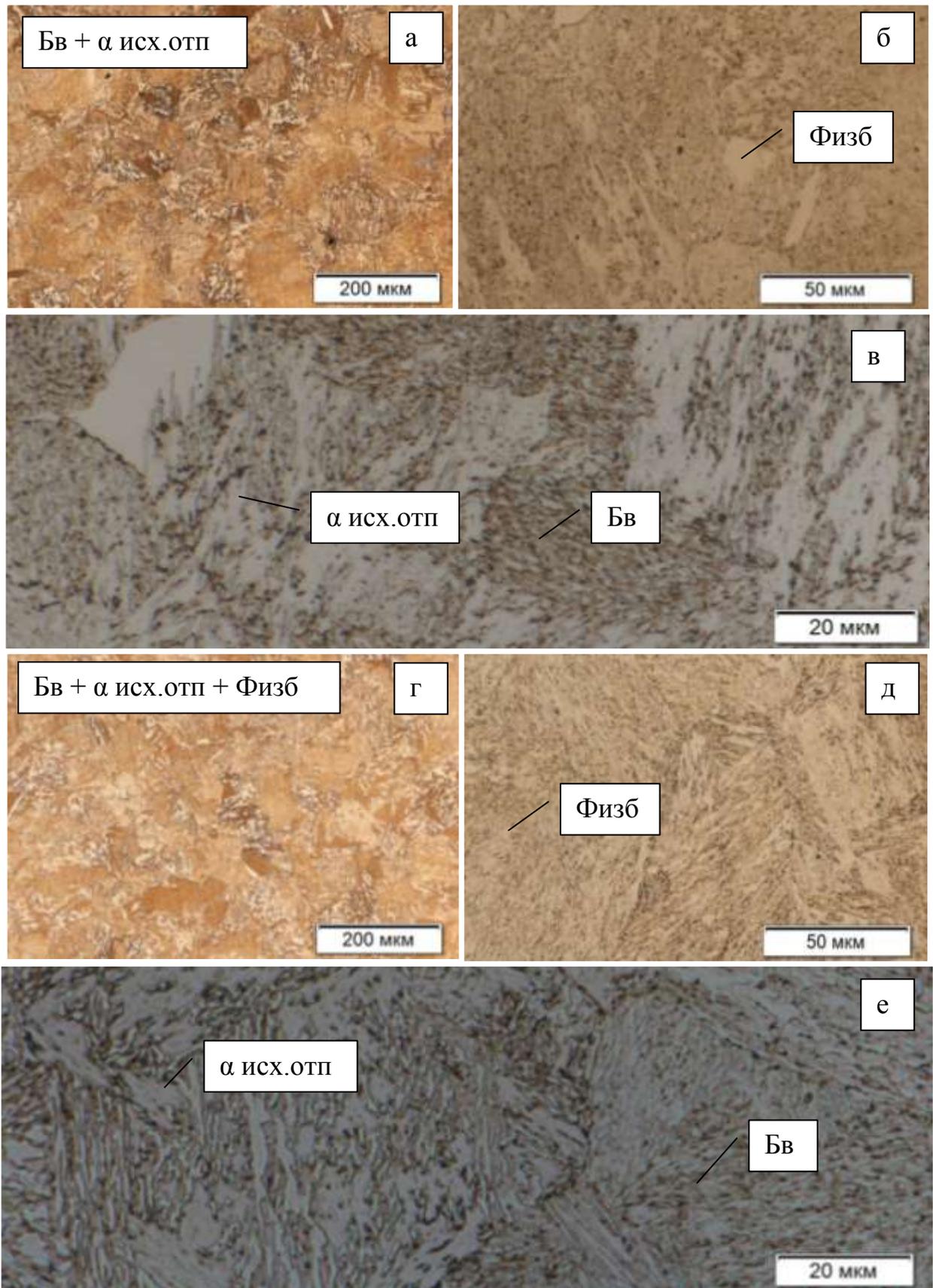


Рисунок 4.11. Микроструктура стали при охлаждении с температуры 800 °С, со скоростью 100 °С/с, при увеличении: а - х100; б - х500; в - х1000; со скоростью 1,5 °С/с, при увеличении: г - х100; д - х500; е - х1000

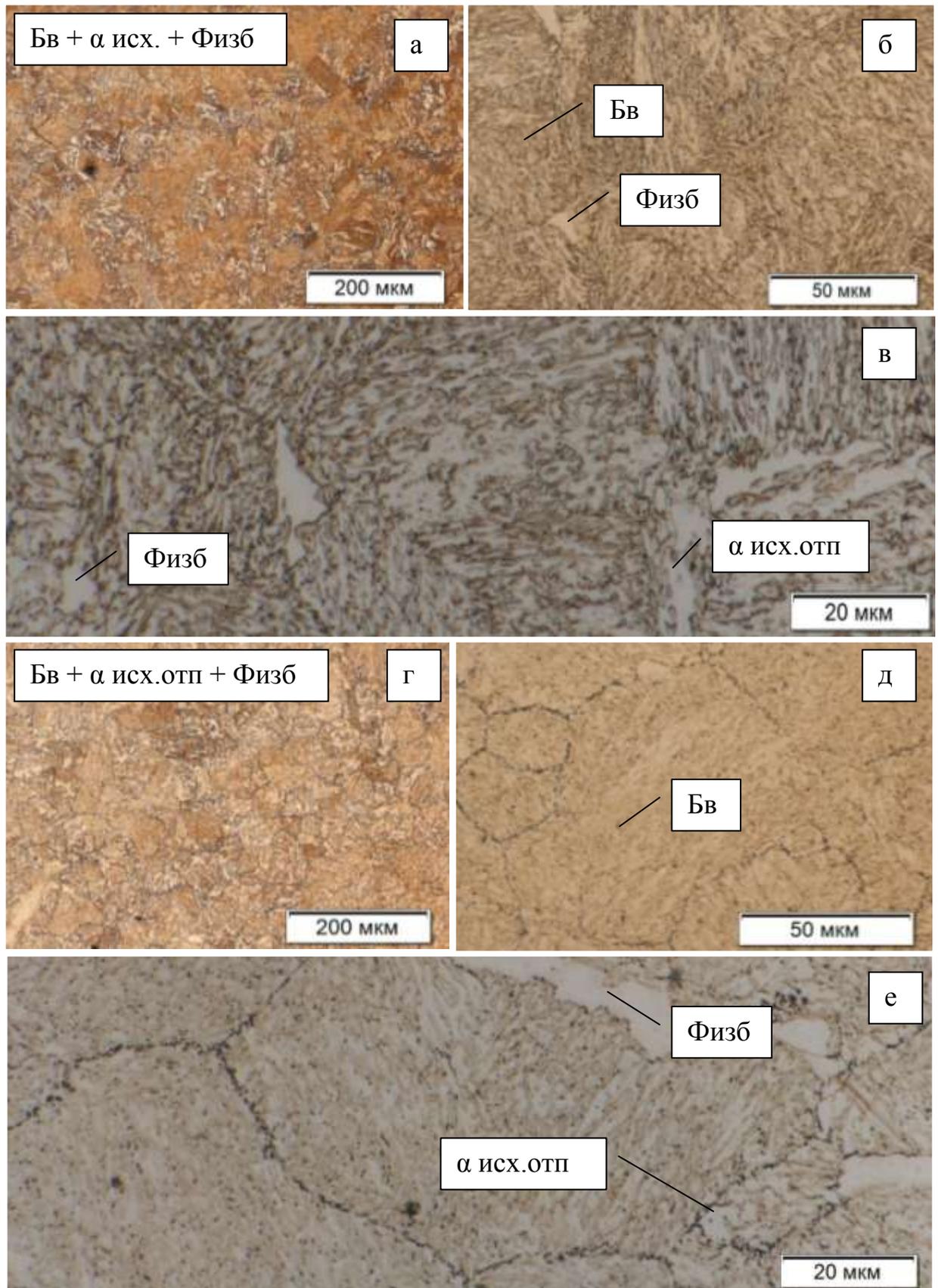


Рисунок 4.12. Микроструктура стали при охлаждении с температуры 800 °С, со скоростью 0,3 °С/с, при увеличении: а - х100; б - х500; в - х1000; со скоростью 0,05 °С/с, при увеличении: г - х100; д - х500; е - х1000

После охлаждения с самой низкой исследованной скоростью – $0,05 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, наблюдали образование полиэдров избыточного феррита размерами около 20 мкм и непрерывных цепочек карбидных выделений по границам зерен бывшего аустенита. Достаточно большое число карбидных выделений наблюдали и внутри зерен. В остальном структура осталась неизменной – смесь верхнего бейнита и исходной высокоотпущенной альфа-фазы, доля которой заметно возросла, по сравнению с нагревом на $830 \text{ }^\circ\text{C}$.

4.3. Построение термокинетических диаграмм превращения стали 12Х3Г2МФС после полной аустенитизации и нагрева в МКИТ

Полученные в предыдущих разделах данной главы результаты позволили построить термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита для нагрева в аустенитную область, а также – и после нагрева на различные температуры в МКИТ (рисунки 4.13-4.16).

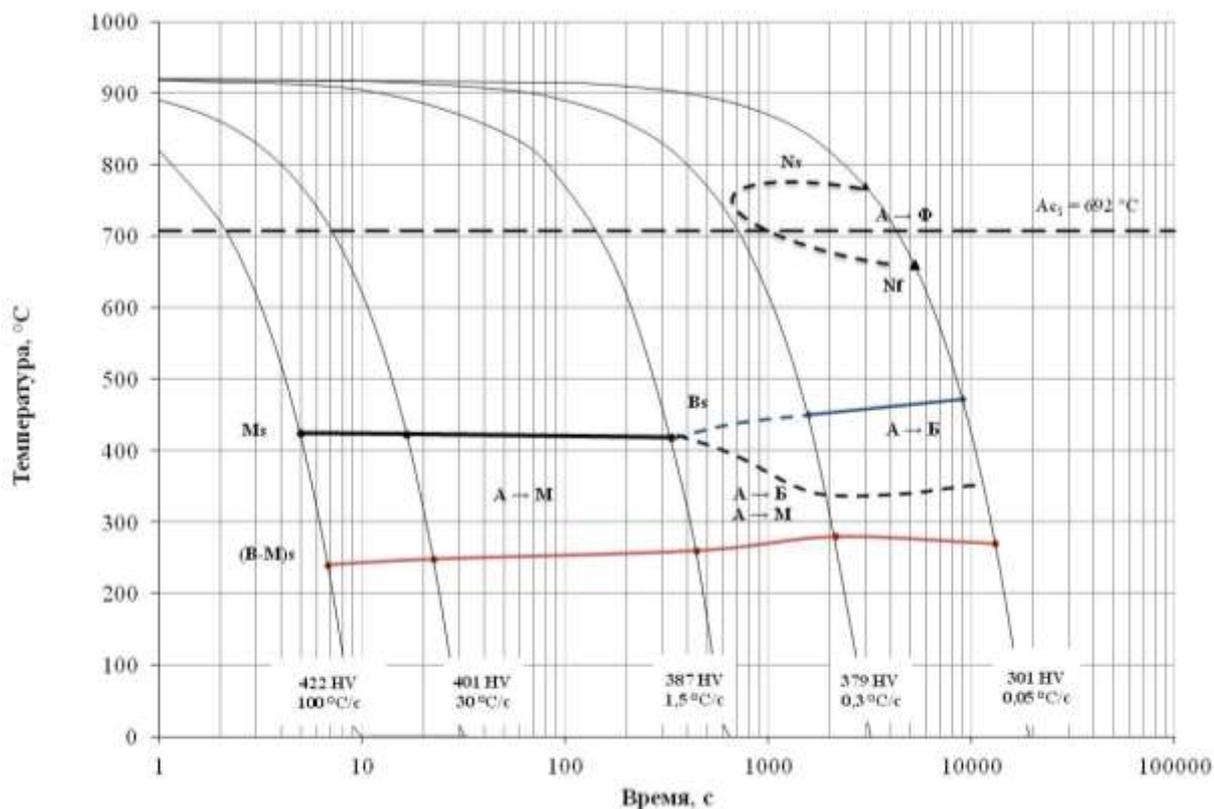


Рисунок 4.13. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 12Х3Г2МФС при охлаждении с температуры $920 \text{ }^\circ\text{C}$

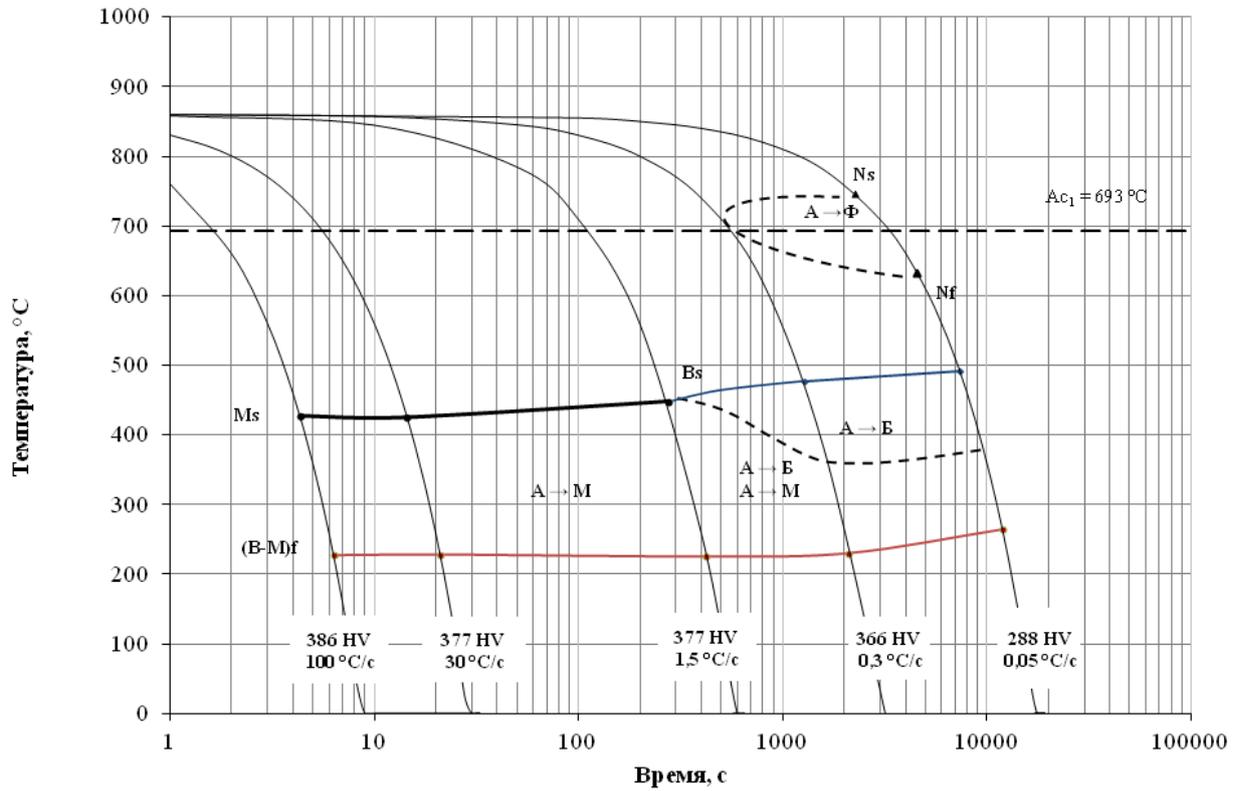


Рисунок 4.14. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 12Х3Г2МФС при охлаждении с температуры 860 °С

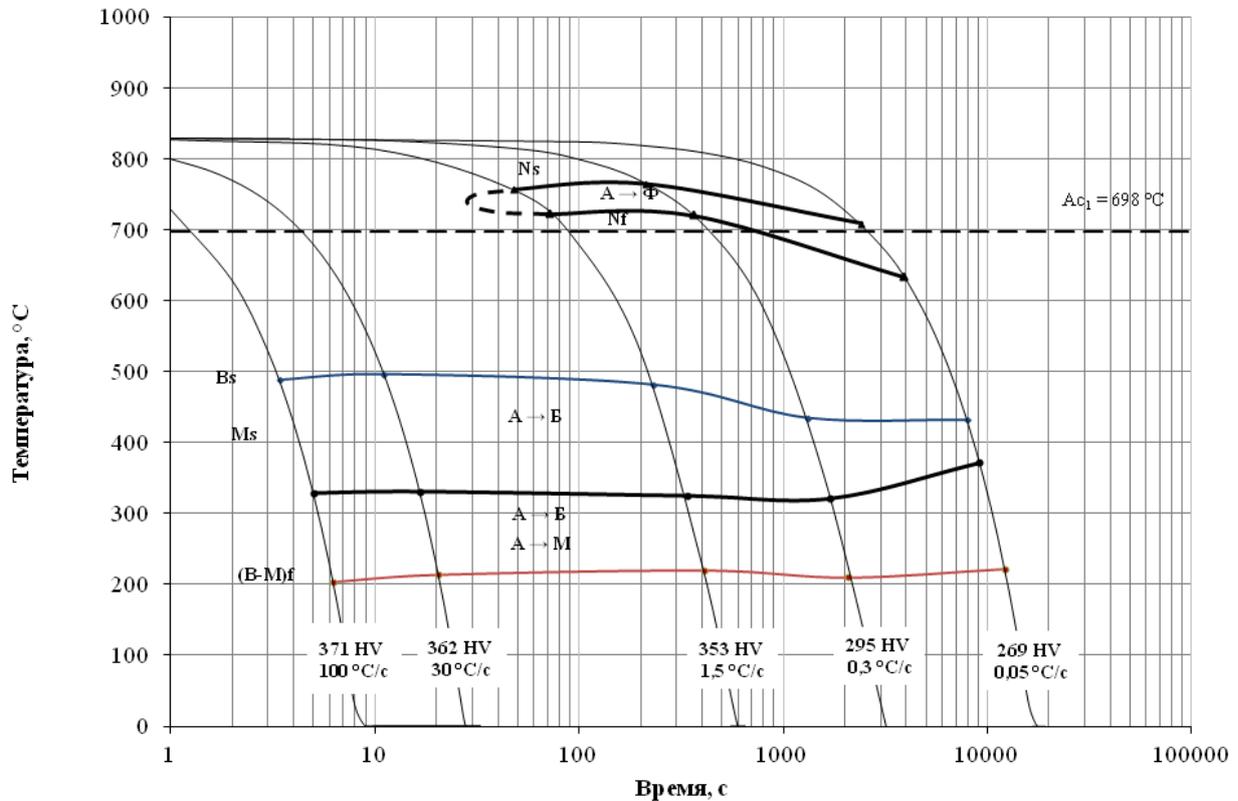


Рисунок 4.15. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 12Х3Г2МФС при охлаждении с температуры 830 °С

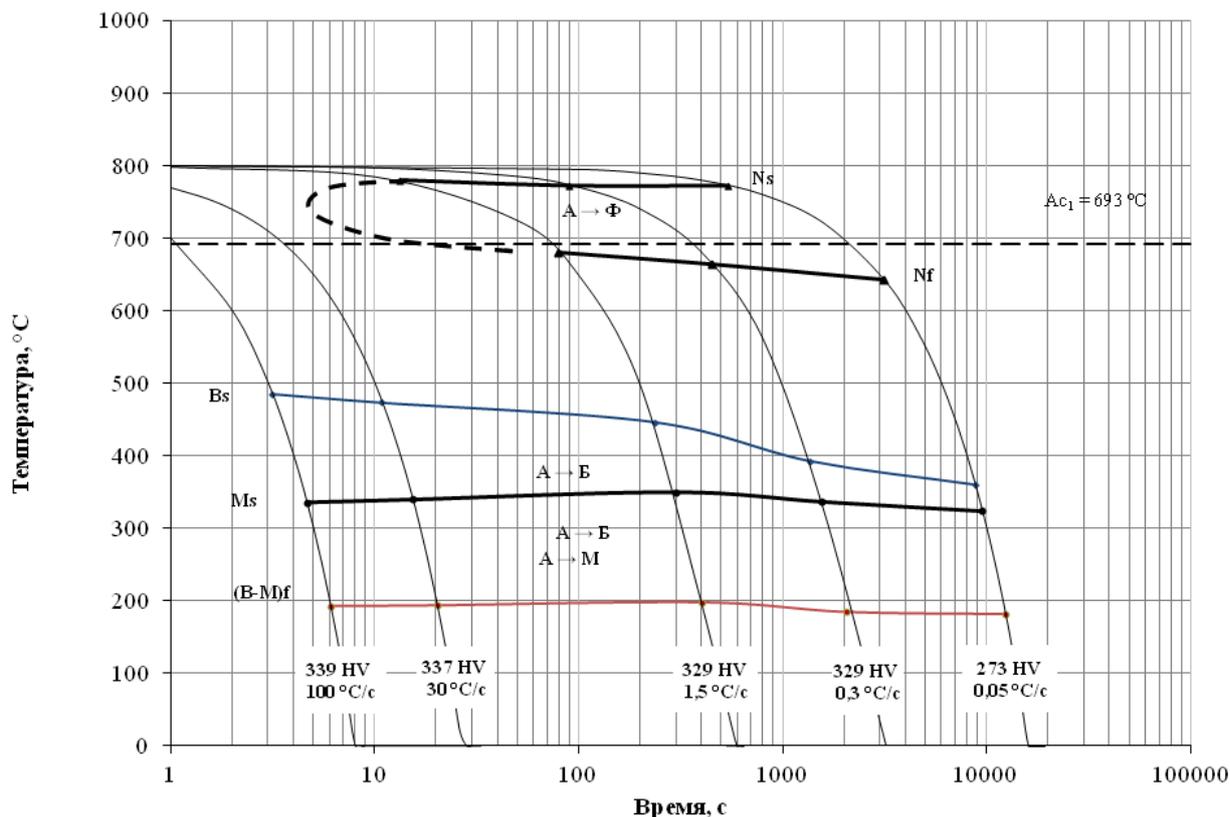


Рисунок 4.16. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 12Х3Г2МФС при охлаждении с температуры 800 °С

Анализ построенных термокинетических диаграмм выявил следующие закономерности:

- для термокинетических диаграмм, полученных при нагреве в аустенитную область – 920 °С и верхнюю часть МКИТ – 860 °С (рисунки 4.13-4.14) при скоростях охлаждения от 100 до 1,5 °С/с наблюдается только мартенситное превращение. При скорости охлаждения 1,5 °С/с точки начала мартенситного и бейнитного совмещены, а промежуточное и сдвиговое превращения протекают одновременно при охлаждении ниже M_n . При дальнейшем снижении скорости охлаждения температуры начала бейнитного превращения повышаются, а мартенситного снижаются, что приводит к частичному разделению превращений в бейнитной области. Одновременно, в диапазоне скоростей охлаждения от 0,3 до 0,05 °С/с наблюдается область нормального превращения.
- для термокинетических диаграмм, полученных из нижнего интервала МКИТ: температуры 830 и 800 °С (рисунки 4.15-4.16) также был установлен ряд

отличительных закономерностей: во всем интервале рассматриваемых скоростей охлаждения от 100 до 0,05 °С/с бейнитное превращение предшествует мартенситному, а при скоростях охлаждения ниже 30 °С/с наблюдается выделение избыточной фазы в области нормального превращения. Верхняя область промежуточного превращения отделена от мартенситного, тогда как нижняя часть и температуры окончания двух превращений совмещены. Критическая точка начала бейнитного превращения понижается при уменьшении скорости охлаждения, а точка начала мартенситного превращения имеет области локального повышения, с максимумом 372 °С для температуры 830 °С и скорости 0,05 °С/с и 350 °С для температуры 800 °С и скорости 1,5 °С/с. Точки окончания совмещенного превращения находятся примерно на одном уровне.

4.4. Исследование влияния режимов термической обработки из МКИТ на уровень механических свойств стали 12Х3Г2МФС

По результатам полученных данных о влиянии режимов нагрева и охлаждения на превращения и микроструктуру стали 12Х3Г2МФС дополнительно провели изучение зависимости механических характеристик (прочность и ударная вязкость). Механические свойства стали 12Х3Г2МФС в зависимости от режимов термической обработки, полученные на лабораторных образцах, представлены в таблице 4.2.

После закалки с 800 °С с охлаждением на воздухе наблюдали наиболее высокий уровень свойств - предел прочности составляет - 1125 МПа, а ударная вязкость (KCV^{+20}) - 735 кДж/м². Комплекс механических характеристик, полученный при температурах полной аустенитизации и из верхнего уровня МКИТ, обеспечивает значительно более низкий уровень ударной вязкости – 325-440 кДж/м².

Более подробное описание влияния различных режимов термической обработки на изменение уровня характеристик механических свойств проведено в

процессе разработки технологии термической обработки заготовок под УБТС и самих УБТС и представлено в соответствующих разделах главы 6.

Таблица 4.2. Механические свойства стали 12Х3Г2МФС в зависимости от режимов термической обработки

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV ⁺²⁰ , кДж/м ²	Твердость НВ
Требуемый уровень механических свойств	не менее 689	не менее 931	не менее 13	-	не менее 600	302-364
1. Закалка 920 °С, охлаждение - воздух	880±12	1250±15	15,0±1,0	65,0±2,0	325±20	390
2. Закалка 860 °С, охлаждение - воздух	845±8	1215±10	15,5±0,5	63,5±0,5	440±10	341
3. Закалка 830 °С, охлаждение - воздух	835±5	1200±14	15,5±0,5	61,0±1,0	630±25	319
4. Закалка 800 °С, охлаждение - воздух	745±10	1125±8	16,5±0,6	61,0±1,0	735±15	302
Длительность выдержки при нагреве под закалку составляла 1 час.						

При температуре полной аустенитизации - 920 °С (режим 1, таблица 4.2), был получен наибольший уровень прочностных характеристик ($\sigma_{0,2}$ и σ_B), однако значения пластичности (δ , ψ) и особенно ударной вязкости (KCV⁺²⁰) недостаточно высоки. Данная закономерность объясняется полным прохождением $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и получением при последующем охлаждении однородной структуры высокопрочного пакетного мартенсита.

По мере последовательного снижения температуры нагрева под закалку в области МКИТ, наблюдается контролируемое снижение прочностных характеристик с одновременным повышением пластичности и значительным увеличением ударной вязкости (режимы 2-4, таблица 4.2). Данная особенность наиболее выражена температур из нижней части МКИТ – 830 и 800 °С, и связана с возрастанием удельной доли исходной альфа-фазы и формированием сложной субструктуры высоко и малоугловых границ (бейнито-мартенситной смеси и исходной высокоотпущенной альфа фазы), что позволяет значительно повысить вязкость материала и обеспечить требуемый уровень надежности.

4.5. Исследование влияния режимов термической обработки на размер зерна стали 12Х3Г2МФС

Для оценки влияния системы легирования стали 12Х3Г2МФС на склонность зерна аустенита к росту в процессе аустенитизации из тела поковки были отобраны и изготовлены дополнительные образцы, в соответствии с принятой методикой отбора (Глава 2, раздел 2.3). Учитывая, установленную закономерность, что рост зерна исследуемых в Главе 3 сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС и 10Х3Г3МФТ происходил при температурах выше 980 °С, исследуемые образцы стали 12Х3Г2МФС термически обрабатывали по идентичным режимам (нагрев под закалку до температур в интервале от 930 до 1200 °С, с выдержкой в течение 40 минут и последующим охлаждением в воде). Выявление зеренной структуры проводили комбинированным методом [130]. Результаты контроля зеренной структуры стали представлены на рисунке 4.17. Зеренная структура сталей 10Х3Г3МФ, 10Х3Г3МФС и 10Х3Г3МФТ ранее рассмотрена в Главе 3 (рисунок 3.3).

Очевидно, что во всех исследуемых сталях с увеличением температуры происходит рост зерна, но характер этого роста весьма различен и зависит от системы легирования и соотношения легирующих элементов.

Средний размер аустенитного зерна в зависимости от температуры аустенитизации для марок стали 12Х3Г2МФС, 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФС приведен в таблице 4.3.

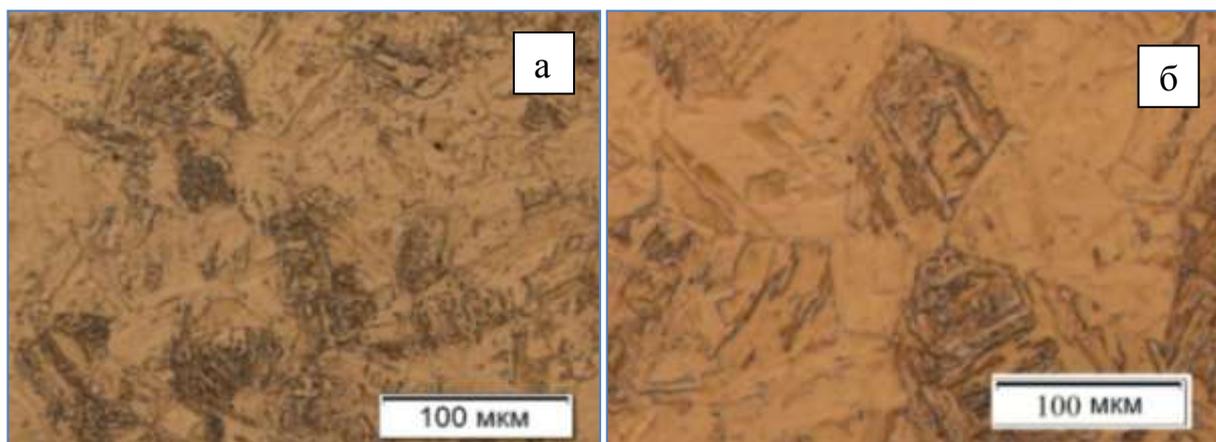


Рисунок 4.17. Микроструктура стали 12Х3Г2МФС, выявленная различными методами: а – структура, выявленная травлением в 3%-м растворе HNO_3 (закалка 900 °С, 40 мин.), б – структура, выявленная электролитическим травлением (закалка 1200 °С, 40 мин.)

Таблица 4.3. Средний размер зерна аустенита в зависимости от температуры аустенизации

Марка стали	Средний размер зерна аустенита, d, мкм (№ зерна)				
	Температура аустенизации, °С				
	950	1050	1100	1150	1200
12Х3Г2МФС	12 (10)	19 (8)	29 (7)	62 (5)	136 (3)
10Х3Г3МФ	12 (10)	31 (7)	43 (6)	113 (4)	235 (2)
10Х3Г3МФС	14 (9)	18 (9)	26 (8)	37 (7)	90 (4)

Согласно полученным результатам исследований (таблица 4.3.) установлено, что средний размер зерна аустенита для стали 12Х3Г2МФС при температуре 950 °С составляет 12 мкм, что идентично результатам, полученным для стали 10Х3Г3МФ – 12 мкм и стали 10Х3Г3МФС - 14 мкм. При последующем ступенчатом повышении температуры до 1200°С зерно аустенита марки 12Х3Г2МФС (136 мкм) растет быстрее, чем зерно более легированной марки стали 10Х3Г3МФС (90 мкм), и медленнее, в сравнении с маркой 10Х3Г3МФ (235 мкм).

4.6. Выводы по главе 4

1. Проведены комплексные - дилатометрические, металлографические и микродюрOMETрические исследования превращений переохлажденного аустенита стали 12Х3Г2МФС при полной аустенитизации (920 °С) и из межкритического интервала температур (от 860 до 800 °С) в интервале скоростей охлаждения от 100 до 0,05 °С/с, позволившие построить термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита данной стали.

Показано, что для температур нагрева 920 и 860 °С, при скоростях охлаждения от 100 до 1,5 °С/с, наблюдается только мартенситное превращение. При меньших скоростях охлаждения мартенситному превращению предшествует бейнитное, а при скоростях менее 0,3 °С/с наблюдается выделение избыточной, - ферритной, фазы.

Установлено, что при температурах 830 и 800 °С при всех скоростях охлаждения сдвиговое бездиффузионное превращение предваряется промежуточным, а при скоростях от 1,5 °С/с и менее – нормальным превращением.

2. Проведены исследования влияния скорости охлаждения в интервале от 100 до 0,05 °С/с на микроструктуру стали 12Х3Г2МФС, при увеличениях от 100 до 1000 крат, для температур нагрева от 920 до 800 °С.

Показано, что при температурах 920 и 860 °С сталь 12Х3Г2МФС обладает повышенной устойчивостью аустенита, обеспечивая получение структуры пакетного мартенсита при скоростях охлаждения до 0,05 °С/с, предварительное выделение структуры верхнего бейнита при скоростях от 1,5 °С/с и менее, а также выделение избыточного феррита при скоростях охлаждения от 0,05 °С/с и менее. Доля исходной альфа фазы для верхней области МКИТ незначительна. При замедленных скоростях охлаждения доминирующими структурными составляющими являются избыточный феррит и верхний бейнит.

Установлено, что при охлаждении с температур 830 и 800 °С, при всех скоростях охлаждения микроструктура представляет собой бейнитно-

мартенситную смесь с наличием исходной высокоотпущенной альфа-фазы, а при скорости 1,5 °С/с и менее, дополнительно наблюдается выделение избыточной α -фазы. При снижении скорости охлаждения доля избыточной α -фазы, расположенной вдоль границ аустенитных зерен, увеличивается, а при снижении температуры нагрева В МКИТ увеличивается и количество исходной альфа фазы. Доля верхнего бейнита и исходной высокоотпущенной альфа-фазы возрастает, по сравнению с нагревом на 830 °С.

При скорости 0,05 °С/с наблюдается образование полиэдров избыточного феррита размерами около 20 мкм и непрерывных цепочек карбидных выделений по границам зерен бывшего аустенита.

3. Экспериментально установлено, что наиболее высокий уровень прочностных характеристик ($\sigma_{0.2} = 880$ и $\sigma_B = 1250$ МПа) достигается при закалке образцов стали 12ХЗГ2МФС с температуры полной аустенитизации - 920 °С, при этом значения ударной вязкости минимальны ($KCV^{+20} = 325$ кДж/м²). По мере последовательного снижения температуры закалки в области МКИТ (860-800 °С), наблюдается контролируемое снижение прочностных характеристик с одновременным повышением ударной вязкости, с максимумом при 800 °С ($\sigma_{0.2} = 750$ МПа, $\sigma_B = 1125$ МПа, $KCV^{+20} = 735$ кДж/м²). Прямая зависимость уровня прочности от температуры закалки связана с полнотой прохождения $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и с образованием большей доли высокопрочного пакетного мартенсита при повышении температуры закалки. Обратная зависимость значений ударной вязкости от температуры закалки в интервале 920-800 °С связана с возрастанием удельной доли исходной альфа-фазы при понижении температуры закалки и с формированием сложной субструктуры высоко и малоугловых границ вновь образованной бейнито-мартенситной смеси.

4. Установлено, что сталь 12ХЗГ2МФС обеспечивает большую стойкость к росту зерна аустенита по сравнению со сталью 10ХЗГ3МФ, обладающей повышенным содержанием хрома и марганца. Показано, что для стали 12ХЗГ2МФС с температуры 950 до 1100 °С размер зерна изменяется незначительно с 12 до 29 мкм, для стали 10ХЗГ3МФС с 14 и 26 мкм, для стали

10X3Г3МФ с 12 и 43 мкм соответственно. При последующем ступенчатом повышении температуры до 1200°С зерно аустенита марки 12Х3Г2МФС (136 мкм) растет быстрее, чем зерно более легированной марки стали 10Х3Г3МФС (90 мкм), и медленнее в сравнении с маркой 10Х3Г3МФ (235 мкм).

ГЛАВА 5. ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛЕЙ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ ПОКОВОК БУРИЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ МАРКИ СТАЛИ 12Х3Г2МФС С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СРЕДСТВ ПРОГРАММНОГО ПРОДУКТА ANSYS

Для построения диаграмм распада переохлажденного аустенита, чаще всего используют закалочные дилатометры и цилиндрические образцы очень небольшого размера, обычно $\varnothing 3 \times 10$ мм, поэтому скорости охлаждения поверхности таких образцов (к которой приварена термопара), и их сердцевины, практически не отличаются.

Скорости охлаждения поверхности и сердцевины массивной заготовки в процессе охлаждения (например, - закалочного), вне всякого сомнения, существенно различаются. Причем, чем выше скорость охлаждения, тем эти различия больше. Как следствие – структура таких заготовок по сечению также будет различной.

Несомненно, с технологической точки зрения, самой удобной является охлаждение на спокойном воздухе. В связи с этим, возникает необходимость получения информации об уровне скорости охлаждения сердцевины массивных заготовок различных размеров, и формировании их структуры по сечению в процессе такого воздушного охлаждения.

В случае термической обработки массивных изделий, особенно при высокоскоростном поверхностном нагреве температурный градиент между поверхностью и сечением заготовки может достигать значительных величин, и составлять до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ и более. Ограниченная теплопроводность и временные параметры процессов оказывают существенное влияние на зависимость распределения температурных полей по сечению заготовки, что также необходимо учитывать.

Неравномерность температурных полей при нагреве и охлаждении может приводить к возникновению значительных напряжений в металле, часто превышающих предел упругости. А локализация таких напряжений в свою

очередь способствует образованию термических и закалочных трещин напряжения, а также короблению изделий. Таким образом, изучение процессов, происходящих при нагреве и охлаждении, является важным условием для понимания индивидуальных особенностей исследуемой стали и создания оптимальной производственной технологии.

В выполнении данных исследований в качестве консультанта принимал участие главный научный сотрудник ИМСС УрО РАН д.ф.-м.н. И.Н. Шардаков. Выполнение расчетов проведено с использованием программного пакета ANSYS и баз данных ИМСС УрО РАН.

При выполнении раздела были решены следующие задачи:

- проведен анализ и адаптация математических моделей режимов нагрева и охлаждения поковок из стали 42CrMo4;
- построена геометрическая трехмерная модель исследуемой поковки;
- установлены закономерности распределения температуры по сечению поковки при нагреве и охлаждении от времени;
- построены унифицированные кривые охлаждения, проведено их совмещение с ТКД превращения переохлажденного аустенита для стали 12Х3Г2МФС.

Наиболее интересным с точки зрения перспективы использования новых системнолегированных сталей является исследования параметров нагрева сплошных поковок в сечениях до 400 мм. В связи с ограниченным объемом данных по теплофизическим свойствам для исследований приняты данные марки 42CrMo4, также применяемой для изготовления бурильных труб.

5. 1. Разработка алгоритмов численной реализации математических моделей технологического процесса термической обработки

Современные математические модели позволяют получить расчетным путем обширную и весьма точную информацию о различных тепловых и массообменных процессах [138-140]. Проведение вычислительного эксперимента

обеспечивает сокращение сроков исследования и уменьшение его стоимости, позволяет прогнозировать поведение изучаемого объекта в различных, в том числе и экстремальных ситуациях.

Методы математического моделирования позволяют теоретически изучать процессы теплопереноса внутри металла при термообработке и рассчитывать распределение температурного поля внутри обрабатываемого изделия на всех технологических переходах: нагрева с определенной интенсивностью до заданной температуры; выдержки для прогрева изделий и обеспечения полноты протекания фазовых и структурных превращений; охлаждения в определенном режиме.

Для адекватного описания процессов термообработки необходимо задать граничные условия для решения краевой задачи теплопроводности на каждом из технологических переходов.

Процессы, связанные с нагреванием изделий в печах, с последующим их охлаждением происходят путем передачи тепла конвекцией и излучением.

В основе математической модели описания тепловых процессов в твердых телах лежит уравнение теплопроводности, которое в декартовой системе координат имеет вид [141]:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(K_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q = \rho c \frac{dT}{dt}, \quad (5.1)$$

$$\frac{dT}{dt} = \frac{\partial T}{\partial t} + V_x \frac{\partial T}{\partial x} + V_y \frac{\partial T}{\partial y} + V_z \frac{\partial T}{\partial z},$$

где V_x, V_y, V_z – скорости проводящей среды, T – температура, K – коэффициент теплопроводности, Q – мощность источника тепла внутри тела, ρ и C – соответственно плотность и теплоемкость. В общем случае коэффициент теплопроводности и теплоемкость являются функциями температуры.

Реализация математических моделей процессов нагрева изделий в печи производится методом конечных элементов (МКЭ) с использованием программного продукта ANSYS.

Для решения задачи определения теплового состояния изделия при помощи МКЭ необходимы следующие исходные данные:

- геометрическая трехмерная модель изделия, которая позволяет учитывать в процессе расчетов такие характеристики изделия, как массивность и неоднородность изменения теплового состояния изделия в зависимости от локальных граничных условий;

- тип конечного элемента из библиотеки ANSYS и степень дискретизации;

- теплофизические свойства, входящие в уравнение теплопроводности: плотность, теплоемкость и теплопроводность;

- параметры моделируемого процесса термообработки: начальные и конечные температуры изделия и охлаждающей среды, длительность процесса, температурная зависимость параметров радиационно-конвективного теплообмена между поверхностью изделия и охлаждающей средой.

Для моделирования выбран процесс термической обработки поковки из стали марки 42CrMo4. Эскиз рассматриваемой поковки, диаметром 400 мм, приведен на рисунке 5.1. Упрощенная трехмерная геометрическая модель поковки, выполненная средствами ANSYS, представлена на рисунке 5.2.

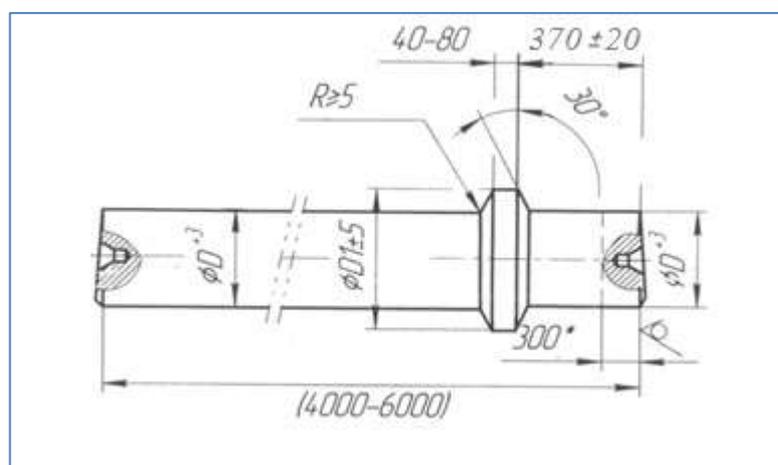


Рисунок 5.1. Эскиз рассматриваемой поковки



Рисунок 5.2. Геометрическая модель поковки

Для решения трехмерных задач теплопроводности применяли конечный элемент SOLID70. Элемент имеет восемь узлов с одной степенью свободы (температура) в каждом узле. Он применим к объемному стационарному или нестационарному термическому анализу (рисунок 5.3.).

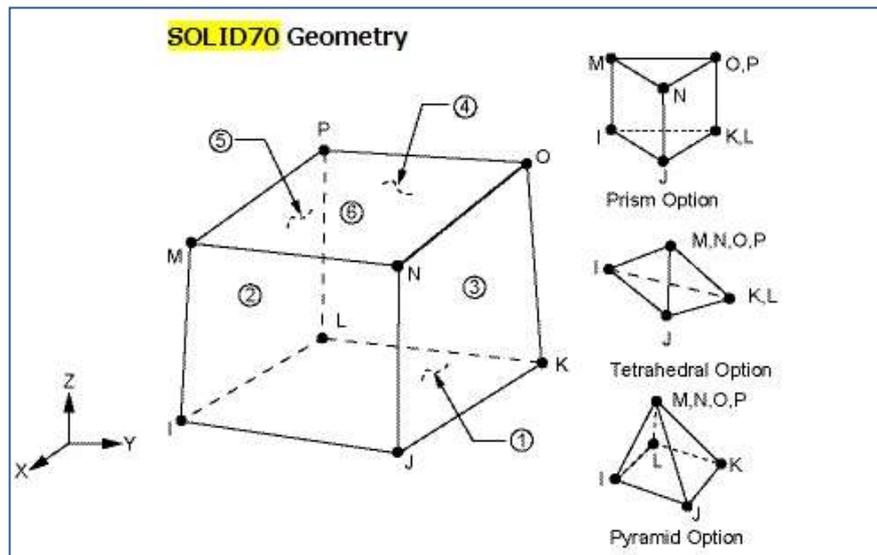


Рисунок 5.3. Схема трехмерного температурного конечного элемента SOLID70

На рисунке 5.4 показан вариант дискретизации исследуемой области элементами SOLID70, содержащий 43005 элементов и 8528 узловых неизвестных.

При прохождении этапов термической обработки поковки подвергаются нагреву и охлаждению, при этом температура их изменяется в пределах от 50 до 800 – 900 °С. Рассмотрим пример расчета процесса нагрева поковки, имеющей начальную температуру 20 °С в печи с температурой 800 °С.

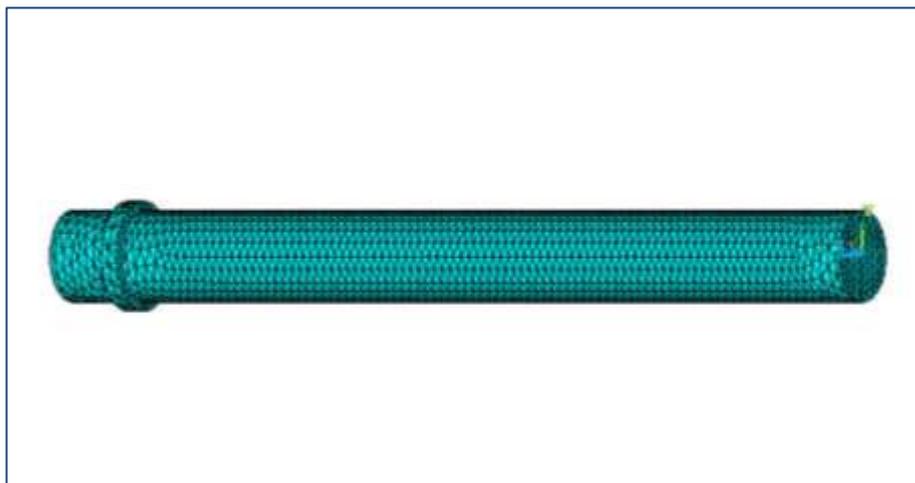


Рисунок. 5.4. Дискретный аналог поковки

Зависимость теплофизических свойств легированной стали 42CrMo4 от температуры приведена в таблице 5.1.

Таблица 5.1. Теплофизические свойства стали 42CrMo4 [29, 142]

Температура испытания, °С	20	100	200	300	400	500	600	700	800
Модуль нормальной упругости, E , ГПа	212	202	195	189	174	169	157	138	132
Модуль упругости при сдвиге кручением, G , ГПа	83	79	76	74	67	66	61	53	51
Коэффициент теплопроводности, K , Вт/(м · °С)	36	37	36	34	33	31	29	28	28
Коэффициент линейного расширения, α , 10^{-6} , 1/°С	-	10,5	12,0	12,7	13,3	13,8	14,0	-	-
Удельная теплоемкость, C , Дж/(кг · °С)	-	495	508	525	537	567	588	626	705

При решении тестового примера были приняты постоянные значения, равные средним в указанном диапазоне температур. В качестве граничных условий на всех наружных поверхностях заданы условия радиационно-конвективного теплообмена из базы данных ИМСС УрО РАН.

На рисунке 5.5. приведены графики изменения температуры в процессе нагрева на поверхности и в центре поковки. Установлено, что поковка сечением 400 мм полностью прогрелась до температуры печи 800 °С за 300 минут нагрева (5 часов). Средняя скорость прогрева при этом составляет – 1,3 мм/мин.

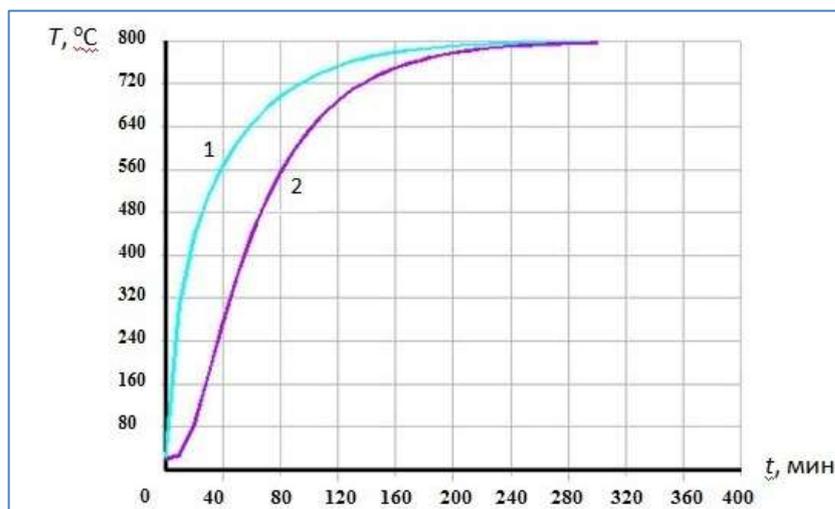


Рисунок 5.5. Изменение температуры в процессе нагрева: на поверхности (1) и в центре поковки (2)

На рисунке 5.6. показана картина распределения температуры в центральном сечении поковки для трех моментов времени от начала процесса нагрева: $t = 100$ мин (а), $t = 200$ мин (б), и $t = 300$ мин (в).

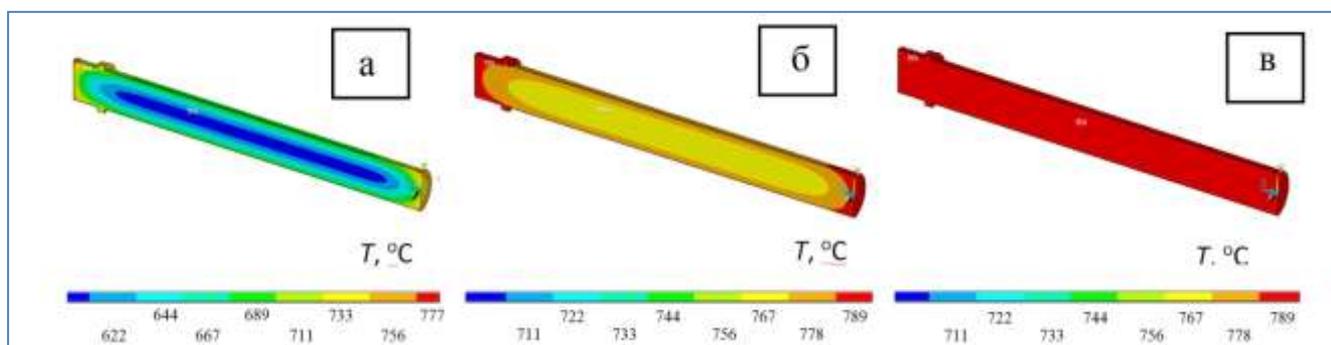


Рисунок 5.6. Поле температуры в центральном сечении поковки в моменты времени от начала нагрева: 100 мин (а), 200 мин (б), 300 мин (в)

5.2. Построение унифицированных кривых охлаждения для технологического процесса термической обработки поковок диаметрами 50-400 мм

В данном разделе проведена адаптация математических моделей охлаждения цилиндрических поковок диаметрами от 50 до 400 мм, с наложением полученных кривых на термокинетические диаграммы охлаждения переохлажденного аустенита марки стали 12Х3Г2МФС.

На рисунке 5.7. представлена схема, описывающая технологический процесс остывания стальной цилиндрической заготовки на воздухе в горизонтальном положении. Следует отметить, что именно остывание на воздухе является наиболее целесообразным с экономической точки зрения.

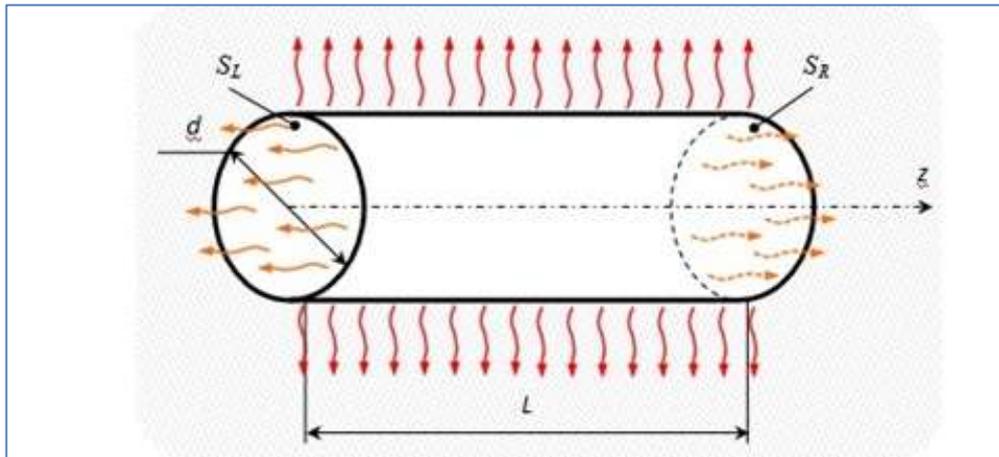


Рисунок 5.7. Схема с горизонтальным расположением изделия

Различная скорость отдачи тепла на боковых поверхностях заготовки приводит к возникновению неоднородного поля температуры. В этом случае важным моментом является определение области внутри изделия, в которой бы при остывании получалась требуемая структура стали.

С целью выявления особенностей процесса охлаждения на воздухе проведена серия численных экспериментов.

Положение контрольных точек, предназначенных для мониторинга температуры в сечении образца, показано на рисунке 5.8. Точки *A* и *C* расположены на глубине $R/20$ от боковой поверхности, а *B* и *D* — на оси симметрии. Анализ заготовок разного диаметра ($d = 50, 80, 100, 200, 400, 600$ мм) при фиксированном отношении $L/d = 1.6$ позволил установить, что при диаметре поковки не более 400 мм распределение температуры внутри цилиндрической области, построенной вращением плоскости *ABCD*, незначительно отличается от однородного.

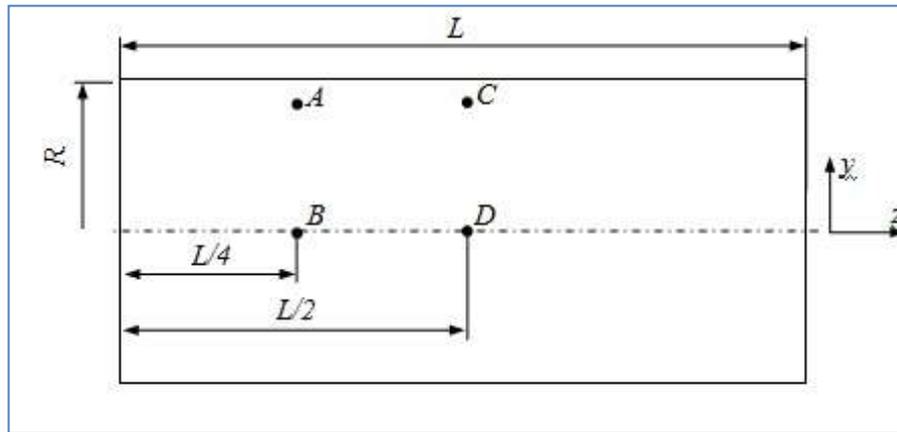


Рисунок 5.8. Положение контрольных точек в сечении образца

На рисунке 5.9. показано изменение температуры во времени в самой холодной и самой горячей из контрольных точек при разных значениях диаметра d . В начале процесса охлаждения разница между температурой в этих точках достигает максимального значения и составляет для $d = 400$ мм десятки градусов, однако с течением времени она становится несущественной. Отметим, что для заготовок меньшего диаметра ей вообще можно пренебречь.

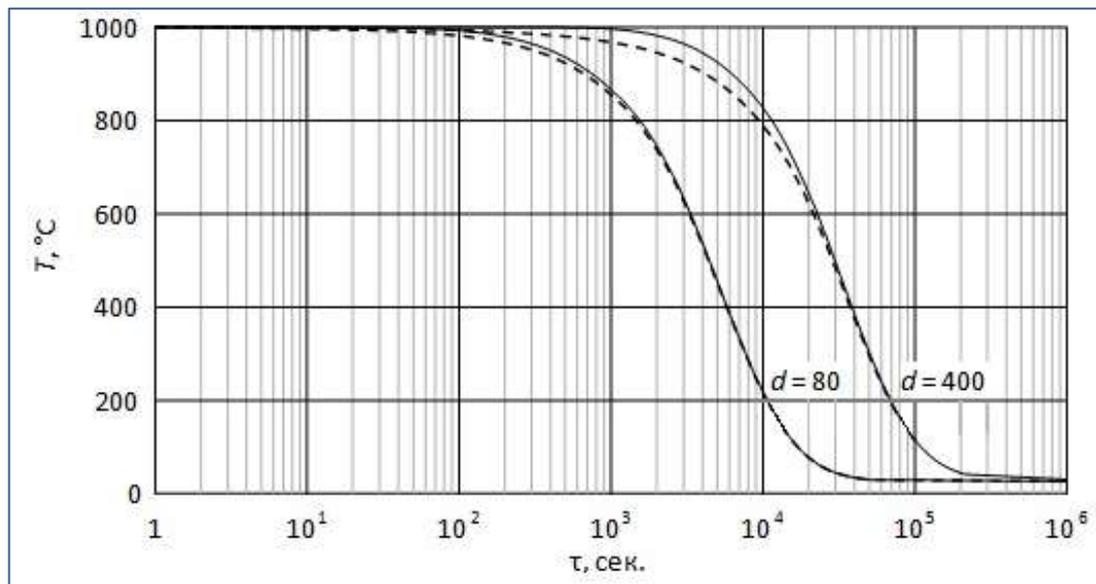


Рисунок. 5.9. Изменение температуры во времени для точек A (пунктирная линия) и D (сплошная линия)

На рисунке 5.10. приведены унифицированные кривые охлаждения на воздухе для поковок с диаметрами 50, 80, 100, 200 и 400 мм.

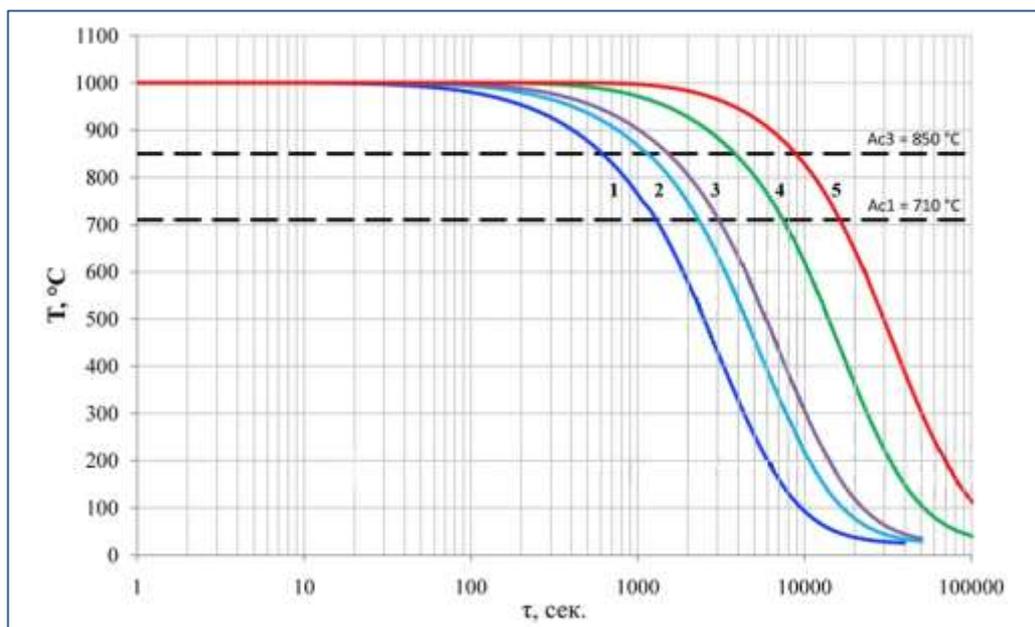


Рисунок. 5.10. Унифицированные кривые охлаждения на воздухе для поковок с диаметрами 50(1), 80(2), 100(3), 200(4) и 400(5) мм

На рисунке 5.11. проведено наложение кривых охлаждения на термокинетическую диаграмму превращения переохлажденного аустенита для марки стали 12ХЗГ2МФС для температуры 920 и 800 °С (см. главу 4, рис 4.16).

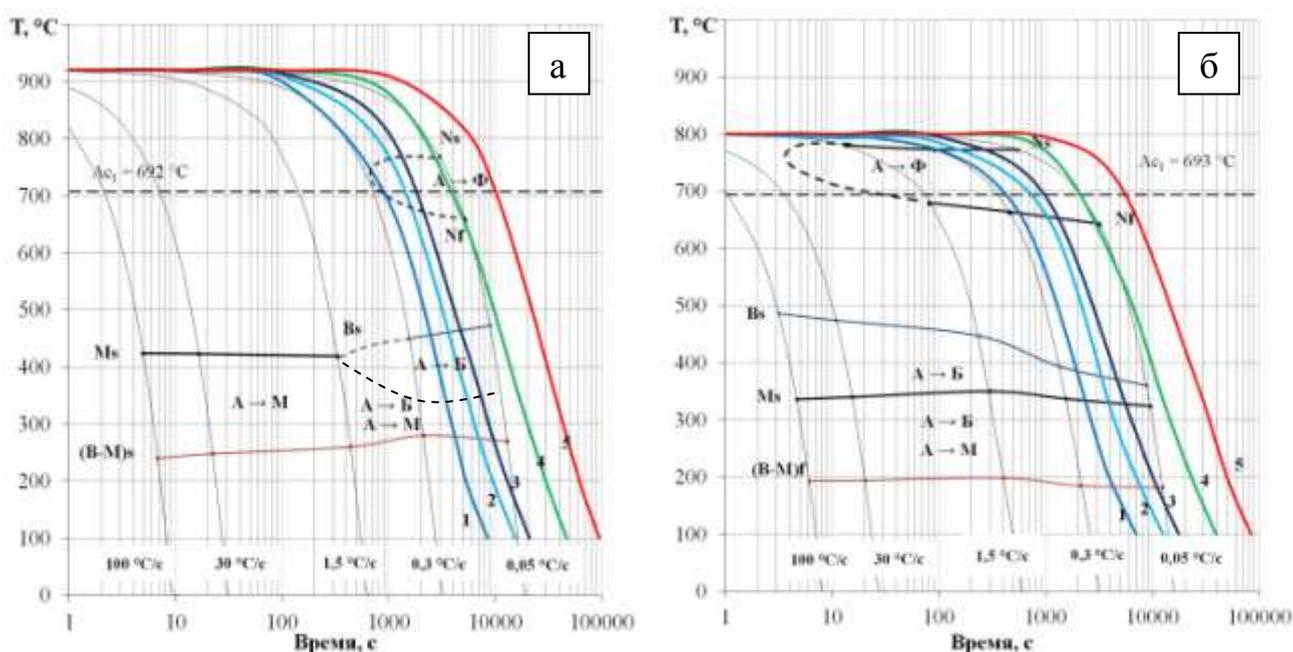


Рисунок. 5.11. Унифицированные кривые охлаждения на воздухе для поковок с диаметрами 50 (1), 80 (2), 100 (3), 200 (4) и 400 (5) мм, наложенные на термокинетическую диаграмму превращений переохлажденного аустенита для стали 12ХЗГ2МФС, при температуре аустенитизации 920 °С (а) и 800 °С (б)

5.3. Верификация полученных моделей

В работе [143] приведены результаты моделирования процесса закалки деталей простой конфигурации (ось, кольцо и др). В соответствии с разработанным алгоритмом было выполнено решение задач, моделирующих аналогичные процессы, и проведено сравнение с результатами работы [143,144]. Проанализированы изменения температуры детали «ось» при охлаждении.

Деталь ось представляет собой цилиндр из стали 40X с размерами: диаметр 100 мм; высота 100 мм. Физические свойства стали 40X взяты из [142].

На рисунке 5.12 приведены расчетная модель оси (а), распределение температурного поля по осевому сечению цилиндра (б), кривые эволюции температуры в центре (1) и в угловой точке (2) сечения цилиндра.

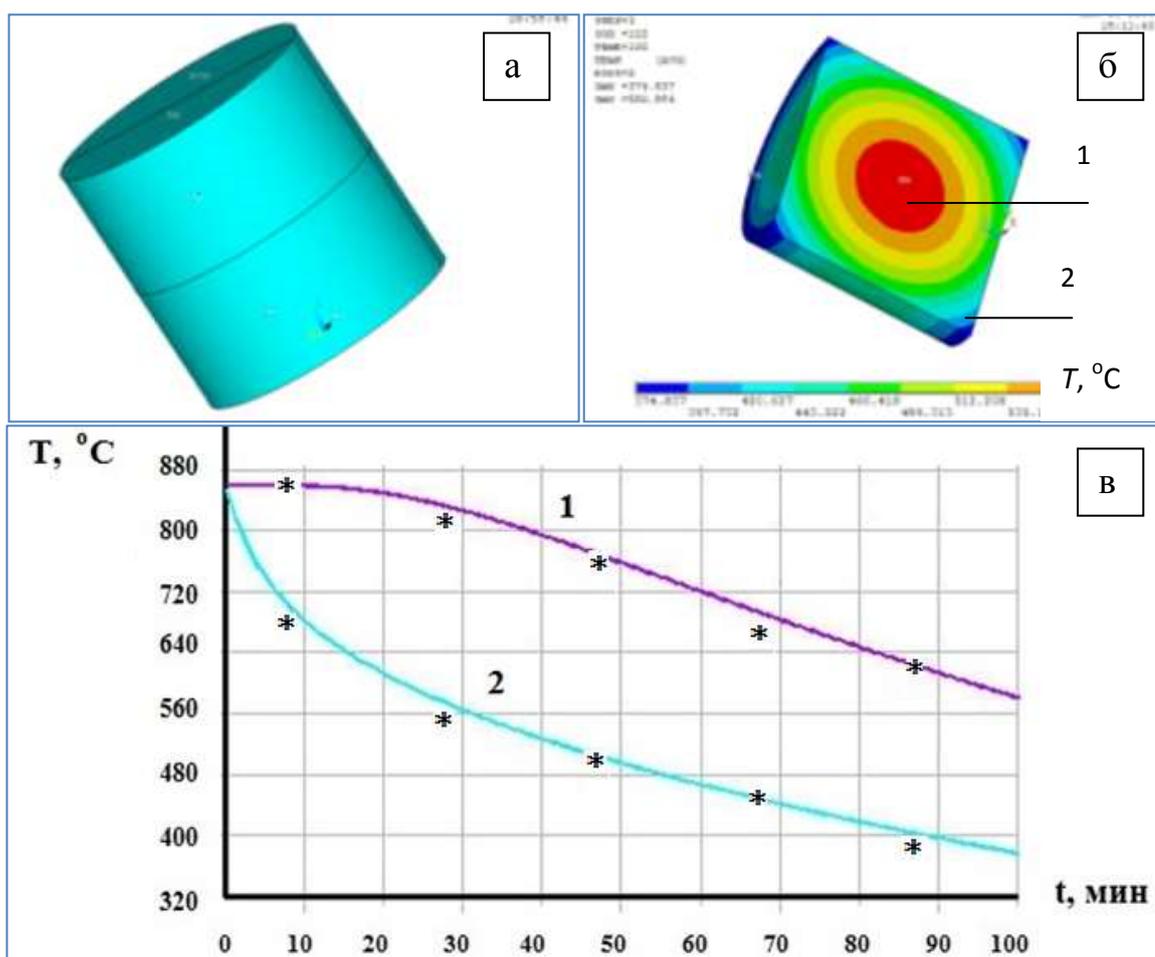


Рисунок 5.12. Расчетная модель оси (а); распределение температурного поля по осевому сечению цилиндра (б); кривые эволюции температуры сечения цилиндра (с): в центре -1, в угловой точке -2, (*) данные работы [143]

Параметры закалки: температура закалки 860 °С, охлаждающая среда – масло, время охлаждения 100 секунд. Температурные зависимости коэффициента теплоотдачи α при охлаждении в различных закалочных средах в интервале температур от 850 до 20 °С выбраны в соответствии с данными [145].

Сравнение полученных результатов показывает, что расхождение не превышает 3%.

5.4. Выводы по Главе 5

1. Адаптирована математическая модель технологического процесса нагрева поковки диаметром 400 мм. Определены основные параметры нагрева. Установлено, что наибольший градиент температур поверхности и сердцевины, для условий равномерного нагрева (нагреваемая заготовка с температурой 20 °С помещается в замкнутую систему с температурой 800 °С), возникает в начальный период, при этом полное время прогрева поковки по сечению составляет 300 мин.

2. Осуществлена адаптация математической модели технологического процесса охлаждения на воздухе цилиндрических поковок различных типоразмеров. Построены унифицированные кривые охлаждения для поковок диаметрами 50, 80, 100, 200 и 400 мм на спокойном воздухе.

3. Проведено совмещение термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита исследуемой стали 12Х3Г2МФС и полученных унифицированных кривых охлаждения для определения основных структурных составляющих для поковок диаметрами от 50 до 400 мм при охлаждении на спокойном воздухе. Разработан метод оценки структурных составляющих поковок различных сечений при охлаждении на спокойном воздухе.

4. Выполнена верификация разработанных математических моделей, с применением альтернативных источников [143-145]. Полученная погрешность методик составила 3%.

ГЛАВА 6. ВНЕДРЕНИЕ В СЕРИЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ БЕЗНИКЕЛЕВОЙ СИСТЕМНО-ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ МАРКИ 12Х3Г2МФС

6.1. Технологический процесс производства бурильных труб

Серийно применяемая в ООО «МГМ», г. Пермь технология производства бурильных труб включает в себя три основных металлургических передела: выплавку заготовки, обработку давлением, термическую обработку; а также - механическую обработку - предварительную и окончательную; аттестацию изделия – контроль механических свойств и периодические испытания – подтверждение ресурса изделия.

Основная технологическая схема металлургического производства бурильных труб представлена на рисунке 6.1.

В зависимости от назначения изделий исполнение операций обработки давлением и термической обработки может принципиально различаться. Так, для бурильных труб с типоразмерами до 203 мм применяют радиальную ковку и термообработку токами высокой частоты (рисунок 6.1, б.), для бóльших типоразмеров – свободную ковку на гидравлических прессах и объемную термообработку в шахтных печах или термообработку токами промышленной частоты (рисунок 6.1, в). Следует отметить, что перед операцией термической обработки проводят предварительную механическую обработку заготовок. Предварительная механическая обработка позволяет удалить поверхностные дефекты, являющиеся концентраторами напряжений при последующей закалке, а также уменьшить эффективное сечение заготовки для лучшей прокаливаемости и получения требуемого комплекса механических свойств [79].

Радиальная ковка включает в себя операции по нагреву металлургической заготовки сечением 380 мм в кольцевой нагревательной печи до температуры 1150^{+50} °С, передаче заготовки по механическому рольгангу в зону ковки, последовательной радиальной ковке, подрезке торцов и передаче поковки на отжиг.

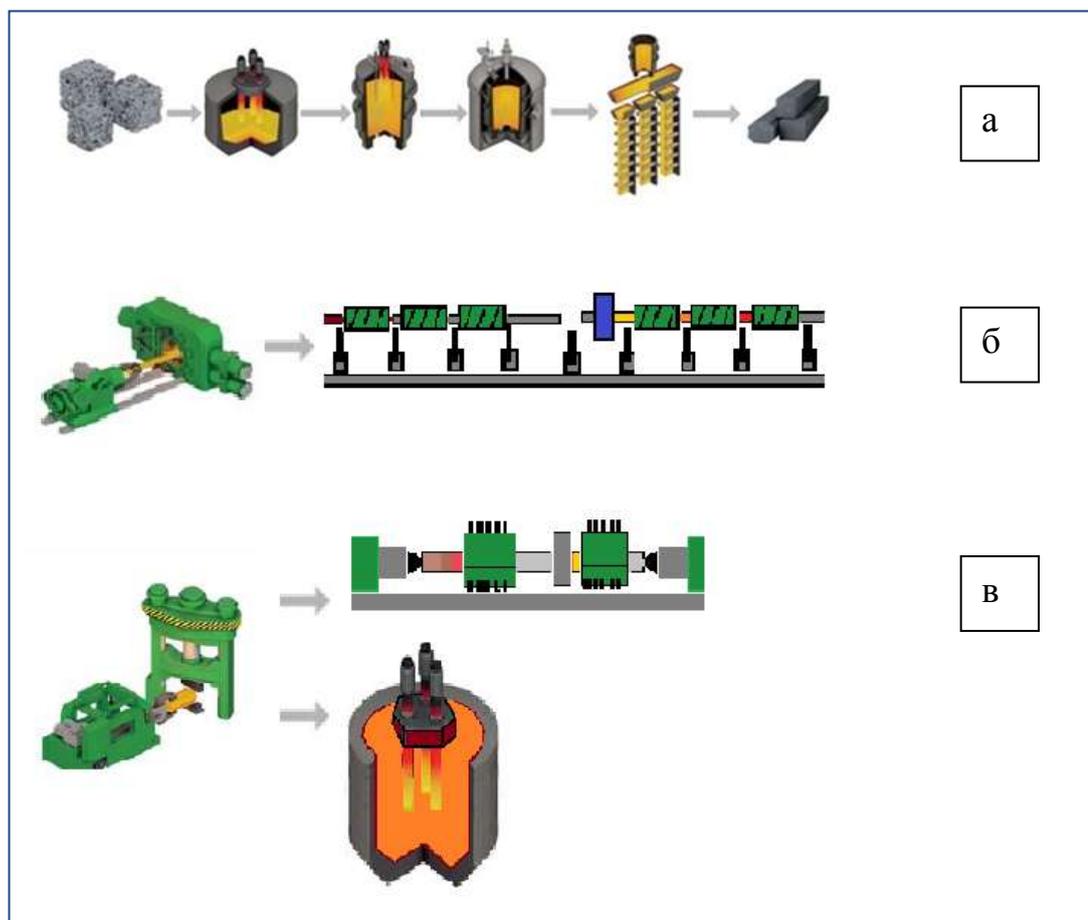


Рисунок 6.1. Основная технологическая схема металлургического производства бурильных труб: а – выплавка заготовки; б - радиальная ковка + термообработка ТВЧ; в – свободная ковка + термообработка ТПЧ или объемная термообработка

Ковка осуществляется одновременно четырьмя бойками за один проход. Синхронизация работы бойков, а также радиальное вращение поковки обеспечивают высокую точность размеров и прямолинейности.

Свободной ковке предшествует нагрев металлургической заготовки сечением 450 мм в камерной печи на температуру 1180^{+50} °С и передача заготовок краном к гидравлическому прессу. Более высокая температура нагрева при свободной ковке связана с увеличенной длительностью операций ковки.

Технические ограничения и технологические особенности и применяемых технологийковки и термической обработки приведены в таблице 6.1.

Таблица 6.1. Технические ограничения и технологические особенности применяемых технологииковки и термической обработки при производстве бурильных труб

Тип оборудования	Технические ограничения*				Технологические особенности
	Мин диаметр, мм	Макс диаметр, мм	Макс длина, мм	Макс вес, кг	
Радиальная ковка	180	241	12000	3700	1. Припуск под мехобработку -15мм 2. Высокая точность изделий 3. Автоматизацияковки 4. Высокая производительность
Свободная ковка	229	305	10000	15000	1. Припуск под мехобработку -25мм 2. Средняя точность изделий 3. Полуавтоматический режимковки 4. Низкая производительность
Термообработка ТВЧ	89	203	16000	3000	1. Припуск под мехобработку – не требуется. 2. Средняя точность изделий 3. Полуавтоматический режим работы 4. Высокая производительность
Термообработка ТПЧ	165	241	10000	4000	1. Припуск под мехобработку – не требуется. 2. Высокая точность изделий 3. Автоматический режим работы 4. Низкая производительность
Термообработка в шахтных печах	89	293	8500	12000	1. Припуск под мехобработку – 15мм. 2. Низкая точность изделий 3. Полуавтоматический режим работы 4. Средняя производительность
* - размеры изделий и вес указаны с технологическими припусками.					

Термическая обработка ТВЧ проводится непрерывно-последовательным способом. Заготовки укладываются в одну линию на транспортный рольганг, который обеспечивает их линейно-угловое перемещение с последовательным прохождением операций нагрева под закалку, охлаждения в спрейерной камере водо-воздушной смесью, отпуска.

Термическая обработка ТПЧ проводится индивидуально для каждой заготовки бурильной трубы. Заготовка фиксируется в центрах установки, которые придают ей вращение с заданной частотой. Непрерывно-последовательный нагрев обеспечивается линейным перемещением закалочного и отпускного постов вдоль тела обрабатываемой заготовки. Принудительная фиксация заготовки во время термообработки совместно с ее угловым вращением обеспечивают минимальную степень деформации при термообработке.

Минимальный период нахождения заготовок в области закалочных температур, интенсификация режимов охлаждения при закалке с использованием водо-воздушного охлаждения позволяют проводить обработку заготовок бурильных труб ТВЧ и ТПЧ без дополнительных припусков в чистовых размерах.

Основное отличие объемной термической обработки от выше рассмотренных методов закалки бурильных труб связано с длительным нахождением заготовок в печах при закалке и отпуске, интенсивным окалинообразованием, необходимостью проведения дополнительной механической обработки.

Назначение температурных режимов закалки и отпуска проводится согласно существующих рекомендаций [5, 29] и статистических данных зависимости получаемых механических свойств от фактического химического состава. Следует обратить внимание, что вследствие скоростного нагрева при обработке ТВЧ и ТПЧ температуры закалки и отпуск повышены относительно объемной термической обработки на 50 °С. Расчет режимов охлаждения после нагрева под объемную закалку производится при помощи номограмм охлаждения (рисунок 6.2.). Для расчета времени охлаждения проводят перпендикуляр от шкалы – толщина стенки до пересечения с кривой, соответствующей требуемой температуре заготовки после охлаждения, и опускают перпендикуляр до шкалы время (так, для охлаждения заготовки с толщиной стенки 70 мм до температуры 300 °С потребуется 225 с.).

Расчет режимов охлаждения для закалки ТВЧ и ТПЧ проводится, исходя из статистических наработок, в зависимости от типоразмера и химического состава

обрабатываемых труб. Регулирование скорости охлаждения обеспечивается соотношением расхода составляющих смеси «вода-воздух».

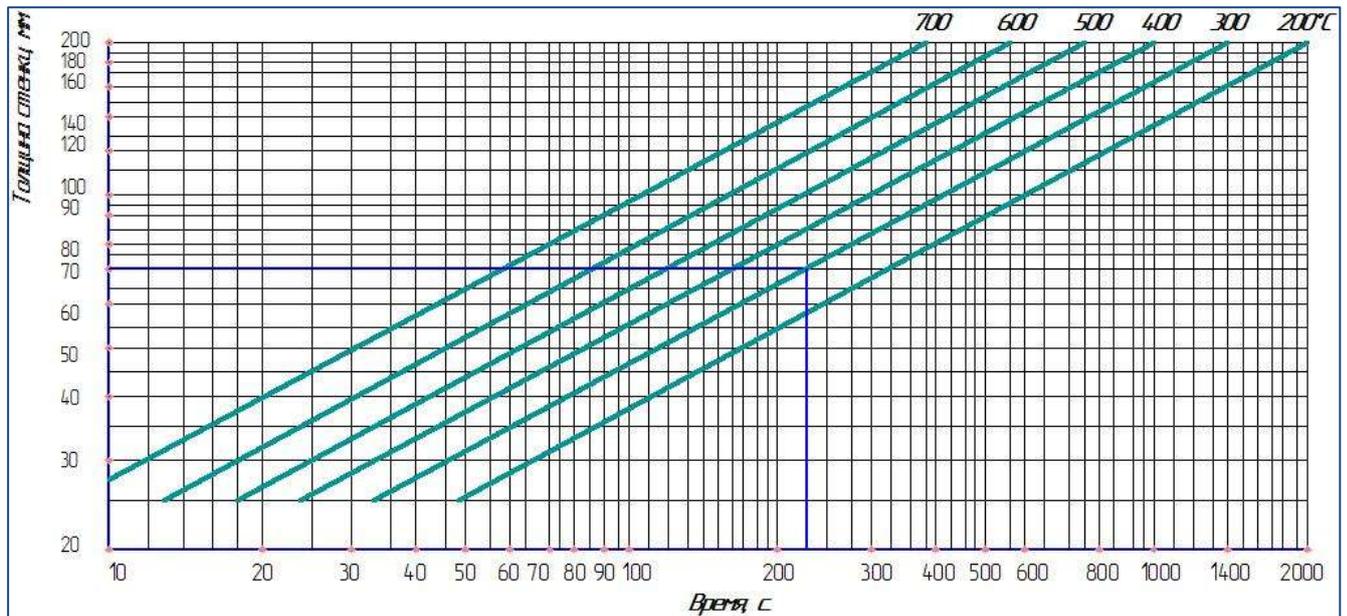


Рисунок 6.2. Номограмма для определения продолжительности охлаждения полых заготовок в воде

После завершения термической обработки проводят аттестацию заготовок бурильных труб с контролем поверхностной твердости, макроструктуры и механических свойств.

Схема отбора образцов для проведения механических испытаний и макро приведена на рисунке 6.3.

Величина отброса определяется технологическими особенностями термического оборудования, и может находиться в пределах 70-190 мм.

Величина диаметра отбора образцов определяется по формуле:

для трубных заготовок:

$$\varnothing d = \frac{\varnothing D1 + \varnothing D2}{2} \quad (6.1.)$$

для сплошных заготовок:

$$\varnothing d = \frac{2}{3} \varnothing D1 \quad , \text{ где} \quad (6.2.)$$

$\varnothing d$ – диаметр отбора образцов;

$\varnothing D1$ – наружный диаметр заготовки;

$\varnothing D2$ – внутренний диаметр заготовки.

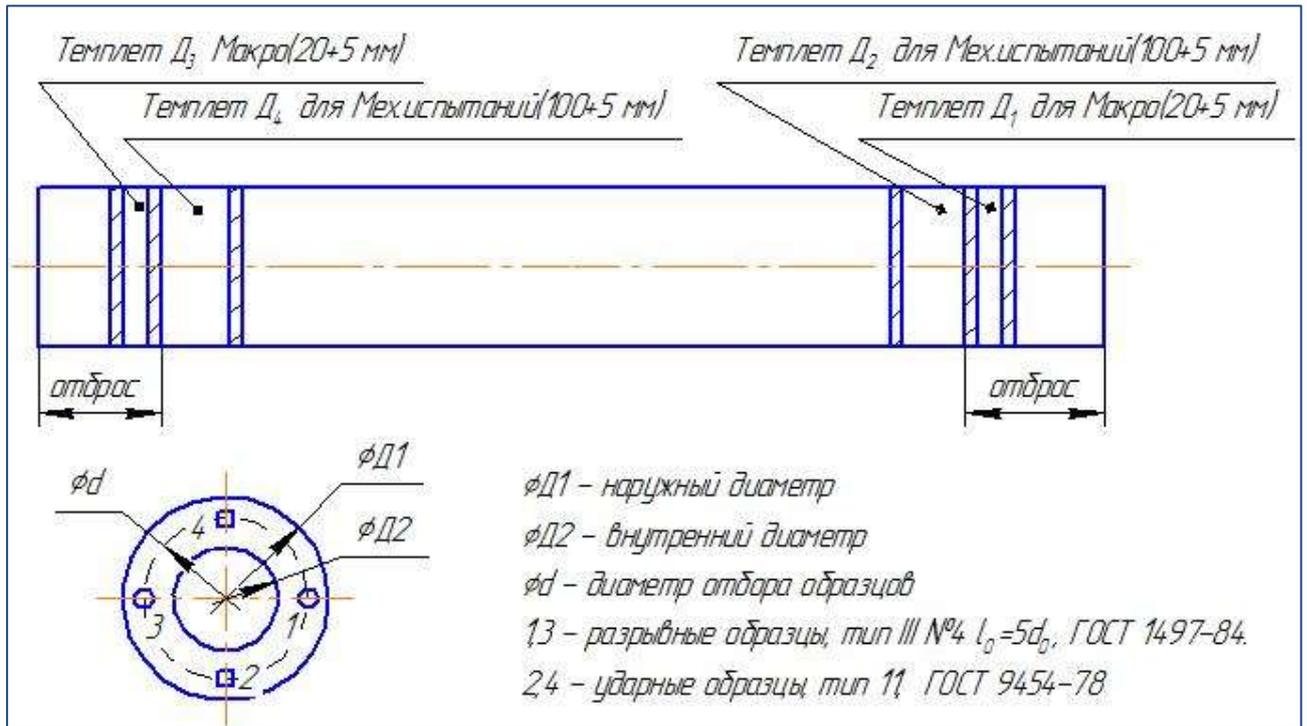


Рисунок 6.3. Схема отбора образцов для проведения механических испытаний и макро

Количество темплетов, отобранных для контроля макро и механических свойств вариативно и зависит от объема обрабатываемой партии, марки стали, типоразмера труб.

Комплекс получаемых механических свойств и поверхностной твердости должен соответствовать требованиям (Глава 1, таблица 1.1). Требования к макроструктуре металла регламентированы техническими условиями на изделие и ГОСТ 10243-75.

Для подтверждения надежности выпускаемых изделий проводятся ресурсные испытания в объеме периодических испытаний изделия. Испытания проводят на двух отобранных от партии бурильных трубах, с периодичностью один раз в два года, или при принципиальных изменениях технологии.

Средняя наработка на отказ составляет 400 свинчиваний – развинчиваний. Усилие при выполнении ресурсных испытаний зависит от типоразмера трубы и составляет от 6,6 до 142 кН*м.

Схема выполнения ресурсных испытаний бурильных труб представлена на рисунке 6.4.

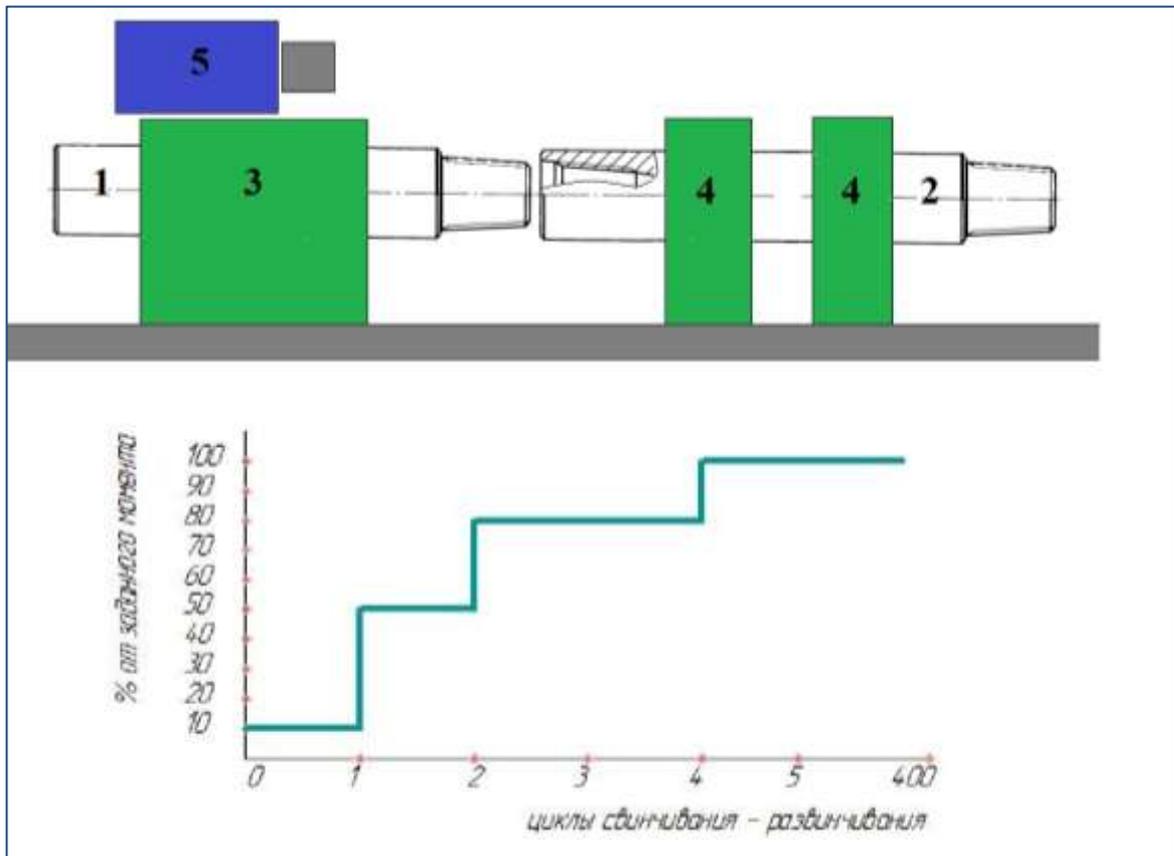


Рисунок 6.4. Схема выполнения ресурсных испытаний бурильных труб

В соответствии с представленной на рисунке 6.4. схемой, две бурильных трубы (поз. 1 и 2) устанавливаются в приводной (поз. 3) и удерживающий (4) люнеты. При помощи двигателя (поз. 5) трубе 1 задается угловое вращение и происходит соединение ниппельного и муфтового концов двух труб. Свинчивание происходит с этапным нагружением, до полного соединения ниппельного конца трубы 1 (поз. 1) и муфтового конца трубы 2 (поз. 2): первый цикл – усилие не более 10 % от заданного, второй цикл – 45-55 %, третий и четвертый циклы – 80 %, пятый и последующие – 100 %.

По результатам полученных параметров макроструктуры, поверхностной твердости, механических свойств и ресурсных испытаний принимается решение о

соответствии изготовленной партии бурильных труб требования конструкторско-технологической документации.

6.2. Апробация разработанной технологии и изготовление опытно-промышленной партии бурильных труб из марки стали 12Х3Г2МФС

Как отмечалось в таблице 6.1, и ранее в главах 1 и 3, применяемые в настоящее время марки сталей и технологии упрочняющей термической обработки имеют ряд ограничений, таких как: длина и вес обрабатываемых заготовок, узкая полоса прокаливаемости и ограниченная надежность среднеуглеродистых легированных сталей.

Внедрение новой группы низкоуглеродистых системно-легированных безникелевых сталей позволяет принципиально изменить технологию производства бурильных труб, устранить негативные технологические факторы, повысить надежность изделий.

Выплавка исследуемой стали проведена ПАО «Мотовилихинские заводы», г. Пермь по ТУ 0893-270-07500243-2012 «Сталь легированная конструкционная марки 15Х3Г3МФС». При этом был дополнительно откорректирован химический состав стали. Для исключения негативного влияния повышенного содержания марганца на ударную вязкость его содержание селективно (снижено) с 2,2 до 1,8 %. Для отличия от марки 15Х3Г3МФС измененная марка стали условно названа 12Х3Г2МФС.

Выплавку и разливку стали 12Х3Г2МФС выполняли согласно ИТК №В97 в блюмы сечением 450х540 мм, в количестве 11 шт. (10 шт. массой 4755 кг каждый и 1 шт. массой 2350 кг), плавка № М5-1304. Отжиг блюмов выполнен по технологической карте РГ.50350.01682. Твердость блюмов после отжига составила 260-266 НВ.

Для оценки влияния размеров поковки на макроструктуру и свойства изделия проведена ковка ступенчатой поковки сплошного сечения Ø254 мм - Ø266 мм - Ø279 мм из блюма массой 2350 кг.

Ковку ступенчатой поковки осуществляли в соответствии с ведомостью деталей №13/13 к типовому технологическому процессу радиальной ковки РГ.50220.00009. После ковки провели полное охлаждение поковки на спокойном воздухе до цеховой температуры.

Для контроля макроструктуры провели отбор темплетов толщиной 20 мм от каждого диаметра ступенчатой поковки. Контроль проводили согласно ГОСТ 10243-75, Приложение 1, шкалы №1-10а. Условия травления: в 50%-ном водном растворе соляной кислоты при температуре 60-80 °С в течение 50 мин. Результаты контроля макроструктуры и изломов ступенчатой поковки из стали 12Х3Г2МФС приведены в таблице 6.2.

Таблица 6.2. Результаты контроля макроструктуры и изломов ступенчатой поковки из стали 12Х3Г2МФС

Диаметр поковки, мм	Результаты контроля
Ø254	Шкала 1а – балл 0,5; шкалы 2а-6а, 7, 8, 9, 10а – балл 0. Другие дефекты также отсутствуют. В изломе дефектов не обнаружено.
Ø266	Шкалы 1а – 6а, 7, 8, 9, 10а – балл 0. Другие дефекты также отсутствуют. В изломе дефектов не обнаружено.
Ø279	Шкалы 1а – 6а, 7, 8, 9, 10а – балл 0. Другие дефекты также отсутствуют. В изломе дефектов не обнаружено.

Поверхностная твердость после ковки и твердость по сечению для диаметров 254, 266, 279 мм приведена на рисунке 6.5.

После ковки и охлаждения на воздухе проведен контроль механических свойств, которые определяли на продольных образцах, вырезанных таким образом, чтобы их ось находилась на расстоянии 1/6 диаметра от наружной поверхности чистой поковки. Полученные механические свойства приведены в таблице 6.3.

Как видно из таблицы 5.3, требуемый уровень механических свойств не обеспечивается после ковки и охлаждения на воздухе ни на одном из диаметров. Низкий уровень пластичности не позволил определить предел текучести.

Лабораторные испытания. С целью получения заданного комплекса механических свойств был выполнен подбор оптимальных режимов исправляющей термообработки в лабораторных условиях. Для термообработки использовали продольные образцы от сечения $\varnothing 254$ мм. Режимы термической обработки и результаты механических испытаний приведены в таблице 6.4.

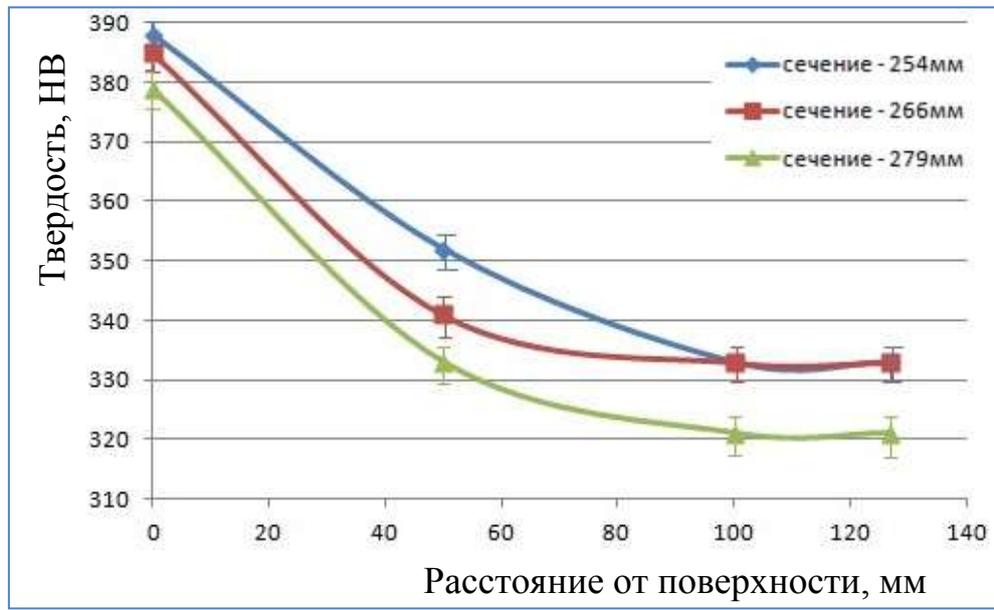


Рисунок 6.5. Поверхностная твердость послековки и твердость по сечению для диаметров 254, 266, 279 мм

Таблица 6.3. Механические свойства ступенчатой поковки послековки и охлаждения на воздухе

Диаметр поковки, мм	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV^{+20} , кДж/м ²
Требуемый уровень мех. свойств	не менее 689	не менее 931	не менее 13	-	не менее 600
$\varnothing 254$	не определено	1215	10,0	16,7	225
$\varnothing 266$	не определено	1195	4,75	6,5	180
$\varnothing 279$	не определено	1130	3,75	5,0	295

По результатам исправляющей термической обработки, проведенной на лабораторных образцах, установлено, что отпуск 640 °С (режим 1) приводит к

снижению прочностных характеристик: предел прочности снижается с 1215 до 960 МПа (см. таблицу 6.3.). При этом ударная вязкость повышается со 190 до 270 кДж/м², а относительное удлинение с 10,0 до 19,0 %.

Таблица 6.4. Режимы термической обработки заготовок образцов и результаты механических испытаний

Режим термической обработки	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV ⁺²⁰ , кДж/м ²
Требуемый уровень мех. свойств	не менее 689	не менее 931	не менее 13	-	не менее 600
1. Отп.640 °С, воздух	890±5	960±20	19,0±1,0	66,0±0,4	270±20
2. Зак.920 °С, воздух + отп.640 °С, воздух	860±5	920±10	20,5±0,5	66,0±0,2	240±12
3. Зак.950 °С, воздух + отп.640 °С, воздух	830±10	890±12	19,5±1,0	67,0±1,0	240±20
4.Зак.980 °С, воздух + отп.640 °С, воздух	870±5	930±10	20,0±1,0	68,0±0,5	160±5
5. Зак. 1000 °С, воздух + отпуск 600 °С, воздух	1060±7	1120±15	14,5±0,5	62,0±0,2	180±8
6. Зак. 1000 °С, вода + отпуск 600 °С, воздух	960±12	1010±10	18,0±1,0	64,0±0,6	220±20
7.Зак.1000 °С, воздух + отп.620 °С, воздух	860±5	920±15	20,5±0,5	66,0±1,0	380±5
8.Зак.1000 °С, воздух + отп.640 °С, воздух	830±5	890±5	19,5±1,0	68,0±1,0	410±20
9. Зак.1000 °С, вода + отп.640 °С, воздух	850±10	900±6	19,5±1,0	68,0±0,5	180±4
10.Зак.880 °С, воздух + отп.250 °С, воздух	1130±8	1220±10	14,5±0,5	63,0±0,3	260±16
11. Зак.880 °С, вода + отп.620 °С, воздух	840±10	900±5	20,0±0,4	69,0±0,5	300±8
12. Зак.920 °С, воздух + зак.800 °С, воздух + отп.200 °С, воздух	935±15	1045±15	14,5±1,0	48,0±1,2	690±20
13. Зак.920 °С, воздух + зак.800 °С, воздух + отп.250 °С, воздух	885±5	1020±12	19,5±0,5	62,0±1,0	690±5
14. Зак.920 °С, воздух + зак.800 °С, воздух + отп.300 °С, воздух	965±14	1020±15	20,0±1,0	59,0±1,0	655±12
15. Зак.920 °С, воздух + зак.800 °С, воздух + отп.350 °С, воздух	890±8	950±10	20,0±0,6	62,0±0,5	790±8
16. Зак.800 °С, вода + отп.250 °С, воздух	750±5	890±10	21,5±1,0	51,0±1,0	930±12
17. Зак.800 °С, воздух + отп.250 °С, воздух	935±8	1020±5	19,0±0,4	57±0,5	885±5
Примечание: Зак. – закалка; отп. – отпуск. длительность выдержки при нагреве под закалку составляла 1 час, при отпуске – 2 часа.					

Перекристаллизация с температуры 920 °С, с охлаждением на воздухе и последующим отпуском на 640 °С (режим 2), обеспечивает практически идентичный режиму 1 комплекс свойств. Последующий рост температуры аустенитизации до 950 °С (режим 3) и 980 °С (режим 4) также не приводит к заметному изменению свойств.

Перекристаллизация с температуры 1000 °С, при охлаждении на воздухе (режим 5) и в воде (режим 6), с последующим отпуском на 600 °С, обеспечивает повышение прочности до 190 МПа и снижение пластических характеристик в сравнении с режимом 4, без заметного изменения ударной вязкости. Повышение температуры отпуска до 620 °С (режим 7) и 640 °С (режим 8), с охлаждением после закалки на воздухе, снижает прочность и пластичность до значений идентичных режимам 3 и 4, при этом ударная вязкость повышается со 160-240 кДж/м² до 380-410 КДж/м². В то же время, повышение температуры отпуска до 640 °С, с охлаждением после закалки в воде (режим 9), снижает ударную вязкость до 180 КДж/м², при равном с режимами 7 и 8 уровне прочности и пластичности.

Режим 10 выполнен с закалкой на воздухе, с температур приближенных к точке Ас₃, с последующим отпуском на 250 °С, и при высоком пределе прочности 1220 МПа, обеспечивает пониженные значения ударной вязкости 260 кДж/м². Режим 11 отличается от режима 10 охлаждением в воде после аустенитизации и повышенной температурой отпуска = 620 °С, при этом предел прочности значительно ниже, чем у режима 10 - 900МПа против 1220МПа, а ударная вязкость практически идентична 300 кДж/м² против 260 кДж/м².

Режимы 12-15 выполнены с двойной закалкой с охлаждением на воздухе: первая с полной перекристаллизацией на 920 °С и вторая из МКИТ – 800 °С. После закалки проведен отпуск на 200 °С (Режим 12), 250 °С (Режим 13), 300 °С (Режим 14) и 350 °С (режим 15). Предел прочности, для рассматриваемых режимов относительно высокий, снижается с повышением температуры отпуска от 1045 МПа до 950 МПа. При этом ударная вязкость также находится на высоком уровне и увеличивается с повышением температуры отпуска от 690 до 790 кДж/м².

Режим 16 выполнен с закалкой из МКИТ, с последующим охлаждением в воде и отпуском на 250 °С. Полученный предел прочности идентичен режимам 7-9 и составляет 890 МПа, а условный предел текучести значительно ниже, чем у режимов 7-9, и составляет 750 МПа. При этом ударная вязкость, в сравнении с режимами 7-9 увеличилась более чем в 2 раза, и составляет 930 кДж/м².

Наиболее сбалансированный комплекс свойств достигнут при выполнении режима 17. После закалки с МКИТ 800°С с охлаждением на воздухе и отпуска на 250 °С получены наивысший комплекс прочностных (предел прочности – 1020 МПа, условный предел текучести – 935 МПа), пластических характеристик (относительное удлинение – 19 %, относительное сужение – 57 %) и ударной вязкости (885 кДж/м²). Кроме того, в сравнении с режимом 16, закалка проводится на спокойном воздухе, без использования жидких сред, что благоприятно влияет на экологичность процесса и технологическую логистику, а также обеспечивает минимальную степень коробления изделий.

Полученные данные в полной мере согласуются с результатами исследований, полученными в главах 3 и 4 настоящей работы.

Изготовление предварительной партии бурильных труб. Для изготовления опытной партии выбраны бурильные трубы УБТС-229 (Утяжеленная бурильная сбалансированная труба с чистовым наружным диаметром 229 мм). Из выплавленных блюмов № 1, №5, №7, №9 на РКМ проведена отковка четырех заготовок труб диаметром 255±3 мм, длиной 9700±50мм. После ковки и полного охлаждения поковок на спокойном воздухе проведена исправляющая термическая обработка в отжигательных печах ц.31, по температурному режиму 17 (таблица 5.4.). Временные параметры нагрева и выдержки в соответствии с типовым технологическим процессом на отжиг радиально-кованных заготовок. Термическую обработку проводили в камерной отжигательной печи с выкатным подом №16 цеха №31. Печь установлена на участке РКМ и предназначена для отжига поковок после радиальной ковки. Размеры рабочего пространства печи 11000x4500x1800 мм. Максимальный объем садки – 120 тн. Посадку поковок бурильных труб в отжигательную проводили в

один ряд с равномерным расположением по подине. По завершению режима исправляющей термической обработки проведено полное охлаждение заготовок с последующим отбором темплетов для контроля механических свойств. Отрезку темплетов и изготовление образцов проводили согласно схемы отбора образцов для проведения механических испытаний и макро (Рисунок 6.3.). Для каждой заготовки отбор темплетов проводился со стороны В – соответствующей верхней части бруса относительно разлива и со стороны Н – соответствующей нижней части бруса.

Результаты контроля механических свойств предварительной партии заготовок буровых труб приведены в таблице 6.5.

Таблица 6.5. Механические свойства предварительной партии заготовок после исправляющей обработки в отжигательной печи ц.31

Номер заготовки трубы	Место отбора темплетов	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KCV^{+20} , кДж/м ²	Твердость на образцах, НВ
Требуемый уровень мех. свойств		не менее 689	не менее 931	не менее 13	-	не менее 600	302-364
№1	В	470±10	690±10	29,5±2,0	71,0±1,0	2580±140	179
	Н	820±5	930±5	20,5±1,0	49,5±2,0	1040±25	255
№5	В	790±5	930±5	21,0±1,0	44,0±1,0	735±10	285
	Н	790±5	940±5	21,0±1,5	44,0±0,5	690±20	285
№7	В	700±15	850±10	23,0±2,0	52,5±0,4	1040±40	255
	Н	690±5	880±5	24,0±0,5	54,0±1,0	1395±20	255
№9	В	720±10	860±12	23,0±1,0	49,5±2,0	1320±15	255
	Н	600±8	800±10	27,0±1,0	56,5±1,0	1275±28	241

Уровень характеристик механических свойств, в наибольшей степени соответствующий требованиям КТД достигнут на заготовке № 5. На остальных заготовках получен пониженный уровень прочности, не соответствующий установленным требованиям, а также высокий уровень ударной вязкости до 2580 кДж/м², что превышает сдаточные требования более чем в 4 раза.

Анализ причин полученных несоответствий показал, что существенная разница уровня свойств между верхней и нижней частью бурильных труб связана с неравномерностью температурного поля при выполнении режимов нагрева, обусловленной техническими ограничениями отжигательной печи. Допустимый перепад температур при выполнении режима в печи может составлять ± 50 °С. В случае обработки длинномерных деталей фактический перепад температур может составлять до ± 100 °С.

Результатами полученных механических свойств предварительной опытной партии заготовок показано, что технология производства бурильных труб изготовленных из стали 12Х3Г2МФС позволяет получать высокий комплекс эксплуатационных характеристик непосредственно после радиальнойковки и термической обработки в отжигательных печах. Однако, для получения заданного комплекса характеристик необходимо обеспечить минимальный перепад по объему термической печи ± 10 °С.

Следует отметить, что полученный на заготовке №5 комплекс свойств соответствует категории прочности КТ80 ОСТ 3-1686-90, при этом уровень пластических характеристик и ударной вязкости значительно превышает требования стандарта. Кроме того, значения категории КТ80 для сечения 255мм может быть получены только для среднеуглеродистой легированной никелем стали 38ХН3МФА при ее закалке в воду или масло.

Полученный на заготовке №7 комплекс свойств соответствует категории прочности КТ70 ОСТ 3-1686-90, при этом уровень пластических характеристик и ударной вязкости многократно превышает требования стандарта. Аналогичный уровень прочности для рассматриваемых сечений может быть достигнут на стали 38ХН3МА и на более легированных марках при закалке в воду или масло.

Изготовление приемочной партии бурильных труб. Для изготовления также выбраны бурильные трубы УБТС-229 (Утяжеленная бурильная сбалансированная труба с чистовым наружным диаметром 229мм). Из выплавленных блюмов №2, №4, №6, №8, №10 на РКМ проведена отковка пяти заготовок бурильных труб по аналогичной предварительной партии технологии.

В целях получения стабильного результата термическая обработка заготовок бурильных труб проведена в газовой шахтной печи с окислительной атмосферой ц.48(26). Печь № 10 является универсальной и позволяет проводить операции нормализации, закалки и отпуска с максимальным перепадом температур по объему ± 5 °С. Рабочий диапазон температур печи 200-1200 °С.

Заготовки №2, №4, №6, №8, №10 прошли термическую обработку в одной садке по одному режиму №17 (таблица 6.4.). Параметры режима согласно технологического процесса РГ.50150.02092. Отбор темплетов для контроля механических свойств проведен в соответствии со схемой отбора образцов для проведения механических испытаний и макро (Рисунок 6.3.). Согласно требований ОСТ 3-1686-90 Гр.4. отбор механических свойств проведен от двух заготовок, на одной с верхней части, на второй - с нижней части заготовки.

Результаты механических свойств приемочной партии заготовок бурильных труб после термической обработки представлены в таблице 6.6.

Таблица 6.6. Механические свойства приемочной партии заготовок после исправляющей обработки в шахтных печах ц.48

Номер заготовки трубы	Место отбора темплетов	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KCV^{+20} , кДж/м ²	Твердость на образцах, НВ
Требуемый уровень мех. свойств	-	не менее 689	не менее 931	не менее 13	-	не менее 600	302-364
№2	В	840±10	940±8	20±0,5	50±1,0	961±44	302
№4	Н	840±12	940±5	20±1,0	48±1,0	836±20	302

Полученный комплекс свойств приемочной партии заготовок после термической обработки в полной мере соответствует требованиям конструкторско-технологической документации на производство бурильных труб.

6.3. Проведение периодических испытаний заготовок бурильных труб

Проведение периодических испытаний устанавливается требованиями технических условий на бурильные трубы. Испытания предназначены для подтверждения соответствия труб требованиям конструкторско-технологической документации, периодического контроля качества изготовления, контроля стабильности технологического процесса, проверки эксплуатационной документации. Испытания на свинчивание резьбовых соединений, являющейся составной частью периодических испытаний, проводят с периодичностью один раз в два года.

В случае принципиальных изменений технологии производства бурильных труб также предусматриваются испытания на свинчивание.

Технологический процесс проведения испытаний на ресурс (свинчивания резьбовых соединений) рассмотрен в подразделе 6.1.

Изготовленная приемочная партия бурильных труб УБТС-229 из стали 12ХЗГ2МФС, плавка М5-1304, была подвергнута периодическим испытаниям с проведением наработки на ресурс со свинчиванием резьбовых соединений. При механической обработке бурильные трубы были доработаны до УБТС-203 и переводников УБТС-203, как наиболее востребованных заказчиками типоразмеров. Свинчивание труб было проведено по двум вариантам.

Вариант 1. Испытания проводили в полном соответствии с действующей документацией и применяемыми смазочными материалами. Для защиты резьбы бурильных труб, изготовленных из традиционных среднеуглеродистых марок, от контактного налипания используется «холодное» фосфатирование. Операция состоит из нанесения непосредственно на резьбу раствора, который при

высыхании образует на поверхности резьбы фосфатный слой заданной толщины и шероховатости. Наличие данного слоя позволяет удерживать смазку в месте соединения ниппель-муфта, что снижает контактное трение резьбовых поверхностей. Для свинчивания была отобрана УБТС-203-80 №1 (слиток № 2), результаты испытаний приведены в п.1. таблицы 6.7.

Таблица 6.7. Результаты испытаний на свинчивание бурильных труб из стали 12ХЗГ2МФС

Номер этапа	Параметры защитного слоя соединений резьбовых	Результаты испытаний	
		Кол-во циклов, шт.	Примечания
1	Холодное фосфатирование. Тонкий неравномерный слой.	314	Акт № 002-25 от 18.08.2015 Испытания не выдержаны. Низкая адгезия холодного фосфатного слоя к легированной марке стали 12ХЗГ2МФС. Нарушение сплошности боковой поверхности резьбы
2	Горячее фосфатирование. Мелкокристаллическое покрытие серого цвета. Слой нормальной толщины с незначительной неравномерностью покрытия.	400	Акт № 002-157 от 15.11.2017 Испытания выдержаны. Незначительные надирсы на резьбовых соединениях присутствуют.

Вариант 2. В качестве защитного покрытия применяли горячее фосфатирование резьбы, выполненное в линии горячего травления-фосфатирования цеха №35. Для свинчивания отобраны два переводника № 5/4 и №5/8, изготовленные из УБТС-203 (слиток № 10). Результаты испытаний приведены в п.2. таблицы 6.7.

6.4. Экономическое обоснование мероприятий

В данном подразделе проведен сравнительный анализ экономической эффективности от внедрения марки стали 12ХЗГ2МФС при изготовлении

бурильных труб УБТС-А-229-76/3-171 L = 8300 мм в сравнении с традиционно применяемой сталью 40ХН2МА (таблица 6.8) в ценах 2017 года.

Таблица 6.8. Сравнительный анализ экономической эффективности от внедрения марки стали 12Х3Г2МФС

Наименование передела	Стоимость передела, руб.		Эффективность, руб./изделие
	12Х3Г2МФС	40ХН2МА	
Выплавка, блюмы 450х540мм цех 21	222 096,11	223 699,68	1 603,57
Ковка на РКМ, цех 31	3 960,00	5 940,00	1 980,00
Термическая обработка, цех 48	14 102,00	18 916,00	4 814,00
Механическая обработка, цех 2, ОХР, ОНР	19 338,00	29 241,00	9903
ИТОГО производственная себестоимость, руб/изделие:	259 496,11	277 796,68	18 300,57

Выплавка стали. Экономический эффект применения стали 12Х3Г2МФС в сравнении с марками 40ХН2МА обусловлен комплексным влиянием: применением более дорогостоящих исходных материалов (ломов и ферросплавов) с пониженным содержанием углерода для стали 12Х3Г2МФС с одной стороны и использованием дорогостоящего никеля для стали 40ХН2МА. Также положительный эффект связан с меньшим расходным коэффициентом металла для стали 12Х3Г2МФС, что связано с уменьшением припусков под механическую обработку.

Ковка на РКМ. Положительный экономический эффект применения стали 12Х3Г2МФС в сравнении с маркой 40ХН2МА связан с уменьшением веса заготовки под ковку (меньший расходный коэффициент) и сокращением длительности отжига.

Термическая обработка. Положительный экономический эффект применения стали 12Х3Г2МФС в сравнении с маркой 40ХН2МА достигается за счет исключения из технологии операций нормализации, закалки в жидкие среды, снижения расхода энергозатрат при отпуске (выполнение низкотемпературного отпуска).

Механическая обработка. Положительный экономический эффект применения стали 12Х3Г2МФС в сравнении с марками 40ХН2МА и 40Х2Н2МА получен принципиальным изменением технологии – исключением предварительной механической обработки, контрольных и логистических затрат связанных с ее выполнением.

Итоговая эффективность применения стали 12Х3Г2МФС в сравнении с марками 40ХН2МА на примере изготовления утяжеленных бурильных труб УБТС-229 составила – 18 300 руб. на изделие.

Следует отметить, что в расчете не учтена дополнительная эффективность, связанная с обеспечением ритмичности производства, сокращением общего цикла производства, сокращением эксплуатационных и амортизационных затрат на оборудование.

6.5. Выводы по главе 6

1. Изготовлена опытная партия бурильных труб УБТС-229 из марки 12Х3Г2МФС. Показана технологичность новой марки стали: из технологического процесса исключены операции предварительной механической обработки и закалки в жидкие среды.

2. На опытной партии УБТС-229 из марки 12Х3Г2МФС получен комплекс механических характеристик и поверхностной твердости, в полной мере соответствующий требованиям конструкторско-технологической документации.

3. Проведены периодические испытания УБТС-229 из марки 12Х3Г2МФС с полным ресурсным испытанием на 400 циклов свинчиваний.

Испытания выполняли с нанесением защитных покрытий по двум технологиям. Установлено, что адгезия фосфатной пленки при холодном фосфатировании недостаточна для защиты поверхности резьбовых соединений. Горячее фосфатирование увеличивает адгезию и обеспечивает более равномерный фосфатный слой. Получено положительное заключение периодических испытаний при использовании горячего фосфатирования.

4. Экономический эффект от внедрения технологии производства УБТС-229 из марки 12Х3Г2МФС, составил – 18 300 руб. на изделие (производственная себестоимость) в ценах 2017 года. Эффективность рассчитана по основным технологическим переходам, без учета положительного эффекта по направлениям логистика и обслуживание оборудования.

5. По результатам работ получен Акт внедрения технологического процесса изготовления УБТС-229 из стали марки 12Х3Г2МФС (15Х3Г3МФС) ТУ 0893-270-07500243-2012 плавка № М5-1304 в серийное производство (Акт приемочных испытаний от 26.02.2014) – Приложение 3.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Экспериментально подтвержден принцип экономного легирования низкоуглеродистых сталей, обеспечивающий существенное повышение устойчивости переохлажденного аустенита, заключающийся в легировании сталей непрерывным рядом карбидообразующих элементов с постепенно увеличивающейся карбидообразующей способностью и с соответствующим уменьшением их содержания, а также - с дополнительным введением кремния в количестве 1,0-1,5 %. С использованием данного принципа разработаны составы низкоуглеродистых безникелевых сталей с высокой устойчивостью переохлажденного аустенита: 10X3Г3МФ, 10X3Г3МФТ и 10X3Г3МФС.

2. Исследованы превращения, структура и свойства специально выплавленных сталей 10X3Г3МФ, 10X3Г3МФТ и 10X3Г3МФС. Показано, что все три стали обладают высокой устойчивостью переохлажденного аустенита: при охлаждении со скоростями до 0,3 °С/с включительно фиксируется только мартенситное превращение ($M_n \approx 390$ °С); бейнитное превращение фиксируется только при охлаждении со скоростью 0,05 °С/с, что приблизительно соответствует охлаждению на воздухе заготовки диаметром 100 мм. Установлено, что в исходном, – горячекованом, состоянии все стали, при высоком уровне прочности ($\sigma_{0,2} \approx 1000$ МПа, $\sigma_B \approx 1300$ МПа), обладают вполне удовлетворительной ударной вязкостью $KCV^{+20} \approx 590$ кДж/м². Этот уровень характеристик механических свойств практически полностью соответствует требованиям, предъявляемым к бурильным трубам по ТУ 3 РГ 200-2003 ($KCV^{+20} \geq 600$ кДж/м²).

3. Проведены исследования превращений переохлажденного аустенита стали 12X3Г2МФС при полной аустенитизации (920 °С) и из межкритического интервала температур (от 860 до 800 °С) в интервале скоростей охлаждения от 100 до 0,05 °С/с. Установлено, что для температур нагрева 920 и 860 °С, при скоростях охлаждения от 100 до 1,5 °С/с, наблюдается только мартенситное превращение. При меньших скоростях охлаждения мартенситному превращению

предшествует бейнитное, а при скоростях менее 0,3 °С/с наблюдается выделение избыточной, - ферритной, фазы. При температурах 830 и 800 °С при всех скоростях охлаждения сдвиговое бездиффузионное превращение предваряется промежуточным, а при скоростях от 1,5 °С/с и менее – нормальным превращением.

4. Экспериментально установлено, что наиболее высокий уровень прочностных характеристик стали 12Х3Г2МФС ($\sigma_{0.2} = 880$ и $\sigma_B = 1250$ МПа) достигается при закалке с температуры полной аустенитизации - 920 °С, при этом значения ударной вязкости минимальны ($KCV^{+20} = 325$ кДж/м²). По мере последовательного снижения температуры закалки в области МКИТ (860-800 °С), наблюдается контролируемое снижение прочностных характеристик с одновременным повышением ударной вязкости, с максимумом при 800°С ($\sigma_{0.2} = 750$ МПа, $\sigma_B = 1125$ МПа, $KCV^{+20} = 735$ кДж/м²).

5. Разработаны и адаптированы математические модели нагрева-охлаждения цилиндрических заготовок различных типоразмеров. Построены унифицированные кривые охлаждения для поковок диаметрами от 50 до 400 мм на спокойном воздухе. Разработан метод оценки структурных составляющих для заготовок диаметром до 400 мм (совмещение унифицированных кривых и термокинетических диаграмм).

6. Показано, что одновременное повышение показателей технологичности и надежности утяжеленных бурильных сбалансированных труб возможно обеспечить при внедрении безникелевых низкоуглеродистых сталей, обладающих повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита. На основании проведенных исследований разработана и внедрена в серийное производство технология производства бурильных труб из стали марки 12Х3Г2МФС (15Х3Г3МФС) ТУ 0893-270-07500243-2012 плавка № М5-1304 (Акт приемочных испытаний от 26.02.2014). Исключены операции предварительной механической обработки и закалки в жидкие среды. Экономический эффект от внедрения технологии производства УБТС-229 из марки 12Х3Г2МФС, составил – 18 300 руб. на изделие (производственная себестоимость) в ценах 2017 года.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Машины и оборудование // Изобретения и рацпредложения в нефтегазовой промышленности. 2005. № 5. С. 11-48.
2. Оборудование "Мотовилихи" // Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса. 2008. № 3. С. 27-31.
3. Подузов, Д. П. Исследование превращений, структуры и свойств системно-легированной низкоуглеродистой стали 12Х3Г2МФС промышленной выплавки / Д. П. Подузов, М. Ю. Симонов, А. Н. Юрченко [и др.] // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2017. Т. 19. № 4. С. 41-60.
4. Specification for rotary drill stem elements // ANSI/API Specification 7-1. 2007. – 84 p.
5. Вегст, К. Ключ к сталям / К. Вегст, М. Вегст: под ред. Э. Ю. Колпишона – СПб.: Профессия, 2006. – 724 с.
6. Немагнитные УБТС. Аксессуары: внимание к деталям // Бурение и нефть. 2016. №10. С. 46-47.
7. Логачев, Ю. Л. Анализ технологий применения толстостенных бурильных труб на месторождениях в тимано-печорской нефтегазовой провинции / Ю. Л. Логачев, И. Н. Андронов, Д. К. Шехурдин // Строительство нефтяных и газовых скважин на суше и на море. 2016. № 2. С. 6-11.
8. Гурова, С. А. О производстве стальных труб / С. А. Гурова, Л. А. Кондратов // Сталь. 2016. № 7. С. 47-52.
9. Лазько, Е. В. Состояние и тенденции российского рынка нефтесервисов-2016. Цены вниз – рынок вверх / Е. В. Лазько, А. В. Нестеренко // Бурение и нефть. 2016. № 10, С. 3-7.
10. Яковлев, Ю. Н. Влияние природных факторов на траекторию и форму стволов Кольской сверхглубокой скважины (СГ-3) / Ю. Н. Яковлев, П. К.

Скуфьин, О. С. Чвыков // Вестник Кольского научного центра РАН. 2014. № 3 (18). С. 8-15.

11. Термическая обработка в машиностроении: Справочник / Под ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштадта. – М.: Машиностроение, - 1980. – 783 с.

12. Смирнов, А. В. Внедрение технологии закалка ТВЧ сплошных заготовок бурильных труб с открытием канала после термической обработки / А. В. Смирнов, Д. П. Подузов // Индукционный нагрев. 2012. № 2. С. 29-32.

13. Иванов, В. Н. Новые индукционные установки ВНИИТВЧ, изготовленные и введенные в эксплуатацию в 2008 году / В. Н. Иванов, Б. М. Никитин, В. И. Червинский [и др.] // Индукционный нагрев. 2009. № 1. С. 38-41.

14. Симонов, Ю. Н. Диспергирование структуры стали 35Х вплоть до наноуровня с целью создания материала для сосудов высокого давления / Ю. Н. Симонов, А. П. Ништа, С. С. Югай [и др.] // МиТОМ. – 2010. – № 11. – С. 7–12.

15. Панов, Д. О. Эволюция структуры и свойств при интенсивной термоциклической обработке холоднодеформированной закаленной системно-легированной стали 10Х3Г3МФ / Д. О. Панов, А. Н. Балахнин, М. Г. Титова [и др.] // МиТОМ. – 2012. – № 11. – С. 17–22.

16. Балахнин, А. Н. Влияние холодной пластической деформации методом радиальнойковки и последующей термической обработки на структуру и свойства стали 10Х3Г3МФ / А. Н. Балахнин, Д. О. Панов, М. Г. Титова [и др.] // МиТОМ. – 2012. – № 11. – С. 22–27.

17. Бернштейн, М. Л. Термомеханическая обработка стали / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина // М.: Металлургия, 1983. 480 с.

18. Пышминцев, И. Ю. Повышение конструктивной прочности малоуглеродистых легированных сталей за счет формирования дисперсных многофазных структур при деформационных и термических обработках / И. Ю. Пышминцев // Дисс. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. - № 05.16.01. – Екатеринбург, 2004, - 440 с.

19. Simonov, Yu. N. Nanostructuring of low-carbon steels by heat treatment techniques / Yu. N. Simonov, D. O. Panov, A. N. Balakhnin, [et al.] // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2013. – Vol. 21. № 3. – P. 139–148.
20. Клейнер, Л.М., Структура низкоуглеродистого мартенсита и конструкционная прочность сталей / Л.М. Клейнер, А.А. Шацов, Д.М. Ларинин [и др.] // *Перспективные материалы*. – 2011. – № 1. – С.59-67.
21. Береснев, Г. А. Термообработка радиально-кованных труб из стали 38ХНЗМФА с закалкой с ковочного нагрева / Г. А. Береснев, В. А. Ростовщиков, В. С. Стародворский // *Вестник Ижевского государственного технического университета*. 2009. № 2. С. 7-9.
22. Попов, К. В. Стали для условий севера / К. В. Попов // М: *Машиностроение*, 1978. – 36 с.
23. Новиков, И. И. Теория термической обработки сталей : учебник для вузов / И. И. Новиков. // 4-е изд., перераб. и доп. - М.: *Металлургия*, 1986. – 480 с.
24. Гуляев, А. П. *Металловедение*. / А. П. Гуляев // 6-е изд., перераб. и доп. – М.: *Металлургия*, 1986. 544 с.
25. Щепкин, И. А. Совершенствование оборудования и технологии внепечной обработки стали для производства ответственных изделий машиностроения / И. А. Щепкин, А. П. Куликов // *Тяжелое машиностроение*. 2009. № 12. С. 15-19.
26. Дуб, А. В. Электрошлаковый переплав – способ кардинального повышения качества и свойств ответственных изделий в современном машиностроении. Технические требования и новые решения / А. В. Дуб, В. С. Дуб, Ю. Н. Кригер [и др.] // *Тяжелое машиностроение*. 2012. № 6. С. 2-6.
27. Садовский, В. Д. Влияние легирующих элементов на ударную вязкость конструкционных сталей и явления хрупкости при отпуске / В. Д. Садовский, Н. П. Чупракова // Свердловск : Изд-во Урал. филиала Акад. наук СССР, 1945 (5-я тип. треста "Полиграфкнига"). - 56 с.

28. Горынин, И. В. Хладостойкие стали для технических средств освоения арктического шельфа / И. В. Горынин, В. А. Малышевский, Е. И. Хлусова [и др.] // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 108-126.
29. Зубченко, А. С. Марочник сталей и сплавов / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский [и др.] // Под общей ред. А. С. Зубенко. 2-е изд., доп. и испр. – М.: Машиностроение, 2003. 784 с.
30. Закирова, М. Г. Повышение устойчивости переохлажденного аустенита низкоуглеродистых мартенситных сталей / М. Г. Закирова, Л. М. Клейнер, С. К. Гребеньков [и др.] // Metallurgy машиностроения. 2011. № 5. С. 41а-42.
31. Козвонин, В. А. Структура, фазовые превращения, механические свойства и хладостойкость низкоуглеродистых мартенситных сталей / В. А. Козвонин, А. А. Шацов, И. В. Ряпосов [и др.] // Физика металлов и материаловедение. 2016. Т. 117. № 8. С. 862-870.
32. Курдюмов, Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин // М.: Наука, 1977. – 236 с.
33. Арзамасов, Б. Н. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений / Б. Н. Арзамасов, И. И. Сидрин, Г. Ф. Косолапов [и др.] // - 2-е изд., испр. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
34. Metallurgy и материаловедение: Справочник / Циммерман Р., Гюнтер К.; пер. с нем. - М.: Metallurgy, 1982. - 480 с.
35. Калетин, А. Ю. Влияние низкого отпуска на свойства конструкционных сталей с безкарбидным бейнитом / А. Ю. Калетин, Ю. В. Калетина // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. 2016. № 6. С. 63-68.
36. Гладштейн, Л. И. Влияние феррито-перлитной микроструктуры на свойства конструкционной стали / Л. И. Гладштейн, Н. П. Ларионова, Б. Ф. Беляев // Metallurg. 2012. № 8. С. 45-53.
37. Симонов, М. Ю. Динамическая трещиностойкость и ее взаимосвязь с характеристиками изломов закаленных и отпущенных конструкционных сталей /

М. Ю. Симонов // Дисс. на соиск. уч. степ. канд. техн. наук. - № 05.16.09. - Перм. нац. исслед. политехн. ун-т. - Пермь, 2017. - 173 с.

38. Мишин, В. М. Микроструктурные факторы, снижающие локальную прочность границ зерен мартенситных сталей / В. М. Мишин, Г. А. Филиппов // Физика металлов и металловедение. 2018. Т. 119. № 5. С. 533-538.

39. Алексеев, А. А. Влияние скорости охлаждения при закалке на кинетику низкотемпературного распада мартенсита среднеуглеродистой стали / А. А. Алексеев, Е. М. Гринберг // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 10. С. 1086.

40. Симонов, Ю. Н. Структурные аспекты прочности и трещиностойкости низкоуглеродистых конструкционных сталей / Ю. Н. Симонов // Дисс. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. – № 05.02.01. – Пермь.: ПГТУ, 2004. – 383 с.

41. Гольдштейн, М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер // М. : Металлургия, 1985. – 408 с.

42. Смирнов, М. А. Основы термической обработки сталей: Учебное пособие / М. А. Смирнов, В. М. Счастливец, Л. Г. Журавлев // М. : Наука и технологии, 2002. – 519 с.

43. Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Т.2 / Под ред. М. Л. Бернштейна и А. Г. Рахштадта // М.: Металлургия, 1983. 368 с.

44. Sarma, D. S. Double twinning in ferrous martensites / D. S. Sarma, J. A. Whiteman // Metallurgical Transactions, December 1972, Volume 3, Issue 12, pp 3264–3265

45. Тамура, Х. Сварка сталей, используемых при низких температурах / Х. Тамура, Я. Ямадзаки, К. Конно // М.: Машиностроение, 1978. – 160 с.

46. Штремель, М. А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. / М. А. Штремель // М.: МИСиС. 1997. 527 с.

47. Штремель, М. А. Строение и прочность пакетного мартенсита / М. А. Штремель, Ю. Г. Андреев, Д. А. Козлов // МиТОМ. – 1999. – № 4. – С. 10–15.

48. Георгиев, М. Н. Трещиностойкость железоуглеродистых сплавов : монография / М. Н. Георгиев, Ю. Н. Симонов // – Пермь : Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2013. – 419 с.
49. Thomas, G. Multiple transformation in Ferrous martensites/ G. Thomas, S. K. Das // J. Iron and Steel Inst. – 1971. - v.209, 10. - P.801-804.
50. Kelly, P. M. The morphology of martensite in Iron / P. M. Kelly, J. Nutting // Iron and Steel Institute, 1961, Vol.197, № 3, p. 199-211.
51. Speich, G. R. Yield strength and transformation substructure of low carbon martensite / G . R. Speich, H. Warlimont // J. Iron and Steel Inst., 1968. V. 206, № 4, p. 385-392.
52. Krauss, G. The morphology of martensite in iron alloys / G. Krauss, A. R. Marder // Metallurgical Trans. - 1971. - Vol. 2,9. – P.2343-2357.
53. Карабасова, Л. В. Иерархия структуры малоуглеродистого мартенсита/ Л. В. Карабасова, М. Н. Спасский, М. А. Штремель // ФММ. – 1974. Т.37, №6, с.1238-1248.
54. Андреев, Ю. Г. Границы и субграницы в пакетном мертенсите/ Ю. Г. Андреев, Е. И. Заркова, М. А. Штремель // ФММ. – 1990. Т.69, №3. С. 161-167.
55. Счастливец, В. М. Структура термически обработанной стали/ В. М. Счастливец, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева // – М.: Металлургия, 1994. – 288 с.
56. Apple, C. A. Packet Microstructure in Fe – 0.2 pct. C Martensite / C. A. Apple, R. Y. Karon, G. Krauss // Met. Trans. – 1974. – V.5, 3. – p. 593-599.
57. Андреев, Ю. Г. Морфология и разрушение пакетного мартенсита (по наблюдениям на монокристаллах)/ Ю. Г. Андреев // Автореф. дисс. на соиск. уч. степ. докт. физ-мат. наук. М. 1990. 44 с.
58. Заяц, Л. Ц. Исследование процессов формирования зеренной структуры аустенита в сталях различных систем легирования / Л. Ц. Заяц, Д. О. Панов, Ю. Н. Симонов [и др.] // Вестник Пермского государственного технического университета. Машиностроение, материаловедение. 2011. Т. 13. № 2. С. 54-61.

59. Клейнер, Л. М. Нанокристаллическая структура реечного мартенсита и конструкционная прочность / Л. М. Клейнер, А. А. Шацов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2007. Т. 4. №1. С. 72-74.
60. Мешков, Ю. Я. Структура металла и хрупкость стальных изделий / Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко // – Киев: Наукова думка, 1985. – 268 с.
61. Андреев Ю. Г. Границы и субграницы в пакетном мартенсите. I. Границы между кристаллами в пакете / Ю. Г. Андреев, Е. И. Заркова, М. А. Штремель // – ФММ, 1990, Т.69, вып.3. С.161-168.
62. Гиспецка, Л. Влияние термомеханической обработки на прочностные характеристики конструкционных сталей / Л. Гиспецка, К. Мазанец // *ФХММ – 1968*. - №5. - С.517-524.
63. Саррак, В. И. Взаимодействие углерода с дефектами в мартенсите/ В. И. Саррак, С. О. Суворова // *ФММ*, 1968. Т.25. – Вып.1. – С. 147-156.
64. Романив, О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей / О. Н. Романив // М.: Металлургия. – 1979. – 176 с.
65. Сухомлин, Г. Д. Специальные границы между пакетами низкоуглеродистого мартенсита / Г. Д. Сухомлин // *Металознавство та термічна обробка металів*. 2013. № 4 (63). С. 38-42.
66. Грабский, М. В. Структура границ зерен в металлах / М. В. Грабский // М.: Металлургия. – 1972. – 160 с.
67. Моисеев, А. Н. Полиморфное гамма-альфа превращение в сплавах на основе железа / А. Н. Моисеев // *Дисс. на соиск. уч. степ. канд. физ.-мат. наук*. № 01.04.07. - Москва, 1984. - 171 с.
68. Энтин, Р. И. Прочностные свойства низкоуглеродистой мартенситной стали 07ХЗГНМ / Р. И. Энтин Р. И., Л. И. Коган, П. Д. Одесский [и др.] // *Известия АН СССР. Металлы*. 1982. № 4. С. 86 - 90.
69. Энтин, Р. И. Структура и свойства некоторых низкоуглеродистых легированных свариваемых сталей / Р. И. Энтин, М. Н. Панкова, С. В. Успенская [и др.] // *МиТОМ*. 1991. № 6. С. 31 – 33.

70. Клейнер, Л. М. Экономнолегированные низкоуглеродистые мартенситные стали для высокопрочных термоупрочненных заготовок и сварных конструкций // *Национ. металлургия*. 2003. - №3. – С. 70-76.

71. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали./ Ю. А. Геллер // - 4-е изд. – М.: Металлургия, 1975. 584 с.

72. Попова, Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник термиста / Л. Е. Попова, А. А. Попов // – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1991. – 503с.

73. Верховенко, Л. В. Справочник сварщика / Л. В. Верховенко, А. К. Тукин // – 2-е изд. перераб. и доп. – Мн.: Выш. шк., 1990. – 480 с.

74. Сюзева, Е. Б. Отпуск конструкционных сталей со структурой низкоуглеродистого мартенсита / Е. Б. Сюзева // Автореф. дисс. на соиск. уч. степ. канд. техн. наук. – № 05.02.01. – Пермь: ПГТУ, 2000. – 16 с.

75. Сюзева, Е.Б. Проблемы отпускного охрупчивания низкоуглеродистых мартенситных сталей после различных способов выплавки / Е. Б. Сюзева, Ю. Н. Симонов, Л. М. Клейнер [и др.] // Сб. тез. докл. XIV Уральской школы металлургов-термистов «Фундаментальные проблемы физического металловедения перспективных материалов». – Ижевск-Екатеринбург. 1998. – С. 150–151.

76. Митрохович, Н. Н. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой : учеб. пособие / Н. Н. Митрохович, Ю. Н. Симонов, Л. М. Клейнер // Перм. гос. техн. ун-т. – Пермь, 2004. – 123 с.

77. Швецов, В. В. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой / В. В. Швецов // Автореф. дисс. на соиск. уч. степ. канд. техн. наук.: 05.02.01 / Перм. гос. техн. ун-т. - Пермь, 2004. - 15 с.

78. Бокштейн, Б. С. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна : справочник : в 3 т. Т. 1: Методы испытаний и исследования / Б. С. Бокштейн, Ю. Г. Векслер, Б. А. Дроздовский [и др.]; под ред. А. Г. Рахштадта, Л.

М. Капуткиной, С. Д. Прокошкина, А. В. Супова. – М. : Интермет Инжиниринг, 2004. – 687 с.

79. Качанов, Н. Н. Прокаливаемость стали. / Н. Н. Качанов // 2-е изд. М.: Металлургия, 1978. 192 с.

80. Костик, В. О. Исторические аспекты диаграммы железо углерод / В. О. Костик // Технологический аудит и резервы производства. 2014. Т. 1. № 3 (15). С. 17-19.

81. Энтин, Р. И. Теоретические основы разработки низкоуглеродистых мартенситных сталей / Р. И. Энтин, Л. И. Коган, Л. М. Клейнер // Новые конструкционные стали и сплавы и методы упрочнения. – М. : Знание, 1984. – С. 3–6.

82. Клейнер, Л. М. Теоретические основы, разработка и внедрение низкоуглеродистых мартенситных сталей / Л. М. Клейнер, Л. Д. Пиликина, И. В. Толчина // Современные достижения в области металловедения и термообработки / Перм. политехн. ин-т. – Пермь, 1985. – С. 18–24.

83. Клейнер, Л. М. Фазовые и структурные превращения в низкоуглеродистых мартенситных сталях / Л. М. Клейнер, Д. М. Ларинин, Л. В. Спивак [и др.] // ФММ. – 2009. – Т. 108, № 2. – С. 161–168.

84. Заяц, Л. Ц. Диспергирование структуры сталей в условиях интенсивного термического воздействия. Часть 1. Выбор оптимальной системы легирования / Л. Ц. Заяц, Д. О. Панов, Ю. Н. Симонов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 11. – С. 13–19.

85. Симонов, Ю. Н. Превращения, структура и свойства системно-легированных низкоуглеродистых безникелевых сталей / Ю. Н. Симонов, М. Ю. Симонов, Д. П. Подузов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 11. – С. 4–11.

86. Симонов, Ю.Н. Условия получения структуры пакетного мартенсита при замедленном охлаждении низкоуглеродистого аустенита / Ю. Н. Симонов // ФММ. – 2004. – Т. 97, №5. – С. 77–81.

87. Петрова, Е. Ф. Влияние легирующих элементов на термодинамическую активность углерода в аустените / Е. Ф. Петрова, Л. А. Шварцман // Тематич. отр. сб. Минчермет СССР «Проблемы металловедения и физики металлов». 1959. - №1. – С.123-134.

88. Счастливец, В. М. Влияние скорости охлаждения на количество остаточного аустенита при бейнитном превращении / В. М. Счастливец, Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина [и др.]// Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 10. С. 1052.

89. Энтин, Р. И. Превращения аустенита в стали / Р. И. Энтин // М.: ГНТИЛ по черн. и цветн. мет. – 1960. – 252 с.

90. Клейнер, Л. М. Свойства легированного низкоуглеродистого мартенсита / Л. М. Клейнер, Л. И. Коган, Р. И. Энтин // ФММ. – 1972. – Т.33, № 4. – С. 824–830.

91. Коган, Л. И. Особенности превращения аустенита в малоуглеродистых легированных сталях / Л. И. Коган, Л. М. Клейнер, Р. И. Энтин // ФММ. – 1976. – Т. 41, №1 – С. 118–124.

92. Клейнер, Л. М. Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса / Л. М. Клейнер, А. А. Шацов // – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та.– 2008. – 303 с.

93. Калетин, А. Ю. Влияние отпуска на свойства сталей с бескарбидным бейнитом / А. Ю. Калетин, Ю. В. Калетина, Ю. Н. Симонов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2016. Т. 18. № 4. С. 92.

94. Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite in Steels. / H. K. D. H. Bhadeshia // – 2nd ed. / The Institute of Materials. – London, 2001. – 460 p.

95. Caballero, F. G. Very strong bainite / F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia // Current Opinion in Solid State and Materials Science: DK 8. – 2004. – P. 251–257.

96. Юрченко, А. Н. Влияние непрерывного охлаждения и изотермической выдержки на микроструктуру и механические свойства сталей 17X2Г2С2МФ и

29X2Г2С2МФ / А. Н. Юрченко, Ю. Н. Симонов, М. Ю. Микрюков // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2016. Т. 18. № 1. С. 101-116.

97. Bhadeshia, H. K. D. N. Phase transformations contributing to the properties of modern steels / H. K. D. N. Bhadeshia // Bulletin of the Polish academy of sciences technical sciences. Vol. 58, No. 2, 2010 – P. 255-265.

98. Bhadeshia, H. K. D. N. Bainite in Steels / H. K. D. N. Bhadeshia, J. W. Cristian /Metallurgical transactions. Vol. 21A, April, 1990—767-797p.

99. Башнин, Ю. А. Низкоуглеродистые высокопрочные легированные стали мартенситного класса / Ю. А. Башнин, В. К. Галкин, В. М. Коровина // МиТОМ. – 1980. – №10. – С. 50–52.

100. Башнин, Ю. А. Применение ЭВМ для разработки низкоуглеродистых экономнолегированных высокопрочных сталей / Ю. А. Башнин, В. К. Галкин, Ю. В. Васильев // МиТОМ. – 1989. – №8 – С. 34–37.

101. Сорокин, В. Г., Карасюк Ю. А., Грубова С. П. [и др]. А.с. 956604 от 07.05.82 // Б.И. № 33.

102. Ланская К. А. Жаропрочные стали: моногр. – М.: Metallurgy, 1969. – 247 с.

103. Масленков, С. Б. Жаропрочные стали и сплавы. Справочное издание / С. Б. Масленков // М.: Metallurgy, 1983. 192 с.

104. Могутнов, Б. М. Термодинамика железо-углеродистых сплавов. / Б. М. Могутнов, И. А. Томилин, Л. А. Шварцман // М.: Metallurgy. – 1972. – 328 с.

105. Каменских, А. П. Особенности $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в стали 12Х2Г2НМФТ / А. П. Каменских, Л. Ц. Заяц, Л. М. Клейнер [и др.] // Физика металлов и материаловедение. – 2002. – Т.93, № 1. – С. 90-93.

106. Каменских, А. П. Особенности формирования структуры и свойств низкоуглеродистой мартенситной стали 12Х2Г2НМФТ / А. П. Каменских, Л. Ц. Заяц, Л. М. Клейнер [и др.] // МиТОМ. – 2003. – № 3. – С. 10–12.

107. Симонов, Ю. Н. Технологии формирования составов компонентов и режимов термической обработки для получения экономно-легированных систем. /

Ю. Н. Симонов, А. Д. Бухалов, Е. Б. Сюзева [и др.] // Отчет НИОКТР. УДК 681.3:004.94:371.3.

108. Chen, J. Complete Calculation of Steel Microstructure for Strong Alloys / J. Chen, H. K. D. H. Bhadeshia, S. Hasler [et al] // New development on metallurgy and applications of high strength steels, Buenos Aires, 26.-28. Mai 2008 – 11p.

109. Голованенко, С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн // М.: Metallurgiya, - 1986 - 207 с.

110. Пат. SU 1177379. С22С38/28, 38/38. Двухфазная ферритно-мартенситная сталь / А. А. Ефимов, Н. М. Фонштейн, М. Г. Амиров, А. Н. Борцов [и др.]; заявитель и патентообладатель - ЦНИИчермет им. И.П. Бардина; заявл. 21.06.82, опубл. 07.09.85, Бюл. №33. – 4с.

111. Швейкин, В. П. Кинетика распада переохлажденного аустенита, сформировавшегося в межкритическом интервале температур / В. П. Швейкин, В. А. Хошинов, В. М. Фарбер // Физика металлов и металловедение. 2007. Т. 104. № 5. С. 510-516.

112. Малинов, Л. С. Влияние закалки из межкритического интервала температур (МКИТ) и последующего высокого отпуска на структуру и свойства сталей 40ХН и 40ХН2МА / Л. С. Малинов, Д. В. Бузова // Вісник Приазовського державного технічного університету. Технічні науки. 2013. Т. 26. С. 93-99.

113. Маковецкий, А. Н. Формирование структуры низколегированной трубной стали при нагреве в межкритическом интервале температур / А. Н. Маковецкий, Т. И. Табатчикова, И. Л. Яковлева [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2012. – Т. 113, № 7. – С. 744–755.

114. Панов, Д. О. Особенности образования аустенита в низкоуглеродистой стали при нагреве в межкритическом интервале температур / Д. О. Панов, А. И. Смирнов // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. № 11. С. 1138-1148.

115. Панов, Д. О., Этапы аустенитизации холоднодеформированной низкоуглеродистой стали в межкритическом интервале температур / Д. О. Панов,

Ю. Н. Симонов, Л. В. Спивак [и др.] // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 8. С. 846.

116. Ермолаев, А. С. Структура и свойства низкоуглеродистых мартенситных сталей, закаленных из межкритического интервала температур / А. С. Ермолаев, М. Г. Закирова, Л. М. Клейнер [и др.] // Конструкции из композиционных материалов. 2006. № 4. С. 172-177.

117. Заяц, Л. Ц. Особенности процессов образования аустенита в межкритическом интервале температур в исходнозакаленных низкоуглеродистых сталях разных систем легирования / Л. Ц. Заяц, Д. О. Панов, Ю. Н. Симонов, [и др.] // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 5. С. 505-513.

118. Zayats, L. Ts. Formation of austenite in initially quenched low-carbon steels of different alloying systems in the intercritical temperature interval / L. Ts. Zayats, D. O. Panov, Yu. N. Simonov // Physics of metals and metallography. – 2011. – Vol. 112, № 5. – P. 480–487.

119. Панов, Д.О. Дилатометрические исследования процессов аустенизации в межкритическом интервале температур закаленной и высокоотпущенной низкоуглеродистой стали / Д. О. Панов // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 6. С. 131.

120. Коган, Л. И. Влияние аустенизации в межкритическом интервале температур на структуру и свойства низкоуглеродистых сталей / Л. И. Коган, Э. В. Матрохина, Р. И. Энтин // ФММ. 1981. Т. 52. Вып. 6. С. 1232 - 1241.

121. Березин, С. К. Структура и механические свойства низкоуглеродистых мартенситных сталей, закаленных из межкритического интервала температур и после изотермической закалки / С. К. Березин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2016. Т. 18. № 3. С. 182-197.

122. Беликов, С. В. Влияние температуры нагрева в межкритический интервал на формирование субзеренной структуры в предварительно закаленных низколегированных сталях / С. В. Беликов, К. И. Сергеева, М. С. Карабаналов М.С. [и др.] // Современные проблемы науки и образования. 2013. № 2. С. 184.

123. Yugai, S. S. Formation of the structure and properties of a low-carbon martensitic steel 12KH2G2NMFT upon quenching / S. S. Yugai, L. M. Kleiner, A. A. Shatsov [et. al] // The Physics of Metals and Metallography. – 2004. – Vol. 97, iss. 1. – P. 98–103.

124. Липчин, Н. Н. Перераспределение легирующих элементов при перекристаллизации стали в процессе нагрева / Н. Н. Липчин // МиТОМ. – 1990. – № 11. – С. 8–11.

125. Панов, Д. О. Исследование процессов собирательного роста зерна аустенита в низкоуглеродистых мартенситных сталях / Д. О. Панов, А. Н. Балахнин, М. Г. Титова // Инновационные технологии в машиностроении: материалы междунар. науч.-практ. конф., г. Пермь, 24-25 мая 2012 г. : сб. материалов. – Пермь : Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2012. – С. 115–117.

126. Дьяченко, С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. / С. С. Дьяченко // - М. : Металлургия, 1982. - 128 с.

127. Зельдович, В. И. Три механизма образования аустенита и структурная наследственность в сплавах железа / В. И. Зельдович // МиТОМ. – 2008. – № 9. – С. 40–47.

128. Панов, Д. О. Структурные и фазовые превращения в низкоуглеродистой стали при термической обработке с однократной и циклической аустенитизацией / Д. О. Панов / Дисс. на соиск. уч. степ. канд. техн. наук. - № 05.16.01. - Перм. нац. исслед. политехн. ун-т. - Пермь, 2015. – 146 с.

129. Тюрин, В. А. Ковка на радиально-обжимных машинах / В.А. Тюрин [и др.]; под общ. ред. В.А. Тюрин // – М.: Машиностроение, 1990. – 256 с.

130. Пат. 2498262 РФ. G01N 1/32, G01N 33/20. Способ контроля структурного состояния закаленных низкоуглеродистых сталей / Ю. Н. Симонов, Д. О. Панов [и др.] // – 2013, Бюл. № 31. – 13 с.

131. Быкова, П. О. Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления / П. О. Быкова, Л. Ц. Заяц, Д. О.

Панов // Заводская лаборатория и методы неразрушающего контроля. – 2008. – № 6. – С. 42-45.

132. Пат. 2477333 РФ: МПК С 22 С 38/38. Низкоуглеродистая легированная сталь: Ю. Н. Симонов, Д. О. Панов, М. Ю. Симонов [и др.] ; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет». заявл. 29.08.2011; опубл. 10.03.2013 // Бюл. № 7. 10 с.

133. Симонов, Ю. Н. Основы физики и механики разрушения: учебное пособие/ Ю. Н. Симонов, М. Н. Георгиев // – Пермь : Изд-во Перм. Нац. Исслед. Политехн. Ун-та, 2012. – 203 с.

134. Кривоносова, Е. А. Влияние неметаллических включений и структурных составляющих на ударную вязкость низколегированной стали / Е.А. Кривоносова, Т.В. Ольшанская [и др.] // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2014. Т. 16. № 1. С. 94-100.

135. Фарбер, В. М. 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. ISBN 978-5-7996-2389-0.

136. Пат. 2532628 РФ. С22С 38/38. Сталь для изготовления изделий с повышенной прокаливаемостью / Симонов Ю. Н., Симонов М. Ю., Шайманов Г. С. [и др.] // – 2014, Бюл. № 31. – 7 с.

137. Holmskog, P. Direct observation that bainite can grow below Ms / P. Holmskog, A. Borgenstam, M. Hillert [et. al.]// Metallurgical and materials transactions A. Volume 43A. 2012. 4984-4988p.

138. Жидков, А. В. Применение системы ANSYS к решению задач геометрического и конечно-элементного моделирования / А. В. Жидков // Учебно-методические материалы по программе повышения квалификации «Информационные системы в математике и механике» - Нижний Новгород, 2006. – 115 с.

139. Каплун, А. Б. ANSYS в руках инженера: практическое руководство/ А. Б. Каплун, Е. М. Морозов, М. А. Олферьева // М: Едиториал, УРСС, 2003. - 272 с.
140. Чигарев, А. В. Ansys для инженеров / А. В. Чигарев, А. С. Кравчук, А. Ф. Смалюк // Справочное пособие. — М: Машиностроение-1, 2004. — 512 с.
141. Овчинников, С. В. Введение в теорию теплообмена: теплопроводность в твердых телах: учеб.-метод. пособие/ С. В. Овчинников. – Саратов : СГУ имени Н.Г. Чернышевского, 2015. – 104 с.
142. Бабичев, А. П. Физические величины: Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский [и др.] Под. ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. // – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
143. Holman, J. P. Heat Transfer / J. P. Holman // 10th ed. - 2009. - 769 p.
144. Ампилогов, А. Ю. Прогнозирование структуры и свойств сталей в объеме изделия при закалке и отпуске / А. Ю. Ампилогов // Дисс. на соиск. уч. степ. канд. техн. наук.– № 05.02.01 Московский гос. техн. ун-т им. Н.Э. Баумана.– Москва, 2008.
145. Исаченко, В. П. Теплопередача. / В. П., Исаченко, В. А. Осипов, А. С. Сукомел // — Москва: Энергоиздат, 1981. — 416 с.



«УТВЕРЖДАЮ»
 Первый проректор
 ФГБОУ ВО «Пермский национальный
 исследовательский политехнический
 университет», д.т.н., профессор
 А.Н. Шевелев
 « 13 » 09 2019 г.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов научно-исследовательской работы в образовательный процесс

В ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет» (ПНИПУ) внедрены в образовательный процесс следующие результаты научно-исследовательской работы, выполненной на кафедре «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов»:

1. Результаты разработки и апробации методики оценки динамической трещиностойкости внедрены в образовательный процесс кафедры «Специальное машиностроение» курса дисциплины Б1 ДВ 01 2 РПД_Иновационные разработки новых материалов в специальном машиностроении» вариативной части основной образовательной программы подготовки магистров по направлению 27.04.04 – «Управление в технических системах» по профилю Иновационное развитие предприятий ОПК.

Форма внедрения: лабораторная работа №1 «Закономерности формирования структуры сталей и сплавов» в объеме 2 часов аудиторных занятий и 4 часов самостоятельной работы студентов; лабораторная работа №3 «Производство заготовок из сталей и сплавов» в объеме 4 часов аудиторных занятий и 4 часов самостоятельной работы студентов, лабораторная работа №7 «Современные технологии проведения научных исследований» в объеме 4 часов аудиторных занятий и 4 часов самостоятельной работы студентов, лабораторная работа №9 «Изготовление опытного образца» в объеме 2 часов аудиторных занятий и 4 часов самостоятельной работы студентов.

Заключение: общий объем внедрения результатов научно-исследовательской работы составил 28 часов, из них 12 часов аудиторных занятий и 16 часа самостоятельной работы студентов.

Начальник Учебно-методического управления ПНИПУ

к.т.н., доцент

/Д.С. Репецкий/

Заведующий кафедрой «Металловедение,
термическая и лазерная обработка металлов»

д.т.н., профессор

/Ю.Н. Симонов/

Заведующий кафедрой «Специальное машиностроение»

к.т.н., доцент

/В.Р. Хоменок/

аспирант кафедры «Металловедение,
термическая и лазерная обработка металлов»,
старший преподаватель
каф. «Специальное машиностроение»

/Д.П. Подузов/

«УТВЕРЖДАЮ»
 Первый Заместитель директора-
 Генеральный конструктор
 ЗАО «СМБ»
 Хоменок В.Р.
 Для «11» 09 2019 г.
 документов м.п.



АКТ

использования (внедрения) результатов диссертационной работы в НИР

Результаты исследований, проведенных на кафедре «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет» (ПНИПУ) внедрены при выполнении госбюджетных научно-исследовательских работ в рамках постановления Правительства РФ №218 «Создание высокотехнологичного машиностроительного производства на основе современных методов проектирования изделий и гибких производственных процессов прецизионной обработки металлов» (2010-2012 гг., номер госрегистрации: 01201150441) и «Создание комплекса технологий проектирования, изготовления, управления производством и эксплуатации инновационных наукоемких изделий» (2013-2015 гг., номер госрегистрации: 01201274914), а также при выполнении собственных НИОКТР в период с 2013 по 2017 годы по темам «Разработка технологий производства поковок с заданными свойствами» и «Разработка технологий производства поковок из экономно легированных сталей».

По результатам исследований были разработаны:

- технология производства (выплавка, обработка давлением, термическая обработка) опытно-промышленной партии заготовок из низкоуглеродистой безникелевой системно-легированной стали 12Х3Г2МФС (15Х3Г3МФС);

- экспериментальная методика, позволяющая производить оценку структурных состояний поковок различных сечений при охлаждении на спокойном воздухе, основанная на совмещении термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита и унифицированных кривых охлаждения в поковках диаметрами от 50 до 400мм при охлаждении на спокойном воздухе.

Данные методики позволили решить следующие задачи:

1. Изготовить опытно-промышленную партию заготовок бурильных труб из низкоуглеродистых и среднеуглеродистых безникелевых системно-легированных марок стали производства ПАО «Мотовилихинские заводы».
2. Получить требуемый комплекс механических характеристик при использовании закалки из межкритического интервала температур без выполнения предварительной механической обработки.
3. Определить структурные состояния изготавливаемых поковок в сечениях от 50 до 400 мм, при их охлаждении на спокойном воздухе.

Итоговая эффективность применения стали 12Х3Г2МФС в сравнении с маркой 40ХН2МА, на примере изготовления утяжеленных бурильных труб УБТС-229, составила – 18 300,00 руб. на изделие.

На рецептуру марки стали 12Х3Г2МФС получен патент РФ на изобретение: Пат. 2532628 РФ. С22С 38/38. Сталь для изготовления изделий с повышенной прокаливаемостью / Симонов Ю. Н., Симонов М. Ю., Шайманов Г. С., Подузов Д.П. // – 2014, Бюл. № 31. – 7 с.

От ЗАО «СКБ»:

Главный конструктор, д.т.н.

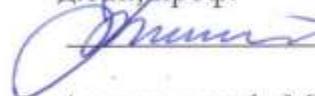
 Домбровский И.В.

Главный технолог

 Челпанов А.В.

От ФГБОУ ВО ПНИПУ:

Зав. кафедрой «Металловедение термическая и лазерная обработка» д.т.н., проф.

 Симонов Ю.Н.

Аспирант каф. МТО ПНИПУ

 Подузов Д.П.

УТВЕРЖДАЮ:

Первый заместитель Генерального директора-

Генеральный конструктор

ОАО «Мотовилихинские заводы»



В.Р.Хоменок

02 2014г.

Акт приемочных испытаний

Заготовок бурильных труб из комплексно-легированной стали 15Х3Г3МФС

Наименование, индекс опытного образца изделия

Изготовлено предприятием ООО «МЗ «Камасталь»

Обозначение предприятия

В период с «03» июня 2013 по «14» февраля 2014г.

Комиссия в составе:

Главный металлург

ОАО «Мотовилихинские заводы»

А.Н. Шаманов

Заместитель Главного металлурга

ОАО «Мотовилихинские заводы»

Д.П. Подузов

провела приемочные испытания Заготовок бурильных труб из комплексно-легированной стали 15Х3Г3МФС.

Испытания проводились в соответствии с комплексным планом ОТР ОАО «Мотовилихинские заводы» по направлению Металлургия на 2013 г. по теме «Освоение производства бурильных труб из комплексно-легированной стали 15Х3Г3МФС» от 04.10.2012г., договором №280/9129 от 25.02.2013г., дополнительным соглашением к договору №1 от 07.06.13., программой приемочных испытаний от 26.12.2013г.

1.Цель испытаний

Освоение производства бурильных труб из комплексно-легированной стали 15Х3Г3МФС.

2. Изложение результатов программы приемочных испытаний

2.1. Отлита плавка стали 15Х3Г3МФС № М5-1304, изготовлены блюмы 450x540 в соответствии с ИТК В97 от 13.03.13г.

2.2. Разработан комплект технологической документации РГ.50150.02092

2.3. Изготовлена приемочная партия заготовок бурильных труб УБТС 229/РК-8 в количестве 5 шт. с выполнением исправляющей термообработки в ц.48(26).

2.4. Проведены приемочные испытания (Программа приемочных испытаний от 26.12.13г.).

Уровень механических характеристик в полной мере соответствует требованиям ТУ 3 РГ 200-2003 (Технический отчет исх. 244/235 от 25.02.2014г.) и Технического задания от 10.01.13г.к договору 280/9129 от 25.02.13г.

3. Решение комиссии по приемочным испытаниям:

Приемочные испытания партии заготовок бурильных труб из комплексно-легированной стали признать законченными успешно.

4. Рекомендации о присвоении литеры «О₁»

Комиссия рекомендует присвоить литеры «О₁» следующей ТД:

- Инструкционно-технологическая карта на выплавку стали ИТК № В97.
- Технологическому процессу РГ.50150.02092.

Приложение:

1. ИТК № В97.
2. Технологический процесс РГ.50150.02092
3. Технический отчет от 25.02.14 № 244/234

Главный металлург
ОАО «Мотовилихинские заводы»

А.Н. Шаманов

Заместитель Главного металлурга
ОАО «Мотовилихинские заводы»

Д.П. Подузов