

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
«МИСИС»

На правах рукописи

ТЕН ДЕНИС ВАСИЛЬЕВИЧ

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ С
ПОВЫШЕННОЙ ОГНЕСТОЙКОСТЬЮ

Специальность 2.6.1 Металловедение и термическая обработка металлов и
сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
кандидат технических наук,
доцент кафедры МиФП
Комиссаров Александр Александрович

Москва - 2024

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ.....	10
1.1 Мировой и отечественный опыт производства огнестойкого высокопрочного низколегированного проката разного сортамента для нужд строительной индустрии.....	10
1.1.1 Применение огнестойкого проката в строительстве.....	10
1.2. Технология производства огнестойких строительных сталей.....	14
1.2.1. Общие принципы технологии получения огнестойкого проката.....	14
1.2.2. Технология производства проката на широкополосных станах.....	16
1.3 Современные методы защиты строительных конструкций от огневого воздействия....	20
1.4 Влияние повышенной температуры на изменение свойств конструкционных сталей ..	22
1.5 Механизм упрочнения строительного металлопроката.....	27
1.6 Основные факторы, влияющие на прочностные характеристики огнестойкой стали....	35
1.6.1 Силы Пайерлса-Набарро при твердорастворном упрочнении.....	36
1.6.2 Дисперсионное упрочнение.....	39
1.6.3. Зернограничное упрочнение.....	43
1.7 Зависимость микроструктуры на прочностные свойства стали при повышенных температурах.....	50
1.8 Влияние химического состава на свойства огнестойких сталей.....	53
1.9 ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ.....	65
ГЛАВА 2 МЕТОДИКИ И МАТЕРИАЛЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	66
2.1 Моделирования процессов выделения вторичной фазы в программном обеспечении TC-Prizma программного комплекса Termo-Calc.....	66
2.2 Разработка научно-обоснованной концепции композиций микролегирования проката.....	67
2.3 Выбор концепции легирования огнестойких сталей для проведения лабораторных экспериментов и исследовательских испытаний.....	70
2.4 Описание базовой технологии термомеханической обработки (ТМО) для проведения лабораторных экспериментов и исследовательских испытаний.....	71
2.5 Разработка плана лабораторных экспериментов по моделированию производства полос из огнестойкой стали.....	72
ГЛАВА 3 СОЗДАНИЕ ЛАБОРАТОРНОГО ПРОКАТА СТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННОЙ ОГНЕСТОЙКОСТЬЮ.....	78
3.1 Анализ термодинамического моделирования процесса структурообразования при производстве огнестойкого строительного проката.....	78
3.2 Анализ физико-механических и структурных характеристик лабораторных образцов проката первой серии плавки.....	83
3.2.1 Исследование микроструктуры лабораторных образцов проката первой серии плавки с помощью оптического микроскопа.....	83
3.2.2. Исследование микроструктуры лабораторных образцов проката первой серии плавки с помощью просвечивающего электронного микроскопа.....	86
3.2.2.1. Исследование микроструктуры образца плавки 1-2(Nb-Mo).....	86
3.2.2.2. Исследование микроструктуры образцов плавки 3-1 (V-Mo).....	90
3.2.2.3. Исследование микроструктуры образцов плавки 2-2 (Ti-Mo).....	93
3.2.2.4 Исследование микроструктуры плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr).....	97
3.2.3 Анализ результатов механических свойств лабораторного проката первой серии плавки.....	101
3.3 Анализ физико-механических и структурных характеристик лабораторных образцов проката второй серии плавки.....	110

3.3.1. Анализ результатов механических свойств лабораторного проката плавов 5 и 6.....	110
3.3.2. Исследование микроструктуры лабораторного проката плавов 5, 6	111
3.3.3 Анализ результатов производства лабораторного проката плавов 5, 6.....	112
3.3.4 Анализ результатов механических свойств лабораторного проката плавки 7.....	114
3.3.5. Исследование микроструктуры проката плавки 7 (Cr-Nb-V)	115
3.3.6. Исследование кинетики фазовых превращений стали плавов 5 (Cr-Nb-V-B), 7 (Cr-Nb-V).....	118
3.4 Анализ результатов изготовления лабораторного проката	121
3.5 Выводы по главе 3	125
ГЛАВА 4 ПРОИЗВОДСТВО ПРОМЫШЛЕННОГО РУЛОННОГО ПРОКАТА С ПОВЫШЕННОЙ ОГНЕСТОЙКОСТЬЮ С390П НА БАЗЕ ПАО «СЕВЕРСТАЛЬ».....	126
4.1 Определение химического состава проката производства рулонного проката.....	126
4.2 Производство первой партии рулонного проката с повышенной огнестойкостью С390П с добавлением бора на ШПС 2000	127
4.2.1 Испытания технологии производства опытных образцов огнестойкого рулонного проката С390П с бором на прокатном стане 2000 на базе ПАО «Северсталь»	127
4.2.2 Анализ показателей качества огнестойкого рулонного проката С390П с добавлением бора	129
4.3 Производство рулонного проката с повышенной огнестойкостью С390П без бора	135
4.3.1. Анализ результатов промышленного производства рулонного проката С390П-10 толщиной 10 мм.....	138
4.3.2. Анализ результатов промышленного рулонного проката С390П-12 толщиной 12 мм.....	140
4.4 Выводы по главе 4	141
ГЛАВА 5 НАТУРНЫЕ ОГНЕВЫЕ ИСПЫТАНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ БАЛОК ИЗ ПРОМЫШЛЕННОГО РУЛОННОГО ПРОКАТА С390П	143
5.1 Анализ результатов натуральных огневых испытаний экспериментальных балок	143
5.2 Выводы по главе 5	147
ГЛАВА 6 МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОГНЕСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ.....	148
6.1 Принципиальные основы расчетных методов оценки огнестойкости металлоконструкций.....	148
6.2 Описание методики моделирования огнестойкости металлоконструкций	151
6.3 Расчетная оценка огнестойкости сварной двутавровой балки.....	154
6.4 Выводы по главе 6	165
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	167
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	169
ПРИЛОЖЕНИЕ 1	177

ВВЕДЕНИЕ

Стальной металлопрокат играет ключевую роль в современной строительной архитектуре, предоставляя необходимую основу для возведения как гражданских, так и промышленных сооружений. Металлопрокат обладает уникальными свойствами, которые полностью соответствуют всем требованиям для строительства различных видов зданий. Благодаря высокой несущей способности металлические конструкции широко используются в качестве структурных элементов для сооружений с большими пролетами, таких как ангары, эллинги, гаражи, рынки, стадионы и другие подобные объекты. Для данных сооружений часто применяют сварные профили, изготовленные из высокопрочного листового металлопроката. Для различных типов сооружений необходимо выбирать материалы с определенными характеристиками, чтобы обеспечить высокую надежность конструкции. Поэтому современное развитие металлургических технологий тесно связано с производством готового металлопроката, обладающего заданными свойствами, такими как пластичность, прочность, огнестойкость и другие. Эти свойства варьируются в зависимости от типа будущего сооружения.

Следовательно, еще на этапе проектирования строительных металлоконструкций необходимо учитывать возможности металлургической промышленности по производству стального металлопроката с необходимым комплексом характеристик. Для этого важно иметь подробное представление о разнообразии строительных металлопрокатов, выпускаемых национальными производителями, и понимать основные принципы технологии их производства. В современных условиях обеспечение надежности строительных сооружений является приоритетной задачей, для достижения которой тратятся значительные ресурсы и время. Одной из важной характеристики, на которые уделяется внимание – огнестойкость конструкций. Этот параметр исследуется и изучается в развитых странах мира.

Растущая потребность в высокопрочном металлопрокате с установленными стандартами огнестойкости для производства строительных металлоконструкций обусловлена увеличением случаев техногенных катастроф, чрезвычайных ситуаций и пожаров на объектах промышленной и социальной инфраструктуры, которые приводят к серьезным повреждениям зданий и сооружений и имеют значительные социальные последствия.

Для обеспечения необходимого уровня огнестойкости стальных конструкций применяют различные методы термической защиты: огнеупорные покрытия, облицовочные материалы и пассивирующие огнезащитные покрытия. Эти методы существенно повышают

способность конструкции сохранять свою огнесохранность и структурную прочность при воздействии высоких температур. Однако следует отметить, что применение таких защитных материалов значительно увеличивает затраты на строительство по сравнению с вариантами без их использования.

По результатам предыдущих исследований в области разработки огнестойкого металлопроката в ГОСТ 27772–2015 «Прокат для строительных стальных конструкций» был внесен новый класс прочности с повышенной огнестойкостью С355П – единственный на сегодняшний день класс прочности, регламентирующий жаростойкость (огнестойкость) проката. Строительные нормы совершенствуются и усложняются с каждым годом, сооружения становятся масштабнее, и требуется материал, который полностью бы соответствовал всем требованиям безопасности сооружения.

Следовательно, для обеспечения и повышения уровня пожарной безопасности зданий необходимо использовать металлопрокат высокой прочности с улучшенными свойствами огнестойкости. Для достижения этой цели требуется разработать инновационную металлургическую технологию производства такой продукции.

Следует отметить, что в области строительства оценка огнестойкости металлопроката **Целью диссертационной работы** является разработка металлофизических аспектов технологии производства высокопрочного огнестойкого рулонного проката для строительных металлоконструкций на основе исследования производства рассматриваемого сортамента на современном широкополосном стане 2000 (ШПС), включая подбор системы легирования, выбор схемы прокатки и режима термомеханической обработки (ТМО), комплексные исследования структурно-фазовых характеристик продукции и её эксплуатационных свойств (уровня огнестойкости).

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Изучить действующие нормы в части эксплуатационных характеристик проката рассматриваемого сортамента, включая огнестойкость;
2. Проанализировать нормативно-техническую документацию и определить уровень эксплуатационных требований;
3. Изучить факторы, определяющие огнестойкость строительных сталей, включая химический состав, неметаллические включения, выделения избыточных фаз, формы присутствия примесей, структурное состояние и другие параметры;
4. Проанализировать металлофизические основы повышения прочностных характеристик и огнестойкости проката низколегированных малоуглеродистых сталей рассматриваемого сортамента, учитывающие влияние легирующих элементов, размер аустенитного и ферритного зерна, структурно-фазовые превращения;

5. Провести оценку технологических производственных факторов, определяющие качество проката при производстве низколегированного малоуглеродистого проката;

6. Обосновать выбор оптимальной системы легирования и режимов ТМО для промышленного проката;

7. Провести комплексный анализ механических свойств, микроструктуры и огнестойкости промышленного проката;

8. Провести сравнительную оценку результатов огневых испытаний строительных сталей классов прочности С255, С355 и разрабатываемого класса прочности С390П на базе Всероссийского научного исследовательского института противопожарной обороны МЧС России (ВНИИПО МЧС России);

9. Предложить расчетно-математическую модель расчета огнестойкости металлоконструкций на основе программного обеспечения Abaqus с учетом применения полученных в данной работе результатов исследований.

Научная новизна работы:

– установлено, что для достижения требуемых параметров для класса прочности С390П: предела текучести при комнатной и повышенной (600 °С) температуре, и низкотемпературной ударной вязкости, необходимо получение однородной мелкозернистой феррито-бейнитной структуры с долей продуктов бейнитного превращения около 50% и содержанием наноразмерных частиц NbC, VC, TiC, с потенциал к дополнительному выделению таких частиц при нагреве;

– разработанная безмолибденовая система легирования Cr-V-Nb-Ti, где в качестве замены дорогостоящего Mo выступает Cr (0,5–0,8 %), позволила получить мелкозернистую структуру за счет добавления Nb, сформировать феррито-бейнитную структуру за счет легирования Cr и обеспечить выделение дисперсных частиц за счет легирования Nb, V, Ti;

– установлено, что, помимо легирования, наличие в образцах металла С390П двухфазной феррито-бейнитной структуры, состоящей из полиэдрического феррита и бейнита, достигается за счет интенсивного ускоренного ламинарного охлаждения до температуры смотки $T_{см} = 530–560$ °С на широкополосном стане 2000 (ШПС);

Практическая значимость работы

Представленная исследовательская работа носит прикладной характер и направлена на решение сложной технической задачи, которая состоит в организации производства низколегированного рулонного проката категории прочности С390П с повышенной огнестойкостью:

– разработана и внедрена технология получения рулонного проката С390П на широкополосном стане 2000 (ШПС) на производственной базе ПАО «Северсталь»;

– установлено, что разработанный рулонный прокат полностью соответствует всем показателям нового класса прочности С390П. Проведение огневых испытаний на экспериментальной установке ИЦ ФГУ ВНИИПО подтвердило высокие значения огнестойкости по сравнению с рядовыми строительными прокатами класса прочности С255 и С355.

– работа содержит элементы научной и технической новизны, что подтверждается информационным письмом №704-00-24-09 о практическом использовании результатов диссертационной работы от 12.02.2024 г. По результатам работы был получен патент на изобретение RU 2799194, опубл. 04.07.2023. Авторы: Юлов В.Н., Глухов П.А., Мезин Ф.И., Комиссаров А.А., Тихонов С.М., Кузнецов Д.В., Матросов М.Ю., Шульга Е.В., Тен Д.В., тема: «Способ производства низколегированного толстолистового проката с повышенной огнестойкостью на реверсивном стане».

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Моделирование растворения и образования дисперсных частиц на основе V, Nb, Ti, Cr, Mo и B при повышении температурах в программном продукте Thermo-Calc Prizma;
2. Результаты исследования металлофизических процессов лабораторного проката. Анализ влияния Mo и B на микроструктурные и механические характеристики, в том числе, на огнестойкость лабораторного проката;
3. Результаты исследования металлофизических процессов лабораторного проката безмолибденовой системы легирования Cr-V-Nb-Ti с бором и без бора. Анализ влияния изменения микроструктуры и механических свойств в зависимости от микролегирования бора, а также режимов термомеханической обработки;
4. Результаты анализа промышленного рулонного проката, произведенного на широкополосном стане 2000 на производственной базе ПАО «Северсталь», анализ влияния концентрации легирующих элементов и температуры ускоренного ламинарного охлаждения;
5. Результаты сравнительного анализа проведенных натуральных огневых испытаний двутавровых балок, изготовленных из рулонного проката С390П и рядовых строительных стальных прокатов класса прочности С255 и С355, на экспериментальной установке ИЦ ФГУ ВНИИПО.

Личный вклад автора

В данной диссертации приведены результаты исследований, выполненных лично автором в ходе работы в научно-исследовательской лаборатории «Гибридные наноструктурные материалы» (НИЛ «ГНМ») НИТУ МИСИС. Автор совместно с научной группой осуществил постановку целей и задач, разработал методы повышения коэффициента огнестойкости, внес большой вклад в проведение высокотемпературных,

натурных огневых и др. видов испытаний, а также провёл глубокий анализ и интерпретацию полученных результатов.

Апробация работы

Основные результаты, полученные в рамках диссертационной работы, были доложены и обсуждены на следующих конференциях: XI-й Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2023 с устным докладом на тему: «Разработка высокопрочной строительной стали с повышенной огнестойкостью», Москва 2023; XIX Международной конференции огнеупорщиков и металлургов с устным докладом на тему: «Принципы обеспечения теплостойкости современных низколегированных сталей», Москва 2022; Научно-техническом семинаре «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» доклад на тему: Изучение влияния легирование Cr, Mo, V, Nb, B на огнестойкость низколегированного строительного проката, 25-27 октября 2022 г.; X-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ 2020/2021, доклад на тему «Технологические основы производства огнестойкого строительного проката», 20-22 апреля 2021. На международной выставке «Металл-Экспо 2023» совместно с коллективом авторов была получена Золотая медаль за разработку технологии производства низколегированного рулонного проката для строительных конструкций с нормируемым пределом огнестойкости категории прочности С390П.

Публикации: Основные результаты, полученные в рамках диссертационной работы, были опубликованы в 3-х статьях в высокорейтинговых журналах, входящих в базы Web of Science и SCOPUS, и в 5 сборниках тезисов.

Достоверность научных результатов: представленные результаты в рамках диссертационной работы были получены с использованием современных методов исследований и испытаний с достаточно большим количеством проведенных экспериментов для получения достоверных данных, а также соответствием полученных результатов с результатами других исследований. Более того, достоверность результатов повреждается наличием публикаций в высокорейтинговых журналах и выступлениями на конференциях.

Благодарность: Автор выражает глубокую благодарность научному руководителю Комиссарову А.А. за помощь в наставлении по исследованию кандидатской работы. Также выражает благодарность научным сотрудникам НИТУ МИСИС и техническим специалистам ПАО «Северсталь»: Тихонову С.М., Кузнецову Д.В., Матросову М.Ю., Юлову В.Н., Глухову П.А., Нуштаеву Д.В. и другим коллегам за помощь в написании диссертационной работы.

Структура и объём диссертационной работы: диссертация состоит из введения, шести глав, заключения и списка использованных источников, включающего 120

источников. Диссертационная работа изложена на 178 страницах, работа включает 115 рисунков, 25 таблиц и приложение.

ГЛАВА 1 Аналитический обзор литературы

1.1 Мировой и отечественный опыт производства огнестойкого высокопрочного низколегированного проката разного сортамента для нужд строительной индустрии

1.1.1 Применение огнестойкого проката в строительстве

Высокопрочный прокат служит основой для металлоконструкции при строительстве различного типа сооружения [1-5]. Стальной металлопрокат получил широкое применение в строительстве высотных зданий, применяемый в качестве несущих элементов, каркасов и колонн. Высокая конструкционная прочность стального металлопроката является наиболее важным аспектом при использовании его в различных областях. Конструкционная прочность стального металлопроката заключается в способности стали сопротивляться различным видам нагрузок, возникающим во время эксплуатации сооружений, включая статические, ударные и циклические нагрузки. Эти условия возникают не только из-за естественных агрессивных сред и неблагоприятных климатических условий, но также при внезапном нагреве стальных компонентов конструкции в результате пожара. При взаимодействии высокой температуры на стальную конструкцию в результате техногенных катастроф происходит деградация прочностных характеристик металлоконструкции, вследствие чего происходит дальнейшее разрушение всего сооружения [6].

Известно, что конструкционная прочность металлических каркасов и сооружений существенно зависит от температуры [1-4, 6,7]. Согласно строительным нормам, для предотвращения серьезного разупрочнения стали [3,4] открытые части металлических конструкций должны быть защищены огнестойкими материалами. Применение специальных материалов для защиты от теплового воздействия увеличивает стоимость строительства и замедляет процесс возведения здания. Кроме того, распыления защитного покрытия может представлять опасность для человека, а также негативно влиять на окружающую среду. Помимо вышеупомянутой вредности, возникают и другие трудности при использовании огнезащитных покрытий, например, в труднодоступных местах сооружения очень трудно или зачастую невозможно нанести покрытие. Данное ограничение максимально повышает риск разупрочнения стальной конструкции при пожаре сооружения.

Суммируя все факторы, связанные с разупрочнением металлической конструкции при высокотемпературном воздействии, был образован новый подкласс стали – пожаростойкие (огнестойкие). В данной области активно проводятся исследования как в

России, так и за рубежом с целью разработки металлического проката, способного сохранять свои прочностные характеристики при высоких температурах на короткое время, без значительного увеличения количества легирующих элементов. В основном в строительной сфере для производства огнестойкого металлического проката применяются низколегированные и низкоуглеродистые стали [9-11].

В строительных кодексах Европы, Северной Америки и Австралии критерием для оценки огнестойкости стали служит температура, при которой часть конструкции теряет половину своей прочности при комнатной температуре. В настоящее время современные отечественные строительные стали разупрочняются при температурах в диапазоне от 400 до 550°C [9]. Японские стандарты являются более строгими, поскольку они требуют сохранения 2/3 предела текучести при повышенной температуре (600°C и выше) от предела текучести при комнатной температуре [12-16]. Применение огнестойкого металлического проката позволяет существенно снизить толщину огнезащитного слоя на металлоконструкциях наполовину или даже больше, по сравнению с обычными конструкционными сталями [17-20].

Строительные конструкции, где используют огнестойкие стали, можно классифицировать на два основных типа, в зависимости от их конечного назначения и ожидаемых условий эксплуатации [21]:

- Промышленные сооружения: к ним относятся заводские сооружения, склады, нефтяные платформы, энергетические станции и другие инфраструктурные объекты. Данные сооружения в результате производственных процессов подвержены высоким температурам и агрессивным средам;
- Здания и сооружения общего назначения. Этот тип включает в себя жилые и коммерческие здания, а также инфраструктуру: мосты и туннели.

Сталь, обладающая высокой огнестойкостью, можно успешно применять в строительных конструкциях, не требующих дополнительного огнезащитного покрытия. Эти конструкции находятся в условиях относительно низкого содержания горючих материалов, такие как открытые автостоянки, парковки, атриумы зданий и подобные объекты. В случае пожаров, охватывающих такие строения, масштаб происшествия ограничен, и они как правило, ограничиваются локальными очагами возгорания. В таких условиях открытые участки стальных конструкций не требуют специальной огнезащиты.

Однако в зданиях, где присутствует значительное количество горючих материалов полное отсутствие огнезащитного покрытия нецелесообразно. Это связано с тем, что в случае пожара, температура при которой подвергается стальная конструкция, значительно превышает допустимые значения (допустимая температура нагрева стали достигает

1000 °С и выше) [13]. Тем не менее, при использовании огнестойкой стали можно существенно сократить толщину огнезащитного слоя, что, в свою очередь, позволит снизить общие затраты и ускорить процесс строительства.

Разработка новых марок сталей способных сохранять свою прочность при огневом воздействии (не менее 0,6), является альтернативным методом для повышения надёжности конструкции при экстремальном воздействии вследствие пожара. Эти стали известны в мировой практике как огнестойкие или пожаростойкие стали, представляют собой сложную задачу для исследования и разработки. Существует необходимость в том, чтобы данные материалы не содержали большое количество легирующих элементов, так как это может негативно оказывать влияние на свариваемость стали и увеличить ее стоимость [13].

Однако важно отметить, что возгорания внутри зданий представляют собой редкие события. В большинстве случаев строительные материалы, обладающие необходимым уровнем огнестойкости, применяются в нормальных эксплуатационных условиях, в связи с этим они должны соответствовать всем требованиям, предъявляемым к конструкционным материалам. Оценка конструкционной прочности проводится не только на основе механических характеристик материала в целом, но и на основе параметров, тесно связанных с прочностью элементов конструкции при реальных условиях эксплуатации.

Для увеличения прочности конструкционных материалов необходимо сохранить соответствующую пластичность [22,23]. Это требование обусловлено необходимостью придания материалу определенных технологических свойств, необходимых для изготовления изделий. Кроме того, способность материала к пластической деформации играет важную роль в обеспечении надежности, поскольку материал, который не способен снизить концентрацию напряжений пластической деформацией, как правило, не выдерживает местных перегрузок и разрушается [22-27]. Способность к пластической деформации становится критически важным параметром в силу того, что учет перераспределения напряжений в реальной конструкции, вызванных сваркой, механической и термической обработкой, гибкостью, правкой, монтажными операциями и другими факторами, часто представляется крайне сложным или даже невозможным. Поэтому способность материала к местной пластической деформации играет решающую роль в возможности конструкции адаптироваться к условиям эксплуатации путем локальных пластических деформаций [24].

Сталь с повышенной конструкционной прочностью часто используется в сильно нагруженных сооружениях, таких как высотные здания. Основные элементы металлических конструкций в этих сооружениях изготавливаются из листовой стали толщиной 40 мм и более [20,21]. В процессе изготовления и эксплуатации таких

конструкций могут возникать растягивающие напряжения, направленные перпендикулярно поверхности проката, особенно в области сварных соединений. В таких случаях прочность, пластичность и устойчивость к низкотемпературной ударной вязкости стали могут существенно снижаться [20-21]. Наблюдаемые на практике случаи критического снижения прочности в направлении толщины листов большой толщины и, следовательно, образование трещин в работающих сооружениях подчеркивают необходимость оценки степени анизотропии конструкционной прочности толстых листов.

Помимо вышесказанного, строительные стали должны обладать достаточной технологичностью как на этапе их металлургического производства, так и на этапе изготовления из них металлических конструкций. Под технологичностью стали конкретной марки на этапе металлургического производства понимается способность производить высококачественный прокат в условиях современных высокопроизводительных предприятий (повышение производительности сталеплавильных агрегатов, ускорение процесса плавки, увеличение массы слитков, повышение скорости прокатки станов и так далее) [1].

Вопросы технологии изготовления стальных конструкций включают в себя разнообразные этапы, начиная с подготовительных работ, сборки и заканчивая сваркой. При этом следует учитывать, что сварку металлопроката осуществляют не только на заводах, но и на монтажных площадках, где процесс трудно автоматизировать и условия сварки могут быть сложными. Общепринято считать, что стали, предназначенные для металлических конструкций, свариваются достаточно хорошо, если содержание углерода в них не превышает 0,17–0,18 %, а суммарное содержание легирующих элементов составляет не более 4-5 % [21].

Для удобства сравнения свариваемости различных сталей, которые различаются по содержанию легирующих элементов, используется условный показатель, называемый углеродным эквивалентом (Сэ). Наиболее распространённая формула для определения углеродного эквивалента имеет вид:

$$C = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} + 0,024T \quad (1)$$

где C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo, V, Cu, P – содержание соответствующего элемента в стали, T – толщина свариваемого металла, мм [22].

Существуют и другие формулы определения углеродного эквивалента. Так, например, в ряде случаев находит применение формула, учитывающая толщину проката T

(мм) и содержание водорода в металле шва Н (см³ на 100 г наплавленного металла). Она имеет следующий вид [7]:

$$C = C + \frac{Mn}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + \frac{Cu}{20} + 5B + \frac{T}{600} + \frac{H}{60} \quad (2)$$

Стали, углеродный эквивалент которых не превышает 0,25 %, относят к группе свариваемых без всяких ограничений.

Анализируя вышеизложенные положения, можно сделать следующие выводы относительно требований к огнестойкой строительной стали [7]:

- предел текучести (σ_T) при температуре 600 °С и выше должен составлять не менее 60 % от значения предела текучести, измеренного при комнатной температуре;
- механические характеристики при комнатной и низкой температуре (до -60 °С) должны быть аналогичными тем, которые характерны для строительных конструкционных сталей;
- свариваемость и технологичность должны соответствовать стандартным характеристикам конструкционных сталей, используемых в строительстве;
- себестоимость производства данной стали не должна значительно превышать затраты на обычные конструкционные стали.

Таким образом, для удовлетворения требований к огнестойкой строительной стали необходимо соблюдение вышеуказанных критериев.

1.2. Технология производства огнестойких строительных сталей

1.2.1. Общие принципы технологии получения огнестойкого проката

Прокат огнестойких сталей может изготавливаться на металлургических предприятиях по различным технологическим схемам: горячая прокатка, нормализующая прокатка, контролируемая прокатка (КП), контролируемая прокатка с ускоренным охлаждением (УО), термомеханическая обработка (ТМО) или термомеханический контролируемый процесс (ТМСП), также возможно применение различных схем термической обработки: нормализация, закалка с отпуском. Наиболее перспективной технологией является технология ТМО, которая позволяет обеспечить, с одной стороны, мелкозернистую микроструктуру стали, и, с другой стороны, зафиксировать в твердом растворе достаточное количество карбидообразующих элементов для их дальнейшего

выделения при нагреве до температуры пожара [23]. Все более широкое применение данная технология находит при производстве строительных сталей. Технологическая схема контролируемой прокатки включает в себя не только мониторинг технологических параметров, таких как заданная температура окончания прокатки, степень деформации, а также активное управление процессами структурообразования. Это достигается путем корректного выбора параметров деформации, охлаждения и химического состава стали. Формирование требуемой структуры для стали данного состава зависит от наличия и размера температурных интервалов, определенных критическими точками превращения и температурами рекристаллизации аустенита (T_{95} , T_5) [4]:

1) $> T_{95}$;

2) $T_5 \dots A_{r3}$;

3) $A_{r3} \dots A_{r1}$.

где:

T_{95} - минимальная температура полного завершения рекристаллизации аустенита;

T_5 - температура остановки рекристаллизации.

Способы осуществления КП представляют собой комбинации перечисленных стадий и сводятся к одному из трех типов:

1) рекристаллизационная контролируемая прокатка (РКП): первая стадия деформации ($>T_{95}$);

2) высокотемпературная контролируемая прокатка (ВКП): 1 + 2 стадии деформации;

3) низкотемпературная контролируемая прокатка (НКП): 1 + 2 + 3 стадии деформации.

Прочие варианты следует классифицировать как прокатку с регламентированными параметрами, или использование элементов контролируемой прокатки, при этом эффективность воздействия на структуру снижается [23].

Термомеханическая обработка может проводиться на различном оборудовании - на двухклетевых или одноклетевых реверсивных станах, но также на широкополосных станах (ШПС), на станах Стеккеля или в условиях литейно-прокатных комплексов (ЛПК). На российских металлургических комбинатах в основном используются реверсивные и широкополосные станы. Схема реверсивного стана показана на рисунке 1, широкополосного - на рисунке 2.

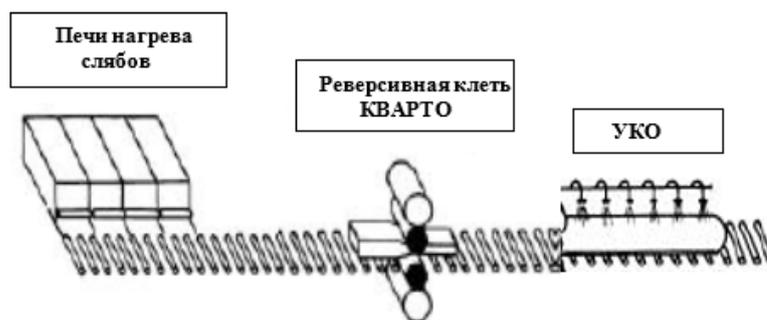


Рисунок 1 – Схема реверсивного стана

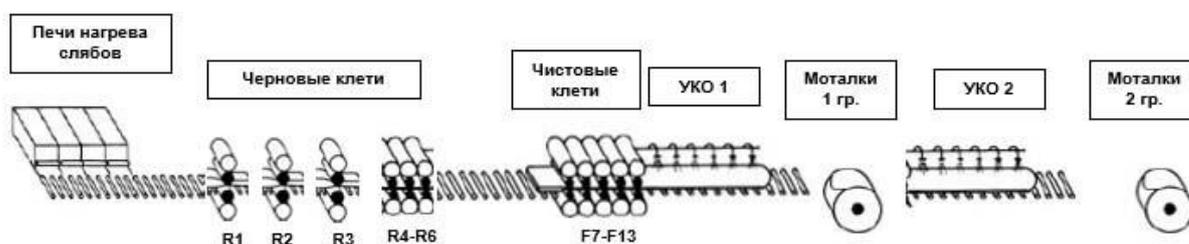


Рисунок 2 – Схема широкополосного стана

1.2.2. Технология производства проката на широкополосных станах

Процесс прокатки на широкополосном стане (ШПС) обладает рядом преимуществ по сравнению с реверсивными станами, особенно в случае производства тонкой полосы.

Во-первых, ШПС обеспечивает высокую производительность и эффективность процесса прокатки. Он позволяет непрерывно прокатывать полосу без необходимости останавливать и переставлять материал, это позволяет существенно сократить время прокатки и увеличить производительность стана.

Во-вторых, ШПС позволяет получить полосу с более узкой толщиной и более высокими требованиями к качеству. Это связано с тем, что на ШПС количество стадий деформации ограничено количеством клеток, что позволяет достичь более высокой степени деформации в каждом проходе. Это особенно важно при производстве тонкой полосы, где требуется точный контроль толщины и качества.

В-третьих, на ШПС возможно более точное управление термомеханической обработкой полосы. Контроль и регулирование температуры, скорости охлаждения и других параметров могут быть осуществлены в реальном времени с помощью автоматических систем управления. Эти параметры позволяют оптимизировать процесс обработки и получить полосу с нужными механическими свойствами.

На основании вышенаписанного, следует сделать вывод, что ШПС обладает высокой экономической эффективностью и возможностью производить полосы более высокого качества и тонкой толщины. Оптимизация требований к термомеханической обработке на ШПС является важным аспектом для достижения этих преимуществ.

Однако на ШПС также важно управлять процессом охлаждения полосы после прокатки. Охлаждение должно быть достаточно быстрым, чтобы предотвратить рекристаллизацию аустенита и образование нежелательных фаз, при этом недостаточно интенсивным, чтобы избежать появления внутренних напряжений и деформаций полосы. Оптимальное охлаждение может быть достигнуто путем контроля скорости охлаждения, применения специальных средств охлаждения (например, воды или воздуха) и оптимизации геометрии охлаждающих средств.

Для обеспечения качества прокатанной полосы на ШПС также необходимо контролировать химический состав стали. Равномерность распределения элементов в структуре стали важна для получения однородных механических свойств полосы. Поэтому проводятся контрольные анализы образцов стали с использованием спектрального анализа или других методов, чтобы убедиться в соблюдении требуемого химического состава.

Все эти параметры и процессы контролируются и управляются в реальном времени с помощью автоматических систем управления и мониторинга, которые следят за технологическими параметрами и сигналами датчиков, производят необходимые корректировки для достижения требуемого качества и характеристик прокатанной полосы на ШПС. Такой подход обеспечивает более эффективное и точное управление процессом прокатки на ШПС.

Для получения зерна требуемого размера толщина подката перед деформацией должна быть в 3–4 раза больше окончательной толщины проката [28]. Это связано с процессом образования зерна при деформации материала. При старении и последующей деформации, зерно уменьшается в размере, и более тонкая полоса требует изначально более толстого материала для получения требуемого размера зерна в конечном продукте.

Именно в чистовой группе клетей осуществляется окончательная деформация полосы до требуемой толщины. В этой группе клетей применяются настройки и управление процессом, чтобы достичь нужной конечной толщины полосы. Оптимизация настроек и параметров в этой группе клетей является важной частью процесса прокатки на ШПС для получения полосы толщины желаемого размера и качества.

Окончательная деформация на ШПС происходит в контролируемых условиях, что позволяет получить полосы с требуемыми механическими свойствами и качеством.

При понижении температуры обработки сопротивление деформации материала увеличивается. Это может привести к чрезмерно высокому усилию прокатки при горячей прокатке полосы с высокой степенью деформации за проход.

В отличие от прокатки толстого листа на реверсивном стане, где можно использовать большое число пропусков с низкой степенью деформации за один проход, при горячей прокатке полосы необходимо повысить температуру обработки. Для этого используется более высокая температура нагрева под прокатку [4].

При производстве горячекатаной полосы больших толщин может возникать проблемы, например, когда температура материала перед входом в чистовые клетки становится слишком высокой для качественной термомеханической прокатки. Данную проблему можно решить, например, путем задержки подачи раската после черновой прокатки или контролируя процесс черновой прокатки путем изменения скорости подачи сляба и других параметров [4].

Для обеспечения постоянной температуры чистовой прокатки по всей длине полосы следует повышать скорость прокатки в последних чистовых клетях. Это позволяет компенсировать возможное понижение температуры материала и обеспечивает равномерное воздействие на полосу, что влияет на качество и характеристики конечного продукта.

Известно, что в горячекатаной полосе стального стана происходит неполное выделение карбонитридов вследствие высокой скорости деформации и коротких временных интервалов между проходами в чистовой группе клеток. Выделение карбонитридов, вызванное деформацией происходит, происходит не полностью, в отличие от толстолистовой стали. Однако при повышенной температуре чистовой прокатки, происходит образование твердого раствора с микролегирующими элементами (Nb, V), которые замедляют процесс фазового превращения и могут выделяться в феррите, в процессе превращения или после смотки при относительно высоких температурах [22]. Выделение вышеупомянутых микролегирующих элементов в феррите приводит к дисперсионному упрочнению. Обычно размер частиц карбонитридов, выделяющихся в феррите, составляет примерно 2 - 5 нм. Если содержание микролегирующих элементов (например, Nb) в твердом растворе при температуре чистовой прокатки составляет до 0,02%, то при выделении карбонитридов Nb в феррите, прочность полосы может возрасти примерно на 90 МПа. Однако при низкой температуре смотки выделение карбонитридов может быть неполным, а при длительной высокотемпературной выдержке, частицы карбонитридов могут перестареться и превысить оптимальные размеры [29]. В связи с этим критически важно оптимизировать режим смотки для обеспечения одинаковой прочности вдоль всей длины изготавливаемой полосы.

На сегодняшний день ламинарное ускоренное охлаждение, которое осуществляется на отводящем рольганге после чистовой прокатки, является традиционным процессом для горячей прокатки на полосовых станах. Данный процесс охлаждения играет важную роль в обеспечении полного превращения аустенита до смотки материала, даже при высокой скорости чистовой прокатки. Высокая скорость охлаждения способствует уменьшению размеров зерен феррита путем быстрого снижения температуры и формирования ферритной структуры. Мелкие зерна феррита обычно обладают лучшими механическими свойствами, такими как прочность и твердость. Охлаждение осуществляется с помощью воздушных струй, воды или специальных охлаждающих средств. Это позволяет достичь желаемого уровня охлаждения и контролировать структуру и свойства материала. Таким образом, ламинарное ускоренное охлаждение является важным этапом процесса горячей прокатки, способствующий получению требуемых свойств материала путем полного превращения аустенита и уменьшения размеров зерен феррита [22].

Стадия медленного остывания полосы после смотки в рулон на широкополосном стане является специфическим этапом технологии производства листового проката. На этой стадии возникают дополнительные трудности, такие как изменение скорости охлаждения металла в рулоне от витка к витку и неравномерное душирование полосы по длине. Изменение скорости охлаждения металла в рулоне от витка к витку может быть вызвано различными факторами, такими как неравномерное распределение охлаждающей среды, неравномерная толщина полосы или неравномерное распределение массы на рулоне. Это может привести к возникновению неравномерных свойств материала по длине полосы. Неравномерное душирование полосы по длине также может быть вызвано различными факторами, такими как изменение скорости прокатки или неравномерная натяжка полосы в процессе прокатки. Это также может привести к неравномерности свойств материала по длине полосы. Для достижения стабильного уровня свойств по всей длине полосы важным является контроль и улучшение процессов охлаждения, душирования и других параметров производства. Инновационные технологии и автоматизированные системы могут быть применены для обеспечения более точного и равномерного процесса остывания и прокатки полосы, минимизируя различия в свойствах материала по длине полосы. Цель состоит в том, чтобы достичь равномерного и стабильного качества продукции во всех частях полосы, что в итоге обеспечит согласованность свойств материала и улучшит его применимость в различных отраслях промышленности [29].

1.3 Современные методы защиты строительных конструкций от огневого воздействия

Вопрос разработки материалов с повышенной огнестойкостью строительных материалов становится все более актуальным в современном мире. Увеличение количества пожаров в на промышленных и гражданских сооружениях за последние годы и возрастание этажности строительства накладывают свои требования и вызывают острую необходимость разработки современных методов и материалов для защиты конструкций от пожара [20,21].

Главная цель исследований огнестойкости строительных конструкций заключается в обеспечении безопасности людей, живущих или работающих в зданиях, а также в минимизации материальных потерь в случае пожара. Разработка и применение новых материалов с повышенной огнестойкостью позволяют сделать здания более устойчивыми к высокотемпературному воздействию и предотвращать распространение огня с одного этажа на другой.

При нагреве сталь подвергается физическим и структурным изменениям, что приводит к снижению ее прочностных характеристик и, следовательно, снижению несущей способности конструкции.

Одним из ключевых аспектов, которым занимаются исследователи и инженеры, является разработка и применение огнезащитных материалов и методов, которые могут предотвратить прямое воздействие высоких температур на сталь и задержать нагрев элементов конструкции. Огнезащитные покрытия и материалы обладают способностью образовывать слой, который защищает сталь от прямого пламенного воздействия и замедляет нагрев. Требования к применению огнестойких покрытий для защиты стальных конструкций широко распространены в строительной отрасли. Огнестойкие покрытия помогают предотвратить или замедлить распространение огня на поверхности стали, обеспечивая дополнительное время для эвакуации людей и защиты строительных конструкций.

Использование огнестойких покрытий может быть связано с определенными негативными последствиями. К ним относятся:

1. Ухудшение санитарно-гигиенического состояния рабочих мест: Процессы нанесения и обработки огнестойких покрытий могут включать применение химических веществ или материалов, которые могут быть вредными для здоровья. Для защиты человека необходимы соответствующие меры предосторожности и соблюдение нормативов безопасности.

2. Дополнительные трудовые и материальные затраты: Применение огнестойких покрытий требует дополнительных этапов обработки и время на высыхание или отверждение материала. Это может вызвать задержки в строительном процессе и увеличение расходов на трудовые затраты и материалы.

3. Увеличение собственного веса конструкций: огнестойкие покрытия могут быть относительно тяжелыми, что может привести к увеличению собственного веса стальных конструкций. Это может потребовать более крупных фундаментов и дополнительных мер для поддержания и укрепления конструкций.

4. Удорожание работ: Применение огнестойких покрытий может привести к увеличению стоимости строительных работ. Стоимость таких покрытий и связанных с ними процессов может быть значительной, особенно при большом объеме конструкций, что может повлиять на общую стоимость проекта.

Необходимость использования огнестойких покрытий должна быть оценена в соответствии с требованиями местных строительных норм и правил безопасности. При выборе метода защиты и сопровождающих его материалов необходимо учитывать все факторы, такие как стоимость, эффективность, безопасность и продолжительность эксплуатации конструкций.

Использование высокопрочных сталей с достаточным уровнем огнестойкости, которые способны сохранять довольно высокую прочность при кратковременном нагреве в диапазоне температур 500–700 °С, может позволить снизить или даже исключить указанные выше негативные обстоятельства. Теплостойкие стали, имеющие высокую прочность при длительном воздействии повышенных температур, были разработаны для применения в областях, где требуется работа под высоким давлением в агрессивных средах и при высоких температурах, таких как ёмкости и бойлерные трубы. Огнестойкие стали отличаются от теплостойких тем, что способны сохранять конструкционную прочность при высокотемпературном воздействии в течение относительно короткого времени и не предназначены для длительного использования при повышенных температурах [22, 30].

Введение огнестойких сталей с повышенными прочностными характеристиками, обеспечивающими работоспособность конструкций при кратковременном нагреве в условиях пожара, имеет значительные преимущества в промышленном и высотном гражданском строительстве, особенно в районах с повышенной сейсмической активностью. Применение таких сталей позволяет снизить расходы на строительство и повысить эксплуатационную надежность конструкций [20,21].

Огнестойкие стали должны обладать не только прочностными характеристиками, определенными при нормальной температуре, но и полным комплексом механических и

технологических свойств, необходимых для строительных сталей. Это включает нормированные прочностные и пластические характеристики, ударную вязкость при отрицательных температурах, достаточную технологическую пластичность и свариваемость.

Использование огнестойких сталей позволяет избежать применения огнезащитных окрасок, что улучшает экологическую обстановку. Кроме того, эти стали обеспечивают работоспособность металлоконструкций при пожаре, что повышает безопасность зданий и сооружений.

Для успешного внедрения огнестойких сталей в промышленное и гражданское строительство требуется проведение широкого ряда исследований. Эти исследования должны включать разработку и изучение свойств новых сталей, анализ их поведения в строительных конструкциях при нагреве, определение увеличения огнестойкости конструкций из таких сталей, а также разработку и применение методов испытаний для этих материалов [2].

Оценка огнестойкости и разработка соответствующих методов расчета также являются ключевыми аспектами исследований в данной области. Для обеспечения оптимальной огнестойкости стальных конструкций необходимо разрабатывать специализированные методы обеспечения огнестойкости, которые могут включать в себя использование огнезащитных покрытий, специальных конструктивных решений и других методов.

Повышение огнестойкости стальных строительных конструкций имеет большую актуальность, так как это способствует увеличению безопасности зданий и сооружений и снижению материальных потерь при пожаре. Это также способствует повышению эксплуатационной надежности конструкций и снижению расходов на ремонт и восстановление в случае пожара.

1.4 Влияние повышенной температуры на изменение свойств конструкционных сталей

Повышение температуры существенно влияет на механические свойства стальных материалов [29]. Высокие температуры приводят к уменьшению модуля упругости, пределов текучести и прочности материала, другими словами, происходит разупрочнение стали.

При воздействии высоких температур, особенно в ситуации пожара, несущие элементы металлоконструкций становятся более подверженными ползучести. Ползучесть – это временное деформационное явление, которое проявляется внутри материала при длительной нагрузке при высоких температурах. У легких алюминиевых сплавов ползучесть

может начинаться при относительно низких температурах около 150-200 °С, в то время как у жаропрочных сталей эти явления наблюдаются при температурах свыше 500 °С [30].

Для обеспечения безопасности при пожаре и повышения устойчивости стальных конструкций к ползучести необходимо учитывать эти факторы при проектировании и выборе материалов. Использование специализированных огнестойких сталей или применение огнезащитных покрытий может помочь справиться с негативными эффектами высоких температур на механические свойства и уменьшить ползучесть материала при пожаре.

При повышенной температуре диффузионная подвижность атомов увеличивается, что способствует процессам диффузии и перераспределению атомов в материале. Увеличение диффузионной подвижности атомов влияет на сопротивление движению дислокаций - структурных дефектов в кристаллической решетке, которые играют ключевую роль в прочности материала.

В результате увеличения диффузионной подвижности атомов при повышенной температуре сопротивление движению дислокаций снижается. Это приводит к уменьшению предела текучести материала, т.е. материал становится более податливым к пластической деформации.

Помимо этого, повышение температуры также может негативно влиять на упрочнение, которое было создано различными методами обработки материала. Такие обработки, например, холодное деформирование или термическая обработка, могут изменить микроструктуру материала и увеличить его прочность. Однако при повышении температуры частично или полностью разрушается данное упрочнение, что может привести к снижению прочности материала.

В процессе деформации при высоких температурах активизируется проскальзывание одного зерна материала относительно другого. Это происходит из-за увеличения диффузионной подвижности атомов и возможности их перераспределения, что способствует легкому сдвигу атомных слоев в кристаллической решетке.

Уровень легирования твердого раствора может оказывать влияние на сопротивление ползучести материала, однако каждый легирующий элемент может действовать по-разному. Некоторые легирующие элементы способны образовывать твердые растворы или межфазные соединения, которые могут усиливать сопротивление ползучести материала. Другие элементы могут стимулировать образование дислокаций или изменять структуру и свойства границ зерен, что может приводить к изменениям в ползучести.

Таким образом, влияние легирующих элементов на ползучесть материала может быть комплексным и зависит от их типа, концентрации, взаимодействия с другими элементами и структурных особенностей материала. Подобное поведение обусловлено сложными физико-

химическими процессами, которые происходят в кристаллической решетке при высоких температурах [29-30].

Понимание влияния легирующих элементов на ползучесть материала является важным при проектировании и выборе материалов для работы в условиях высоких температур и нагрузок. Это позволяет оптимизировать свойства материалов и обеспечить их стабильность и надежность при эксплуатации.

Ферритные сплавы, легированные хромом, титаном, вольфрамом, молибденом, ниобием и ванадием, обычно имеют более высокую температуру разупрочнения. Температура начала разупрочнения, то есть температура, при которой материал теряет свою прочность и становится менее устойчивым к деформации, зависит от типа легирующего элемента и его концентрации.

Например, легирование феррита хромом и ванадием повышает его температуру разупрочнения, делая его более устойчивым при высоких температурах до около 400 °С. А легирование феррита титаном, ниобием, вольфрамом и молибденом повышает его температуру разупрочнения еще больше, примерно до 500 °С.

Это связано с влиянием легирующих элементов на микроструктуру материала, так как происходит образование твердых растворов, межфазные соединения или изменение фазового состава. Эти изменения могут способствовать увеличению стабильности кристаллической решетки и снижению склонности к деформации и разупрочнению при повышенных температурах.

Сплавы на основе феррита с высокой температурой разупрочнения обладают хорошей термической стойкостью и механическими свойствами при высоких температурах. Это делает их привлекательными для использования в различных отраслях, таких как энергетика, авиационная и аэрокосмическая промышленность, где работают при высоких температурах и нагрузках.

В соответствии с заявленной степенью влияния на температуру начала разупрочнения под напряжением, легирующие элементы могут быть расположены в следующем порядке: никель, кобальт, марганец, кремний, хром, ванадий, титан, вольфрам, ниобий и молибден при повышенных температурах [31].

Стали, близкие к теплостойким, были разработаны для использования в строительных конструкциях, которые подвергаются длительным температурным воздействиям в диапазоне от 200 до 600 °С. Эти конструкции включают, например, кожухи доменных печей, воздухонагреватели, корпуса кислородных конвертеров и миксеры, а также некоторые другие [32].

Одной из предложенных сталей для таких целей является сталь с феррито-перлитной структурой, обозначаемая маркой 06Г2МБФ. Позднее химический состав этой стали был уточнен, и марка стали стала известна как 09Г2МБФ. Такие стали обладают специальными свойствами, которые позволяют им выдерживать высокие температуры и сохранять свою прочность и структурную стабильность при длительном эксплуатационном использовании в указанном диапазоне температур.

Жаропрочность – это способность материала сохранять стабильность и противостоять деформации и разрушению в условиях повышенных температур. Критерием для оценки жаропрочности перлитной стали является предел ползучести с допустимой деформацией 1% в течение 104 или 105 часов.

Мартенситные стали (такие как 15X5, 15X5М, 12X8ВФ и другие) предназначены для изготовления изделий, работающих при температурах от 450 до 600 °С, таких как детали насосов, лопатки турбомашин, задвижки и др. Мартенситные стали отличаются от перлитных повышенной жаростойкостью в паре или топочных газах. По уровню жаропрочности (пределу ползучести) мартенситные стали незначительно превосходят перлитные стали. Однако мартенситные стали применяются в изделиях только после термической обработки, которая улучшает их свойства и стойкость к высокой температуре [28,29].

Аустенитные стали, содержащие хром и никель, действительно превосходят перлитные и мартенситные стали по жаропрочности и часто применяются при работе в условиях с температурами выше 600°С. Данные стали обладают высокой пластичностью и обычно содержат около 18% хрома и 10% никеля.

Легирование хромом и никелем придает этим сталям устойчивость к окислению и коррозии при высоких температурах. Они также обладают хорошими сварными свойствами, что позволяет легко соединять их с другими материалами и конструировать сложные конструкции. Аустенитные стали широко применяются в различных областях, включая энергетику, нефтегазовую промышленность, химическую промышленность и другие, где требуется высокая жаропрочность и химическая стойкость. Свойства некоторых жаропрочных сталей и сплавов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Свойства теплостойких, жаропрочных конструкционных сталей и никелевых сплавов

Материал		Средняя массовая доля основных легирующих элементов, %	Температура, °С		Жаропрочные свойства		
Марка	Группа		Максимальная рабочая	Начала интенсивного окисления	σ_{10000}	$\sigma_{1/10000}$	Температура испытания, °С
					МПа		
12X1MФ	Перлитные стали	0,12С; 1,1Сг; 0,3Мо; 0,2V	570-585	600	140	84	560
25X2M1Ф		0,25С; 2,3Сг; 1Мо; 0,4 V	520-550	600	160-220	70	550
15X5M	Мартенситные стали	До 0,15С; 5,2Сг; 0,5Мо	600	650	100	40	540
40X10С2М		0,4С; 10Сг; 2,2Si; 0,8Мо	650	850	100	40	550
15X11MФ		0,15С; 11Сг; 0,7Мо; 0,3V	550-580	750	200	90	550
11X11Н2В2МФ		0,11С; 11Сг; 1,7Ni; 1,8W; 0,4Мо; 0,25V	600	750	400*	-	550
12X18Н10Т	Аустенитные стали	До 0,12С; 18Сг; 10Ni; 0,5Ti	600	850	80-100	30-40	660
45X14Н14В2М		0,45С; 14Сг; 14Ni; 2,4W; 0,3Мо	650	850	130	40	650
10X11Н20ТЗР		До 0,10С; 14Сг; 20Ni; 2,6Ti; 0,02В	700	850	400**	-	700
ХН77ТЮР	Никелевые сплавы	До 0,7С; 20Сг; 2,6Ti; 0,8Al; до 0,01В	750	1050	110-200	200***	750
ХН55ВМТКЮ		0,10С; 10Сг; 5Мо; 4,9W; 14Со; 4,5 Al; 1,6Ti	950	1050	150****	130***	900
ЖС6К		0,17С; 11,5Сг; 4Мо; 5W; 5,5Al; 4,5Со; 2,7Ti; до 0,02В	1050	1050	100****	-	950

Обозначения в таблице:
 * σ_{100} – длительная прочность на отрезке времени 100 ч;
 ** σ_{50} – длительная прочность на отрезке времени 50 ч;
 *** $\sigma_{1/1000}$ – предел ползучести, вызывающий 1% деформации за 1000 ч;
 **** σ_{1000} – длительная прочность на отрезке времени 1000 ч

Теплостойкие и жаропрочные стали используются для длительной эксплуатации при высоких температурах, в то время как огнестойкие строительные стали разрабатываются для временного устойчивого противостояния пожару и также соответствуют механическим параметрам и требованиям сварки, учитывая спецификации и нормы строительства. Огнестойкие строительные стали обладают специальными свойствами, позволяющими им сохранять прочность и устойчивость в условиях высокой температуры в течение ограниченного времени, обычно в пределах нескольких часов. Важными характеристиками огнестойких сталей являются их способность сохранять структурную целостность и сопротивление деформации при пожаре. Огнестойкие стали широко применяются в строительстве для изготовления элементов металлоконструкций, таких как стержни, балки и

колонны, которые должны выдерживать высокотемпературные нагрузки и сохранять стабильность во время пожара. Они часто сочетаются с другими материалами, такими как огнестойкий бетон или огнезащитные покрытия, чтобы обеспечить комплексную огнестойкость всей конструкции.

1.5 Механизм упрочнения строительного металлопроката

Повышенное сопротивление пластической деформации при повышенных температурах достигается путем создания условий, которые затрудняют движение и размножение дислокаций, ответственных за пластическую деформацию металла. Дислокации являются основными механизмами пластической деформации металла. Поэтому создание эффективных барьеров для движения дислокаций в структуре стали является важным для повышения ее сопротивления пластической деформации при повышенных температурах. Это может быть достигнуто, например, путем добавления специальных легирующих элементов, которые образуют особые фазы или соединения, препятствующие движению дислокаций. Однако стоит отметить, что повышение сопротивления движению дислокаций может сопровождаться снижением устойчивости стали к хрупкому разрушению [5,6,22]. В связи с этим возникает необходимость в поиске баланса между повышением сопротивления пластической деформации и сохранением деформационной способности стали при повышенных температурах, для обеспечения ее надежности и безопасности в условиях пожара. Значительные исследования проводятся в области разработок огнестойких сталей с улучшенными механическими свойствами и сопротивлением пластической деформации при повышенных температурах, чтобы полностью удовлетворять требованиям строительных конструкций, работающих в условиях пожара.

Для достижения требуемого сочетания высокого сопротивления деформации и пластичности в стали применяются различные методы структурной обработки. Один из таких методов – это измельчение зерна. Измельчение зерна позволяет улучшить механические свойства стали и повысить ее сопротивление пластической деформации, особенно при повышенных температурах. Мелкие зерна имеют большую поверхностную границу, что позволяет создавать преграду для движения дислокаций и повышает прочность материала. При обработке сталей, таких как холодное деформирование или термическая обработка, можно контролировать размер зерен и тем самым достигать необходимый уровень упрочнения.

Дисперсионное упрочнение частицами других фаз также применяется для повышения сопротивления деформации стали. Метод заключается в добавлении специальных элементов

(например, карбидообразующих, нитридообразующих и др.) в структуру стали. Эти частицы создают барьеры для движения дислокаций, что увеличивает сопротивление деформации. Кроме того, они могут улучшать прочность и твердость стали при повышенных температурах. Сочетание измельчения зерна и дисперсионного упрочнения частицами других фаз позволяет создавать структуру стали, которая обладает повышенной устойчивостью к деформации и пластичностью при повышенных температурах [33-42].

Сопротивление деформации в материалах может быть увеличено за счет наличия различных неоднородностей состава и структуры. Известно, что такие неоднородности могут служить в качестве барьеров для движения дислокаций и, следовательно, повышать сопротивление пластической деформации. Образование твердых растворов – это также важный механизм упрочнения сталей. Твердые растворы – это состояния, в которых атомы или ионы одной фазы растворяются в другой фазе, образуя твердый раствор. Добавление элементов в материал позволяет создать твердый раствор, что приводит к изменению свойств материала. Это может включать увеличение прочности, повышение температуры плавления или другие изменения, которые способствуют повышению прочностных характеристик. Присутствие твердых растворов может создавать нерегулярности в кристаллической решетке, которые затрудняют движение дислокаций и повышают сопротивление деформации. Локальные флуктуации состава также могут быть фактором, повышающим сопротивление движению дислокаций. Это могут быть небольшие области в материале с неоднородным составом, которые создают дополнительные преграды для движения дислокаций. Виды дефектов, такие как дислокации, границы зерен и метастабильные зоны типа зон Гинье-Престона [34], также могут повышать сопротивление пластической деформации. Эти дефекты создают преграды для движения дислокаций и препятствуют пластической деформации. Наличие когерентных и некогерентных частиц фаз, смесь нескольких фаз и других неоднородностей также способствуют увеличению сопротивления деформации. Также неоднородности могут взаимодействовать с дислокациями и затруднять их движение, что приводит к повышенной устойчивости к деформации. Таким образом, наличие различных неоднородностей состава и структуры является важным фактором, который повышает сопротивление движению дислокаций и повышает механические свойства материалов [42].

Эффект упрочнения стали проявляется в увеличении сопротивления пластической деформации и повышении прочностных характеристик. Один из основных механизмов упрочнения сталей – это увеличение плотности дислокаций. Увеличение плотности дислокаций, например, путем их накопления или созданием дополнительных дислокаций,

приводит к усложнению движения дислокаций и, следовательно, повышению прочности материала. [34-46].

В высокопрочных сталях, как правило, действие нескольких механизмов упрочнения, и закономерности их взаимодействия пока не полностью изучены. В некоторых исследованиях предполагается, что эффекты упрочнения, вызванные отдельными механизмами, являются независимыми и подвергаются простому суммированию [39, 455]. В других исследованиях суммарный эффект упрочнения оценивается с использованием уравнения (3).

$$\tau_{кр} \approx \tau_{nn} + \tau_{np} + \tau_{\sigma} + \tau_{\phi} + \tau_{з} \quad (3)$$

где τ_{nn} – составляющая, обусловленная силой Пайерлса-Набарро;

τ_{np} – составляющая, связанная с твердорастворным упрочнением;

τ_{σ} – составляющая, обусловленная взаимодействием с полем напряжений других дислокаций;

τ_{ϕ} – составляющая, связанная со взаимодействием с частицами фаз (неметаллических включений) – дисперсионное упрочнение;

$\tau_{з}$ – составляющая, связанная с сопротивлением границ зерен – зернограничное упрочнение.

Механизмы разупрочнения металлов, при повышенных температурах ходе их эксплуатации, характеризуются специфическими аспектами и обладают высокой прикладной значимостью.

Для систематической оценки различных методов упрочнения стали необходимо определить общий критерий стойкости упрочненного состояния и изучить физический процесс, ответственный за разупрочнение, при повышенных температурах.

Для этого требуется выполнить экспериментальные исследования на различных металлах и сплавах, чтобы выявить эффекты различных факторов на разупрочнение при повышенных температурах. Эти исследования могут включать анализ микроструктуры материала, испытания на различные виды деформации и нагрузки, измерения физических параметров и термические анализы.

Основываясь на данных, полученных из этих исследований [39, 45], можно определить зависимость скорости процесса разупрочнения от температуры. Однако при экстраполяции данных на другие температуры необходимо проявлять осторожность,

учитывая реальную зависимость скорости процесса от температуры и возможные отклонения от предполагаемых закономерностей.

Также можно использовать уже проведенные исследования [44] по разупрочнению на других металлах и сплавах, чтобы выявить общие закономерности разупрочнения при повышенных температурах. Такой подход позволит экстраполировать полученные данные на сталь и дать представление о возможных эффектах различных факторов на устойчивость упрочненного состояния при повышенных температурах. Однако нужно отметить, что для достоверной оценки стойкости упрочненного состояния стали при повышенных температурах, требуется проводить дополнительные исследования и основываться на конкретные данные, полученные в ходе экспериментов для различных материалов.

Опытные исследования [47,48], проведенные на жаропрочных сплавах с различной системой легирования и основой, выявили, что физический процесс, обуславливающий разупрочнение жаропрочных сплавов при эксплуатационных условиях, существенно зависит как от характеристик основного металла, так и от природы и состояния легирующих элементов. Жаропрочная прочность стали гарантируется добавлением соответствующего количества легирующих элементов (Mo, Cr, Ni, Nb и так далее) [47,48]. Мо обычно считается одним из наиболее эффективных элементов для повышения прочности при высоких температурах [49,50]. В настоящее время содержание Мо в обычных огнеупорных сталях, представленных на рынке, таких как NSFR400, NSFR490, превышает 0,5 мас. % [47-51]. Однако поскольку Мо является редким элементом, относительно большее количество добавки Мо в жаропрочную сталь неизбежно приводит к резкому увеличению выхода продукта [51-54]. Доказано, что с повышением температуры происходит резкое снижение критического напряжения сдвига, что означает, материал становится более податливым к дислокационным движениям и скольжению дислокаций.

Эффективность торможения дислокаций действительно падает при повышении температуры. Такое явление связано с изменением дислокационной структуры и междислокационных взаимодействий. При более высоких температурах дислокации имеют больше энергии, что снижает сопротивление их движению и позволяет им скользить при меньших внешних нагрузках [54-59]. Повышение диффузионной подвижности атомов при повышении температуры играет роль в изменении микроструктуры материала и влияет на его механические свойства.

При низких температурах атомы растворенных элементов в металле, могут концентрироваться вдоль дислокаций, создавая так называемые дисперсионные прочные элементы, которые затрудняют движение дислокаций и способствуют упрочнению материала.

Однако при повышении температуры диффузионная подвижность атомов увеличивается, что приводит к размыванию концентрационных градиентов вокруг дислокаций и рассеиванию дисперсионных прочных элементов. Это снижает преграды для движения дислокаций и в итоге приводит к снижению предела текучести материала.

При повышенных температурах процесс коагуляции или слияния включений упрочняющей фазы может произойти, особенно если эти включения имеют высокую дисперсность или мелкий размер. Такое состояние, так называемое состояние перестаривания приводит к разупрочнению сплава [60-62].

Коагуляция включений может происходить из-за диффузии атомов материала, которая становится более активной при повышенных температурах. Диффузия может привести к объединению близко расположенных включений и формированию крупных частиц. Когда размер включений становится больше они могут представлять менее эффективное препятствие для движения дислокаций и терять свою эффективность в упрочнении материала.

Однако следует отметить, что процесс коагуляции включений может быть зависим от многих факторов, таких как тип материала, химический состав, размер и форма включений, а также температурный режим. В некоторых случаях увеличение размера включений может не быть столь значительным или не иметь существенного влияния на упрочнение материала.

Повышение температуры также приводит к уменьшению уровня упрочнения, которое было достигнуто за счет различных обработок, направленных на повышение плотности и переплетения дислокаций. При нагреве происходит перераспределение дислокаций из высоконапряженных группировок, которые являются эффективным препятствием для движения других дислокаций, в менее напряженные конфигурации. Этот процесс сопровождается рекомбинацией дислокаций при их перемещении, что приводит к уменьшению плотности дислокаций [54, 55].

При достижении определенной температуры возникает процесс рекристаллизации, в результате которого образуются новые зерна и новые границы, которые абсорбируют мигрирующие дислокации. Этот процесс приводит к разупрочнению материала [62]. Кроме того, поскольку рекристаллизация требует определенной подвижности атомов она также способствует разупрочнению [62,63].

При достижении определенной степени упрочнения полигональные процессы, включая рост субзерен, играют большую роль в разрушении металлов с ОЦК-решеткой и повышенной энергией дефектов упаковки [29]. В то же время металлы с плотной упаковкой решетки и малой энергией дефектов упаковки преимущественно разупрочняются в

результате рекристаллизации. В случае сплавов, упрочненных дисперсными частицами, основную роль в разрушении играют рост и коагуляция этих частиц [28].

Способ упрочнения металлов может оказывать существенное влияние на механизм и скорость разупрочнения [28,29]. Упрочнение деформацией приводит к формированию большого числа дислокаций в материале, которые способствуют его усилению. Однако с увеличением степени деформации, роль полигонизации (образование субструктур вокруг границ зерен) уменьшается, а вклад рекристаллизации (перестройка зеренной структуры) растет [62]. Это означает, что при достижении определенной степени деформации процесс разупрочнения становится более заметным из-за возникновения новых зерен и повышенной подвижности дислокаций. Температура деформации также играет важную роль в разупрочнении металлов. В случае сплава железа с 8% Cr, упрочненного закалкой, процесс рекристаллизации происходит значительно медленнее по сравнению с тем же сплавом, упрочненным пластической деформацией [64]. Это связано с различной плотностью и распределением дислокаций в материале при разных способах упрочнения. Упрочнение закалкой приводит к образованию высокой плотности дислокаций, которые затрудняют и замедляют процесс рекристаллизации. Таким образом, способ, степень упрочнения и условия деформации, включая температуру, оказывают существенное влияние на механизм и скорость разупрочнения металлов. Понимание этих факторов позволяет разработать более эффективные стратегии управления свойствами и поведением металлических материалов.

Предложенный метод в работе В.С. Ивановой и др. [64], субструктурного упрочнения действительно представляет собой перспективный подход к повышению жаропрочности металлов и сплавов. Основопологающим механизмом этого метода является формирование стабильных дислокационных конфигураций, таких как границы наклона и кручения, дислокационные сплетения, стенки ячеек и другие. Они создаются при однородном распределении по упрочняемому объему. Эти дислокационные конфигурации являются аккумуляторами механической энергии, запасаемой в результате деформационного воздействия. Кроме того, второй фактор, играющий роль в повышении жаропрочности, это блокирование отдельных дислокаций и их группировок различными примесями или дисперсными фазами. Они могут быть растворенными атомами, сегрегациями или частицами дисперсной фазы. Также взаимодействие эластических полей дислокаций может способствовать блокировке их движения. В целом, этот метод упрочнения предлагает эффективное сочетание повышения энергии, запасаемой в результате деформационного воздействия, с формированием стабильной субструктуры. Такой метод может позволить повысить предельную жаропрочность металлов и сплавов и расширить их предельные температуры эффективного использования.

Физическое субструктурное упрочнение основано на создании в металле субповерхностей раздела, которые обладают высокой энергоемкостью и, следовательно, высоким сопротивлением деформации. Эти субповерхности могут возникать при различных механизмах, таких как полигонизация, формирование ячеистой субструктуры или дислокационное скрещивание. Однако для успешного применения физического субструктурного упрочнения необходимо обеспечить повышенную термическую стабильность создаваемой субструктуры. Только в этом случае можно достичь значительного повышения жаропрочности и расширения предельной температуры эксплуатации металла или сплава. Физическое субструктурное упрочнение может быть использовано для улучшения как конструкционных, так и жаростойких свойств сплавов. Создание высокоэнергетичных субповерхностей раздела позволяет повысить прочность и устойчивость к разрушению структуры материала, особенно при высоких температурах. Такое явление открывает возможности для расширения области предельных температур эксплуатации и повышения надежности работы конструкций в экстремальных условиях.

Исследование, проведенное Л.К. Гордиенко и др. в работах [66,67], было направлено на изучение механизма процессов, которые приводят к субструктурному упрочнению металлов и сплавов с решеткой ОЦК (ориентированной кубической структурой) при использовании многократной механико-термической обработки (ММТО).

Многократная механико-термическая обработка представляет собой последовательное сочетание механических деформаций (таких как обработка прокатыванием, нагружение, изгиб или вращение) и термических циклов (нагрев, охлаждение и отжиг). Этот процесс может приводить к формированию новых субструктур в материале и приводить к его упрочнению.

В работе [66,67] Гордиенко и др. использовались многоцикловые ММТО-схемы, которые включали в себя комбинации различных механических деформаций и термических циклов. После каждого цикла ММТО проводилась оценка микроструктуры образцов и измерение их механических свойств.

На значительное повышение жаропрочности железа и стали марки Ст10 после многократной механико-термической обработки (ММТО) при 400 °С. Это превосходит результаты обычного упрочненного состояния и упрочнения с помощью проведения полигонизационной обработки. Было обнаружено, что субструктура упрочненных металлов, полученных с помощью ММТО, обладает высокой плотностью дислокаций и повышенной термической стабильностью. Это означает, что структура материала хорошо сохраняется даже при высоких температурах. Интересно отметить, что обычно при отжиге после упрочнения однократным растяжением, субструктура разрушается и быстро переходит к

рекристаллизации. Однако в данном случае при отжиге 400, 500 и 600 °С после ММТО, наблюдается трансформация структуры в устойчивую, дисперсную полигональную субструктуру. Эта структура хорошо сохраняется даже при высоких температурах до 600 °С [66,67].

При повышенных температурах обычно происходит ослабление механических свойств материалов. Однако существуют механизмы, которые могут усиливать прочность при высоких температурах:

1. Твёрдорастворное упрочнение: твердые растворы могут увеличивать прочность материала благодаря образованию зерен различного размера или структуры. При повышении температуры атомы начинают диффундировать и перемещаться, что провоцирует к увеличению роста зерен и уплотнению структуры, что в свою очередь повышает прочность материала.

2. Деформационное упрочнение: при повышенных температурах деформационное упрочнение может быть вызвано термическими напряжениями. Термическое расширение материала вызывает различия в коэффициентах термического расширения различных его частей, что приводит к появлению напряжений. Эти напряжения могут препятствовать движению дефектов и тем самым повышать прочность материала.

3. Дисперсионное упрочнение: в некоторых материалах можно добавить прочность путем добавления дисперсных частиц сильного материала в матрицу материала. При высоких температурах диффузия между дисперсными частицами и матрицей может быть ограничена, что может приводить к возникновению особых взаимодействий и укреплению материала.

В каждом из этих механизмов можно выделить ряд отдельных слагаемых прочности, которые могут включать различные факторы, такие как размер и форма зерен, концентрацию дисперсных частиц, присутствие дефектов и т. д. [61]. Важно проводить детальное исследование каждого конкретного материала и его свойств, чтобы понять какие именно механизмы и слагаемые прочности играют важную роль при повышенных температурах.

В металлах технической чистоты примеси могут вызывать упрочнение через несколько механизмов [61, 62]:

1. Дислокационное упрочнение: Примеси внедрения, такие как атмосферы и искажения упругих полей, могут закреплять дислокации в структуре металла. Дислокации являются дефектами кристаллической решетки и их движение может вызывать пластическую деформацию. Закрепление дислокаций приводит к повышению предела текучести и увеличению прочности материала. Критический спад предела текучести начинается при температуре более $0,4 \cdot T_{пл}$.

2. Твёрдорастворное упрочнение: Элементы замещения в твердом растворе могут упрочнять материал за счет образования различных структурных дефектов, таких как различные размеры зерен или структурные фазы. При повышении температуры атомы в твердом растворе начинают диффундировать, что может приводить к росту зерен и разупрочнению материала. Критический спад предела текучести начинается при температуре более $0,6-0,65 \cdot T_{пл}$ [64].

3. Холодная деформация: холодная деформация сплавов, такая как прокатка или растяжение приводит к пластической деформации материала. Это может вызвать выравнивание и закрепление дислокаций, что может способствовать повышению прочности и предела текучести материала. Однако при повышении температуры, процессы возврата, полигонизации и рекристаллизации могут привести к разупрочнению материала. Критический спад предела текучести начинается при температуре более $0,4-0,5 \cdot T_{пл}$.

Уровень упрочнения и эффективность различных механизмов упрочнения зависит от типа металла, его структуры и примесей. Подобные свойства металлов и сплавов могут быть определены экспериментально или вычислены на основе соответствующего моделирования и различных исследований.

Комбинирование нескольких механизмов упрочнения может обеспечить более высокую прочность материала при повышенных температурах. Дисперсионное упрочнение обладает большей термической стабильностью по сравнению с другими механизмами упрочнения, что делает его перспективным кандидатом при повышенных температурах [55]. Однако оптимальная комбинация всех трех механизмов упрочнения может дать наилучшие результаты в различных условиях и требованиях конкретной применяемости материала.

1.6 Основные факторы, влияющие на прочностные характеристики огнестойкой стали

Ранее установлено, что основным критерием, определяющим огнестойкость строительных сталей, является сохранение предела текучести при повышенных температурах на уровне не менее чем 0,6 (или 2/3) от величины, установленной для данного класса прочности стали при испытаниях при комнатной температуре. В соответствии с этим основными условиями, определяющими огнестойкость строительных сталей, можно считать факторы, повышающие сопротивляемость стали пластической деформации, в том числе при высоких температурах. Как известно, пластическая деформация является результатом необратимого смещения атомов, реализуемого путем смещения дислокаций [3]. В соответствии с этим для повышения предела текучести, в том числе, при высоких

температурах необходимо обеспечить наличие в структуре стали преград, препятствующих движению дислокаций. Таковыми, как известно, могут быть несовершенства структуры, вызванные введением некоторых легирующих элементов и образованием твердых растворов; измельчение зерна; наличие развитой субструктуры; наличие в структуре стали выделений избыточных фаз эффективного для торможения дислокаций размера. Влияние каждого фактора приводит к определенному механизму торможения или преодоления дислокациями имеющихся препятствий и определяет вклад механизма упрочнения в предел текучести. В соответствии с этим предел текучести стали есть сумма критических напряжений, определяющих вклад каждого механизма упрочнения [43-44]. Таким образом, величина предела текучести и входящих в его состав факторов определяется химическим составом и структурным состоянием стали.

1.6.1 Силы Пайерлса-Набарро при твердорастворном упрочнении

Сила Пайерлса-Набарро — это сила, необходимая для перемещения свободной дислокации в кристаллической решетке. Данная сила определяется свойствами кристаллической решетки. С повышением температуры величина силы Пайерлса-Набарро снижается вследствие повышения диффузии и росту вклада теплового возбуждения атомов.

Вклад силы Пайерлса-Набарро для металлов с ОЦК достаточно велик и в соответствии с [44] составляет: $\tau_{\text{ПН}} \sim 10^{-2} \times G$, где G – модуль сдвига.

Основным способом повышения и сохранения при повышенных температурах вклада в предел текучести, обусловленного влиянием кристаллического строения (силы Пайерлса-Набарро), является внесение дополнительных искажений кристаллической решетки путем введения легирующих элементов (твердорастворное упрочнение) [1,33-35,41]. В случае образования твердых растворов замещения важную роль играет размер атома легирующего элемента по сравнению с атомом железа [42, 71-73]. При этом упрочнение достигается как за счет повышения напряжения, необходимого для перемещения дислокаций в деформированной вследствие присутствия атомов легирующих элементов решетке (механизм Мотта-Набарро), так и с взаимодействием дислокаций и ионами легирующих элементов [71].

Составляющая, учитывающая твердорастворное упрочнение ($\tau_{\text{ТР}}$ в формуле 3) вносит большой вклад в изменение предела текучести напряжений, обусловленных взаимодействием дислокаций с атомами элементов, введение которых приводит к образованию твердых растворов внедрения. Основную роль при этом играют такие элементы, как углерод, азот и кремний [39, 45]. Механизм твердорастворного упрочнения

описывается как взаимодействие между полями напряжений дислокации и расположенных около нее атомов внедрения, затрудняющее движение дислокаций. При этом преимущественное скопление атомов примесей (образование «облаков Коттрелла») у дислокаций обусловлено стремлением к минимизации энергии упругой деформации решетки вокруг дислокации.

В соответствии с теорией внутреннего трения Гранато и Люке [74] дислокации закреплены как атомами примесей внедрения, так и узлами дислокационной сетки. При этом полагают, что узлы дислокационной сетки встречаются реже, чем атомы примесей. На рисунке 3 схематически показан механизм твердорастворного упрочнения: при малых напряжениях движение дислокаций сдерживается точками закрепления атомов примесей, расположенных между узлов дислокационной сетки на расстоянии L^c , при повышении приложенного напряжения энергии дислокации хватает для прохождения скопления атомов примесей, при этом дислокации закрепляются только узлами дислокационной сетки, расположенными на расстоянии L^N .

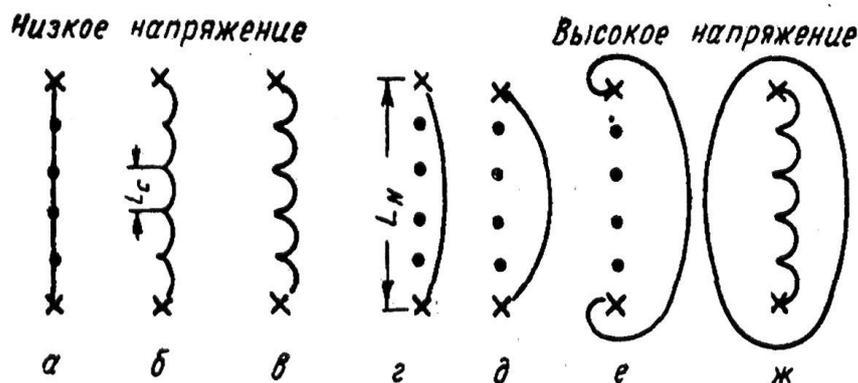


Рисунок 3 – Схематическое изображение поведения дислокации, закрепленной атомами примесей (точки) и узлами дислокационной сетки (крестики) в соответствии с теорией Гранато и Люке [74]

При исследовании влияния легирующих элементов, которые могут быть атомами как внедрения, так и замещения на упрочнение феррита эмпирически было получено уравнение, в соответствии с которым вклад элементов суммируется:

$$\Delta\sigma_T = \sum_{i=1}^n k_i c_i \quad (4)$$

где k_i – коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой прирост текучести при растворении в нем 1 масс.% легирующего элемента;

c_i – концентрация, масс % легирующего элемента, растворенного в феррите.

Значения коэффициентов упрочнения феррита различными легирующими элементами, растворенными в нем, приведены в таблице 2. Из представленных данных видно, что вклад в упрочнение атомов примесей внедрения (углерод, азот) значительно выше, чем вклад примесей замещения.

Таблица 2 – Значение коэффициента упрочнения феррита легирующими элементами

Элемент	C, N	P	Si	Ti	Al	Cu	Mn	Cr	Ni	Mo	V
k_i , МПа/масс.%	4670	690	86	82	60	39	33	31	30	11	3

При увеличении температуры вследствие повышения диффузионной подвижности атомов эффективность твердорастворного упрочнения снижается, это обуславливается разрушением скоплений атомов внедрения вокруг дислокаций. По данным [61,62] упрочнение легирующими элементами, образующих твердые растворы внедрения, могут быть эффективным только до температур $0,6-0,65 T_{пл}$, при этом интересно, что разупрочнение наблюдается только при температурах от $0,45 T_{пл}$.

Когда сталь содержит легирующие элементные добавки, такие как Mo, Nb, Cr и т. д., взаимодействие с дислокацией может стать значительно большим, так как существует сильное химическое взаимодействие между элементами, образующими твердые растворы внедрения и замещения [75]. Даже если эти элементы не диссоциируют от дислокаций при высоких температурах, скорость движения дислокации будет выше из-за более высокой диффузионной способности элементов при заданных температурах.

Примесные включения могут оказывать негативное влияние на прочность стали даже при комнатной температуре, так как эти частицы отделяются от матрицы вскоре после достижения пластического выхода [76]. Однако влияние этих включений еще более негативнее при высоких температурах, потому что эти частицы имеют отличающийся коэффициент теплового расширения от коэффициента железа.

Это вызывает термические напряжения при высокой температуре, что приводит к преждевременному нарушению когезии. В работе [77] Моррисон утверждал, что при комнатной температуре разрушение связей происходит сначала у крупных включений MnS, затем у оксидов и у дисперсных карбидов. Согласно [76] алюминаты кальция и глинозем являются наиболее вредными из-за их существенно меньших коэффициентов теплового расширения, в сравнении с обычной сталью.

1.6.2 Дисперсионное упрочнение

Наличие в структуре стали определенного вида частиц может быть эффективным препятствием для движения дислокаций и соответственно повышения предела текучести стали, в том числе, при повышенных температурах. Такое явление называется дисперсионным упрочнением. При этом вклад в упрочнение зависит от размера и формы частиц, степени их когерентности с матрицей, а также с расстоянием между частицами [71,72]. На рисунке 4 показано взаимодействие дислокации с частицами включений в соответствии с теорией Орована [40,171]. В соответствии с данной теорией при приложении достаточного напряжения дислокации выгибаются между частицами и проходят их оставляя вокруг частиц петли, названные петлями Орована.

Предел текучести при этом определяется выражением:

$$\tau = \tau_m + \frac{Gb}{L} \quad (5)$$

где τ_m – предел текучести матрицы;

G – модуль сдвига;

b – вектор Бюргерса;

L – среднее расстояние между частицами.

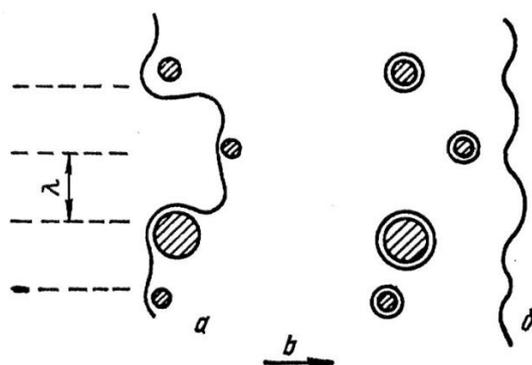


Рисунок 4 – Схема огибания частиц дислокацией в соответствии с теорией Орована [40]

Схема, представленная на рисунке 4, справедлива для некогерентных с матрицей частиц. При наличии частиц, когерентно связанных с матрицей, возможно прохождение дислокации через частицу, в результате чего происходит сдвиг внутри частицы, сопровождающийся образованием новых поверхностей раздела (рисунок 5). Эффект

упрочнения при этом обусловлен взаимодействием упругих полей дислокации и когерентных частиц [41, 44, 45].

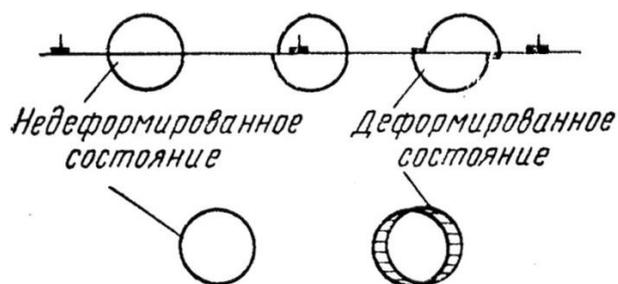


Рисунок 5 – Схема перерезания частиц дислокациями и образование дополнительной поверхности раздела [44]

Если препятствия для движения дислокаций были созданы в виде включений упрочняющей фазы, имевших критическую степень дисперсности, то при воздействии высоких температур из-за ускорения диффузионных процессов вероятно коагуляция включений до размеров, оказывающих слабое влияние на торможение движущихся дислокаций, образуется состояние перестаривания, связанное с разупрочнением сплава [60-62]. Выделившиеся частицы, находящиеся при высокой температуре в течение достаточного времени, будут стремиться принять наиболее стабильную конфигурацию в матрице, такой процесс называют «созреванием Оствальда». При укрупнении частиц энергия взаимодействия поверхности частиц/матрицы на единицу объема снижается и достигается более стабильная конфигурация. Однако по мере того, как выделяющиеся частицы превосходят критическую степень дисперсности, расстояние между ними увеличивается, их вклад в упрочнение падает. Скорость укрупнения частиц зависит от скорости диффузии соответствующего элемента замещения, так как она на несколько порядков ниже, чем для диффузии элементов внедрения. Поскольку выделение частиц обычно происходит гетерогенно в системах сплавов, то есть на участках и границах зерен, процесс укрупнения ускоряется за счет более быстрой диффузии растворенного вещества по этим каналам [78].

В конструкционных дисперсионно-упрочняемых сталях в зависимости от состава могут присутствовать различные упрочняющие фазы. Так, в легированных сталях и сплавах на железной и никелевой основах такими фазами являются:

- Карбиды: Fe_3C ; $(Fe, Cr)_7C_3$; $(Fe, Cr)_{23}C_6$; Mo_2C ; MoC ; $(Fe, Mo, W)_6C$; VC ; NbC ; ZrC ; TiC и др.;

– Нитриды: $Fe_{16}N_{1-2}$; Fe_4N ; CrN ; MoN ; VN ; NbN ; ZrN ; TiN ; AlN и др. В сталях при наличии углерода и азота (даже остаточного) могут образовываться карбонитриды, например: $V(C,N)$; $Ti(C,N)$; $Nb(C,N)$ и комплексные: $(V,Nb)(C,N)$ и т.д.;

– Интерметаллиды: $NiAl$; $NiTi$; Ni_3Ti ; Ni_3Al ; $Ni_3(Ti,Al)$; Fe_2Mo ; Fe_2W ; $FeCr$; FeV и др.

Иногда упрочняющей фазой в стали может быть какой-либо элемент, нерастворимый в феррите, например медь, образующая частицы твердого раствора железа в меди с ГЦК-решеткой.

Состав упрочняющей фазы, форма и характер распределения частиц в сочетании с составом и микроструктурой матрицы определяют получаемый комплекс механических свойств стали, в том числе термическую устойчивость полученной структуры. Не все фазы могут обеспечить эффективное дисперсионное упрочнение. Некоторые фазы могут иметь ограничения, связанные с их растворимостью в матрице, выделением и сохранением в дисперсной форме при заданных температурах и условиях эксплуатации. Углерод, представленный в виде карбидов, таких как Fe_3C (цементит), может растворяться в стали, но сохранение его в дисперсной форме при нагреве или отпуске может быть проблематичным из-за склонности к увеличению размеров частиц и их склеиванию. Нитриды, такие как TiN и ZrN , обычно имеют высокую температуру формирования частиц и могут иметь высокую тугоплавкость, что затрудняет их растворение в матрице или образовании дисперсионных частиц. Однако некоторые другие фазы могут быть более подходящими для дисперсионного упрочнения. Например, некоторые фазы нитридов, карбидов и боридов имеют более низкую теплостойкость, которые могут легко быть растворены в матрице. Это позволяет им сохранять свою дисперсионную структуру при термическом циклировании или эксплуатации при повышенных температурах. Важно учитывать свойства фаз и их взаимодействие с матрицей при выборе упрочняющих фаз и условий их обработки для эффективного дисперсионного упрочнения.

Эффективное дисперсионное упрочнение могут обеспечивать фазы, относительно легко растворяющиеся в аустените и выделяющиеся при старении в виде частиц размером ≤ 50 нм. К таким фазам относят VC ; VN ; NbC ; NbN ; $V(C,N)$; TiC и т.п.

В процессе дисперсионного упрочнения происходят два противоположных влияния на прочность материала: разупрочнение из-за распада твердого раствора и упрочнение за счет выделения дисперсных частиц. Их количественное соотношение будет определять эффективность дисперсионного упрочнения.

Схема М.И. Гольдштейна [44, 45] позволяет наглядно представить различные соотношения этих процессов и общую эффективность дисперсионного упрочнения (рисунок 6). Эта схема может включать разные области, отображающие разные соотношения

размеров и содержания дисперсных частиц, состояний твердого раствора и эффектов, таких как ограничение деформаций и повышение прочности.

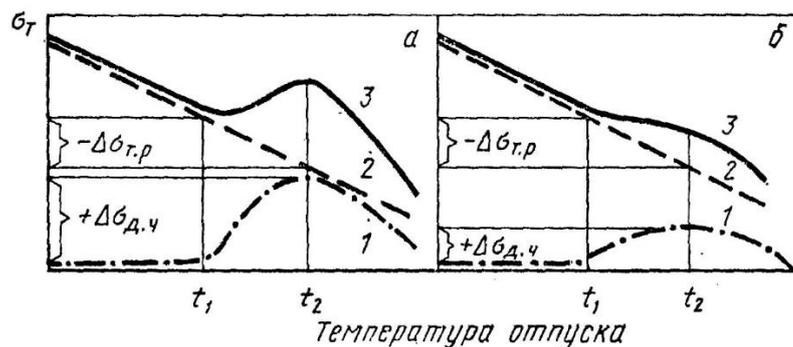


Рисунок 6 – Схема изменения прочности сплава при дисперсионном упрочнении; изменение прочности при распаде пересыщенного твердого раствора вследствие выделения дисперсных частиц и суммарное изменение прочности [44]

Присутствие легирующих элементов, таких как ванадий, в закаленной стали может значительно влиять на ее прочностные характеристики. Исследования показывают [46], что упрочнение от дисперсных частиц в фазовом составе зависит от количества легирующих элементов, которые формируют дисперсные упрочняющие фазы. Как следствие, прочность материала будет зависеть от количества выделенных дисперсных фаз при сохранении их размеров. Эксперимент, представленный на рисунке 7 [46-52], иллюстрирует влияние содержания ванадия на прочность (твердость) закаленной стали 40 при различных температурах отпуска. При отсутствии ванадия в стали упрочнение от дисперсных частиц в виде карбида ванадия не происходит, что соответствует нулевому приращению прочности ($\Delta\sigma_{\text{ч}}$). Однако при повышенном содержании ванадия (0,47%; 0,91%; 1,7%) наблюдается увеличение прочности, достигая пика вторичной твердости. Определение минимальной концентрации карбидообразующего элемента, при которой упрочнение преобладает над разупрочнением, зависит от содержания углерода и типа образующегося карбида. Например, в случае малоуглеродистой стали (0,1-0,15% С) пик вторичной твердости достигается при содержании ванадия от 0,1 до 0,2%, ниобия от 0,08 до 0,12% или хрома от 2,5 до 3,0% [46-52]. Эти данные указывают на важность оптимального сочетания содержания легирующего элемента и обработки материала для достижения желаемых прочностных характеристик в конструкционных сталях.

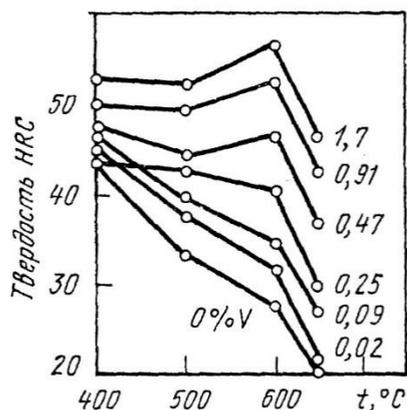


Рисунок 7– Влияние температуры отпуска на твердость стали 40 с различным содержанием ванадия [46-52]

Многие ученые полагают, что при разном содержании элементов, образующих дисперсные упрочняющие фазы, кривые изменения прочности (твердости) имеют схожую форму. Однако при большом объеме дисперсных частиц (высокое содержание ванадия) кривая достигает максимума, который соответствует максимальной вторичной твердости. При малом объеме дисперсных частиц (низкое содержание ванадия) такого максимума нет, но происходит замедление снижения прочности. Это объясняется влиянием количества дисперсных фаз на процессы дислокационного перемещения в материале. При возрастании количества дисперсных фаз их препятствующее влияние на перемещение дислокаций становится сильнее, что приводит к увеличению прочности. Однако при очень большом количестве дисперсных фаз, они начинают сталкиваться между собой, что может вызывать образование микротрещин, и в последствии приводить к снижению прочности.

Таким образом, оптимальное содержание дисперсных фаз должно обеспечивать достаточное упрочнение, но при этом избегать излишнего образования микротрещин. Это может быть достигнуто путем тщательного контроля концентрации легирующих элементов и оптимизации процесса обработки материалов.

1.6.3. Зернограничное упрочнение

Известно, что сопротивление деформации железа и стали зависит от размера зерна [25]. Влияние размера зерна на предел текучести описывается уравнением Холла-Петча [68,79]:

$$\tau = \tau_0 + k_s d^{-1/2} \quad (6)$$

где τ^0 – напряжение сдвига, необходимое для скольжения в отсутствие сопротивления границ;

k_s – коэффициент, характеризующий концентрацию напряжений у вершины полосы скольжения;

d – размер зерна.

Уравнение Холла-Петча указывает, что предел текучести возрастает с уменьшением размера зерна. Это связано с механизмом скольжения дислокаций внутри зерна. Когда зерно малого размера деформируется, дислокации могут свободно перемещаться и обеспечивать пластическую деформацию. Однако при увеличении размера зерна, дислокации сталкиваются с границами зерен и испытывают дополнительное сопротивление. Это приводит к повышению предела текучести в материалах [23-26].

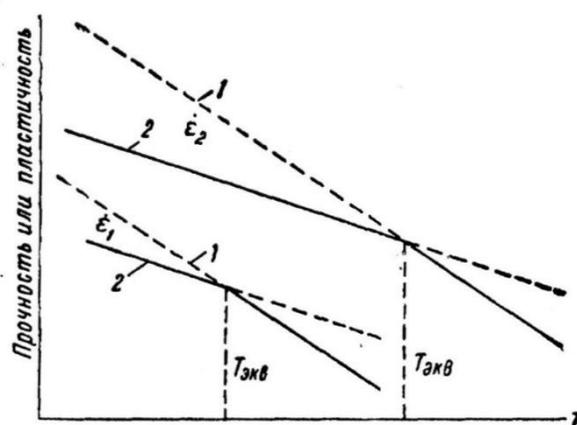
Уравнение Холла-Петча является одним из эмпирических моделей, используемых для описания связи между размером зерна и механическими свойствами материала. Однако следует отметить, что предел текучести также может зависеть от других факторов, таких как состав материала, обработка и температура, поэтому уравнение Холла-Петча имеет ограниченную применимость и может требовать дополнительной коррекции или модификации для конкретных случаев.

Размер зерна в структуре стали играет важную роль в предотвращении образования микронапряжений и развитии пластического течения в соседних зернах. Механизм заключается в том, что при увеличении размера зерна повышается вероятность наличия дислокационных скоплений внутри зерен. Вершина такого скопления является точкой с высокой концентрацией микронапряжений, которая может привести к инициированию трещин и хрупкому разрушению материала. Однако при уменьшении зерна эффект концентрации микронапряжений в вершине дислокационного скопления уменьшается. Это объясняется тем, что в мелкозернистых материалах дислокации имеют больше свободного пространства для свободного перемещения, так как сталкиваются с меньшим количеством границ зерен. В результате для развития пластического течения в соседних зернах требуется большее внешнее напряжение. В таких условиях мелкозернистая структура стали способствует предотвращению образования микротрещин и хрупкому разрушению, поскольку требуется более высокое напряжение для развития пластического течения в соседних зернах [43,57,58, 80-88].

При повышенных температурах в приграничных областях металла может происходить преимущественное развитие деформации, которая может вносить значительный вклад в общую деформацию материала. Этот эффект известен как нарушение границ зерен [82-88].

При повышении температуры до $\sim 0,5 \cdot T_{пл}$, называемого эквикогезивной температурой, меняется характер разрушения в металле. При низких и средних температурах деформация и разрушение происходят преимущественно внутри зерен, где происходит пластическое течение материала. Однако при повышении температуры до эквикогезивного значения преимущество переходит к скольжению вдоль границ зерен, и разрушение получает преимущественно межзеренный характер [82-88]. Это связано с изменением механизмов деформации материала и его микроструктуры при повышенных температурах. Эквикогезивная температура зависит от скорости деформации: чем меньше скорость, тем ниже температура перехода к межзеренному разрушению. Это объясняется тем, что при низких скоростях деформации материал имеет больше времени на диффузионные процессы, которые способствуют усилению скольжения между зёрнами.

На рисунке 8 график иллюстрирует понятие «Эквикогезивная температура». При $T < T_{экв}$ прочность внутри зерна становится меньше прочности границ зерен и наблюдается внутризеренное разрушение.



1 – межзеренная граница;
 2 – зерно; $T < T_{экв}$ – внутризеренное разрушение; $T > T_{экв}$ – межзеренное разрушение
 Рисунок 8 – Схема, иллюстрирующая понятие «эквикогезивная температура» [89]

При $T > T_{экв}$ прочность границ зерен становится ниже, чем внутри зерна, что приводит к межзеренному разрушению. Например, для хромоникелевой нержавеющей стали (36 % Ni, 10 % Cr) эквикогезивная температура составляет около 600 °C [89]. Согласно исследованиям [90], эквикогезивная температура стали равняется примерно 630 °C, что выше $0,5 \cdot T_{пл}$. Выше этой температуры происходит межзеренное разрушение из-за ослабления границ зерен. Скольжение границы зерен происходит в процессе сдвига вдоль направления границы и может составлять от нескольких процентов до примерно 50 % от общей деформации.

Известно, что пластическая деформация и разрушение при высоких температурах и постоянной нагрузке носит название ползучести [89]. Ползучесть обычно считается несущественной при пожаре, длящемся около одного часа, когда используемые критерии относятся к фактическому пластическому течению, а не к ползучести в обычном смысле. Однако следует учитывать такие аспекты, как важность дислокационной субструктуры и то, что бейнит и игольчатый феррит могут иметь важное значение при разработке огнестойких сталей. Дитер [90] определил ползучесть как «Прогрессирующую деформацию материала при постоянном напряжении», причем это напряжение меньше предела текучести. Такая деформация обычно становится значительной при температурах выше $0,5 \cdot T_{пл}$, то есть около 630°C для стали. Если учесть, что конструкционная сталь обычно может работать при нагрузке до 0,6-кратного предела текучести при комнатной температуре, это означает, что начало пластического течения может начаться примерно при $550-650^{\circ}\text{C}$, когда предел текучести падает ниже этой приложенной нагрузки. Фазовое превращение $\alpha \rightarrow \gamma$, которое происходит примерно при 730°C , также становится критическим, поскольку вызывает катастрофическое увеличение скорости ползучести [91]. Важными процессами, происходящими при ползучести, являются дислокационное скольжение, диффузионная ползучесть и зернограничное скольжение, т. е. процессы, которые термически активируются.

В общем случае процесс ползучести обычно разделяется на три стадии, которые обозначаются римскими цифрами, как показано на рисунке 9:

I – стадия неустановившейся ползучести;

II – стадия установившейся ползучести;

III – разрушение.

Однако при ползучести умеренных и низких температурах иногда можно наблюдать дополнительную стадию задержки начала ползучести. Длительность этой стадии сильно зависит от уровня напряжений и температуры, но при низких напряжениях она может быть достаточно выраженной. [88-89].

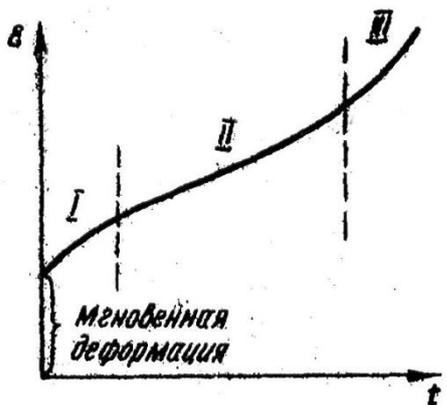


Рисунок 9 – Типичная диаграмма высокотемпературной ползучести металлов: I – стадия неустановившейся ползучести; II – стадия установившейся ползучести; III – разрушение [88]

Механизмы, регулирующие ползучесть, могут различаться в зависимости от типа материала. Для каждого материала ползучесть зависит от температуры и нагрузки, что приводит к различным типам ползучести. На графике, обозначенном как рисунок 10, по вертикальной оси указан уровень напряжений, отнесенный к модулю сдвига, а по горизонтальной оси – гомологическая температура. Гомологическая температура – это отношение температуры испытания к температуре плавления [56,86].

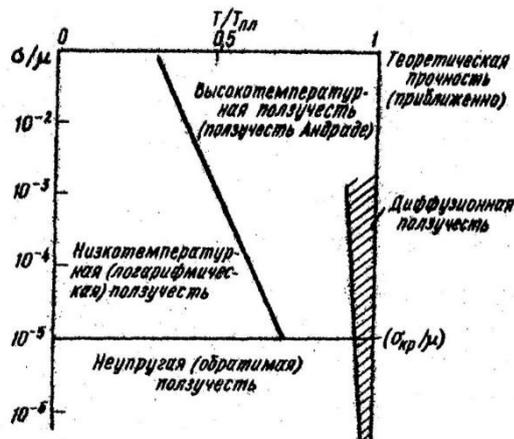


Рисунок 10 – Области проявления различных видов ползучести при различных температурах и напряжениях [86]

Ползучесть при низких напряжениях, которые не превышают критические касательные напряжения, характеризуется малым движением и размножением дислокаций. Деформации при таких условиях обычно незначительны и происходят за счет малых смещений дислокаций без их отрыва от точек закрепления.

Измерение таких малых деформаций в экспериментах со статической деформацией может быть трудным. Поэтому для исследования этой деформации часто используют измерение необратимых потерь в металле или измерение внутреннего трения [57].

Измерение необратимых потерь в металле основывается на том, что ползучесть обычно сопровождается потерей энергии из-за механизмов пластической деформации, таких как смещение дислокаций или диффузионные процессы. Измерение этих потерь может дать информацию о механизмах, происходящих при ползучести.

Измерение внутреннего трения или динамического механического релаксационного модуля, также может быть использовано для изучения ползучести. Внутреннее трение возникает из-за сопротивления механических дислокаций движению, а его величина может быть связана с механизмами ползучести.

Результаты экспериментов подтверждают наличие логарифмической связи между деформацией и временем при низкотемпературной ползучести. Это означает, что при увеличении времени деформация увеличивается логарифмически, то есть доли процента деформации уменьшаются с каждой последующей единицей времени. Это явление связано с механизмами, контролирующими движение дислокаций и преодоление барьеров на микроуровне.

Важно отметить, что данная логарифмическая связь может быть наблюдаема только в определенных условиях, таких как низкая температура и отсутствие других деформационных механизмов, влияющих на ползучесть материала. Кроме того, точная форма этой логарифмической зависимости может различаться в зависимости от особенностей материала и условий эксперимента.

При воздействии высоких температур в диапазоне от $(0,5-0,6) \cdot T_{пл}$ наблюдается два вида ползучести: низкотемпературная и высокотемпературная.

Низкотемпературная ползучесть происходит при температурах ниже указанного диапазона и связана с консервативным скольжением дислокаций по рельефу кристаллической решетки. Этот процесс контролируется термически активируемым преодолением барьеров, и его характер связи между деформацией и временем является логарифмическим.

Высокотемпературная ползучесть, которая наблюдается при температурах выше указанного диапазона, обусловлена неконсервативным переползанием дислокаций. В этом случае механизм ползучести включает в себя необратимое перемещение дислокаций по кристаллической решетке.

В сложных по составу материалах процесс ползучести может сопровождаться изменениями в структуре материала, такими как фазовые превращения, выделение новых фаз, образование включений и прочее [90-93].

Если температура испытания превышает температуру полигонизации или рекристаллизации, то процессы изменения структуры материала также могут оказывать

влияние на ползучесть. Например, полигонизация может привести к разупрочнению материала за счет снижения плотности дислокаций, а рекристаллизация может привести к росту зерен и также снижению сопротивления ползучести материала [62].

Широко распространено мнение, что дислокации редко бывают только краевого или только винтового типа, но обычно происходит сочетание двух типов. При комнатной температуре движение дислокаций в ОЦК-кристаллах происходит путем скольжения по наиболее плотноупакованным плоскостям $\{110\}$, $\{112\}$ и $\{123\}$ вдоль плотноупакованного направления $\langle 111 \rangle$. Однако при высокой температуре вследствие повышения диффузии точечных дефектов преодоление препятствий при движении дислокаций облегчается, изменяет контур дислокации, позволяя краевой дислокации перемещаться вокруг препятствия, процесс, который называется «переползание». Из-за большого числа точечных дефектов в решетке и более высокой скорости диффузии подъем, как ожидается, будет происходить особенно при высоких температурах, в диапазоне от 0,5 до 0,7 $T_{пл}$. Процесс поперечного скольжения происходит при наличии винтовых дислокаций. Дислокация перемещается в параллельную плоскость скольжения, используя пересекающуюся плоскость скольжения той же системы. Дислокация может обойти препятствие при высоких температурах с помощью этого процесса. По словам Коттрелла, поперечное скольжение происходит при более низких температурах, чем те, которые необходимы для подъема. В результате повышения температуры происходит снижение упрочнения, которое обычно достигается путем различных обработок материала. Эти обработки включают увеличение плотности дислокаций и создание сплетений между ними. Однако при нагреве дислокации начинают перераспределяться, покидая свои высоконапряженные группировки, которые обычно препятствуют движению других дислокаций, и перемещаются в менее напряженные конфигурации. В процессе нагрева также происходит рекомбинация дислокаций, когда они переползают друг через друга, что приводит к снижению плотности дислокаций [84].

Высокотемпературные свойства при растяжении углеродистых сталей, легированных различными элементами, изучались рядом авторов [94-96]. Авторы выделили несколько механизмов упрочнения:

- (1) Упрочнение твердого раствора;
- (2) Деформационное старение;
- (3) Деформационно-индуцированное упорядочение атомов внедрения;
- (4) Выделение частиц;
- (5) Размер ферритного зерна.

Было обнаружено, что упрочнение, достигаемое путем использования чистых твердых растворов молибдена или хрома, не чувствительно к изменениям температуры в диапазоне

от 20 до 700 °С. Добавление 0,01% углерода или азота к чистому железу не вызывало значительного упрочнения в этом диапазоне температур. Однако выше 450 °С при добавлении 0,01% углерода или азота к бинарным сплавам Fe-1% Mo и Fe-1% Cr происходило значительное упрочнение, особенно в сплаве с высоким содержанием молибдена. Поскольку эти тройные сплавы были эффективно чистыми твердыми растворами, то есть без выделений частиц, при испытаниях при температурах не менее 600 °С это упрочнение было приписано механизму упрочнения за счет взаимодействия твердых растворов внедрения и замещения [96].

При добавлении марганца, хрома, молибдена, вольфрама или меди эффект деформационного упрочнения наблюдался в железоуглеродистом сплаве с небольшим количеством азота, при температуре выше 200 °С, фактическая его температура зависела от используемого элемента. Однако при добавках ванадия или титана данный эффект не был получен. В работе [96] показано, что максимальные значения растягивающих напряжений при определенной температуре связаны с некоторой формой когерентного выделения карбидов в дислокациях. Позднее была выявлена связь высокотемпературного предела текучести и размера ферритного зерна [95]. Установлено, что индуцированное деформацией упорядочение атомов внедрения, деформационное старение и выделение частиц существуют в диапазоне 250-500 °С в железе, легированном углеродом, азотом и марганцем [94]. Сравнивая результаты этих исследований, можно сделать вывод, что совместное упрочнение твердого раствора элементами внедрения и замещения, и выделение дисперсных частиц являются основными механизмами высокотемпературного упрочнения. Вклад этих двух упрочняющих механизмов выше, чем других механизмов, описанных выше.

1.7 Зависимость микроструктуры на прочностные свойства стали при повышенных температурах

Многие авторы считают, что структура стали, основанная на феррите, существенно зависит от скорости охлаждения сплава. Это, в свою очередь, влияет на свойства стали, даже при высоких температурах. Медленное охлаждение из γ -области приводит к появлению полиэдрической структуры, быстрое охлаждение приводит к образованию игольчатой структуры, а средняя скорость охлаждения приводит к образованию «капельного феррита» [11-14].

Три указанных типа феррита существенно отличаются своими свойствами. Полиэдрический феррит обладает высокой пластичностью и низкой прочностью, игольчатый феррит обладает более высокой прочностью, но меньшей пластичностью, чем

полиэдрический феррит. Также важным фактором является легирование феррита различными элементами. Например, игольчатый феррит, легированный никелем и марганцем, становится менее прочным при низких температурах, но интенсивное разрушение происходит при температурах отпуска выше 500 °С.

Сравнение прочности при повышенной температуре с микроструктурой и химическим составом показывает, что игольчатая структура (смесь игольчатого феррита, бейнита, мартенсита и полигонального феррита) в сочетании с выделением твердеющих компонентов (ванадий и/или ниобий) является благоприятным для сохранения прочностных свойств при повышенной температуре. Мелкий размер зерен и высокая плотность дислокаций в этой структуре способна обеспечить хорошую прочность при комнатной температуре. Стабильность игольчатой структуры при высоких температурах достигается благодаря выделению карбонитридов ванадия и/или ниобия, которые сохраняют прочностные характеристики высокопрочных низколегированных сталей при нагреве выше 700 °С [46-52].

Концентрация ванадия (V) и/или ниобия (Nb) в растворе стали влияют на ее механические свойства при повышенных температурах. Выделение карбидов этих элементов во время охлаждения листа стали может повысить прочность материала при комнатной температуре, но одновременно снизить прочность при повышенной температуре.

В исследовании [19] было обнаружено, что сталь с содержанием 0,12 % углерода, 0,035 % ниобия и других добавок показывала предел текучести 285 Н/мм² при 600 °С, что составляет более 2/3 предела текучести при комнатной температуре. Микроструктура стали состояла в основном из феррита, а при повышенной температуре ниобий выделялся в виде дисперсных частиц размером 1÷10 нм.

В исследовании [17] сталь с содержанием 0,03% ниобия и других добавок имела предел текучести в 280 Н/мм² при 600 °С и 390 Н/мм² при комнатной температуре. Микроструктура состояла из феррита с небольшим содержанием перлита и сочетания мартенсита и аустенита. Исследования показали, что увеличение температуры нагрева практически не оказывает влияние на содержание молибдена в твердом растворе (рисунок 11). Тогда как содержание ниобия значительно ниже и уменьшается при нагреве выше 500°С.

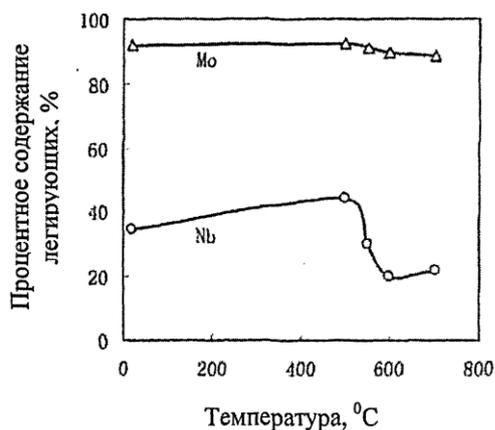


Рисунок 11 – Процент растворимости легирующих элементов в стали в твердом состоянии [117]

При этом возрастает количество выделяющихся фаз MoC и Mo_2C и растёт (виден всплеск) доля дисперсных выделений с размером $1\div 10$ нм (рисунок 12). Это свидетельствует о том, что высокие показатели огнестойкости обеспечиваются выделением дисперсных фаз на основе ниобия и небольшого количества выделений Mo_2C [117].

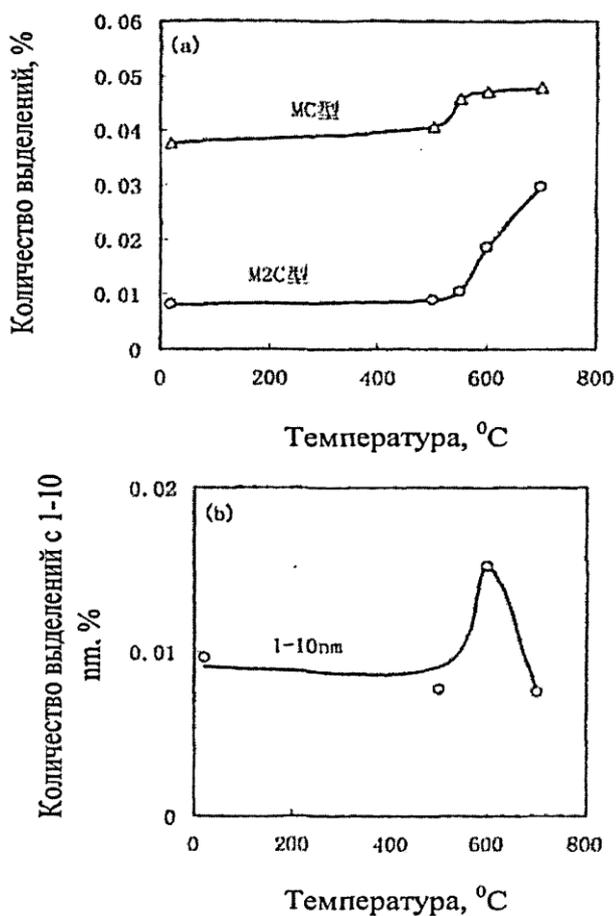


Рисунок 12 – Влияние температуры на количество выделений (а) MoC и Mo_2C ; (б) – количество выделений с размером $1\div 10$ нм [117]

В работе [17] были получены результаты о роли структуры в формировании огнестойких свойств для низколегированных сталей. Сталь, содержащая 0,10% углерода (C), 1,06% марганца (Mn), 0,27% кремния (Si), 0,017% ниобия (Nb) и 0,016% азота (N) была подвергнута испытаниям на стойкость к температуре при статической нагрузке. Сравнение результатов показало, что сопротивление разрушению стали зависит от исходной структуры. Образцы, закаленные на мартенситную структуру, показали наиболее высокую стойкость при нагреве со скоростью 300 и 1200 °С/ч. Структура бейнита оказалась менее стойкой к ползучести. А структура феррита и перлита показала наименьшую стойкость к разрушению в условиях ползучести.

Эти результаты свидетельствуют о том, что структурное состояние стали играет важную роль в определении ее огнестойкости. Закалка в мартенсит и формирование микроструктуры, содержащей значительное количество мартенсита, способствуют повышенной стойкости к температуре и ползучести. Структуры, содержащие больше бейнита или феррита с перлитом, оказываются менее стойкими к воздействию температуры и ползучести.

1.8 Влияние химического состава на свойства огнестойких сталей

В работе [98] сообщается о разработке и производстве огнестойких сталей, устойчивых к воздействию атмосферной коррозии. Отмечено, что в связи с постоянным развитием конструкционных сталей возрастает спрос на конструкционные стали повышенной огнестойкости (FR) для использования в конструкциях зданий, торговых центров, автостоянок и т.д. Система легирования традиционных огнестойких сталей была разработана на основе с высокого содержания Мо, что приводит к высокой стоимости таких сталей. В статье представлена новая огнестойкая сталь с низким содержанием Мо, содержащая Nb и другие элементы в качестве микролегирования. Сталь была изготовлена по технологии термомеханической обработки (ТМСП). Новая сталь демонстрирует высокий уровень механических свойств при температуре окружающей среды и удовлетворительную огнестойкость. Помимо улучшенных прочностных свойств при температурах пожара, сталь устойчива к атмосферной коррозии. Это является существенным преимуществом новой стали, так как в естественных погодных условиях уменьшение толщины стали через 5 лет из-за коррозии может быть выше 0,1-1 мм. Покрытия могут замедлить скорость коррозии, но их высокая стоимость снижает экономическую эффективность эксплуатации сооружений.

Необходимость повышения стабильности свойств при пожаре обусловлена тем, что при эксплуатации, когда температура стали достигает 350°С или выше, предел текучести

обычной стали снижается до $2/3$ или ниже нормированного предела текучести при комнатной температуре, стальные конструкции теряют устойчивость и деформируются или разрушаются. Чтобы поддерживать температуру стальных конструктивных элементов ниже 350°C , в случае пожара стальные конструкционные детали необходимо обрабатывать огнестойким материалом.

Углерод и азот – два наиболее важных элемента, влияющих на прочность при высоких температурах. Они оказывают наиболее существенное влияние на повышение предела текучести при комнатной температуре и предельные напряжения стали при нахождении в твердом растворе вследствие заполнения тетрагональных пор в ОЦК-железе и возникающих в результате этого больших деформаций, характеризующихся приростом упрочнения до 550 МПа на 1% по массе. [99]. Однако вклад этих элементов ограничен их низкой растворимостью в феррите: 0,02 масс.% при 723°C для углерода и 0,1масс.% при 590°C для азота. Установлено, что углерод и азот также увеличивают предел текучести стали вследствие сегрегации их атомов вблизи границ зерен и закрепления зернограницных дислокаций.

В работе [94] показано, что при содержании углерода 0,12% наблюдается увеличение прочности при температурах до 450°C , однако механизм упрочнения не до конца исследован. Известно, что элементы внедрения мало влияют на сопротивление ползучести при температурах выше 450°C [99]. Для огнестойких строительных сталей оптимальным содержанием углерода является 0,05-0,2%. Повышение содержания углерода более 0,2% нежелательно в целях сохранения удовлетворительной свариваемости стали. Обычно содержание углерода в огнестойких сталях не превышает 0,11%.

Марганец присутствует практически во всех сталях в количестве от 0,30 % и более. Марганец повышает прочность стали в качестве элемента, упрочняющего твердый раствор. Марганец не образует своего карбида, находясь в твердом растворе, повышает устойчивость аустенита. Одной из функций марганца в сталях является раскисление. Другая функция заключается в предотвращении красноломкости за счет связывания серы через образование включений MnS . Еще одним эффектом марганца является уменьшение образования зернограницного цементита. Марганец также имеет деформационно-упрочняющее взаимодействие с азотом и углеродом при температуре $250-500^{\circ}\text{C}$, что дает умеренный упрочняющий эффект, но может приводить к охрупчиванию. В работе [111] показано, что увеличение содержания Mn уменьшает размер карбидов из-за снижения скорости диффузии углерода, вызванной марганцем.

Кремний является феррито-образующим элементом, присутствие которого в стали создает значительный эффект твердорастворного упрочнения. Кремний полностью

растворяется в феррите при содержании кремния до 0,30%. Он увеличивает прочность феррита, почти не снижая его пластичности. При содержании кремния выше 0,40% в углеродистой стали общего назначения происходит существенное снижение пластичности [99].

В комбинации с марганцем или молибденом кремний обеспечивает более высокую закаливаемость стали. Кремний не образует карбидов и не содержит цементита или других карбидов. Он растворяется в мартенсите и замедляет распад легированного мартенсита до 300 °С. По данным [99] кремний увеличивает высокотемпературную прочность стали, замедляя укрупнение частиц цементита, но уменьшает ползучесть углеродистых сталей. Кремний также снижает устойчивость к окалинообразованию при высоких температурах, также концентрация кремния более 0,3% может отрицательно сказаться на коэффициент свариваемости. Поскольку кремний увеличивает активность углерода и азота, можно ожидать снижения уровней зернограницной сегрегации этих элементов.

Обычно молибден добавляют в сталь для повышения прокаливаемости и повышения устойчивости аустенита. В то же время молибден является важнейшим элементом в низколегированных сталях для высокотемпературных применений и используется практически во всех огнестойких сталях. Было установлено, что молибден увеличивает растворимость ниобия в аустените, тем самым усиливая эффект выделения Nb(C, N) в феррите. В работе [100] установлено, что Мо подавляет аннигиляцию дислокаций при высокой температуре. Утверждалось также, что образование слоя атомов Мо вокруг выделений NbC снижает скорость карбидообразования за счет замедления диффузии атомов Nb. Исследования тех же авторов методом атомно-зондовой томографии показали, что большая часть Мо находится в растворе феррита. Вполне вероятно, что механизм упрочнения при высоких температурах заключается в запирации дислокаций атомами молибдена в присутствии углерода и азота. Образование карбонитрида Мо является еще одним важным аспектом его вклада в высокотемпературную прочность. Известно, что Мо может растворяться в цементите в количестве до 4%, образуя соединение комплекс $M_{23}C_6$ при более высоких концентрациях [76]. Предложенная последовательность выделения частиц выглядела так: $M_2C \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow MaCb \rightarrow M_6C$.

Согласно [101] все упомянутые выделения вызывают вторичный пик отверждения в диапазоне 550-650°С, что благоприятно для огнестойких сталей. Еще одним интересным свойством Мо является образование кластеров, о которых сообщают Уэмори и Танино [102], которые предотвращают укрупнение карбидов и вносят значительный вклад в эффект вторичного отверждения Мо.

В работах [103,104] было установлено, что введение молибдена в микролегированную ниобием сталь может способствовать образованию комплексных частиц, содержащих NbC и MoC. Полученные когерентные частицы характеризовались не только высокой дисперсностью, но и низкой склонностью к коагуляции. Вторичное выделение таких карбидов при температуре около 600°C (при имитации условий пожара) может привести к увеличению предела текучести. Однако испытания на твердость показали, что преимущество этого вторичного выделения распространяется только до 650°C, а коагуляция и срыв когерентности выше этой температуры не дают вклада в упрочнение.

Ниобий широко используется в качестве карбидообразующего микролегирующего элемента, при нахождении в твердом растворе ниобий повышает устойчивость аустенита. Ниобий за счет благоприятного температурного интервала выделения карбонитридов, используется при термомеханической обработке сталей. Для огнестойких сталей Nb используется в сочетании с Mo, который, как считается, необходим для обеспечения высокотемпературной прочности низколегированных сталей. Будучи очень сильным карбидообразователем он более устойчив, чем карбиды Mo, и выделяется в основном в виде NbC. Его основная роль заключается в том, чтобы действовать как измельчитель зерна аустенита в процессе горячей деформации. Однако при сохранении части ниобия в твердом растворе, он может выделяться в виде NbC в процессе превращения аустенита в феррит при охлаждении. Ниобий также обладает значительным упрочняющим эффектом при высокой температуре. Фудзита установил, что прочность ферритной нержавеющей стали при 950°C была прямо пропорциональна количеству Nb в растворе на уровне около 0,8%, где были достигнуты пиковые значения прочностных свойств [105].

Растворимость хрома в феррите достигает 100%. Его основные функции заключаются в повышении прокаливаемости. Стали, содержащие Cr, являются наиболее известными жаропрочными сталями, широко используемыми в сосудах высокого давления электростанций благодаря хорошему сопротивлению ползучести и коррозионной стойкости [106]. Влияние хрома при высокой температуре является сложным, при легировании хром является карбидообразующим элементом и имеет более высокую скорость плавления в феррите, чем большинство металлических элементов. Выделение Cr₇C₃ может происходить при температурах до 500°C, однако карбид хрома быстро укрупняется, добавки Mo несколько замедляют скорость роста частиц. Хром также может растворяться в Mo₂C и, уменьшая параметр решетки, делает соединение менее стабильным, перемещая пик вторичного упрочнения к более низким температурам [99].

Ванадий в количестве до 0,12% полностью растворяется в феррите при нагреве и выделяется в виде карбида или карбонитрида при охлаждении стали, в основном в процессе

ферритного превращения, или при отпуске после закалки. Ванадий обеспечивает значительный эффект дисперсионного упрочнения, что широко используется в металлургии, в частности, при производстве конструкционных сталей. Он также добавляется в некоторые высокоуглеродистые конструкционные стали для обеспечения дополнительной устойчивости к разупрочнению при отпуске [107], а также для замедления роста карбидов при рабочих температурах [99]. Интенсивное выделение ванадия в виде VC из твердого раствора при температурах 550-600°C может существенно повысить высокотемпературную прочность огнестойких сталей, изготовленных способом термомеханической обработки.

В работе [108] описывается применение микролегирования и добавок молибдена при производстве огнестойких сталей. Одна серия из трех исследований началась в начале 2001 года с участием ограниченного числа низкоуглеродистых сталей, включая базовый сплав C-Mn, Nb-содержащую сталь, Mo + Nb и V + Nb стали, а также Cu-содержащую сталь с дальнейшими добавками Ni, Cr и Mo наряду с Nb и V. Медьсодержащая сталь отличалась большей степенью легирования и не предназначалась для прямого сравнения с другими сталями, она скорее использовалась для изучения некоторых фундаментальных эффектов выделения частиц, которые легко контролируются добавками Cu. Химический состав этих сталей приведен в таблице 3.

Результаты испытаний на растяжение образцов опытных сталей, проводимых при температурах до 700°C показаны на рисунке 13. Образцы перед испытанием нагревались до температуры испытания и выдерживались в течение 15 мин., испытания проводились при технической скорости деформации около 0,235 мин⁻¹ (3,9 x 10⁻³ с⁻¹).

Таблица 3 – Химический состав (масс.%) экспериментальных сталей

Сплав	C	Mn	P	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	N
База	0,11	1,16	0,018	0,19	0,25	0,08	0,17	0,02	0,004	0,001	0,002	0,01
Nb	0,10	1,06	0,005	0,27	0,39	0,16	0,09	0,047	0,001	0,021	0,003	0,016
Mo+Nb	0,10	0,98	0,008	0,30	0,38	0,15	0,096	0,48	-	0,017	0,004	0,01
V+Nb	0,08	1,13	0,005	0,27	0,32	0,11	0,13	0,036	0,047	0,021	0,003	0,01
Cu	0,06	0,99	0,005	0,27	0,98	0,75	0,51	0,50	0,06	0,02	0,035	0,007

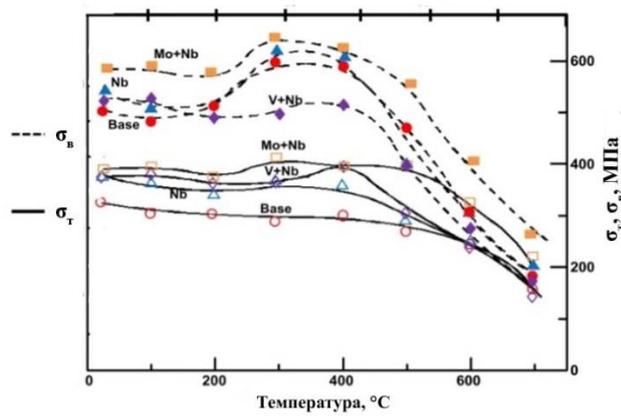


Рисунок 13 – Предел текучести и временное сопротивление сталей систем легирования Nb, Mo+Nb и V+Nb при температуре 25-700°С [108]

Результаты испытаний показывают высокие значения прочностных показателей микролегированных сталей как при комнатной температуре, так и при повышенной температуре. Наибольшей огнестойкостью характеризуется сталь системы легирования Mo+Nb, значительное снижение предела текучести которой происходит при температурах выше 500°С. В некоторых случаях наблюдается заметное увеличение прочности при промежуточных температурах около 350 °С. Это поведение связано с деформационным старением и более четко показано при изучении кривых напряжение/деформация, показанных на рисунке 14 для базового состава и состава системы легирования V+Nb, которые наглядно показывают повышение прочности стали при 300 °С и 400 °С по сравнению с результатами испытаний при комнатной температуре, обусловленные процессами деформационного старения [109].

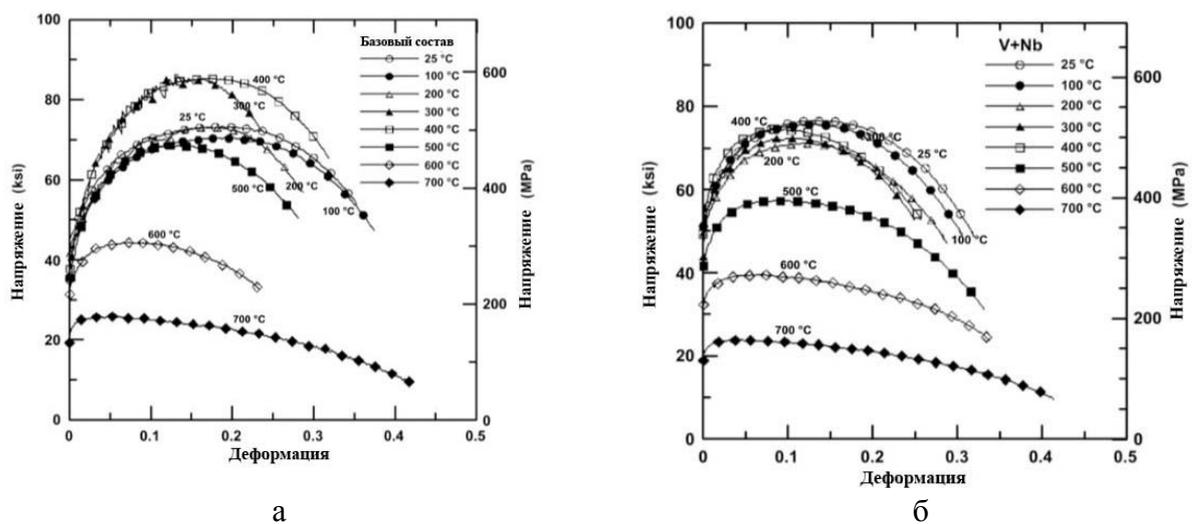


Рисунок 14 – Кривые напряжение/деформация для базового состава (а) и состава системы легирования V+Nb (б) при температурах от 25 до 700 °с (испытания проводились со скоростью деформации $3,9 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) [108]

Для стали состава V+Nb также отмечается эффект деформационного старения, однако выражен в меньшей степени. Добавки Nb и Mo к базовой стали C-Mn (состав Mo+Nb) повышают прочность при высоких температурах, а комбинированная добавка Mo+Nb обеспечивает дальнейшее улучшение свойств. Данный вариант легирования считается наиболее перспективным. В работах [110-117] отмечено, что основным преимуществом комбинированной добавки Mo+Nb является усиление выделения частиц комбинированного состава (NbC+MoC) и снижение склонности выделившихся частиц к коагуляции при нагреве. При этом механизм влияния молибдена на уменьшение склонности к коагуляции частиц пока не до конца изучен.

Также в работе [107] отмечается, что введение в сталь молибдена, приводящего к снижению критических точек, способствует образованию бейнитных структур, что также повышает огнестойкость стали.

На рисунке 15 показаны результаты исследования влияния скорости нагрева образца стали системы легирования Mo+Nb перед испытанием на предел текучести огнестойких сталей [108]. Отмечено, что скорость нагрева влияет на результаты испытаний в основном при температуре 600°C. При этом снижение предела текучести при низких скоростях нагрева связывают с разупрочнением в следствие отпуска образца.

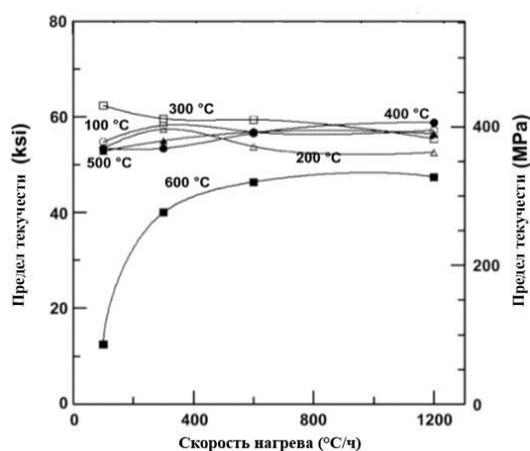


Рисунок 15 – Влияние скорости нагрева (100–1200°C/ч) до температуры испытания на предел текучести стали системы легирования Mo+Nb. Испытания проводились при скорости деформации около $3,9 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ после 15-минутной выдержки при температуре испытания [108]

Наряду с испытаниями на растяжение при повышенной температуре в лаборатории авторов [108] была разработана еще одна методика, позволяющая более точно имитировать реакцию материала при воздействии огня. В этом испытании к образцу прикладывалась постоянная растягивающая нагрузка при нагреве с постоянной скоростью. По мере

повышения температуры срабатывают термически активированные механизмы деформации, образец пластически деформируется при достижении достаточной температуры и в конечном итоге происходит его разрушение. Результаты испытаний (рисунок 16) также показывают эффективность системы легирования Mo+Nb.

От испытанных при повышенных температурах образцов на растяжение были отобраны пробы и изготовлены образцы для исследования микроструктуры методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Скорость нагрева этих образцов была достаточно низка (составляла 300°С/ч), что давало необходимое время для прохождения структурных изменений. Результаты исследования показывают, что выделившиеся в стали состава Mo+Nb частицы более дисперсные по сравнению с образцов стали с Nb без Mo (рисунок 17). Результаты исследования согласуются с более ранними работами, предполагающими, что Mo способствует измельчению выделяющихся частиц в микролегированных огнестойких сталях.

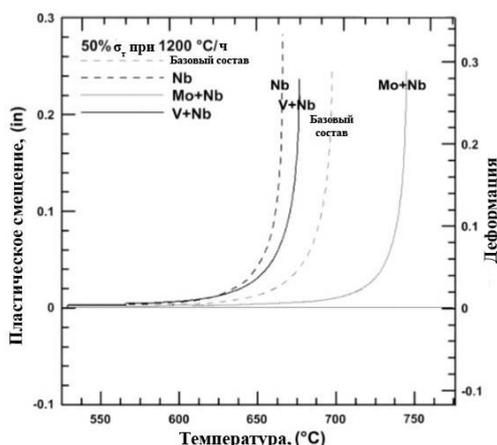


Рисунок 16 – Результаты испытаний образцов базового состава и систем легирования Nb, Mo+Nb и V+Nb при приложении нагрузки равной $0,5\sigma_T$ для каждого сплава и скорости нагрева 1200°С/ч. Уменьшенное сечение испытываемого образца номинально составляло 25,4 мм в длину [108]

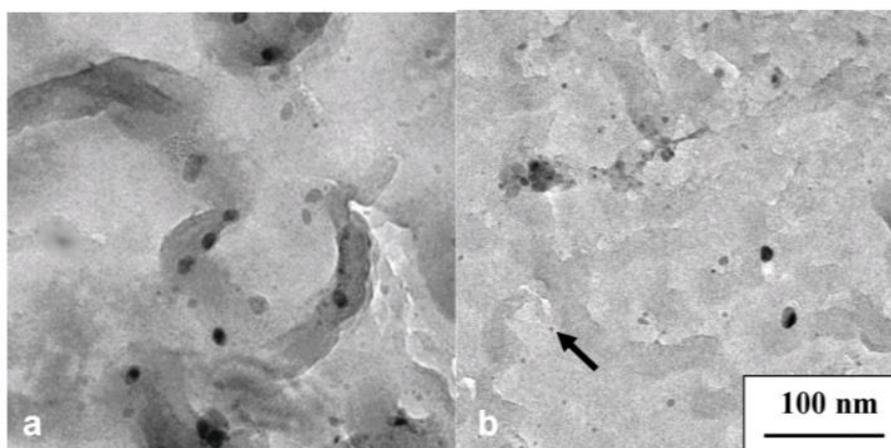


Рисунок 17 – Частицы в сталях систем легирования Nb (a) и Mo+Nb (b) после испытаний постоянной нагрузкой при 300°С/час ПЭМ [107]

Испытания стали, содержащей медь (таблица 3), проводили в следующих состояниях:

1. После нормализации, включающей охлаждение с высокой температуры. Охлаждение было необходимо для подавления выделений частиц, а также с целью обеспечения их контролируемого выделения при последующем нагреве) (CuN);
2. После старения до максимального выделения частиц, позволяющего обеспечить максимальную прочность в начале испытаний (CuP);
3. В перестаренном состоянии для снижения прочности при комнатной температуре и исключения выделения упрочняющих частиц при нагревании (CuO).

Результаты испытаний (рисунок 18) показывают, что улучшенные свойства достигаются для нормализованного (N) состояния. Эти результаты иллюстрируют потенциальную пользу управлением выделения частиц, что позволяет усиливать образование частиц во время нагрева, связанного с пожаром.

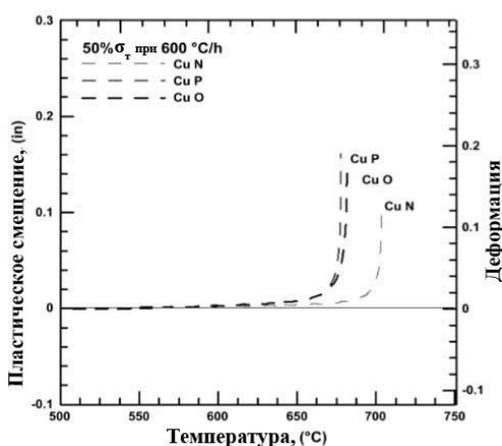


Рисунок 18 – Результаты испытаний медьсодержащей стали в следующих состояниях: после нормализации (N), после старения до максимального выделения частиц (P), в перестаренном состоянии (O), испытанного при нагрузке равной $0,5 \cdot \sigma_T$ при комнатной и повышенных температурах [108]

Авторами [118] проведено исследование, целью которого было определение устойчивости структуры (в том числе субструктуры), полученных при термомеханической обработке при повышенных температурах. Исследование проводилось для Nb-содержащей стали. Схема эксперимента показана на рисунке 19.

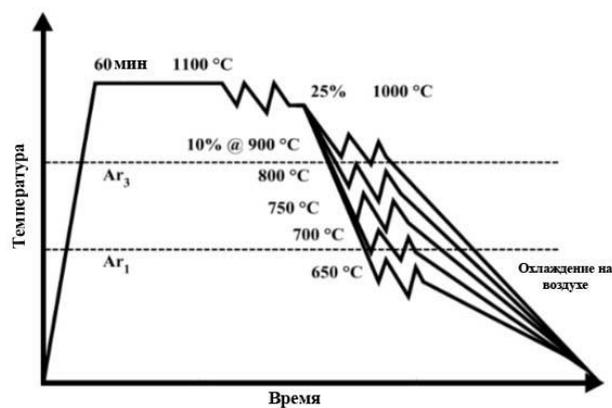


Рисунок 25 – Схема проведения эксперимента по оценке влияния термомеханической обработки на огнестойкость Nb-содержащей стали [118]

Температура нагрева образцов, равная 1100°C, была выбрана для растворения NbC и предотвращения значительного роста зерен аустенита перед лабораторной прокаткой. Общее сокращение прокатки было ограничено из-за небольшой разницы между исходной и конечной толщиной образца. Имитацию черновой стадии проводили при 1000°C, температура имитируемой чистовой прокатки проводилась в интервале 650-900°C. Деформированные образцы охлаждали на воздухе.

Микроструктуры для каждого режима прокатки содержали в основном равноосный феррит и перлит, а также некоторое количество бейнитного феррита [118]. Каждый из лабораторных прокатанных образцов был дополнительно исследован при помощи приставки дифракции отражённых электронов (EBSD) для исследования наличия ферритной субструктуры. Карты качества изображения показали возрастающее присутствие «темных» областей по мере снижения температуры обработки, что указывало на большую деформацию (т. е. сохраненные дислокации) в структуре. Карты EBSD также подтвердили наличие повышенного количества ферритной субструктуры при низких температурах обработки. Результаты EBSD были количественно оценены, и на рисунке 20 показано распределение углов разориентировки для условий прокатки (с интервалом в 10 градусов).

Результаты исследования показывают большую долю малоугловых границ (с углами разориентации от нуля до десяти градусов) содержат образцы при самых низких температурах чистовой прокатки, причем наибольшая доля отмечена при 650°C. Это показывает, что низкотемпературная чистовая прокатка способствовала развитию ферритной субструктуры. Свойства при растяжении при комнатной температуре и 600°C показаны на рисунке 21 [118]. Результаты растяжения показывают, что проведение чистовой прокатки в ферритной области увеличивает прочность как при комнатной температуре, так и при 600°C.

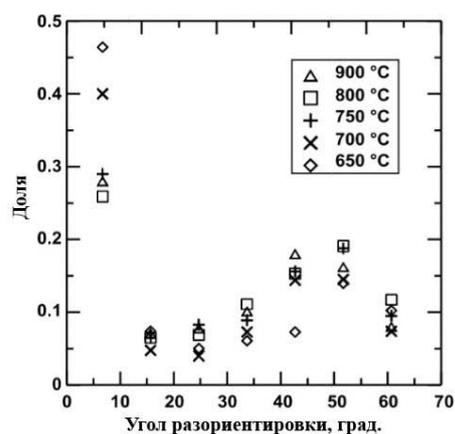


Рисунок 20 – Распределение углов разориентировки для стали Nb, произведенных при лабораторном эксперименте с имитацией чистовой прокатки при температурах от 900 °С до 650 °С [119]

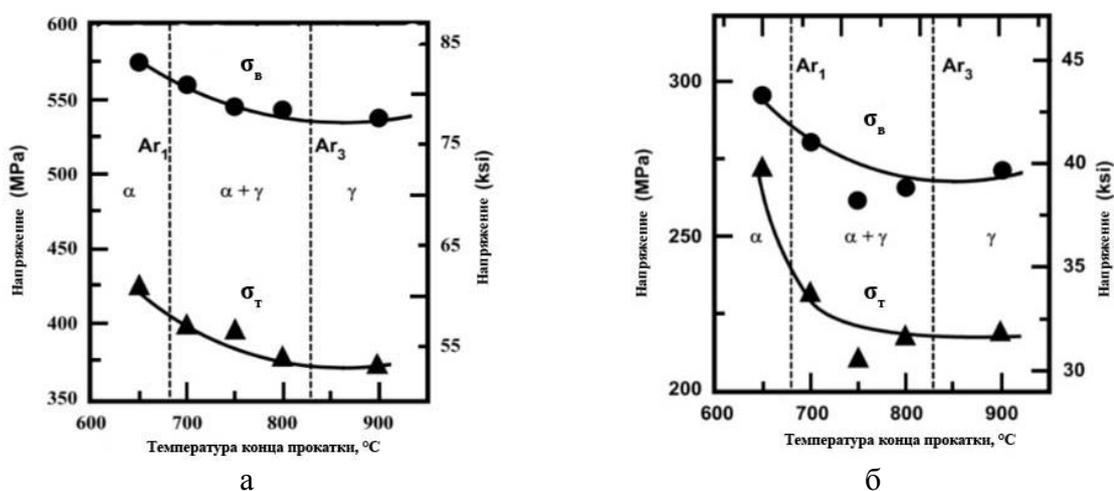
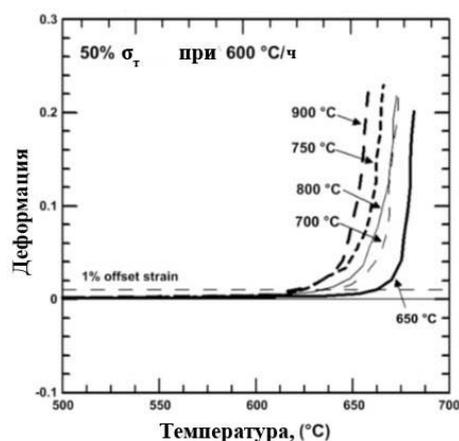
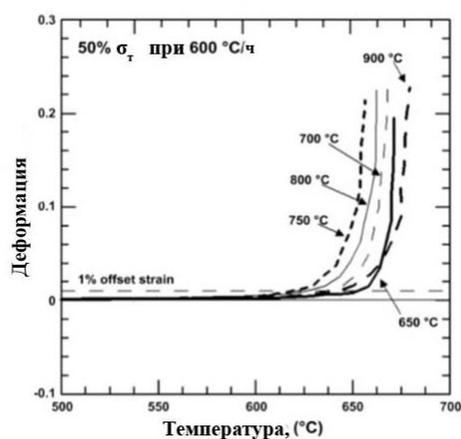


Рисунок 21 – Влияние температуры чистовой прокатки на прочностные характеристики Nb-содержащей стали (10%) при комнатной температуре (а) и 600°C (б) (скорость деформации $3,9 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$) [118]

Для Nb-содержащей стали, произведенной при лабораторном эксперименте проведено испытание с приложением постоянной нагрузки в $0,5 \cdot \sigma_{\text{т}}$ (374 МПа) а также при нагрузке 187 Мпа к образцам, нагретым до температур в интервале 500-700°C. При анализе результатов испытаний (рисунок 22) выявили те же тенденции, что и при проведенных ранее испытаниях на растяжение. Начало пластической деформации (принимается за точку пересечения графика деформации с пунктирной горизонтальной линией деформации, равной 1%) снова происходит при самой высокой температуре для образца финишной прокатки при 650°C, подтверждая, что эта микроструктура может улучшить огнестойкость. Однако важно также отметить, что образец, прокатанный при самой высокой температуре (900°C), демонстрировал самую высокую температуру разрушения, возможно вследствие того, что приложенное напряжение было относительно ниже для этой стали [120].



а



б

Рисунок 22 – Испытания при постоянной нагрузке лабораторной Nb-содержащей стали (10%) при различных температурах: (а) при нагрузке 187 МПа, (б) при нагрузке $0,5 \cdot \sigma_t$ (374 МПа) [120]

Вызывает опасения тот факт, что образец, подвергнутый чистой прокатки в межкритической области (при 650°C) характеризуется меньшей разницей между температурой начала пластической деформации и разрушением образца. Однако в работе [119] показано, что наличие в структуре стали деформированного феррита может быть эффективным и важным механизмом упрочнения огнестойких сталей, благодаря стабильности дислокационной субструктуры, создаваемой при прокатке феррита при относительно низких температурах.

В работе [109] определено, что повышение предела текучести при высоких температурах коррелирует с повышением доли бейнитных структур игольчатого типа в сочетании с дисперсионным упрочнением карбидообразующими элементами такими как ванадий и/или ниобием.

1.9 ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ

1. Анализ изменения свойств конструкционных сталей в процессе разупрочнения при повышенных температурах является важным для понимания и оптимизации их использования. Аустенитные и жаропрочные стали могут быть дороже, но их особенности и механизмы разупрочнения могут быть использованы при разработке новых низколегированных строительных сталей.

2. Механизмы блокировки разупрочнения при повышенных температурах основаны на контроле роста и передвижения дислокаций в кристаллической решетке материала. Было выявлено, что в некоторых жаропрочных сталях добавление легирующих элементов, таких как хром, молибден или вольфрам, способствует образованию стабильных карбидных, нитридных или боридных фаз, которые блокируют передвижение дислокаций при повышенных температурах и предотвращают разупрочнение материала. Также легирование способствует образованию фаз, которые блокируют передвижение дислокаций и повышают температурную стойкость материала.

3. Для достижения требуемого сочетания высокого сопротивления деформации и пластичности в огнестойкой стали необходимо создавать определенные структурные состояния: 1. Несовершенства структуры: введение легирующих элементов может привести к образованию твердых растворов или выделению фаз, которые способны ограничивать движение дислокаций (способствует повышению механических свойств стали); 2. Измельчение зерна: обработка стали с использованием термических или механических методов (обеспечение высокого уровня пластичности и прочности материалов); 3. Развитая субструктура: деформация и обработка стали способствуют формированию разветвленной сети дислокаций или других структурных особенностей (повышение прочностных характеристик); 4. Выделения фаз: некоторые легирующие элементы могут способствовать образованию выделений избыточных фаз, которые препятствуют движению дислокаций.

4. Установлено, что химический состав огнестойких сталей, как правило, характеризуется микролегированием группой сильных карбонитридообразующих элементов, в первую очередь, Nb, V, Mo. При этом ферритная матрица должна быть определенным образом фрагментирована для обеспечения интенсивного выделения дисперсной карбонитридной фазы в интервале температур 550÷650°C.

ГЛАВА 2 Методики и материалы исследования

2.1 Моделирование процессов выделения вторичной фазы в программном обеспечении TC-Prizma программного комплекса Thermo-Calc

Для изучения влияния отдельных легирующих компонентов, которые выделяются в качестве вторичной фазы (карбиды, нитриды, карбонитридов) и термоустойчивость данных выделений было проведено моделирование в программном обеспечении TC-Prizma программного комплекса Thermo-Calc.

Именно вторичные фазы является основным механизмом упрочнения при высокотемпературном воздействии [47-52]. Огнестойкость материала напрямую зависит от количества выделений вторичной фазы и степени их термоустойчивы, так как разупрочнение металла при повышенных температурах процесс неизбежный, он связан с физическими основами металловедения [44, 45]. Выделение вторичной фазы позволяют при нагреве сдерживать рост зерна, замедлить возврат за счет блокировки дислокации.

В Thermo-Calc используется численная зависимость между переменными состояниями, что позволяет производить расчеты любых термодинамических параметров в состоянии равновесия. Исходными параметрами для проведения расчетов с использованием Thermo-Calc являются концентрация компонентов системы, температура и давление. Программный комплекс позволяет моделировать и прогнозировать термодинамические свойства материалов и систем, а также проводить расчеты фазовых равновесий, термодинамического равновесия и прочих параметров, связанных с состоянием равновесия системы.

Программный комплекс Thermo-Calc может быть использован для анализа термодинамических систем в металлургии и материаловедении. Он содержит модули для решения задач по данным направлениям, к которым относится модуль TC-Prizma (Precipitation Module), существенно расширяющий его функциональные возможности. Указанный модуль, позволяет одновременно моделировать формирование, рост/растворение и укрупнение частиц второй фазы при варьируемых условиях термообработки в многокомпонентных и многофазных системах (сталях) с использованием теории Лангера-Шварца и численного подхода Кампмана-Вагнера. Такими системами являются сплавы на основе железа, а именно стали рассматриваемого сортамента.

Исходя из результатов проведенных ранее исследований в качестве базовых вариантов для анализа были выбраны легирующие композиции на основе молибдена, титана, ванадия, ниобия, хрома, бора при минимальном содержании углерода. В TC-Prizma был

произведён следующий эксперимент – моделирование температурного режима огневого воздействия на строительную конструкцию по ГОСТ 30247.0-94 (ИСО 834-75) «Конструкции стальные. Методы испытаний на огнестойкость. Общие требования». Дополнительно при эксперименте регистрировалось формирование второй фазы легирующих элементов, содержание которых соответствовало концентрациям модельных плавок.

Условия проведения эксперимента: выдержка 8 часов при температуре 550°C с целью регистрации формирования частиц второй фазы (карбиды). Температура 550°C моделирует финальную стадию металлургического производства рулонного проката, а именно температуру смотки рулона. Выдержка в течение 8 часов моделирует процесс остывания смотанного рулона. Программа TC-Prizma показывает, что это позволяет гарантировано получить в структуре образцов металла карбиды, стабилизирующие зерно при нагреве.

Далее в программе моделируется нагрев по ГОСТ 30247.0-94, имитирующий огневое воздействие при пожаре. При этом фиксируется температура, обеспечивающая максимальное содержание карбидов легирующих элементов, и температура их полного растворения. Максимальная температура нагрева по ГОСТ 30247.0-94 – 1193°C, скорость нагрева регламентирована данным стандартом.

2.2 Разработка научно-обоснованной концепции композиций микролегирования проката

Для огнестойких сталей ползучесть в обычном смысле считается несущественной, и для кратковременного нагрева разупрочнение сталей описывается фактическим пластическим течением. Соответственно, решение задачи обеспечения огнестойкости состоит в создании препятствий пластическому течению металла при повышенных температурах путем создания препятствий для движения дислокаций. Для повышения высокотемпературных прочностных характеристик строительных сталей, при условии обеспечения в состоянии поставки требуемых прочностных свойств классов прочности С355-С390 и относительно экономном легировании, считаются приемлемыми два основных способа повышения огнестойкости: дополнительное упрочнение стабильными при повышенных температурах дисперсными частицами карбонитридообразующих или иных элементов, или измельчение зерна и создание дислокационной субструктуры за счет применения термомеханической или термической обработки. Еще более существенное повышение прочностных свойств при повышенных температурах может быть получено при использовании сочетания дисперсионного твердения и измельчения структуры. Таким образом, для повышения огнестойкости стали необходимо разработать соответствующие

системы легирования, обеспечивающие достаточный уровень дисперсионного упрочнения при повышенных температурах, и разработать технологию производства стали, обеспечивающую как стандартные требования к строительной стали соответствующего класса прочности, так и мелкозернистую микроструктуру, повышающую сопротивление пластическому течению.

Частицы определенного вида в структуре стали являются эффективными препятствиями для движения дислокаций и соответственно повышения предела текучести стали, в том числе, при повышенных температурах. Для огнестойких сталей необходимо учитывать, что при воздействии высоких температур из-за ускорения диффузионных процессов вероятно коагуляция включений до размеров, оказывающих слабое влияние на торможение движущихся дислокаций. Выделившиеся частицы, находящиеся при высокой температуре в течение достаточно длительного времени, будут укрупняться, расстояние между частицами – увеличиваться, их вклад в упрочнение – падать. В конструкционных дисперсионно-упрочняемых сталях в зависимости от состава могут присутствовать различные упрочняющие фазы. В первую очередь, это карбиды и нитриды - карбиды железа, карбиды легирующих элементов – молибдена, титана, ванадия, ниобия, хрома, и др.; нитриды алюминия, титана, ванадия, и др. В микроструктуре могут присутствовать и комплексные частицы типа (V,Nb) (C,N) и т.д. Также упрочняющей фазой в стали может быть какой-либо элемент, нерастворимый в феррите, например медь, образующая частицы твердого раствора железа в меди с ГЦК-решеткой.

Дисперсионное упрочнение наиболее эффективно в том случае, когда упрочняющая фаза способна к растворению в матрице, выделению и сохранению в дисперсной форме при заданных режимах нагрева и охлаждения, и в условиях эксплуатации. Некоторые фазы не могут вызывать эффективного дисперсионного упрочнения либо из-за быстрого укрупнения или коагуляции (Fe_3C), либо из-за низкой дисперсности и невозможности перевода в твердый раствор (TiN). Эффективное дисперсионное упрочнение могут обеспечивать фазы, растворяющиеся в аустените и выделяющиеся при старении в виде частиц размером ≤ 50 нм. К таким фазам, которые относительно легко получить в низколегированных сталях, относят VC; VN; NbC; TiC и комплексные частицы на их основе. Также может быть использована медь, образующая при достаточно высоком содержании в стали и соответствующей термообработке, частицы с ГЦК-решеткой.

В конструкционных сталях содержание карбонитридообразующих элементов V, Nb, Ti обычно не более 0,1 %. Содержание меди – не более 1,5 %. В этих количествах все упомянутые выше фазы обладают хорошей растворимостью в аустените. Частицы VC при нагреве укрупняются, и полностью растворяются в аустените при температуре около 900 °C.

Фаза VN растворяется в аустените при температуре около 1050 °С, NbC и TiC – около 1120 °С. Температура растворимости TiN составляет более 1250 °С. Таким образом, при типичном нагреве заготовок из конструкционной стали перед прокаткой до температур 1180-1220 °С, элементы, ответственные за дисперсионное твердение, будут переведены в твердый раствор. Исключение представляет Ti, часть которого, связанная азотом, не растворится при нагреве под прокатку, и будет присутствовать в стали в виде крупных частиц TiN. В стали, легированной медью, медь полностью растворяется в аустените при нагреве сразу после достижения температуры полного фазового перехода (для конструкционных сталей ~ 850 °С).

При охлаждении V, Nb, Ti, Cu, находящиеся в твердом растворе, могут образовывать дисперсные частицы, однако, между выделением частиц на основе этих элементов будут наблюдаться существенные различия. VC выделяется при охлаждении на воздухе в процессе ферритного превращения, либо, при использовании ускоренного охлаждения (УО) ванадий фиксируется в твердом растворе, выделение VC происходит только при нагреве стали, максимум выделений наблюдается при нагреве до температур 580-600 °С. Размер частиц 2-5 нм, при перестаривании частицы укрупняются до 10-20 нм. Выделение VN так же, как и в предыдущем случае, в основном происходит при охлаждении стали на воздухе ниже температуры начала ферритного превращения (A_{f3}), или после дополнительного нагрева до температур 550-650 °С после применения УО. Особенностью частиц VN является возможность их выделения при пластической деформации в аустените при температурах ниже 900 °С, такие частицы обычно более крупные (до 50 нм), чем ферритные частицы (обычно, до 5 нм). Выделение частиц NbC так же, как и VN, происходит в 2 этапа. В аустените, в интервале температур 900-1000 °С, в зависимости от содержания Nb, происходит выделение относительно крупных (20-50 нм) частиц, часто на подложке из TiN, пластическая деформация усиливает степень выделения. Nb, не выделившийся в аустените, может, как и VC, выделяться в виде наноразмерных частиц (2-5 нм) в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, или, в случае применения УО, при последующем нагреве до температур 550-600 °С. Выделение частиц TiC также происходит также в 2 этапа – частичное выделение крупных частиц в аустените под воздействием деформации, основное выделение наночастиц размером до 10 нм – либо в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, или, в случае применения УО, при последующем нагреве до температур 600-650 °С. В стали, легированной медью, выделение наночастиц ГЦК меди размером до 10 нм из твердого раствора в феррите происходит в основном при нагреве до температур 550-600 °С. Из аустенита при прокатке медь не выделяется. При охлаждении стали с медью на воздухе возможно частичное выделение меди в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, однако основное количество частиц выделяется при

последующем нагреве. Перестаривание при температурах около 650 °С приводит к коагуляции частиц, эффект упрочнения снижается.

Применение Мо в огнестойких сталях, микролегированных Nb, V, и в высокопрочных ферритных сталях с Ti обусловлено тем, что наличие Мо в твердом растворе увеличивает растворимость карбонитридообразующих элементов в аустените, тем самым усиливая эффект выделения частиц в феррите. Также Мо подавляет аннигиляцию дислокаций при высокой температуре, образование слоя атомов Мо вокруг выделений карбидов снижает скорость карбидообразования за счет замедления диффузии атомов. При этом большая часть Мо находится в растворе феррита. Образование карбонитридов Мо является еще одним важным аспектом его вклада в высокотемпературную прочность, оно вызывает вторичный пик твердения в диапазоне 550-650 °С, что благоприятно для огнестойких сталей.

Таким образом, в стали, микролегированной Nb, Ti, V, возможно, с добавками Мо, и стали, легированной медью, способны образовываться частицы, эффективно тормозящие процессы разупрочнения при повышенных температурах.

Для разработки новой огнестойкой строительной стали необходимо опробовать различные концепции легирования для формирования различных типов частиц (VC, NbC, VN, TiC, Cu), их сочетаний, а также исследовать влияние Мо на термическую стабильность выделений при повышенных температурах.

2.3 Выбор концепции легирования огнестойких сталей для проведения лабораторных экспериментов и исследовательских испытаний

Исходя из необходимости детально изучить влияние отдельных элементов химического состава и их сочетаний на прочностные свойства сталей при повышенных температурах (огнестойкость), запланировали выплавку модельных плавков в лабораторной печи. При разработке химического состава модельных плавков в базовый состав C-Mn стали (0,06- 0,09 C в зависимости от легирования карбидообразующих элементов, 1,1-1,3 % Mn), легировали одним из элементов – Nb, V, Ti в количестве 0,07-0,10 %. Сталь с V имеет более высокое содержание углерода, стали с Nb и Ti – более низкое. В случае с Nb более низкое содержание углерода обусловлено снижением растворимости данного элемента при нагреве до 1150-1200 °С при более высоком содержании углерода в стали. В случае с Ti более низкое содержание углерода обусловлено тем, что карбиды титана значительно снижают вязкость металла, и для компенсации необходимо снижать содержание C. Далее для исследования влияния Мо дополнительно легировали модельные плавки Мо в количестве 0,10-0,20 %. Данной вариация легирующих элементов позволит оценить влияния каждого элемента на

огнестойкость плавок и при этом оценить вклад Mo на повышение прочности при повышенных температурах.

Далее были изготовлены модельные плавки с совместным легированием Mo-Cr-V-Ti-Nb с бором и без бора, а также модельные плавки без дорогостоящего Mo, но с повышенным содержанием Cr.

2.4 Описание базовой технологии термомеханической обработки (ТМО) для проведения лабораторных экспериментов и исследовательских испытаний

Известно, что уплотнение дислокационной субструктуры повышает высокотемпературные свойства сталей [34-46]. Получение мелкозернистых структур промежуточного превращения типа низкоуглеродистого бейнита вместо полигонального феррита с малой плотностью дислокаций имеет важное значение для повышения огнестойкости сталей. Наиболее перспективной технологией получения таких структур является технология термомеханической обработки (ТМО), которая позволяет обеспечить, с одной стороны, мелкозернистую микроструктуру стали, и с другой стороны, зафиксировать в твердом растворе достаточное количество карбидообразующих элементов для их дальнейшего выделения при нагреве до температуры пожара.

Особенности прокатки на широкополосном стане (ШПС) состоят в том, что количество стадий деформации ограничено количеством клетей, что предусматривает ее высокую степень в каждом проходе с целью получения из сляба штрипса требуемой толщины. Процесс термомеханической прокатки характеризуется окончательной стадией деформации в температурном интервале отсутствия рекристаллизации аустенита. При горячей прокатке полосы для снижения сопротивления деформации из-за ограниченной мощности клетей необходимо повысить температуру обработки, что обеспечивается более высокой температурой нагрева под прокатку и режимами деформации. Вследствие высокой скорости деформации и коротких временных интервалов между проходами в чистовой группе клетей полосового стана выделение карбонитридов, вызванное деформацией, в горячекатаной полосе не успевает пройти полностью, как в толстолистовой стали. Специфическим этапом технологии производства листового проката на широкополосном стане является стадия медленного остывания полосы после смотки ее в рулон. От температуры смотки зависит выделение карбонитридов из твердого раствора, при низких температурах смотки (менее 550°C) выделение ограничено, более высокие температуры смотки (около 600°C) приводят к полному выделению частиц, температуры около 650°C и

выше могут привести к укрупнению частиц и снижению эффекта дисперсионного упрочнения.

2.5 Разработка плана лабораторных экспериментов по моделированию производства полос из огнестойкой стали

Для определения влияния легирующих компонентов на огнестойкости и механические свойства было выплавлено 11 модельных плавков, в качестве основных легирующих компонентов были выбраны Cr, Nb, V, Ti, W. Выплавка модельных плавков и изготовления слитков в экспериментально-промышленном комплексе ЦНИИчермет на вакуумной индукционной печи модели ВИП-100 (рисунок 23).

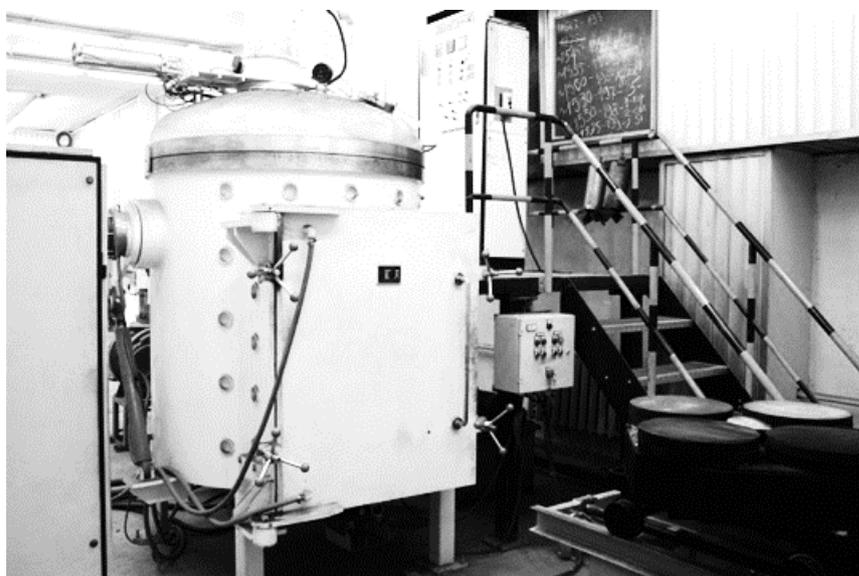


Рисунок 23 - Вакуумная индукционная печь сталеплавильного отделения экспериментально-промышленного комплекса ВИП-100

Выплавка модельных плавков была разделена на два этапа исследования.

Первый этап исследования включал в себя 6 модельных плавков с микролегированием Nb, V, Ti или Nb+Mo, V+Mo, Ti+Mo (плавки 1-1,2; 2-1,2; 3-1,2), а также 2 плавки стали типа 06МБФ без бора и с добавкой бора (плавки 4-1,2).

Второй этап исследований включал 3 модельные плавки с заменой молибдена на хром: две плавки с системой легирования Cr+Nb+V (плавки 5, 6) и одну плавку по типу 6, но с большим содержанием Nb.

Химический состав представлен в таблицах 4-5.

Таблица 4 – Химический состав первого этапа исследования

Плавки	Система легирования	Содержание элементов, % (масс.)													
		C	Si	Mn	S	P	Al	Cr	Ni	Nb	Ti	V	Mo	N	B
1-1	Nb	0,071	0,30	1,20	0,004	0,003	0,017	0,03	0,01	0,076	0,003	-	-	0,0039	-
1-2	Nb-Mo	0,068	0,31	1,19	0,004	0,003	0,008	0,03	0,01	0,076	0,004	-	0,16	0,0035	-
2-1	Ti	0,066	0,28	1,20	0,004	0,003	0,037	0,02	0,02	-	0,077	-	-	0,0032	-

Продолжение таблицы 4

2-2	Ti-Mo	0,070	0,28	1,15	0,004	0,003	0,030	0,02	0,03	-	0,072	-	0,16	0,0026	-
3-1	V-Mo	0,087	0,27	1,18	0,004	0,003	0,053	0,04	0,02	-	0,005	0,092	-	-	-
3-2	V	0,084	0,25	1,19	0,005	0,004	0,054	0,06	0,04	-	0,006	0,090	0,16	-	-
4-1	Ti-Mo-Nb-V-Cr	0,092	0,26	0,72	0,004	0,003	0,027	0,67	0,02	0,038	0,025	0,085	0,16	-	-
4-2	Ti-Mo-Nb-V-Cr -B	0,089	0,27	0,72	0,004	0,003	0,018	0,67	0,02	0,039	0,025	0,085	0,16	-	0,0080

Таблица 5 – Химический состав второго этапа выплавки

Плавки	Система легирования	Содержание элементов, % (масс.)													
		C	Si	Mn	S	P	Al	Cr	Ni	Nb	Ti	V	Mo	N	B
5	Cr-Nb-V-Ti-B	0,079	0,24	0,72	0,004	0,001	0,011	0,32	0,02	0,021	0,018	0,085	-	0,0035	0,0020
6	Cr-Nb-V-Ti	0,067	0,30	0,69	0,005	0,004	0,008	0,66	0,03	0,020	0,019	0,083	-	0,0029	-
7	Cr-↑Nb-V-Ti	0,067	0,30	0,70	0,005	0,004	0,009	0,68	0,02	0,059	0,020	0,077	-	-	-

Для изготовления образцов проката на лабораторном прокатном стане ДУО 300 в экспериментально-промышленном комплексе ФГУП «ЦНИИчермет» необходимо учитывать, как физические принципы ТМО для разработанных составов, так и максимальное подобие режимов прокатки и охлаждения по режимам, применяемым в промышленности (рисунок 24). В части энергосиловых параметров лабораторный стан ДУО 300 вполне сопоставим с промышленными станами 2800, 5000 и ШПС 2000 ПАО «Северсталь», однако ограничения, связанные с толщиной прокатываемых на лабораторном стане заготовок (до 100 мм) по сравнению с толщиной промышленных слябов 200-310 мм не позволяют обеспечить полную сходимость режимов деформации. Тем не менее, сходимость результатов лабораторного и промышленного изготовления проката вполне достаточна для предварительной оценки микроструктуры, механических свойств и хладостойкости.

С точки зрения структурообразования, при изготовлении проката огнестойких сталей, выплавленных в лабораторных печах, задача состоит в нагреве до температуры, обеспечивающей максимальную растворимость карбонитридообразующих элементов, прокатке в температурных интервалах, обеспечивающих не только максимальное измельчение зерна, но и минимальное выделение неэффективных крупных частиц карбонитридов в аустените. Наиболее подходящим режимом является нагрев до температуры 1180-1200 °С и 2-х стадийная контролируемая прокатка с междеформационной паузой в интервале температур 1000-900 °С, неблагоприятном с точки зрения интенсивного выделения частиц при деформации. Охлаждение прокатанных полос проводят по режимам, имитирующим технологию производства рулонного проката. Для имитации последеформационного охлаждения на стане типа ШПС-2000 была

проведена имитация смотки рулона после ускоренного охлаждения. Выбранная температура смотки 450-550°C, была выбрана исходя из технических возможностей моталок ШПС-2000, с другой стороны, для предотвращения выделений частиц в процессе замедленного охлаждения рулона, температура не должна быть достаточно низкой.



а



б

а) стан горячей прокатки, б) установка ускоренного охлаждения
Рисунок 24 - Прокатное оборудование ЭПК ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»

Температура нагрева под прокатку составила 1200 °С, длительность выдержки после достижения заданной температуры нагрева составила 1 час. Режим деформации приведен в таблице 6. Заданные и фактические температурные режимы прокатки и последеформационного охлаждения полос представлены в таблицах 7-8.

Таблица 6 – Режим деформации при производстве полос толщиной 12мм

№ прохода	Начальная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Обжатие, %
1	80	68	15,0
2	68	58	14,7
3	58	48	17,2
4	48	40	16,7
5	40	30	25,1
6	30	23	23,3
7	23	18	21,7
8	18	14	22,2
9	14	12	14,3

Таблица 7 – Фактические температурные режимы производства полос из сталей лабораторных плавки 1-4 (1,2), первого этапа исследования

№ плавки	Черновая стадия прокатки		Чистовая стадия прокатки		Ускоренное охлаждение			
	T _н , °С	T _к , °С	T _н , °С	T _к , °С	T _н , °С	T _к , °С	Время охл., с	Voхл, °С/с
1-1	1167	1043	900	820	770	350	60	7,0
1-2	1155	1047	890	810	770	450	50	6,4
2-1	1155	1035	880	790	760	400	70	5,1
2-2	1100	1025	890	810	790	400	62	6,3
3-1	1147	1058	890	790	768	350	60	7,0
3-2	1154	1045	890	807	770	300	62	7,6
4-1	1137	1020	890	803	780	300	57	8,4
4-2	1137	1043	890	810	785	350	66	6,6

Таблица 8 – Фактические температурные режимы производства полос из сталей лабораторных плавов № 5-7, второго этапа исследования

Плавка	Черновая стадия прокатки		Чистовая стадия прокатки		Ускоренное охлаждение			
	$T_n, ^\circ\text{C}$	$T_k, ^\circ\text{C}$	$T_n, ^\circ\text{C}$	$T_k, ^\circ\text{C}$	$T_n, ^\circ\text{C}$	$T_k, ^\circ\text{C}$	Время охл., с	$V_{\text{охл.}}, ^\circ\text{C}/\text{с}$
5	1135	1044	930	810	770	550	11	20
6	1165	1047	950	840	815	450	16	22,8
7-1	1178	1057	940	815	800	520	15	18,7
7-2	1162	1054	950	818	785	465	17	18,8

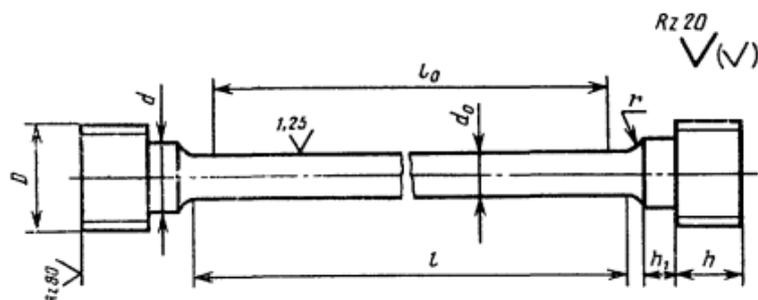
В дальнейшем для проката после ускоренного охлаждения, проведена имитация смотки проката в рулон по следующей схеме:

- загрузка проката в разогретую до $550\text{ }^\circ\text{C}$ печь, для плавки 7 было выбрано две температуры смотки 500 и $550\text{ }^\circ\text{C}$;

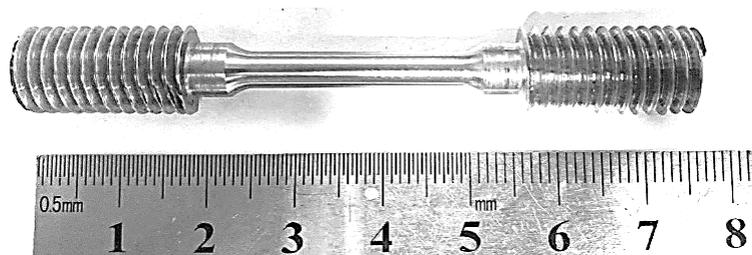
- охлаждение проката вместе с печью в течение 24 часов.

Для анализа микроструктуры на оптическом микроскопе образцы были протравлены в 2-3 %-ом растворе азотной кислоты в спирте. Также для более детального анализа микроструктуры и избыточных фаз был использован метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с помощью электронного микроскопа JEM200СХС с ускоряющим напряжением 120 кВ . Для ПЭМ были изготовлены фольги методом электронной полировки с применением электролита на основе хромового ангидрида и ортофосфорной кислоты.

Испытания на растяжение при комнатной и повышенной температурах проводили на универсальной разрывной машине Zwick Z250. Образцы для исследования были цилиндрической формы типа В по ГОСТ 9651–84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах» (рисунок 25). Испытания при повышенных температурах проводили по следующему режиму: нагрев $\leq 10\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$, выдержка при заданной температуре не менее 15 минут, одноосное растяжение.



а



б

а) – схема образца; б) – внешний вид образца

Рисунок 25 – Образец на растяжение при повышенной температуре по ГОСТ 9651-84

Для оценки уровня жароустойчивости использовали коэффициент огнестойкости YS , который определяется как отношение фактического предела текучести образца при температуре $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ к его пределу текучести при комнатной температуре $YS = \sigma_{T^{600^{\circ}\text{C}}} / \sigma_{T^{20^{\circ}\text{C}}}$.

Испытания для определения ударной вязкости при отрицательных температурах проводили по ГОСТ 9454-78 «Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах» типа образца 1 и 11. Испытания проводились при отрицательных температурах: для V-образного надреза -20 и $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, для U-образного -40 и $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Для построения термокинетических диаграмм (ТКД) для выбранных композиций микролегирования низколегированного малоуглеродистого высокопрочного проката с повышенной огнестойкостью были проведены дилатометрические испытания на закалочно-деформационном дилатометре DIL 805 A/D (рисунок 26).



Рисунок 26 – Закалочно-деформационном дилатометре DIL 805 A/D

Для проведения испытаний для каждого образца, соответствующего выбранной легирующей композиции, было подготовлено по 10 образцов, размером $\text{Ø}4 \times 10 \text{ мм}$. Вырезка образцов производилась при помощи электроэрозионного станка CHMER GX360L, позволяющего избежать перегрева материала. Подготовленные образцы нагревались до заданной температуры, выдерживались в течение 1,5 минут и затем охлаждались с разными

скоростями. Скорости охлаждения составляли от $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$. После этого для каждого образца определялись структурные характеристики.

Глава 3 Создание лабораторного проката строительной стали с повышенной огнестойкостью

3.1 Анализ термодинамического моделирования процесса структурообразования при производстве огнестойкого строительного проката

Цель моделирования заключается в определении легирующего элемента, с наиболее высокой температурой растворения при нагреве. Это означает, что установленный элемент и карбиды на его основе более длительное время сдерживают рост зерна при нагреве, а это тормозит процесс разупрочнения металла. Концентрации элементов приняты с учетом соответствия требованиям к свариваемости будущей строительной конструкции (углеродный эквивалент $\leq 0,46$).

Эксперимент 1 – оценка влияния молибдена на огнестойкость металла.

Модельные концентрации – Мо 0,15 %; С 0,08 %.

Результат математического моделирования приведен на рисунке 27.

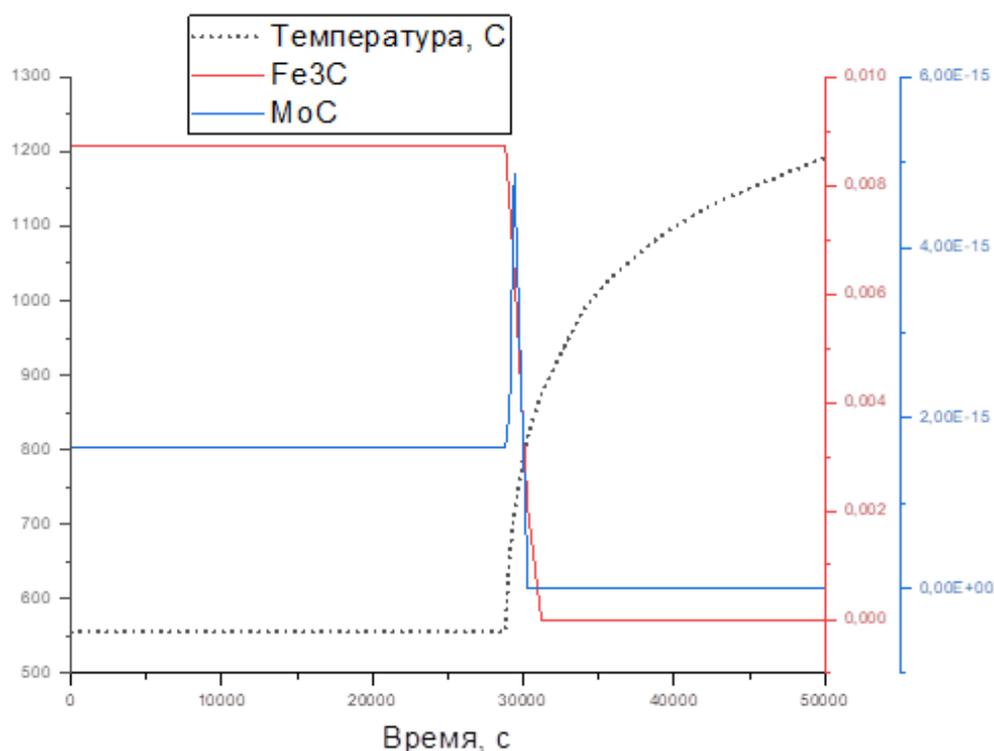


Рисунок 27 – Математическое моделирование влияния молибдена на огнестойкость металла

Согласно графику, было выявлено, что формируются карбиды молибдена MoC и железа Fe₃C.

MoC – максимальная концентрация при 720 °С, полное растворение 800 °С.

Fe₃C – максимальная концентрация при 556 °С, полное растворение 820 °С.

Эксперимент 2 – оценка влияния молибдена и ниобия на огнестойкость металла.

Модельные концентрации – Mo 0,15 %; Nb 0,08 %; C 0,08 %.

Результат математического моделирования приведен на рисунке 28.

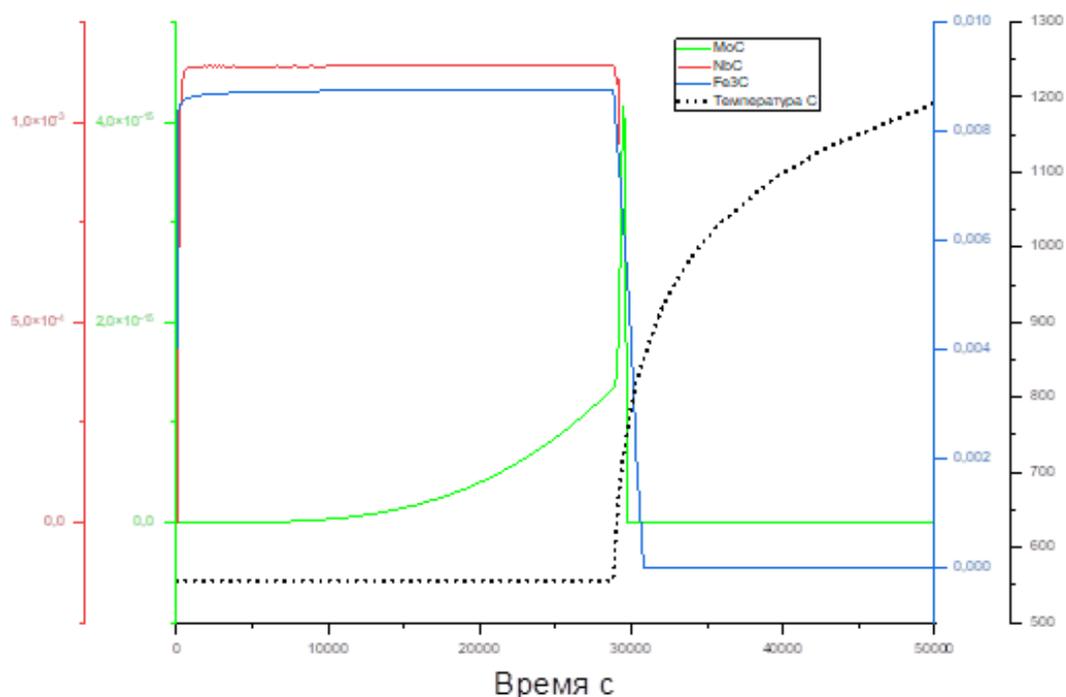


Рисунок 28 – Математическое моделирование влияния молибдена и ниобия на огнестойкость металла

Согласно графику, формируются карбиды молибдена MoC, ниобия NbC и железа Fe₃C.

MoC – максимальная концентрация достигается при температуре 720 °С, полное растворение происходит при температуре 821 °С.

NbC – максимальная концентрация достигается при температуре 556 °С, так же как и у Fe₃C полное растворение достигается при температуре 875 °С.

Эксперимент 3 – оценка влияния молибдена и титана на огнестойкость металла.

Модельные концентрации – Mo 0,15 %; Ti 0,09 %; C 0,08 %.

Результат математического моделирования приведен на рисунке 29.

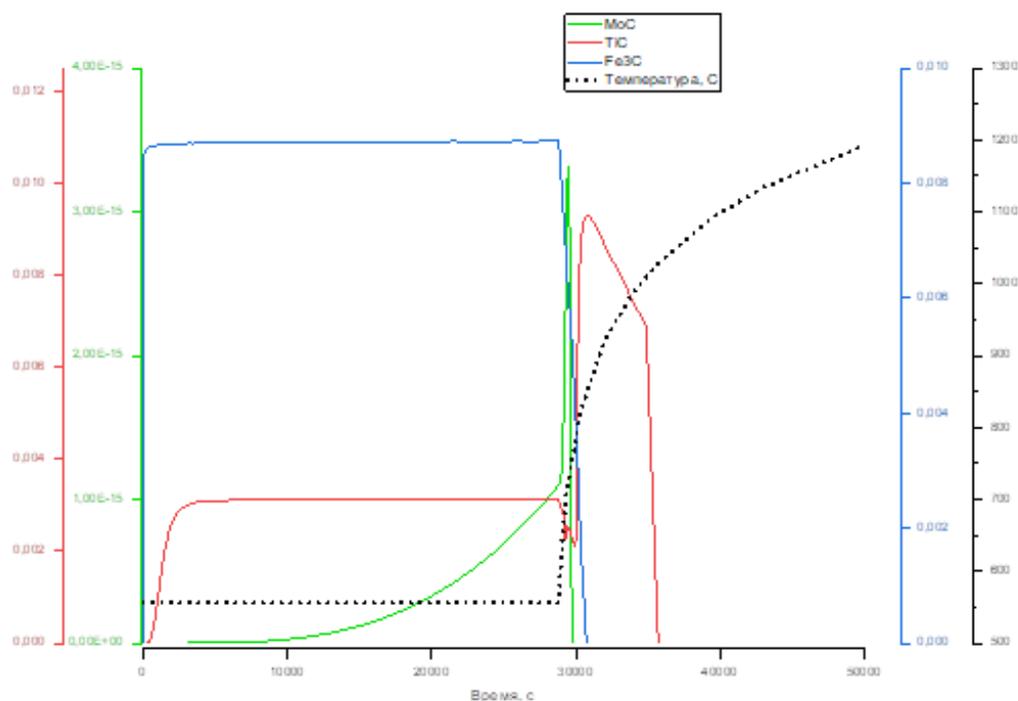


Рисунок 29 – Математическое моделирование влияния молибдена и титана на огнестойкость металла

Согласно графику, формируются карбиды молибдена MoC, титана TiC и железа Fe₃C.

MoC – максимальная концентрация при 720 °C, полное растворение 800 °C.

TiC – максимальная концентрация при 850 °C, полное растворение 1029 °C.

Fe₃C – максимальная концентрация при 556 °C, полное растворение 820 °C.

По результатам данного эксперимента отмечена более высокая теплоустойчивость карбида титана по сравнению с карбидом молибдена. Введение ниобия в данный модельный химический состав не оказало бы влияния на термоустойчивость карбидов титана, а сам карбид ниобия будет иметь максимальную концентрацию при аналогичной температуре, которая была определена для него в эксперименте 2 (556 °C).

Эксперимент 4 – оценка влияния молибдена и ванадия на огнестойкость металла.

Модельные концентрации – Mo 0,15 %; V 0,09 %; C 0,08 %.

Результат математического моделирования приведен на рисунке 30.

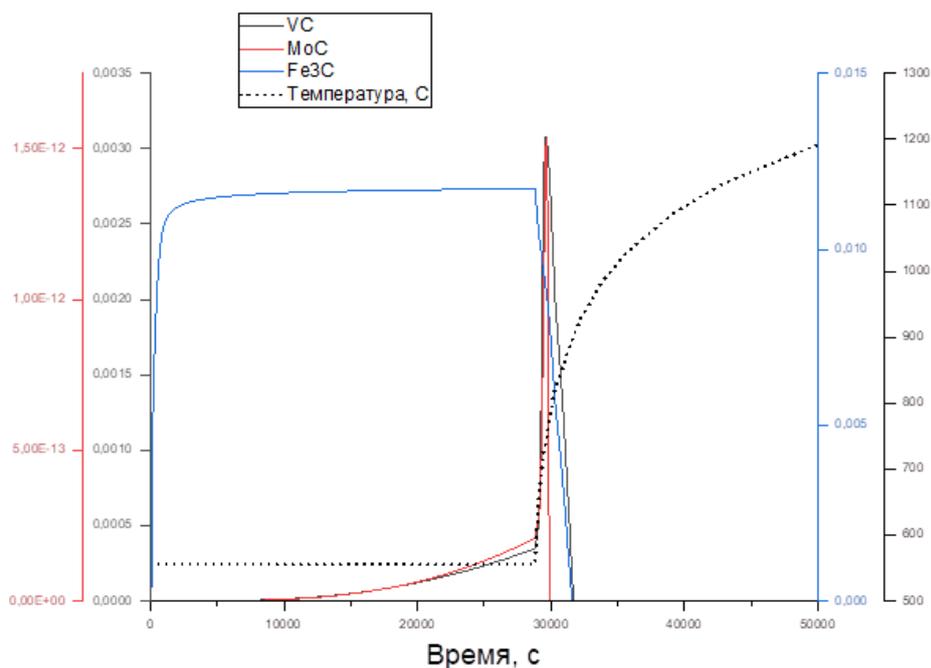


Рисунок 30 – Математическое моделирование влияния молибдена и ванадия на огнестойкость металла

Согласно графику, имеет место формирование карбидов молибдена MoC, ванадия VC и железа Fe₃C.

VC – максимальная концентрация при 720 °C, полное растворение 925 °C.

MoC – максимальная концентрация при 720 °C, полное растворение 820 °C.

Fe₃C – максимальная концентрация при 556 °C, полное растворение 925 °C.

Карбиды ванадия не отличаются высокой теплоустойчивостью, их поведение при нагреве аналогично карбидам молибдена.

Эксперимент 5 – оценка влияния комплексного химического состава – молибден, ванадий, хром, ниобий, бор – на огнестойкость металла.

Модельные концентрации – Mo 0,15 %; V 0,09 %; Cr 0,7 %; Nb 0,08 %; B 0,03 %; C 0,08 %.

Результат математического моделирования приведен на рисунке 31.

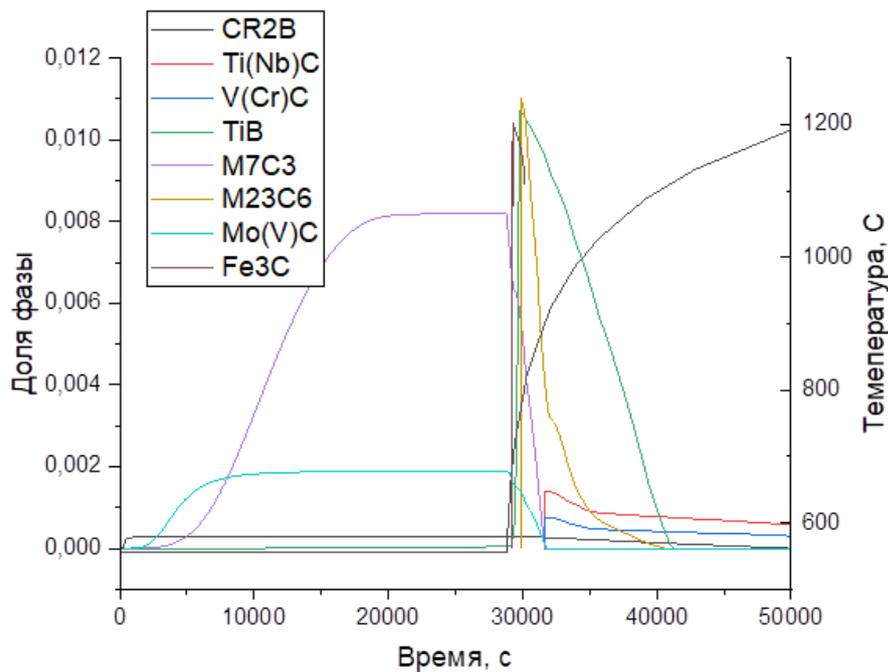


Рисунок 31 – Математическое моделирование влияния комплексного химического состава на огнестойкость металла

Согласно графику, формируются карбиды и бориды легирующих элементов, а также частиц второй фазы более сложного состава.

Cr_2B – максимальная концентрация при 650 °С, полного растворения не происходит до температуры 1200 °С.

$\text{Ti}(\text{Nb})\text{C}$ – максимальная концентрация при 900 °С, полного растворения не происходит до температуры 1200 °С.

$\text{V}(\text{Cr})\text{C}$ – максимальная концентрация при 900 °С, полного растворения не происходит до температуры 1200 °С.

TiB – максимальная концентрация при 750 °С, полное растворение 1150 °С.

Cr_7C_3 – максимальная концентрация при 550 °С, полное растворение 925 °С.

Cr_{23}C_6 – максимальная концентрация при 750 °С, полное растворение 1150 °С.

$\text{Mo}(\text{V})\text{C}$ – максимальная концентрация при 550 °С, полное растворение 925 °С.

Fe_3C – максимальная концентрация при 650 °С, полное растворение 925 °С.

Использование рассмотренного комплексного химического состава позволяет задействовать механизмы последовательного формирования и растворения частиц второй фазы. Так, например, часть карбидов полностью растворяется при 925 °С ($\text{Mo}(\text{V})\text{C}$, Fe_3C), а часть карбидов при этой температуре имеет максимальную концентрацию ($\text{Ti}(\text{Nb})\text{C}$, $\text{V}(\text{Cr})\text{C}$). То есть огнестойкость должна обеспечиваться более длительное время и до более высоких

температур. Наибольшей теплоустойчивостью обладают включения на основе титана: сначала борид титана, далее при более высоких температурах – комплексный карбид титана и ниобия.

Таким образом в ходе выполнения данного этапа было проведено термодинамическое моделирование процессов формирования второй фазы для различных легирующих композиций огнестойкого строительного проката. Рассмотрено пять вариантов легирования сталей рассматриваемого сортамента, анализ которых позволяет оценить характер и эффективность влияния на структурно-фазовые характеристики как отдельных легирующих компонентов, так и их комплексного воздействия.

По результатам расчетов с использованием программного комплекса *Thermo Calc-Prizma* можно рекомендовать совместным микролегированием огнестойких строительных сталей титаном, ванадием, хромом и бором поскольку включения на основе данного химического элемента (карбиды и бориды) продемонстрировали максимальное выделение вторичной фазы с высокой теплоустойчивостью.

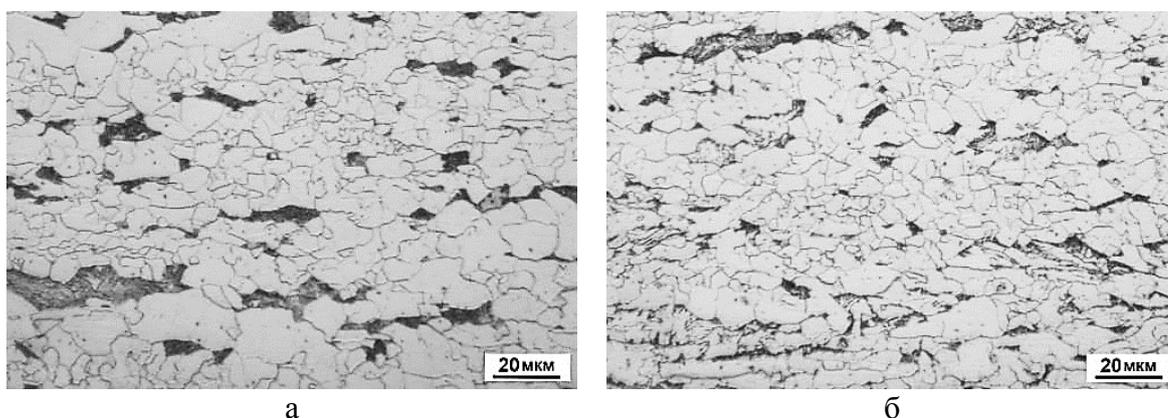
3.2 Анализ физико-механических и структурных характеристик лабораторных образцов проката первой серии плавков

3.2.1 Исследование микроструктуры лабораторных образцов проката первой серии плавки с помощью оптического микроскопа

Проведено исследование микроструктуры лабораторных образцов проката плавков 1-1(Nb), 1-2(Nb-Mo), 2-1(Ti), 2-2(Ti-Mo), 3-1(V), 3-2(V-Mo), 4-1(Ti-Nb-V-Mo-Cr), 4-2(Ti-Nb-V-Mo-Cr-V) после проведения ТМО – химический состав был представлен в таблице 4, режимы прокатки – в таблице 6-7. Исследование микроструктуры проводили на $\frac{1}{4}$ по толщине проката при увеличении $\times 400$.

Характерный вид микроструктуры плавки 1-1 (Nb) показан на рисунке 32 а. Микроструктура плавки 1-1 (Nb), состоит из феррита и перлита. Матрица структуры плавки 1-1 (Nb) состоит в основном из полиэдрического феррита, также в структуре образца наблюдается относительно крупные зерна полиэдрического феррита, которые вероятно всего выделились до начала проведения ускоренного охлаждения. Содержание углеродсодержащей фазы составляет около 7-10 %, которая представляет собой частично высокоуглеродистый бейнит или вырожденный перлит. Средний размер зерна у плавки 1-1 (Nb) составляет 7 мкм.

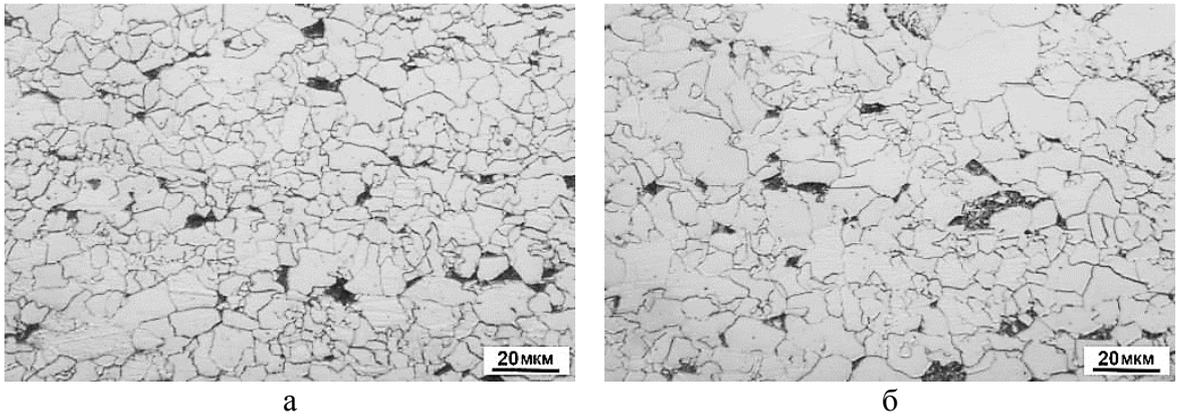
Характерный вид микроструктуры плавки 1-2 (Nb-Mo) показан на рисунке 32 б. Легирование молибденом привело к уменьшению доли полиэдрического феррита и появлению в матрице структуры стали квазиполигонального феррита. Матрица структуры образца представляет собой полиэдрический и квазиполигональный феррит, относительно крупные зерна которого, вероятно, образовались до начала ускоренного охлаждения. Углеродсодержащая фаза, доля которой около 7 %, предположительно частично представляет собой высокоуглеродистый бейнит. Наблюдаются частицы коагулировавшего цементита по границам зерен квазиполигонального феррита. Средний размер зерна у плавки 1-2 (Nb-Mo) составляет 7 мкм.



а) плавка 1-1 (Nb); б) плавка 1-2 (Nb-Mo)

Рисунок 32 – Микроструктура плавки 1, увеличение $\times 400$

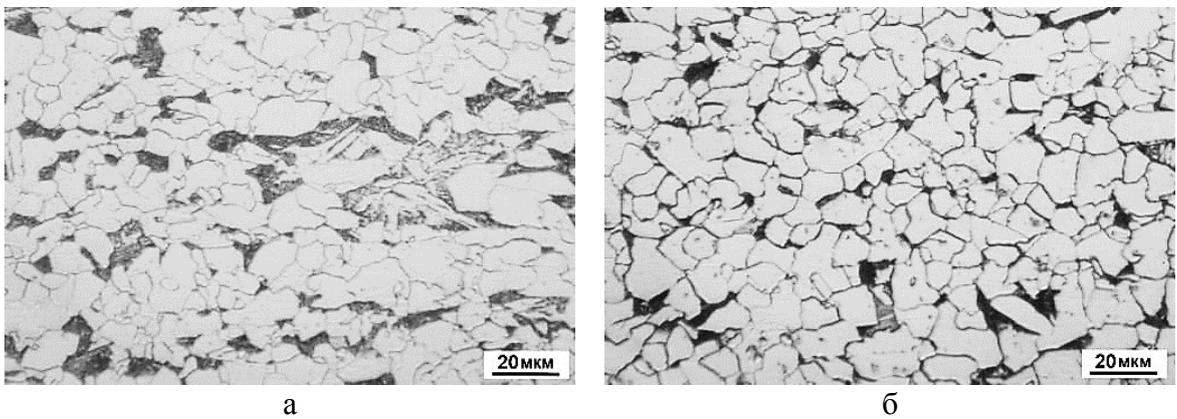
Характерный вид микроструктуры плавков 2-1 (Ti) и 2-2 (Ti-Mo) показан на рисунке 33. Введение в сталь молибдена незначительно влияет на вид микроструктуры образцов. Микроструктура плавки 2-1 (Ti) отличается от ранее исследованных образцов более низкой долей углеродсодержащей фазы, доля которой не превышает 2-3%. Учитывая то, что содержание углерода в стали плавков 1 и 2 отличается незначительно, снижение доли углеродсодержащей фазы, вероятно, является следствием относительного высокого содержания титана в стали плавков 2, что привело к связыванию части углерода в TiC. Матрица структуры плавков 2-1 (Ti) и 2-2 (Ti-Mo), представляет собой полиэдрический и квазиполигональный феррит, углеродсодержащая фаза – высокоуглеродистый бейнит (вырожденный перлит). Средний размер зерна у плавков 2-1 (Ti) и 2-2 (Ti-Mo) составляет 6 мкм.



а) плавка 2-1 (Ti); б) плавка 2-2 (Ti-Mo)

Рисунок 33 – Микроструктура плавки 2, увеличение x400

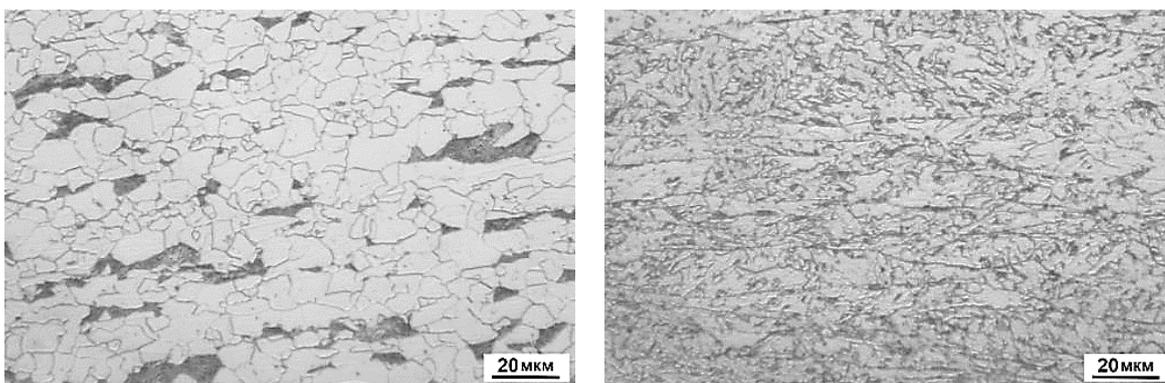
Характерный вид микроструктуры плавки 3-2(V) и 3-1 (V+Mo) показан на рисунке 34. Микроструктура плавки 3-2 (V) и 3-1 (V+Mo), является феррито-перлитной: матрица структуры состоит из квазипolygonального и полиэдрического феррита, углеродсодержащая фаза, доля которой около 10-15%, предположительно представляет собой высокоуглеродистый бейнит. Микроструктура образцов от полосы плавки 3-2 (V), отличается более дисперсной структурой и меньшей долей высокоуглеродистого бейнита в структуре стали. Средний размер зерна у плавки 3-2 (V) и 3-1 (V+Mo) составляет 8 мкм.



а) плавка 3-1 (V-Mo); б) плавка 3-2 (V)

Рисунок 34 – Микроструктура плавки 3, увеличение x400

Характерный вид микроструктуры плавки 4-1(Ti-Nb-V-Mo) является преимущественно ферритной: матрица структуры состоит из относительно крупных зерен полиэдрического феррита, выделившегося до начала ускоренного охлаждения, и более мелких зерен квазипolygonального феррита, углеродсодержащая фаза (доля которой около 10-15%) предположительно представляет собой высокоуглеродистый бейнит (рисунок 35, а). Средний размер зерна у плавки 4-1(Ti-Nb-V-Mo) составляет 6 мкм.



а) плавка 4-1(Ti-Nb-V-Mo-Cr); б) плавка 4-2(Ti-Nb-V-Mo-Cr-B)
Рисунок 35 – Микроструктура плавки 4, увеличение $\times 400$

Характерный вид микроструктуры образцов от полос плавки 4-2(Ti-Nb-V-Mo-B) показан на рисунке 35 б. Введение в сталь бора, как известно, повышающего прокаливаемость стали, привело к формированию полностью бейнитной структуры стали.

Анализ микроструктуры лабораторных образцов показал, что легирование молибденом до 0,16% способствует образованию бейнитной составляющей в структуре и образованию квазиполигонального феррита, который обладает большой плотностью дислокации, в отличие от полигонального феррита. Показано, что добавления бора до 0,008 % способствует увеличению прокаливаемости и приводит к получению полностью бейнитной структуре в плавке 4-2 (Ti-Nb-V-Mo-B). У всех плавок размер зерна не сильно отличается и не превышает 8 мкм. Добавления молибдена не привело к уменьшению зеренной структуры.

3.2.2. Исследование микроструктуры лабораторных образцов проката первой серии плавки с помощью просвечивающего электронного микроскопа

3.2.2.1. Исследование микроструктуры образца плавки 1-2(Nb-Mo)

Матрица структуры образцов представляет собой полиэдрический феррит (рисунок 36, а). Также встречаются участки квазиполигонального феррита (рисунок 36, б) с более высокой плотностью дислокаций (рисунок 37, б).

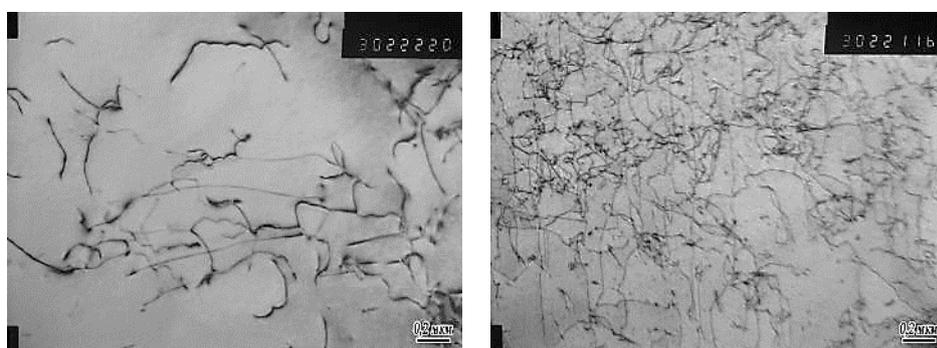


а

б

а) полигональный феррит; б) квазиполигональный феррит
Рисунок 36 – Феррит 1-2 (Nb-Mo), светлое поле, увеличение x15000

Зерна полиэдрического феррита характеризуются низкой плотностью дислокаций в образцах плавка 1-2 (Nb-Mo) (рисунок 37, а).

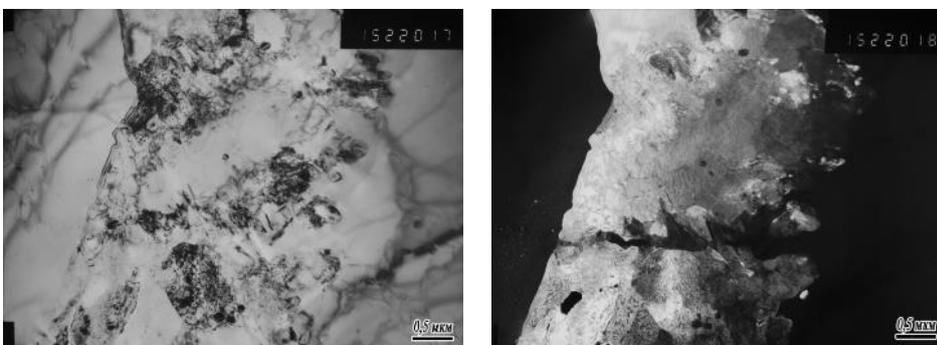


а

б

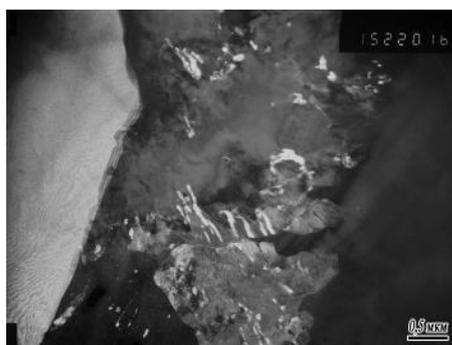
а) полиэдрический феррит; б) квазиполигональный феррит
Рисунок 37 – Плотность дислокаций в зернах феррита в структуре плавки 1-2(Nb-Mo), увеличение x15000

Углеродсодержащая фаза в исследованных образцах представлена в форме вырожденного перлита (рисунки 38). В структуре в небольшом количестве наблюдаются выделения цементита по границам ферритных зёрен (рисунок 36, а).



а

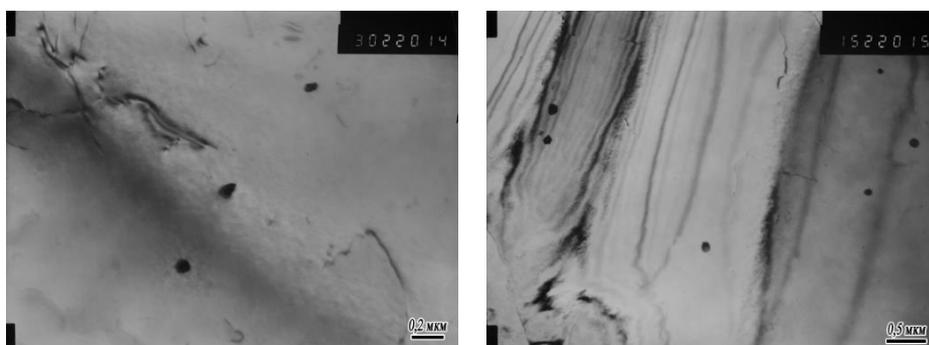
б



в

а) светлое поле; б) темное поле в рефлексе феррита; в) темное поле в рефлексе цементита
 Рисунок 38 – Вырожденный перлит в структуре плавки 1-2 (Nb-Mo), увеличение x15000

В структуре всех исследованных образцов обнаружены субмикронные частицы карбонитридов Nb(C,N) размером ~ 0,07-0,2 мкм (рисунок 39). Таких частиц немного, форма частиц округлая или овальная, либо округлённого квадрата или прямоугольника



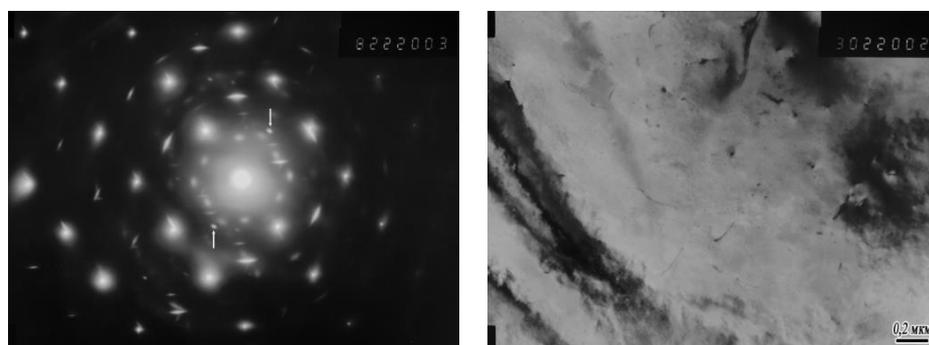
а

б

а) увеличение x30000; б) увеличение x15000

Рисунок 39 – Частицы карбонитридов Nb(C,N) субмикронных размеров в структуре плавки 1-2(Nb-Mo)

Также в структуре плавки 1-2(Nb-Mo) обнаружены наноразмерные частицы карбонитридов предположительно Nb(C,N) (рисунки 40,41).



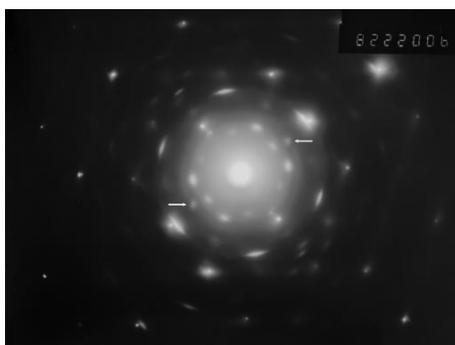
а

б

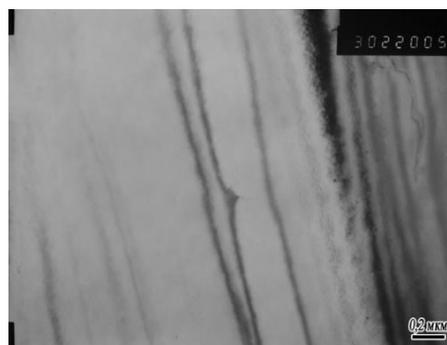


в

а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе карбонитридов
 Рисунок 40 – Наноразмерные частицы карбонитридов Nb(C,N), образовавшиеся в аустените, в структуре плавки 1-2(Nb-Mo), увеличение x30000



а



б



в

а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе карбонитридов
 Рисунок 41 – Наноразмерные частицы карбонитридов Nb(C,N), образовавшиеся по механизму межфазного выделения, в структуре плавки 1-2(Nb-Mo), увеличение x30000

Таким образом, при проведении исследования микроструктуры плавки 1-2 (Nb-Mo) определено, что совместное легирование ниобием и молибденом способствует образованию феррито-перлитную структуру. Матрица структуры образца помимо полиэдрического содержит квазиполигональный феррит, что является следствием применения ускоренного охлаждения. Углеродсодержащая фаза в структуре образцов представлена преимущественно вырожденным перлитом. На границах зерен феррита наблюдается наличие цементита. В структуре исследованных образцов обнаружены субмикронные частицы карбонитридов Nb(C,N) размером ~ 0,07-0,2 мкм. Также в структуре обнаружены наноразмерные частицы

карбонитридов предположительно Nb (C,N), образовавшиеся в аустените, и межфазные частицы, причём участки с частицами, образовавшимися в аустените, существенно преобладали (их было не менее, чем 90%). Объёмная плотность частиц высокая, причём межфазных, в среднем, выше, чем образовавшихся в аустените. Характерные размеры частиц Nb(C,N), выделившихся в аустените, от 2-3 нм до 10-15 нм (редко до 25-30 нм), межфазных – от <2 нм до ~ 8 нм (максимально до 10-12 нм).

3.2.2.2. Исследование микроструктуры образцов плавки 3-1 (V-Mo)

Матрица структуры образцов состоит из полиэдрического феррита с небольшой плотностью дислокаций (рисунок 42).

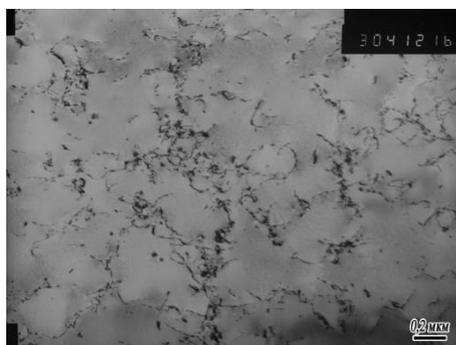
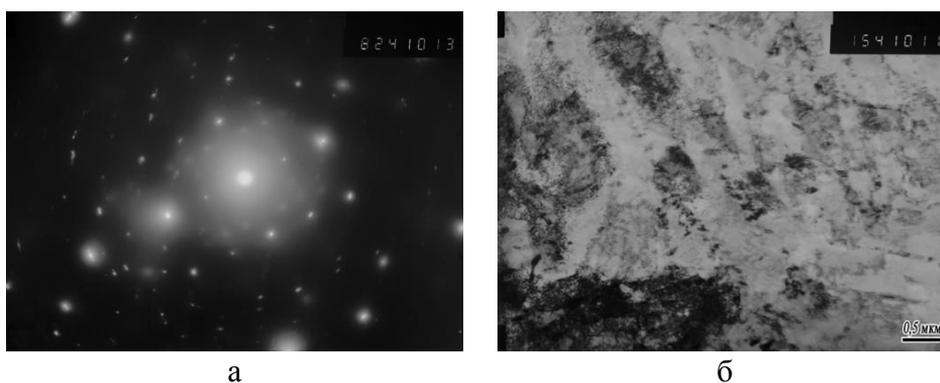
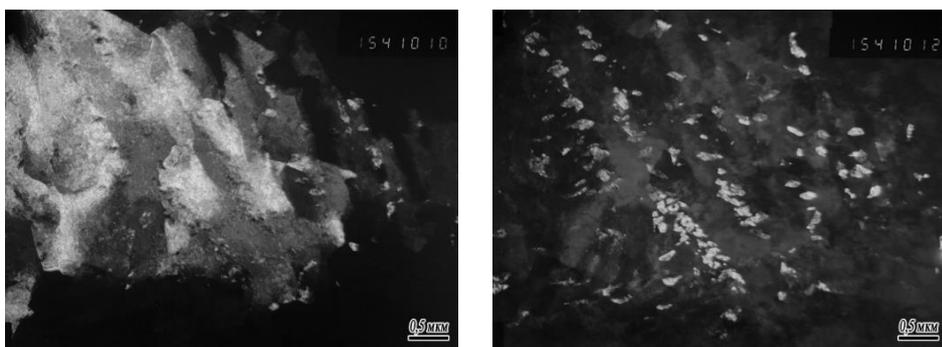


Рисунок 42 – Полиэдрический феррит с небольшой плотностью дислокаций, плавка 3-1 (V-Mo), светлое поле, x30000

Углеродсодержащая фаза представлена в основном в виде бейнита (рисунок 43).





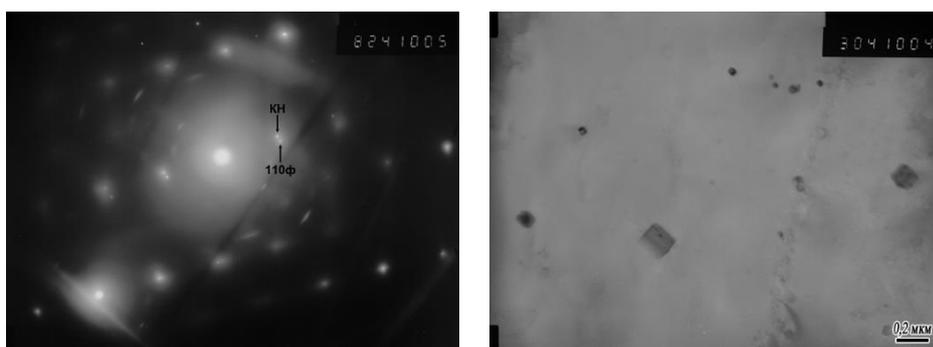
б

г

а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе феррита;
г) темное поле в рефлексе цементита

Рисунок 43 – Бейнит в структуре плавки 3-1 (V-Mo). ПЭМ, x15000

В структуре исследованных образцов обнаружено наличие субмикронных карбонитридных частиц $Ti(C,N)$. Таких частиц мало, они имеют прямоугольную или квадратную форму, характерные размеры 0,04-0,1 мкм (до ~ 0,2 мкм) (рисунок 44).



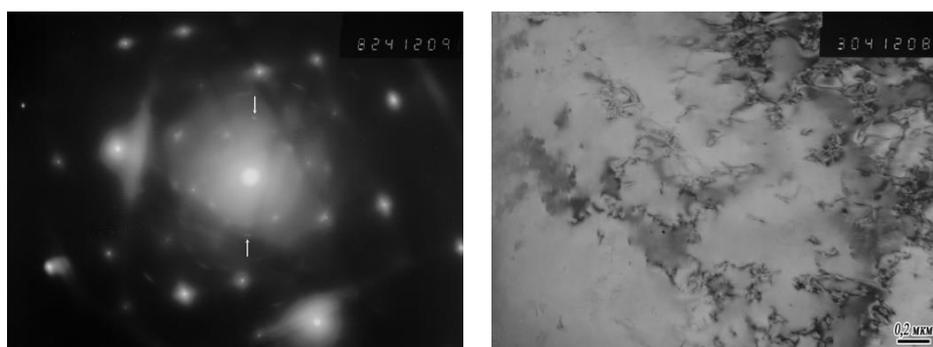
а

б

а) дифракционная картина; б) светлое поле

Рисунок 44 – Частицы карбонитрида $Ti(C,N)$ субмикронных размеров в структуре плавки 3-1 (V-Mo). ПЭМ, x30000

Наноразмерные карбонитридные частицы предположительно $V(C,N)$ выявляются в небольшой доле участков (рисунки 45-46). Характерные размеры, в разных участках – от 2-3 нм до 5-10 нм, максимальные обычно до 10 нм, редко до ~ 30 нм (рисунок 45).



а

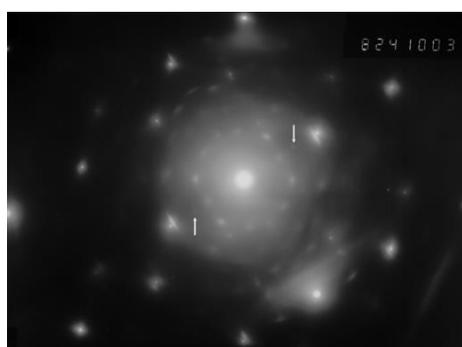
б



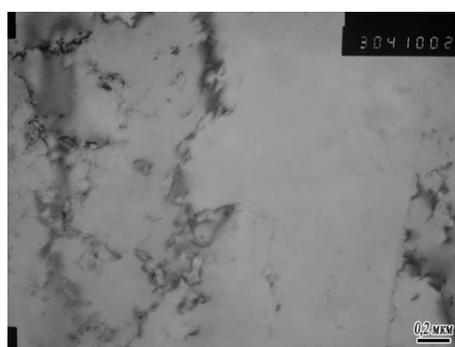
в

а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе карбонитрида
 Рисунок 45 – Наноразмерные частицы карбонитрида V(C,N), в структуре плавки 3-1 (V-Mo).
 ПЭМ, x30000

Форма частиц от округлой / овальной (рисунок 46) до существенно вытянутой (рисунок 47). Наблюдаемые частицы выделились в аустените.



а

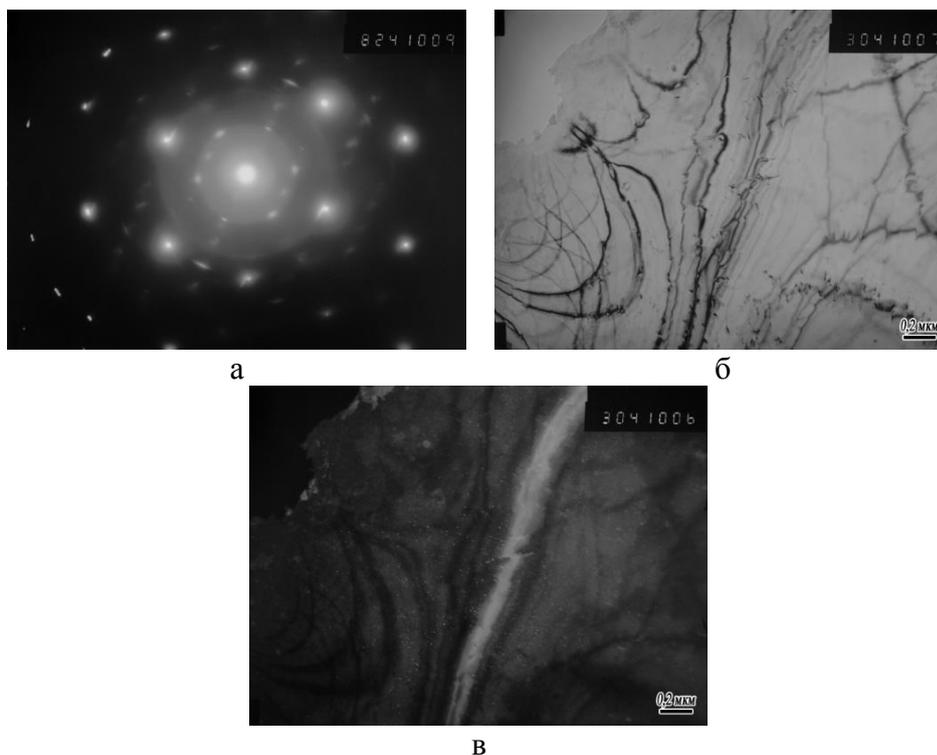


б



в

а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе карбонитрида
 Рисунок 46 – Наноразмерные частицы карбонитрида V(C,N), в структуре плавки 3-1 (V-Mo).
 ПЭМ, x30000



а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе карбонитрида
 Рисунок 47 – Наноразмерные частицы карбонитрида V(C,N), в структуре плавки 3-1 (V-Mo).
 ПЭМ, x30000

Таким образом, при проведении исследования микроструктуры плавки 3-1 (V-Mo) определено, что совместное легирование ванадием и молибденом способствует образованию структуры преимущественно феррито-бейнитная. Матрица структуры представляет собой полиэдрический феррит с низкой плотностью дислокаций, образовавшийся вероятно до начала ускоренного охлаждения. Углеродсодержащая фаза в основном представлена бейнитом. Также обнаружено наличие частиц карбонитридов титана субмикронных размеров (0,04-0,1 мкм (до ~ 0,2 мкм)) и наноразмерных карбонитридов ванадия (от 2-3 нм до 5-10 нм, максимальные обычно до 10 нм, редко до ~ 30 нм), выделившихся в аустените.

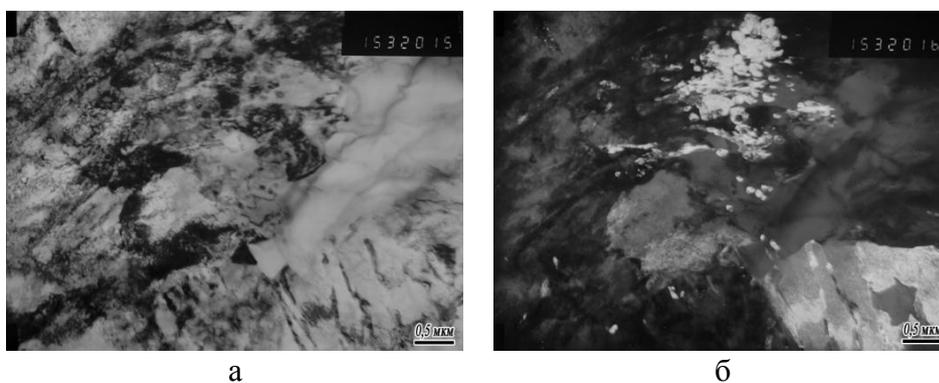
3.2.2.3. Исследование микроструктуры образцов плавки 2-2 (Ti-Mo)

Матрица структуры состоит из полиэдрического феррита (рисунок 48). Плотность дислокаций в зернах полиэдрического феррита от невысокой до умеренной.



Рисунок 48 – Полиэдрический феррит в структуре плавки 2-2 (Ti+Mo), ПЭМ, светлое поле, x15000

В структуре образца обнаружены участки нижнего бейнита (рисунок 49). Во всех образцах в небольшом количестве имеются цементитные выделения по границам ферритных зёрен.



а

б

а) светлое поле; б) темное поле в рефлексе цементита

Рисунок 49 – Нижний бейнит в структуре плавки 2-2 (Ti+Mo), ПЭМ, x15000

В исследованных образцах присутствует небольшое количество частиц карбонитрида $Ti(C,N)$ субмикронных размеров, вероятно выделившихся при проведении прокатки (рисунок 50). Частицы имеют округлую или слабо вытянутую, овальную форму, характерный размер – 0,2-0,4 мкм (до 0,5-0,6 мкм).

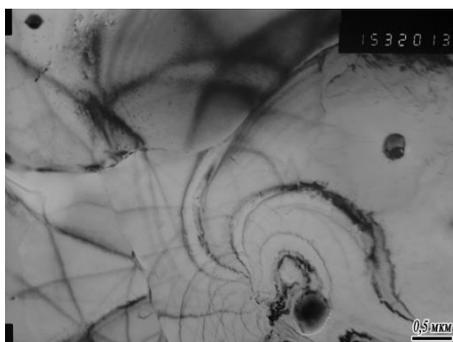
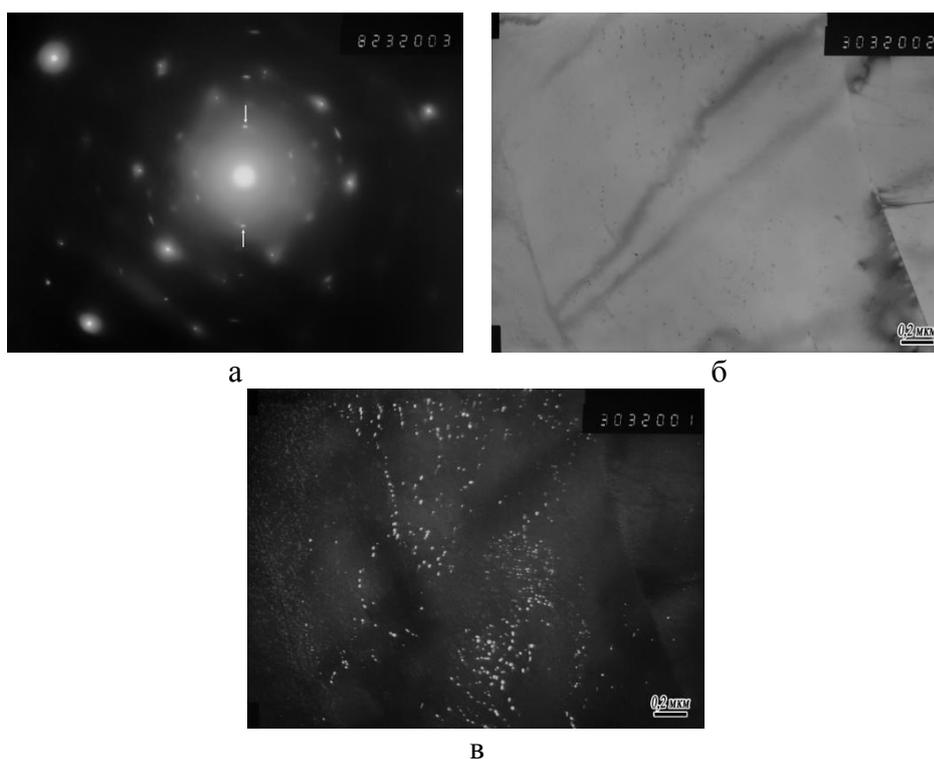


Рисунок 50 – Частицы карбонитрида $Ti(C,N)$ субмикронных размеров в структуре плавки 2-2 (Ti+Mo), ПЭМ, светлое поле, x15000

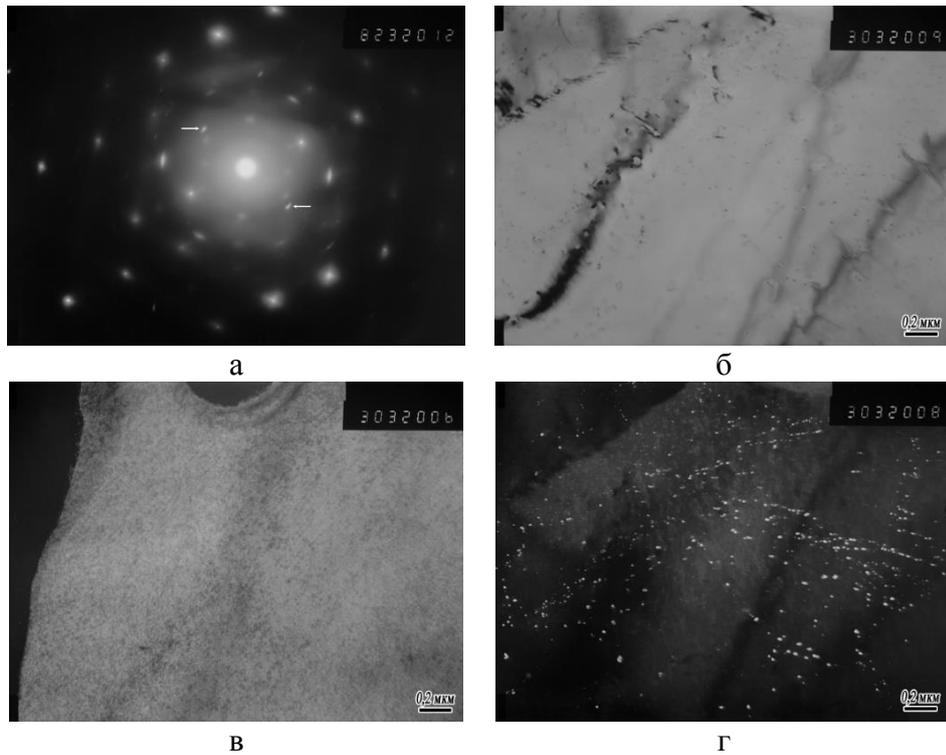
Результаты расчётов межплоскостных расстояний для рефлексов наночастиц показывают, что это частицы TiC, так как межплоскостное расстояние $d=0,215$ нм совпадает с межплоскостным расстоянием частиц TiC $d_{200\text{TiC}}=0,215$ нм (рисунок 51).

В структуре наблюдались либо частицы TiC, образовавшиеся в аустените, либо межфазные частицы. Частиц, образовавшихся в феррите, не было обнаружено. Также нет признаков увеличения объёма межфазных частиц за счёт нарастания их в ферритной области (нет радиально вытянутых тяжей на микродифракционных картинах).

Примерная оценка размеров частиц следующая: частицы, выделившиеся в аустените, имеют типичный размер от 2-4 нм до 12-25 нм, максимальный до 30-40 нм; частицы, выделившиеся по межфазному механизму – типичный размер от < 2 нм до 10-15 нм, максимальный до 20-25 нм (рисунки 51-53). Таким образом, размер частиц, выделившихся по межфазному механизму меньше, но при этом их объёмная плотность по сравнению с частицами, выделившимися из аустенита, выше.

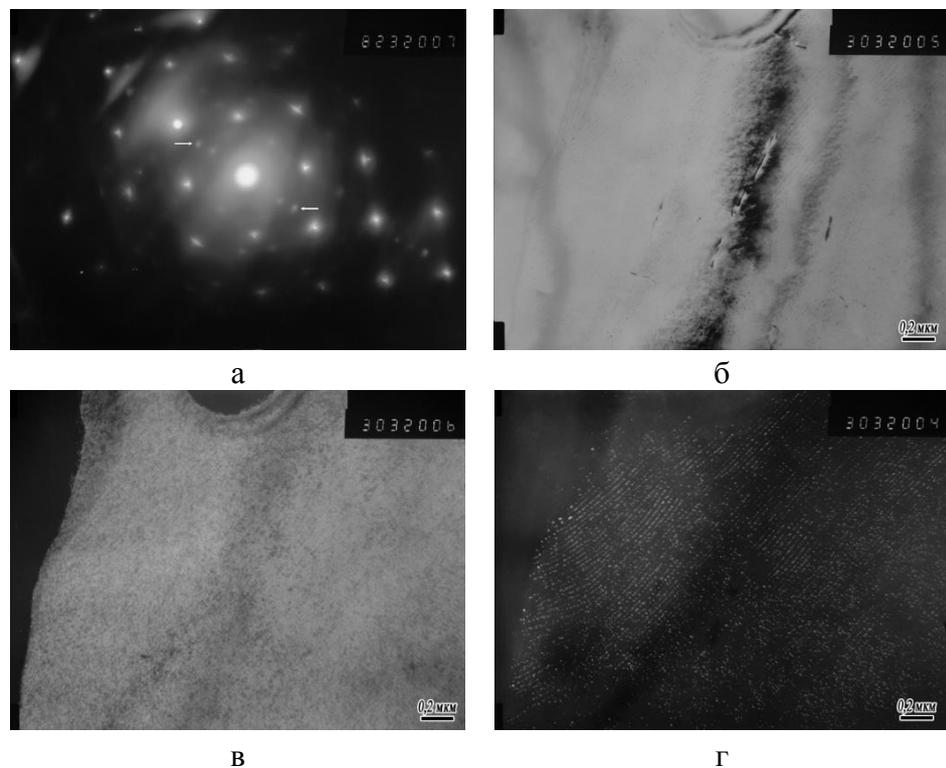


а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе TiC
Рисунок 51 – Наноразмерные частицы TiC, выделившиеся в межфазной области, в структуре плавки 2-2 (Ti+Mo). ПЭМ, $\times 30000$



а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе феррита;
г) темное поле в рефлексе TiC

Рисунок 52 – Наноразмерные частицы TiC, выделившиеся в аустените, в структуре плавки 2-2 (Ti+Mo). ПЭМ, x30000



а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе феррита;
г) темное поле в рефлексе TiC

Рисунок 53 – Наноразмерные частицы TiC, выделившиеся в межфазной области, в структуре плавки 2 -2 (Ti+Mo). ПЭМ, x30000

Совместное легирование титаном и молибденом способствовало получению матрицы структуры, состоящей из полиэдрического феррита с плотностью дислокаций от низкой до умеренной. Углеродсодержащая фаза чаще всего представляет собой вырожденный перлит, встречаются также участки перлита и нижнего бейнита. Характерный размер субмикронных частиц карбонитрида $Ti(C,N)$ от 0,2-0,4 мкм (до 0,5-0,6 мкм). Наблюдались также наноразмерные частицы TiC , образовавшиеся в аустените, размером от 2-4 нм до 12-25 нм, максимальный до 30-40 нм, либо межфазные частицы, размер которых немного меньше (от < 2 нм до 10-15 нм, максимальный до 20-25 нм), а объемная плотность выше.

3.2.2.4 Исследование микроструктуры плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr)

Плавка 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) имеет феррито-бейнитную структуру. Матрица структуры представляет собой полиэдрический феррит с умеренной плотностью дислокаций (рисунок 54), выделение которого вероятно произошло до начала ускоренного охлаждения.

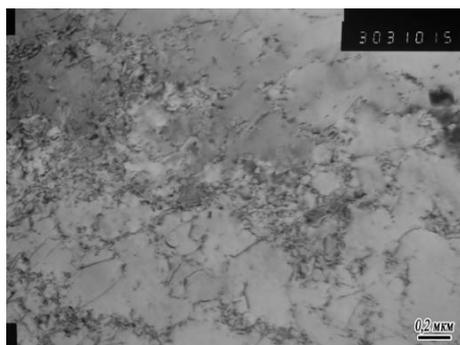
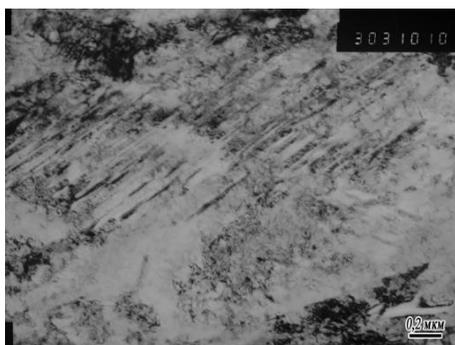


Рисунок 54 – Полиэдрический феррит с умеренной плотностью дислокаций, плавка 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr). ПЭМ, x30000

Углеродсодержащая фаза представлена в виде бейнита и троостита, образовавшегося по-видимому из мартенсита после отпуска, при этом участки троостита могут чередоваться с участками верхнего бейнита (рисунок 55).



а



б

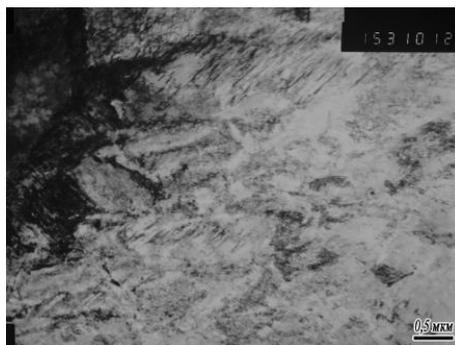


в

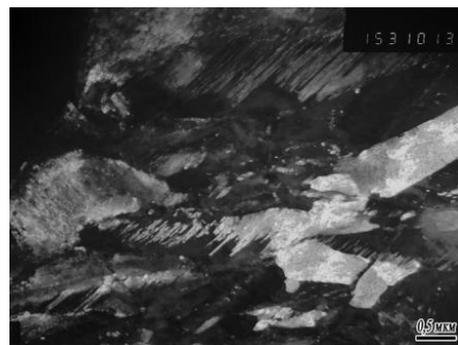
а) светлое поле; б) темное поле в рефлексе 1 цементита;
в) темное поле в рефлексе 2 цементита

Рисунок 55 – Троостит (отпущенный мартенсит) и бейнит в структуре плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr). ПЭМ, x30000

Очень редко наблюдается сильно двойникованный мартенсит (без аустенита) (рисунок 56). Дифракционная картина (рисунок 57) получена от участка двойникованного мартенсита, на ней присутствуют рефлексы матричного кристалла, двойника и цементита, образовавшегося при проведении отпуска.



а



б

а) светлое поле; б) темное поле в рефлексе мартенсита

Рисунок 56 – Двойникованный мартенсит в структуре плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr). ПЭМ, x30000

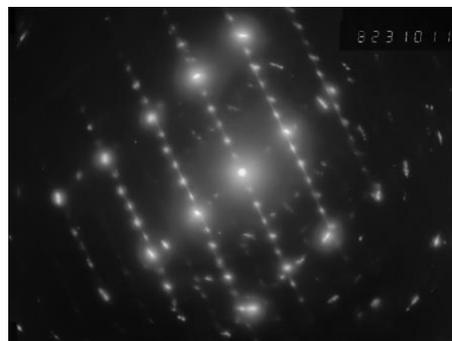
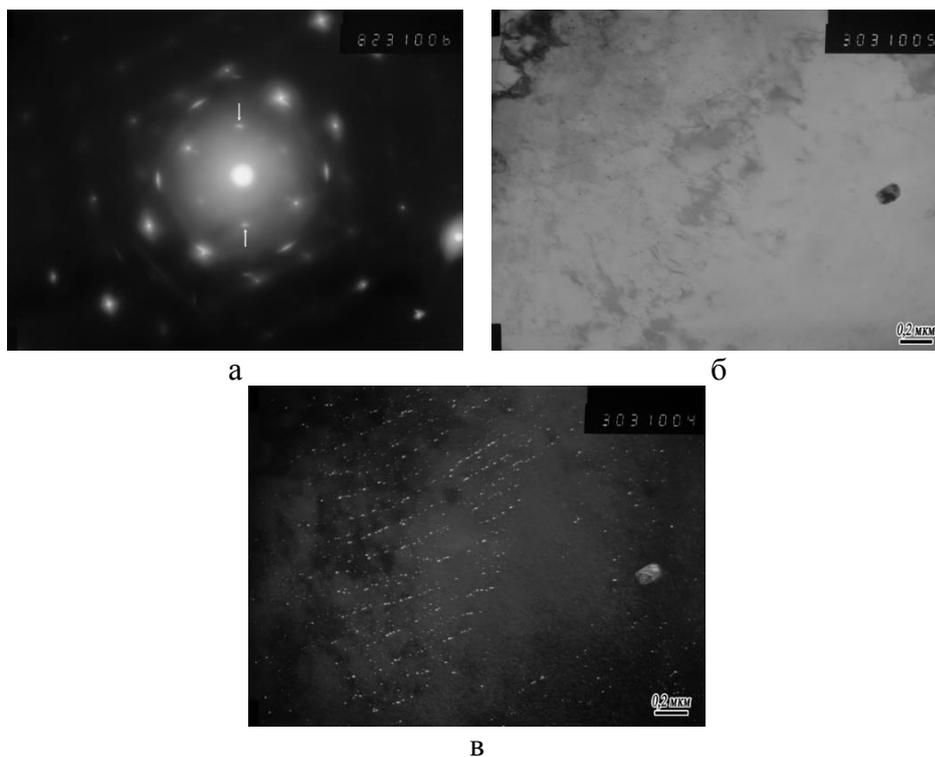


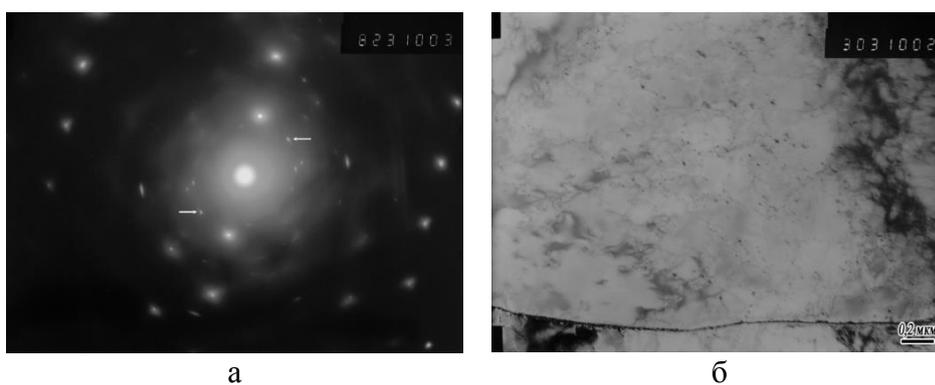
Рисунок 57 – Дифракционная картина от участка двойникованного мартенсита, содержащая рефлексы матричного кристалла, двойника и цементита

Размер частиц субмикронных карбонитридов $(Ti,Nb)(C,N)$ в структуре находится в пределах 0,1-0,4 мкм, как и в ранее исследованных образцах, такие частицы встречаются в небольшом количестве. Частицы имеют прямоугольную или квадратную форму с округлениями углов.

Наноразмерные карбонитридные частицы выявлялись в любом участке, проверявшемся на их наличие (рисунки 58-60).



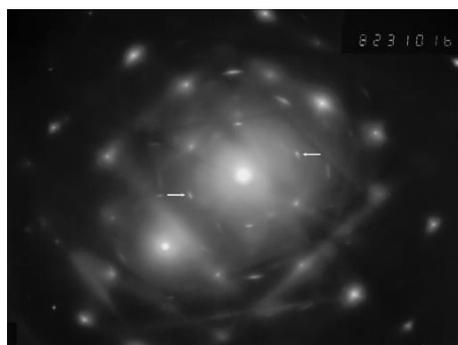
а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе карбонитрида
Рисунок 58 – Частицы карбонитридов в структуре плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr). ПЭМ, х30000



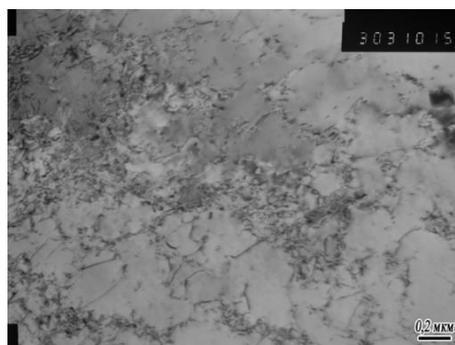


в

а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе карбонитрида
 Рисунок 59 – Наноразмерные карбонитриды (Ti,V,Nb)(C,N) в плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr).
 ПЭМ, х30000



а



б



в

а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе карбонитрида
 Рисунок 60 – Наноразмерные карбонитриды (Ti,V,Nb)(C,N) в структуре плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr). ПЭМ, х30000

Результаты исследования микроструктуры методом ПЭМ показали, что совместное легирование хромом, молибденом, ниобием, титаном и ванадием приводит к образованию феррито-бейнитной структуре. Матрица которой состоит из полиэдрического феррита с умеренной плотностью дислокации, углеродсодержащая фаза представлена в виде бейнита, троостита отпуска и редкими участками сильно двойникового мартенсита. Образование мартенсита и троостита отпуска связано с легированием хромом, который увеличивает прокаливаемость стали. Были обнаружены частицы с межплоскостным расстоянием $d=0,251$ нм, которое близко к $d_{111TiC}=0,249$ нм, в данном случае интерпретация полученного

результата может быть различной: от TiC до, что более вероятно, (Ti,V,Nb)(C,N) (присутствие ванадия будет уменьшать значение межплоскостного расстояния, а ниобия – увеличивать). Как и в других лабораторных плавках частицы образовывались либо в аустените (рисунки 58,59) размером от 2-4 нм до 12-25 нм (максимально до 30-40 нм), либо межфазных областях (рисунок 60) размером от < 2 нм до 10-15 нм (максимально до 20-25 нм).

3.2.3 Анализ результатов механических свойств лабораторного проката первой серии плавков

Проведено исследование механических свойств лабораторного проката серии выплавки (плавки 1-1 (Nb), 1-2(Nb-Mo), 2-1 (Ti), 2-2(Ti-Mo), 3-1 (V-Mo), 3-2(V), 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr), 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B), химический состав которых приведен в таблице 4), произведенного по режиму ТМО контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением и последующим отпуском при 550 °С для имитации смотки на ШПС. Результаты испытаний представлены в таблице 9.

Таблица 9 – Результаты испытаний проката лабораторных плавков

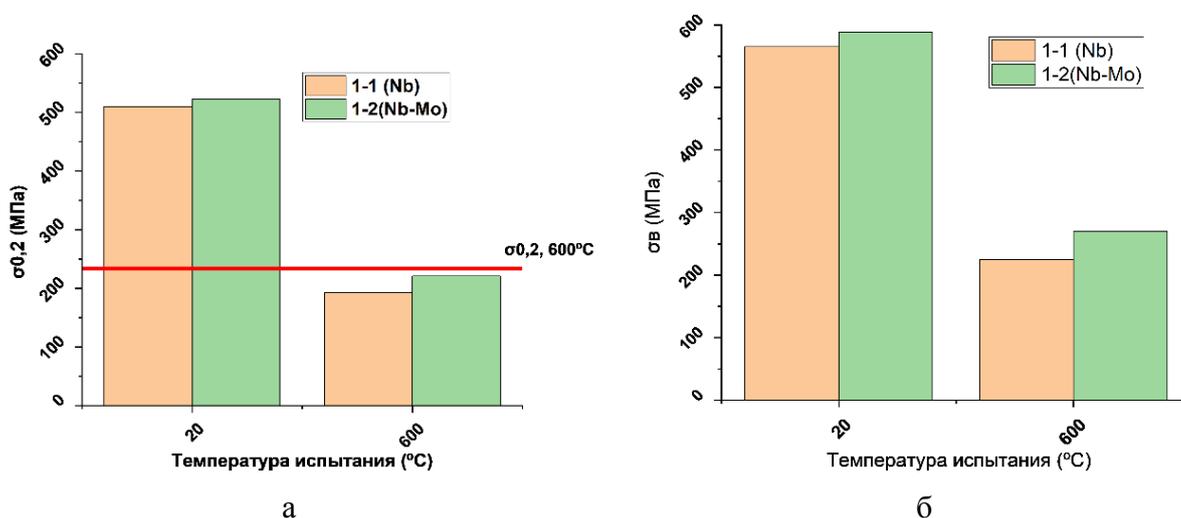
№ плавки	Результаты испытаний при комнатной температуре			Результаты испытаний при 600 °С			$\sigma_{0,2(600)}/\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,2}^{600}$, МПа	KCV ⁻⁴⁰ , Дж/см ²
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %			
1-1(Nb)	510	565	31,8	193	225	41,0	0,38	-317	283
1-2(Nb-Mo)	523	588	31,5	221	270	52,6	0,42	-302	251
2-1(Ti)	517	589	21,4	204	238	52,0	0,39	-313	326
2-2(Ti-Mo)	542	625	29,3	236	276	45,4	0,44	-306	303
3-1(V-Mo)	421	540	34,9	199	265	40,2	0,47	-222	217
3-2(V)	405	489	37,6	173	219	55,1	0,43	-232	260
4-1(Ti-Mo-Nb-V-Cr)	511	642	30,3	258	319	37,5	0,50	-253	184
4-2(Ti-Mo-Nb-V-Cr-B)	608	726	18,2	419	468	25,8	0,69	-189	17
Требования для стали С390П	>390	>520	>20	≥234			≥0,60		>34

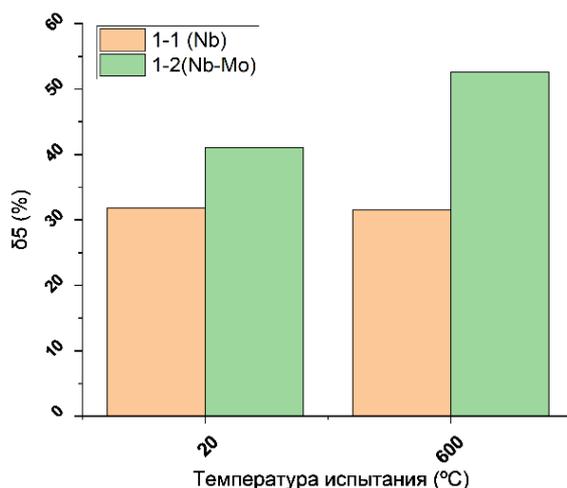
Из представленных данных видно, что механические свойства лабораторного проката, определяемые при испытаниях на растяжение при комнатной температуре, в большинстве случаев соответствуют требованиям к стали С390П. При этом значения предела текучести не более 500 МПа получены для проката плавков: 3-1 (V-Mo); 3-2(V). Требования к огнестойкости стали, заключающиеся в обеспечении при температуре испытания 600 °С предела текучести более 234 МПа, обеспечены для проката плавков 2-2(Ti-Mo), 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr), (при этом для плавки 2-2 (Ti-Mo) значения предела текучести близки к 234МПа), и

для проката плавки 4-2 (Nb-V-Mo-Cr-Ti-B). Критерий огнестойкости стали $\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}$ более 0,6 не был достигнут на всех лабораторных плавках, кроме плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B). Лабораторный прокат всех исследуемых плавок, за исключением плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) легированной бором, характеризуется высоким уровнем низкотемпературной ударной вязкости при температурах испытания -40 °С.

Результаты испытаний лабораторного проката плавки 1-1 (Nb) и 1-2 (Nb-Mo), химический состав которых отличается только легированием молибденом (0,16%), показаны на рисунке 61. Из представленных данных видно, что при комнатной температуре добавка молибдена приводит к незначительному увеличению предела текучести (на 13 МПа) и временного сопротивления (на 23 МПа) проката, значения относительного удлинения при этом практически не изменяются.

При температуре испытания 600 °С лабораторный прокат плавки с добавлением молибдена показал наибольшее значение предела текучести и временного сопротивления, чем образец без молибдена на 28 и 45 МПа соответственно. Относительное удлинение проката, произведенного для стали с добавкой молибдена (плавка 1-2 Nb-Mo) выше, чем для стали плавки 1-1 на 11,6 %. Данное явление связано с образованием квазиполигонального феррита с большой плотностью дислокации и образованию высокоуглеродистого бейнита в структуре плавки 1-2 Nb-Mo.

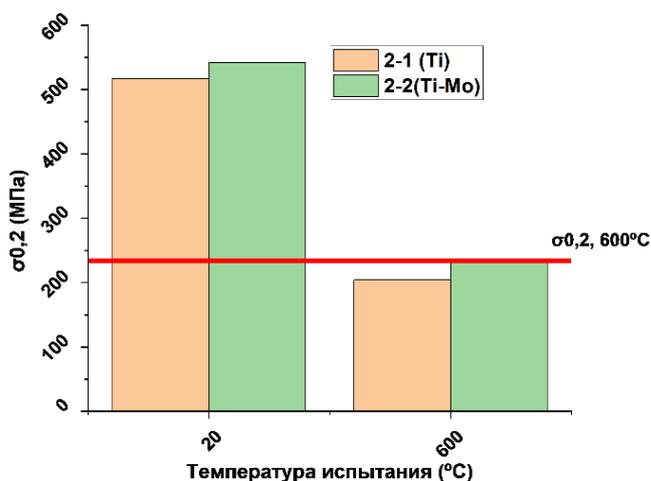




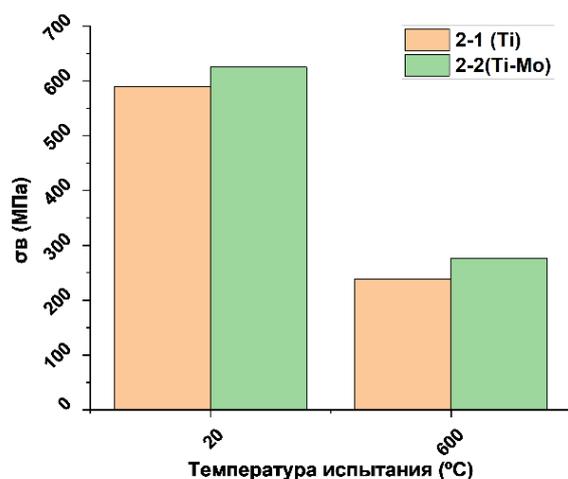
В

а) предел текучести; б) временное сопротивление; в) относительное удлинение;
 Рисунок 61 – Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре и 600 °С образцов лабораторного проката плавков 1-1 (Nb) и 1-2 (Nb-Mo)

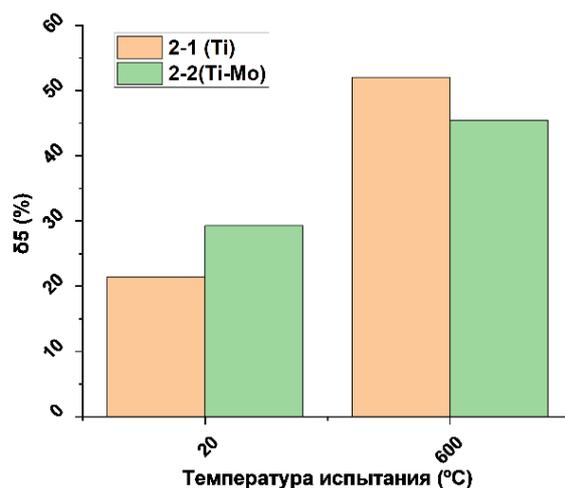
Результаты испытаний лабораторного проката плавков 2-1 (Ti) и 2-2 (Ti-Mo), химический состав которых отличается только легированием молибденом (0,165%), показаны на рисунке 62. Прокат из стали плавки 2-2 (Ti-Mo) с добавкой молибдена характеризуется более высокими значениями прочностных показателей как при комнатной температуре, так и при 600 °С, а также более высоким относительным удлинением при комнатной температуре. Предел текучести и временное сопротивление стали с молибденом выше на 25 и 36 МПа при комнатной температуре и на 32 и 38 МПа при 600 °С, соответственно. Это связано, скорее всего, с увеличением плотности выделения TiC в плавке 2-2 (Ti-Mo).



а



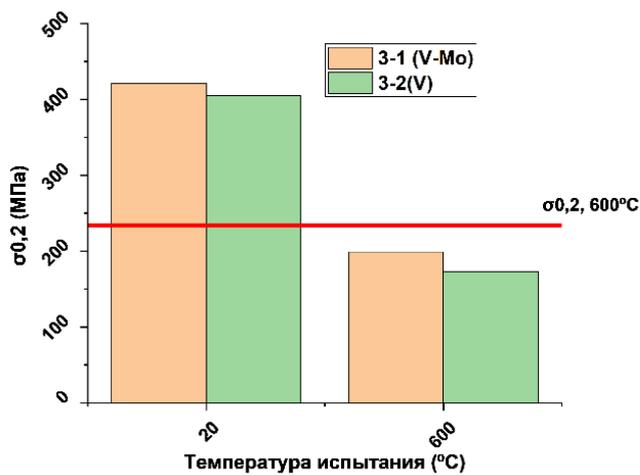
б



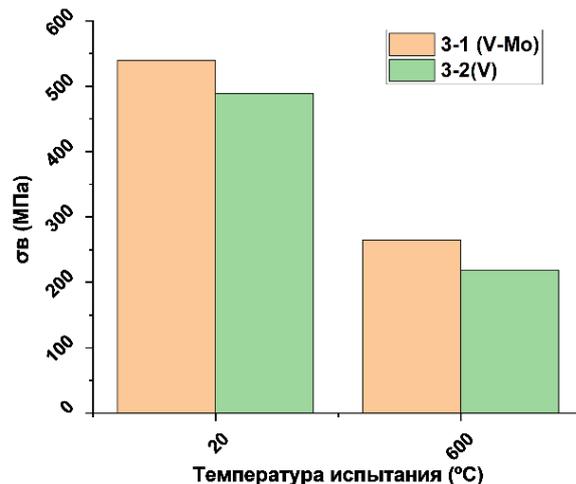
В

а) предел текучести; б) временное сопротивление; в) относительное удлинение;
 Рисунок 62 – Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре и 600 °С образцов лабораторного проката плавов 2-1 (Ti) и 2-2(Ti-Mo)

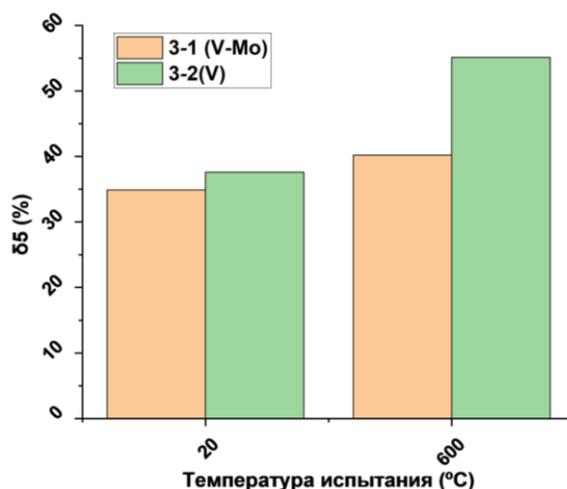
Результаты испытаний лабораторного проката плавов 3-1 (V-Mo) и 3-2 (V), химический состав которых отличается только легированием молибденом (0,16%), показаны на рисунке 63. Как и для ранее исследованного проката плавов систем легирования Nb и Ti, для проката плавки 3-1 (V-Mo) характерны более высокие значения предела текучести и временного сопротивления как при комнатной температуре, так и при 600 °С. Предел текучести и временное сопротивление проката из стали с молибденом выше на 16 и 51 МПа при комнатной температуре, при 600 °С выше на 26 и 46 МПа, соответственно. Данное явление связано с образованием феррито-бейнитной структурой плавки 3-1 (V-Mo).



а



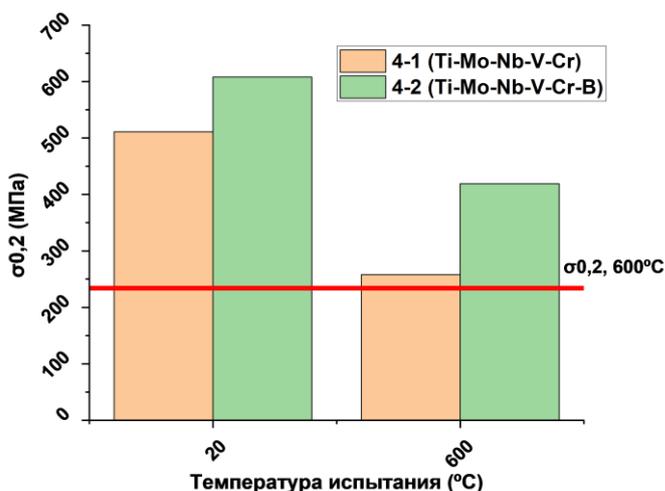
б



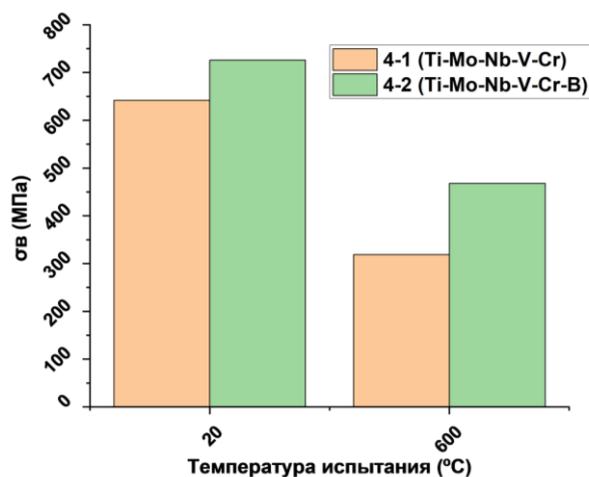
В

а) предел текучести; б) временное сопротивление; в) относительное удлинение;
 Рисунок 63 – Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре и 600 °С образцов лабораторного проката плавков 3-1 (V-Mo) и 3-2(V)

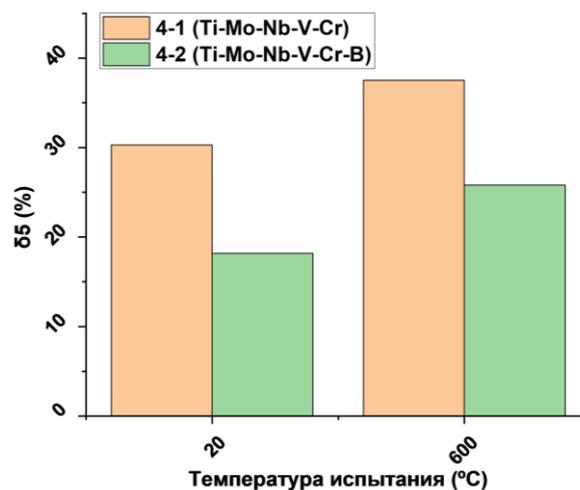
Результаты испытаний лабораторного проката плавков 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) и 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B), химический состав которых отличается только легированием бором показаны на рисунке 64. Отмечено, что прокат плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) обладает более высоким пределом текучести и временным сопротивлением, при этом предел текучести проката плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) превышает полученный для проката плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) на ~180 и ~100 МПа соответственно как при комнатной температуре, так и при 600 °С, а временное сопротивление – на ~100 МПа и ~150 МПа при комнатной температуре и 600 °С соответственно. При этом значения относительного удлинения проката плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) ниже, чем у плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) это связано из-за полностью бейнитной структуре в плавке 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B).



а



б

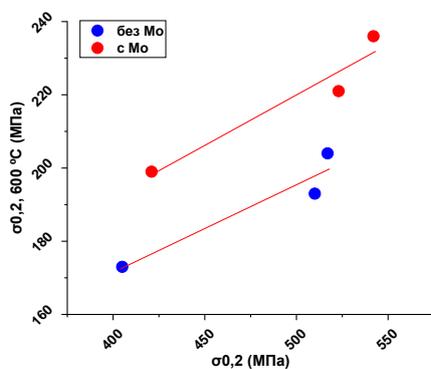


В

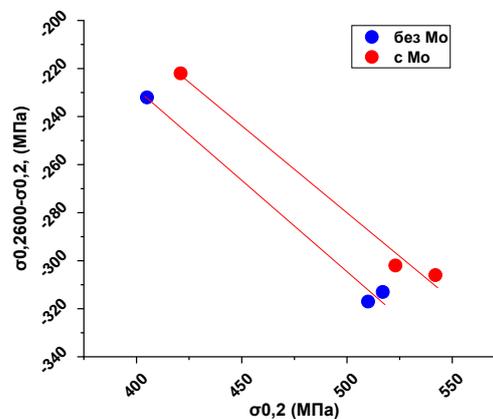
а) предел текучести; б) временное сопротивление; в) относительное удлинение;
 Рисунок 64 – Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре и 600 °С образцов лабораторного проката плавков 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) и 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B)

Для исследования влияния молибдена на предел текучести проката при температуре 600 °С проведен анализа результатов испытаний проката плавков 1-1 (Nb), 2-1 (Ti), 3-2 (V), в составе которых отсутствовал молибден, и проката плавков 1-2 (Nb-Mo), 2-2 (Ti-Mo), 3-1 (V-Mo), содержащих около 0,16 %. Определено, что применение легирования молибденом в количестве около 0,16 %:

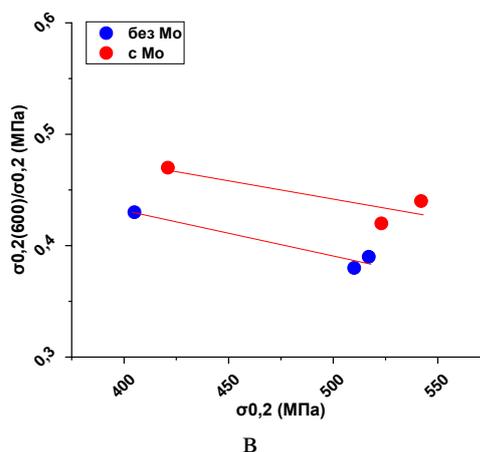
- повышает значения предела текучести при 600 °С всех исследованных вариантов химического состава на ~20 МПа у образцов, которых предел текучести при комнатной температуре равнялся ~400 МПа и на ~30 МПа для образцов чей предел текучести при комнатной температуре равнялся ~500 МПа (рисунок 65, а).
- повысить значения отношения $\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}$ на ~0,06-0,07 (рисунок 65, б)
- уменьшить падение предела текучести при 600 °С относительно значений при комнатной температуре для всех вариантов состава на ~25 МПа (рисунок 65, в).



а



б



а) - предел текучести; б) – критерий огнестойкости; в) – снижение предела текучести
 Рисунок 65 – Влияние молибдена на разупрочнение лабораторного проката при температуре испытания 600 °С

Оценку влияния эффективности использования Nb, V, Ti для повышения сопротивления стали разупрочнению при нагреве проводили путем сравнения результатов механических испытаний проката плавки второй серии выплавки при комнатной температуре и 600 °С, а также анализом критериев изменения предела текучести и временного сопротивления при повышении температуры испытания до 600 °С: отношения $\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}$ и σ_B^{600}/σ_B и относительного снижения предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ и $\Delta\sigma_B$, определяемых по формулам:

$$\Delta\sigma_{0,2} = \frac{\sigma_{0,2} - \sigma_{0,2}^{600}}{\sigma_{0,2}^{600}} \cdot 100\% \quad (7)$$

$$\Delta\sigma_B = \frac{\sigma_B - \sigma_B^{600}}{\sigma_B} \cdot 100\% \quad (8)$$

где $\sigma_{0,2}$ – предел текучести в МПа при комнатной температуре;
 $\sigma_{0,2}^{600}$ – предел текучести в МПа при температуре испытания 600°С;
 σ_B – временное сопротивление в МПа при комнатной температуре;
 σ_B^{600} – временное сопротивление в МПа при температуре испытания 600°С.

Результаты расчета критериев изменения предела текучести и временного сопротивления при повышении температуры испытания до 600 °С представлены в таблице 10.

Таблица 10 – Критерии изменения предела текучести и временного сопротивления при повышении температуры испытания до 600 °С

Плавки	$\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}$	σ_B^{600}/σ_B	$\Delta\sigma_{0,2},\%$	$\Delta\sigma_B,\%$
1-1(Nb)	0,38	0,40	62,2	60,2
1-2(Nb-Mo)	0,42	0,46	57,7	54,1
2-1(Ti)	0,39	0,40	60,5	59,6
2-2(Ti-Mo)	0,44	0,44	56,5	55,8
3-1(V-Mo)	0,47	0,49	52,7	50,9

3-2(V)	0,43	0,45	57,3	55,2
4-1(Ti-Mo-Nb-V-Cr)	0,50	0,50	49,5	50,3
4-2(Ti-Mo-Nb-V-Cr-B)	0,69	0,64	31,1	35,5

При проведении анализа результатов испытаний лабораторного проката вариантов состава Nb (Nb-Mo), Ti (Ti-Mo) и V (V-Mo) определено:

– при комнатной температуре прокат состава Nb (Nb-Mo), Ti (Ti-Mo) обладает более высоким пределом текучести, чем прокат состава V (V-Mo) (рисунок 66). Максимальными значениями предела текучести при всех используемых режимах характеризуется прокат состава Ti (Ti-Mo). При этом для проката состава Nb получение высоких значений предела текучести обусловлено влиянием Nb на измельчение зерна феррита, а для проката состава Ti – дисперсионным упрочнением частицами TiC. Более низкие значения предела текучести проката состава V связаны как незначительным влиянием ванадия на измельчение зерна, так и меньшим вкладом дисперсионного упрочнения в связи с меньшей объемной долей частиц V(C,N).

– при температуре испытания 600 °С прокат состава Nb (Nb-Mo), Ti (Ti-Mo) также обладает более высоким пределом текучести, чем прокат состава V (V-Mo) (рисунок 67). Однако, это обусловлено не более высокой способностью Nb тормозить разупрочнение в вариантах проката состава Nb (Nb-Mo), Ti (Ti-Mo), а высоким исходным уровнем предела текучести при комнатной температуре. На рисунках 68 и 69, показано, что наименьшим снижением предела текучести при повышении температуры испытания до 600 °С характеризуется прокат состава V (V-Mo). Та же тенденция отмечена и для изменения временного сопротивления при повышении температуры испытания 600 °С. Таким образом, исследование показало, что наиболее эффективным элементом для торможения разупрочнения при повышенных температурах из системы легирования Nb, V, Ti является V.

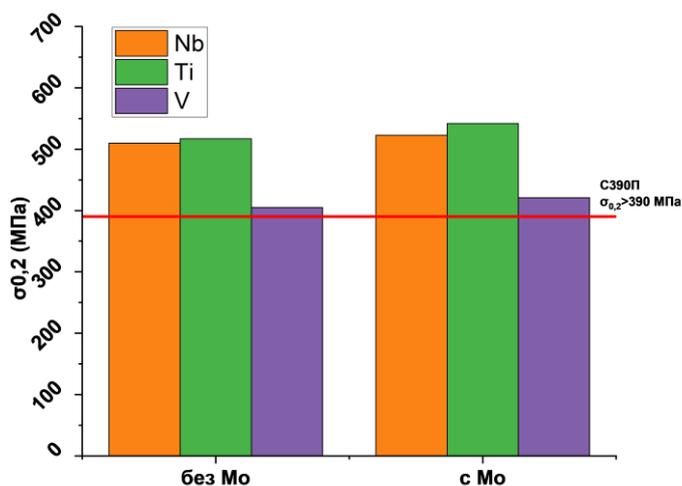


Рисунок 66 – Влияние химического состава на изменение предела текучести

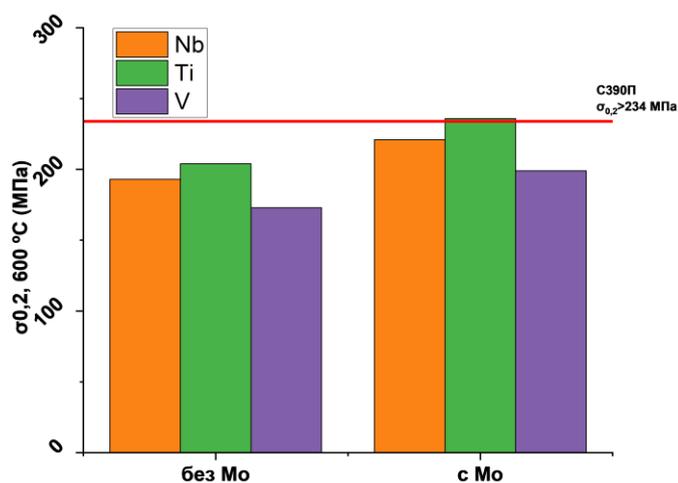


Рисунок 67 – Влияние химического состава на изменение предела текучести при повышении температуры испытания (600°C)

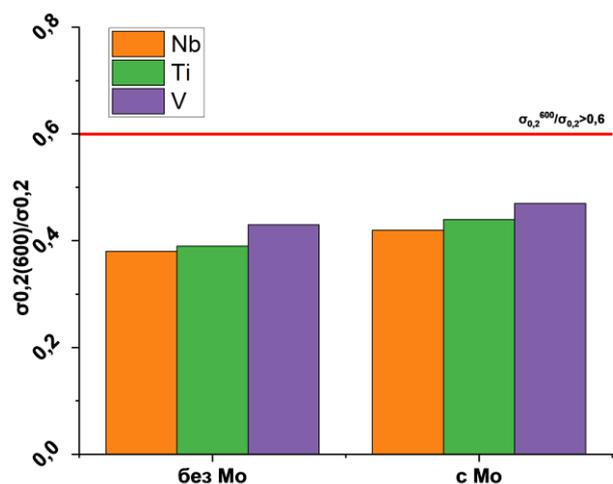


Рисунок 68 – Влияние химического состава на изменение коэффициента огнестойкости

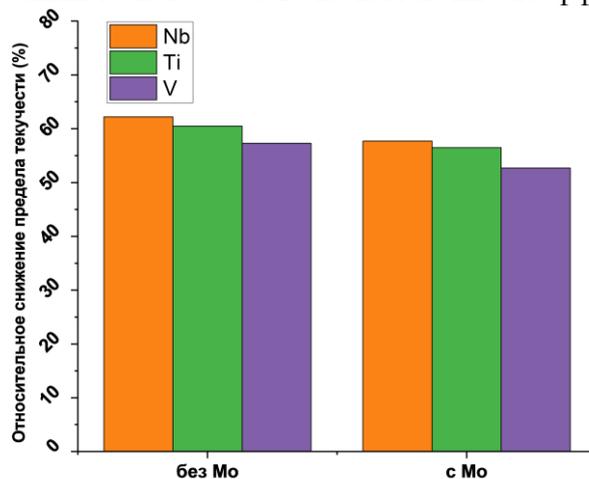


Рисунок 69 – Влияние химического состава на относительное снижение предела текучести при повышении температуры испытания до 600 °C

Наибольшей способностью тормозить разупрочнение при нагреве, оцениваемой как по значению предела текучести при температуре испытания 600 °C, так и по снижению

предела текучести по сравнению с результатами, полученными при комнатной температуре (обратная величина), характеризуется прокат плавов 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) и 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B), характеризующейся комплексным микролегированием V и Nb, легированием молибденом, хромом и, для плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B), бором. Отмечено, что снижение предела текучести при повышении температуры испытания до 600 °C не превышает ~50 % для проката плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) и ~30 % для проката плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B). Также, для проката плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B), в отличие от проката плавов состава Nb (Nb-Mo), Ti (Ti-Mo), V (V-Mo), получено значение отношения $\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}$ более 0,6. Это связано с образованием феррито-бейнитной структурой у образца 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr), матрица которой состоит из полиэдрического феррита с умеренной плотностью дислокации, углеродсодержащая фаза представлена в виде бейнита, троостита отпуска и редкими участками сильно двойникового мартенсита. При этом у образца плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) наименьшее снижение предела текучести достигается за счет образования полностью бейнитной структуры. Это все доказывает, что бейнитная структура способствует увеличению предела текучести при повышенной температуре.

Таким образом, применение комплексного микролегирования V, Nb, а также легирования Mo и Cr позволяет значительно повысить огнестойкость стали. При этом влияние бора на огнестойкость требует дополнительных исследований, так как прокат плавов 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) и 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) отличался не только химическим составом, но и типом микроструктуры и не исключено, что повышение огнестойкости обусловлено формированием полностью бейнитной структуры взамен структуры феррито-бейнитной с матрицей полиэдрического феррита.

3.3 Анализ физико-механических и структурных характеристик лабораторных образцов проката второй серии плавов

3.3.1. Анализ результатов механических свойств лабораторного проката плавов 5 и 6

По результатам исследования первого этапа 6 модельных плавов, было решено провести исследования влияния совместного легирования хромом, титаном, ниобием и ванадием. Были предложены две концепции легирования модельных плавов с бором и без бора (таблица 5), чтобы изучить влияние бора на огнестойкость проката. Результаты испытаний лабораторного проката представлены в таблицах 11, 12.

Таблица 11 – Механические свойства стали плавов 5 и 6 при испытании на растяжение при комнатной температуре и 600 °С

Плавка	Температура испытания, °С	$\sigma_{0,2}$ (МПа)	σ_B (МПа)	δ_5 (%)	$\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}$ факт 20°С	$\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}$ норм 20°С (390МПа)
5 (Cr-Nb-V-B)	20	452	572	26,1		
	600	218	256	43,0	0,48	0,56
6 (Cr-Nb-V)	20	441	515	31,2		
	600	225	276	41,3	0,51	0,58
Требования к классу прочности С390П	20	>390	520-680	>20,0		
	600	>234			0,60	

Таблица 12 – Результаты испытания образцов от полос плавов 5, 6 на ударный изгиб

Плавка	KCV ⁻²⁰ , Дж/см ²	KCV ⁻⁴⁰ , Дж/см ²	KCU ⁻⁴⁰ , Дж/см ²	KCU ⁻⁷⁰ , Дж/см ²
5 (Cr-Nb-V-B)	78	20	151	113
6 (Cr-Nb-V)	116	79	187	140
Требования к стали С390П	>40	>50	>45	>55

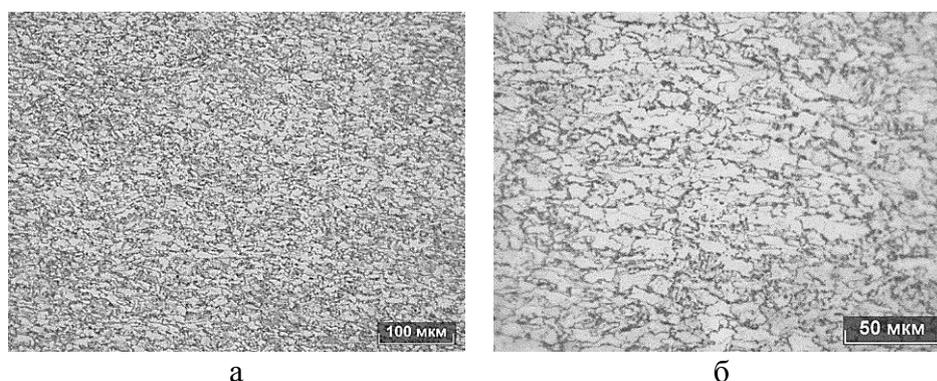
Из представленных данных видно, что в случае стали плавки 5 механические свойства стали при комнатной температуре соответствуют классу прочности С390П, однако предел текучести стали при испытании при 600 °С ниже минимальных значений.

Для стали плавки 6 временное сопротивление недостаточное для стали С390П.

Удовлетворительный уровень низкотемпературной ударной вязкости стали получен после, стали плавки 6, при этом в случае плавки 5 значения ударной вязкости KCV при -40 °С ниже требуемых значений.

3.3.2. Исследование микроструктуры лабораторного проката плавов 5, 6

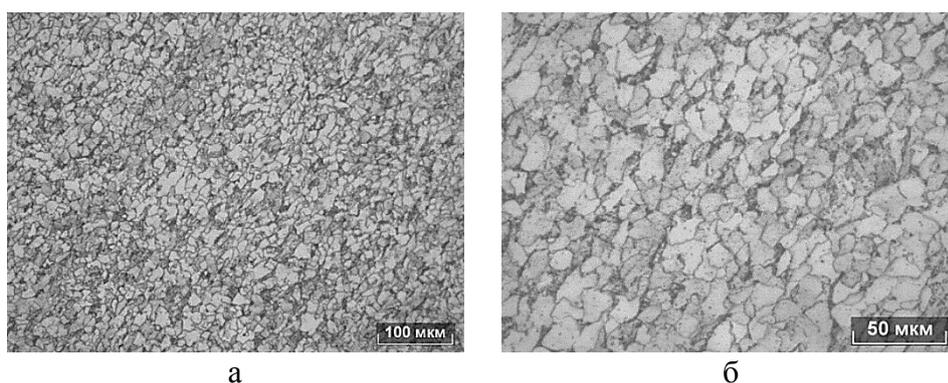
Применение ускоренного охлаждения при производстве плавки 5 привело к формированию феррито-бейнитной структуры, проведение отпуска привело к коагуляции углеродистой фазы (рисунок 70). Основной структурной составляющей является низкоуглеродистый бейнит. Доля феррита в структуре около 30 %. Наблюдаются зерна полиэдрического и квазиполигонального феррита размером 10-20 мкм.



а) – увеличение, x200; б) – увеличение, x500

Рисунок 70 – Характерный вид микроструктуры образца плавки 5

Характерный вид микроструктуры образца плавки 6, представлен на рисунке 71.



а) – увеличение, x200; б) – увеличение, x500

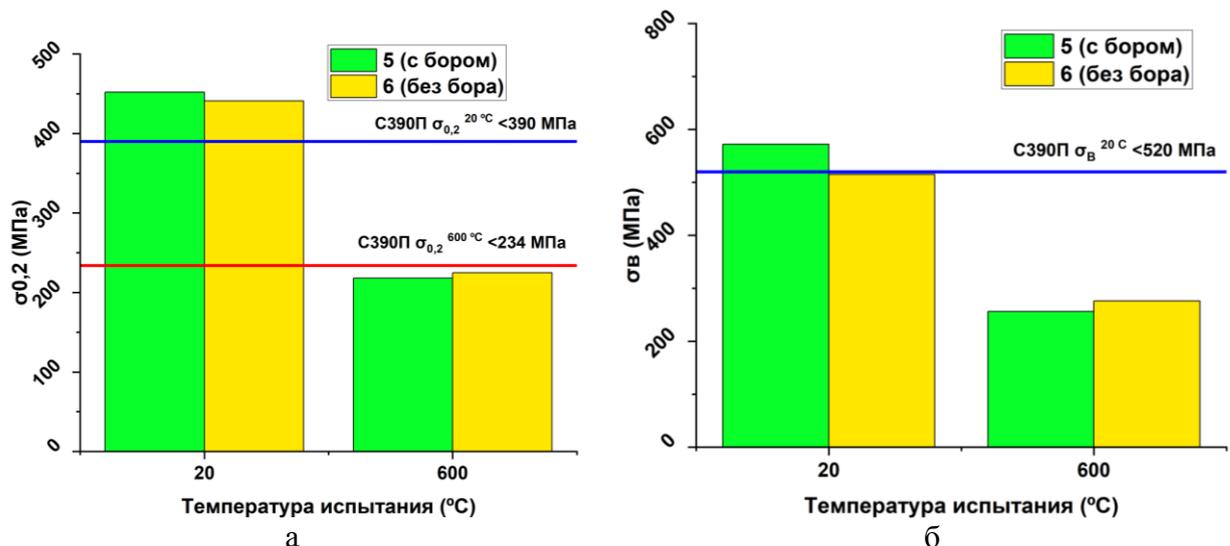
Рисунок 71 – Характерный вид микроструктуры образца плавки 6

Наблюдается двухфазная структура, матрица которой представляет собой в основном полиэдрический, реже - квазиполигональный феррит. Размер зерен обычно не превышает 20-30 мкм. Углеродсодержащая фаза представляет собой бейнит и вырожденный перлит, доля такой фазы в структуре около 20-25 %.

3.3.3 Анализ результатов производства лабораторного проката плавки 5, 6

Влияние легирования бором на механические свойства стали плавки 5 (с бором), 6 (без бора), определяемые при испытании на растяжение и ударный изгиб показано на рисунках 72,73.

Анализ результатов исследования лабораторного проката плавки 5 и 6 показал, что сочетание требуемого уровня механических свойств при комнатной температуре, соответствующих классу прочности С390П, удовлетворительной огнестойкости при 600 °С (значение предела текучести при испытании при 600 °С более 234 МПа) и высокой ударной вязкости не получено ни на одной из плавки. Сталь плавки 6 продемонстрировала удовлетворительную огнестойкость, но значение временного сопротивления при этом ниже требований к стали С390П.



а) предел текучести; б) временное сопротивление;

Рисунок 72 – Механические свойства лабораторных полос плавки 5 и 6 при испытаниях при комнатной температуре и 600 °С

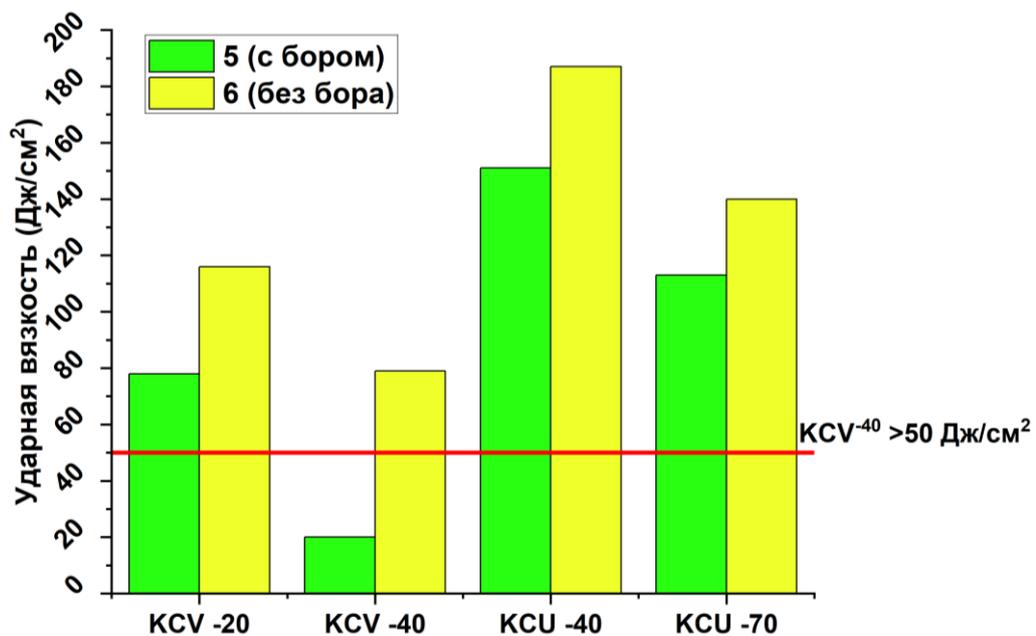


Рисунок 73 – Результаты испытаний на ударный изгиб проката плавки 5 и 6

Исследование микроструктуры образцов от полос плавки 5, 6 показало, что у образца 5 (Cr-Nb-V-B) наблюдается феррито-бейнитная микроструктура, основной структурной составляющей которой является низкоуглеродистый бейнит. Структура плавки 6 (Cr-Nb-V) значительно отличается от наблюдаемой при исследовании образца плавки 5 (Cr-Nb-V-B) и является двухфазной феррито-бейнитной, матрица структуры представлена полиэдрическим и квазиполигональным ферритом, углеродсодержащая фаза представлена участками высокоуглеродистого бейнита (вырожденного перлита). Формирование такой структуры

образца 6 при более высокой температуре начала ускоренного охлаждения по сравнению с образцом 5 (815 и 770 °С для образцов 6 и 5 соответственно) вероятно связано с более высокой фактической температурой начала образования феррита в стали состава плавки 6 по сравнению со сталью состава плавки 5, содержащей бор. Как показывают результаты испытаний на растяжение, формирование такой двухфазной структуры не позволяет обеспечивать требований к временному сопротивлению стали класса прочности С390П при комнатной температуре.

Понижение значения ударной вязкости при отрицательной температуре связано с дисперсионным упрочнением карбидами VC вследствие проведения имитации при 550 °С. При этом, для стали плавки 6 дисперсионное упрочнение не приводит к повышению прочностных показателей при комнатной температуре и понижению ударной вязкости при отрицательной температуре, вследствие формирования при прокатке и охлаждении структуры, матрица которой состоит из феррита с низкой плотностью дислокаций.

3.3.4 Анализ результатов механических свойств лабораторного проката плавки 7

По результатам исследования плавки 5 и 6, было решено провести дополнительное исследование плавки 6 при этом повысить содержание ниобия в стали. Химический состав приведен в таблице 5. Данная модификация позволит увеличить прочностные характеристики и увеличить огнестойкость проката за счет выделения дисперсных части Nb(C,N). Также было предложено два варианта ТМО (таблица 8). Результаты испытаний представлены в таблицах 13-14.

Таблица 13 – Механические свойства стали плавки 7, определяемые при испытании на растяжение при комнатной температуре и 600 °С

Полоса	Режим ТМО	Температура испытания, °С	$\sigma_{0,2}$ (МПа)	σ_b (МПа)	δ_5 (%)	$\sigma_{0,2}/\sigma_{0,2}$ факт 20°С	$\sigma_{0,2}/\sigma_{0,2}$ норм 20°С (390МПа)
7-1 (Cr-Nb-V)	КП+УО(550)+О(550)	20	537	660	27,7		
		600	204	282	37,8	0,38	0,52
7-2 (Cr-Nb-V)	КП+УО(500)+О(500)	20	549	643	24,7		
		600	249	370	31,7	0,45	0,64
Требования к классу прочности С390П		20	>390	520-680	>20		
		600	>234			>0,6	

Таблица 14 – Результаты испытания образцов от полос плавки 7 на ударный изгиб

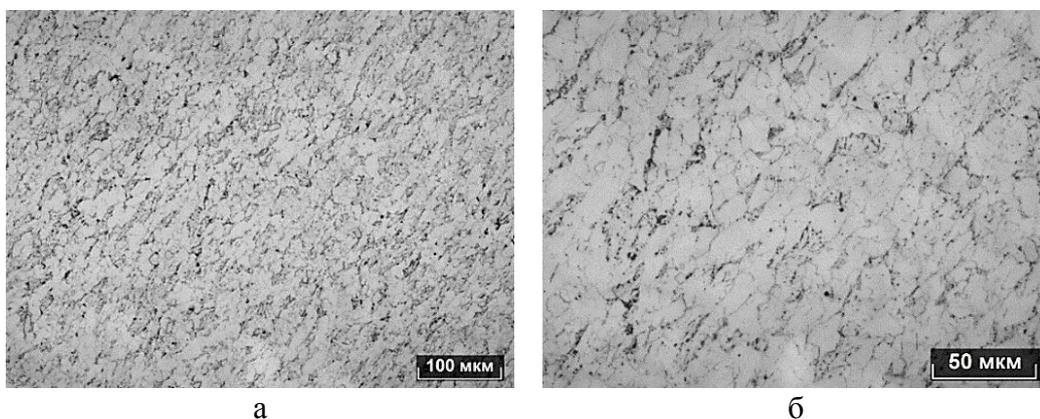
Полоса	Режим ТМО	KCV ⁻²⁰ , Дж/см ²	KCV ⁻⁴⁰ , Дж/см ²	KCU ⁻⁴⁰ , Дж/см ²	KCU ⁻⁷⁰ , Дж/см ²
7-1 (Cr-Nb-V)	КП+УО(550)+О(550)	130	83	150	99
7-2 (Cr-Nb-V)	КП+УО(500)+О(500)	186	198	213	178
Требования к классу прочности С390П		>40	>50	>45	>55

Из полученных результатов видно, что для стали плавки 7, положительные результаты по огнестойкости при 600 °С получены после применения режима КП+УО(500)+О(500) (образец 7-1), однако, предел текучести при комнатной температуре также повысился, и составляет 549 МПа. Режим ТМО с применением выдержки в печи, имитирующим охлаждение рулонного проката после смотки при 550 °С (режим КП+УО(550)+О(550)) (образец 7-2) не обеспечили требуемого уровня предела текучести стали при испытании при 600 °С. Ударная вязкость всех исследованных образцов соответствует требованиям для стали С390П.

3.3.5. Исследование микроструктуры проката плавки 7 (Cr-Nb-V)

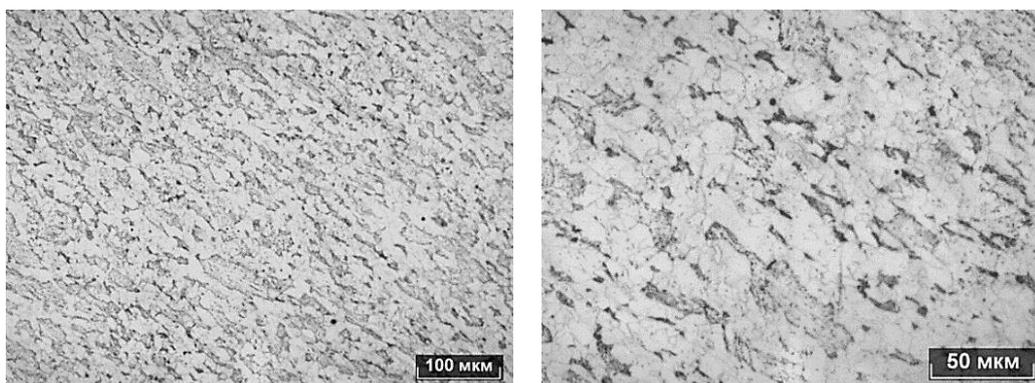
Применение режима производства КП+УО(550)+О(550) приводит к формированию феррито-бейнитной микроструктуры, наблюдаемой при исследовании плавки 7-1 (рисунок 74). Матрица структуры представлена полиэдрическим и квазиполигональным ферритом. Углеродсодержащая фаза представляет собой бейнит, доля бейнита в структуре стали около 40%.

Характерный вид микроструктуры образца от образца 7-2, произведенной по режиму КП+УО(500)+О(500), приведен на рисунке 75. Матрица структуры стали состоит из полиэдрического феррита и низкоуглеродистого бейнита. Основной структурной составляющей является низкоуглеродистый бейнит, доля полиэдрического феррита, выделившегося до начала ускоренного охлаждения, около 35-40 %. Углеродсодержащая фаза составляет около 55 % и представляет собой высокоуглеродистый бейнит и вырожденный перлит.



а) – увеличение, x200; б) – увеличение, x500

Рисунок 74 – Характерный вид микроструктуры образца от полосы 7-1 плавки 7 (Cr-Nb-V). Режим КП+УО(550)+О(550)



а

б

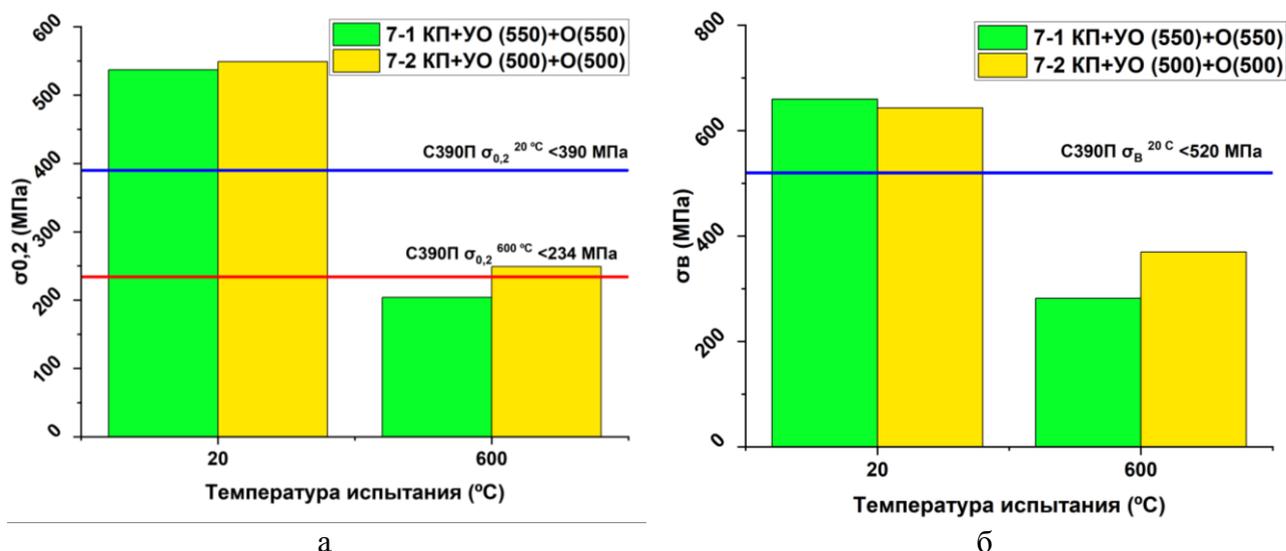
а) – увеличение, х200; б) – увеличение, х500

Рисунок 75 – Характерный вид микроструктуры образца от полосы 7-2 плавки 7 (Cr-Nb-V).
Режим КП+УО(500)+О(500)

Влияние режима производства на механические свойства стали плавки 7 (Cr-Nb-V) показано на рисунках 76-77.

Сочетание требуемого для стали С390П уровня механических свойств, определяемых при испытании на растяжение при комнатной температуре, высокой низкотемпературной ударной вязкости на образцах KCV при температуре испытания до $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ и KCU при температуре испытания до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ и удовлетворительной огнестойкости получено для образцов 7-2 при применении режимов производства, предусматривающих проведение контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением до температуры $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ и смотки при той же температуре (КП+УО(500)+О(500)).

Как и для ранее исследованных лабораторных полос третьей серии выплавки (плавки 5, 6), удовлетворительная огнестойкость образца 7-2 обеспечивается благодаря формированию феррито-бейнитной микроструктуры, основной структурной составляющей которой является низкоуглеродистый бейнит.



а) предел текучести; б) временное сопротивление

Рисунок 76 – Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре и 600 °С проката плавки 7 (Cr-Nb-V)

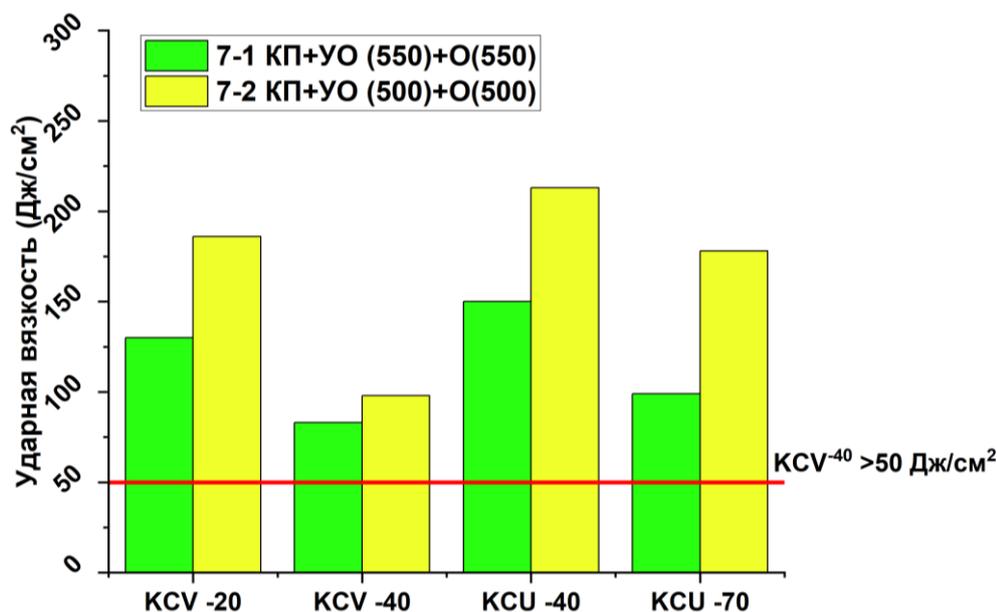


Рисунок 77 – Результаты испытаний полос плавки 7 (Cr-Nb-V) на ударный изгиб

При повышении температуры окончания ускоренного охлаждения до 550 °С и имитации смотки при той же температуре также получен феррито-бейнитный тип микроструктуры (образец 7-1, режим КП+УО(550)+О(550), структура стали содержит низкоуглеродистый бейнит, доля которого около 40 %. Однако, образец 7-1 продемонстрировала неудовлетворительную огнестойкость при 600 °С и характеризовалась значениями предела текучести при 600 °С на 35 МПа ниже по сравнению с образцом 7-2. При этом при комнатной температуре механические свойства образца 7-1 полностью соответствуют требованиям к стали С390П, значения ударной вязкости также соответствуют

требованиям. Сравнение полученных результатов с наблюдаемыми при исследовании образца 6 (Cr-Nb-V), произведенной по такому же режиму, позволяет сделать заключение о том, что получение такого комплекса механических свойств обусловлено влиянием отпуска при температуре 550 °С, которое вероятно заключается с одной стороны в выделении частиц (Nb,V)(C,N), а с другой стороны, в значительном снижении плотности дислокаций в ферритной матрице микроструктуры стали.

3.3.6. Исследование кинетики фазовых превращений стали плавки 5 (Cr-Nb-V-B), 7 (Cr-Nb-V)

Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита стали плавки 5 (Cr-Nb-V-B), 7 (Cr-Nb-V) показаны на рисунках 78-79, характерный вид микроструктуры дилатометрических образцов показан на рисунках 80-81.

Анализ кинетики фазовых превращений показывает, что ферритное превращение в стали плавки 5 присутствует при скоростях охлаждения до 40 °С/с включительно. Температура начала образования феррита снижается от 850 °С при скорости охлаждения 0,5 °С/с до 680 °С при скорости охлаждения 40 °С/с. Перлитное превращение наблюдается до скоростей охлаждения менее 5 °С/с, температура начала образования перлита около 720 °С. Бейнитное превращение в стали протекает при скоростях охлаждения выше 1 °С/с, температура начала образования бейнита снижается от 680 °С при скорости охлаждения около 2 °С/с до 580 °С при скорости охлаждения 80 °С/с. Область мартенситного превращения при проведении исследования не обнаружена.

Ферритное превращение в стали плавки 7 наблюдается при скоростях охлаждения до 60 °С/с, температура начала образования феррита изменяется от ~840 °С при скоростях охлаждения 0,5-2 °С/с до 800 °С при $v_{\text{охл}}=20$ °С/с и ~700 °С при $v_{\text{охл}}=60$ °С/с. Перлитное превращение протекает при скоростях охлаждения менее 5 °С/с, температура начала образования перлита 640-660 °С. Сталь плавки 7 характеризуется широкой бейнитной областью, имеющей характерный для стали с высоким содержанием хрома вид. Бейнитное превращение наблюдается при скоростях охлаждения от 2 °С/с и выше, температура начала образования бейнита 620-630 °С. Мартенситное превращение наблюдается при скоростях охлаждения 40 °С/с и ниже, температура начала образования мартенсита 360-380°С, окончания - 300 °С.

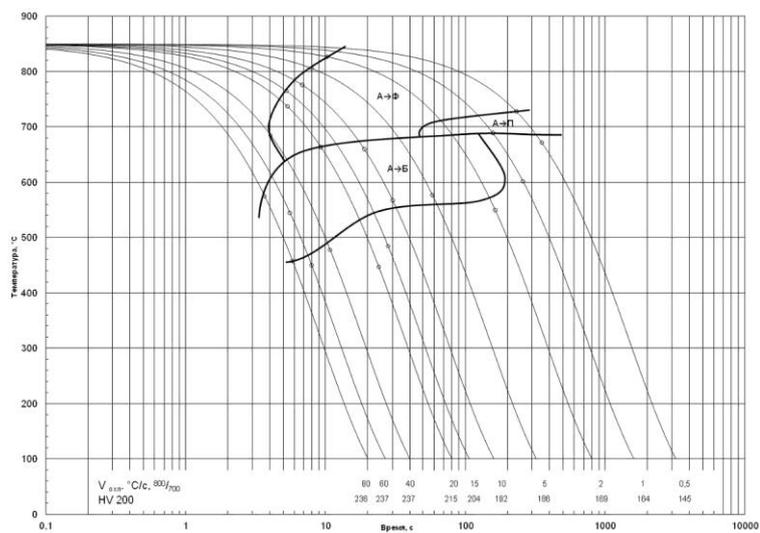


Рисунок 78 – Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита стали плавки 5

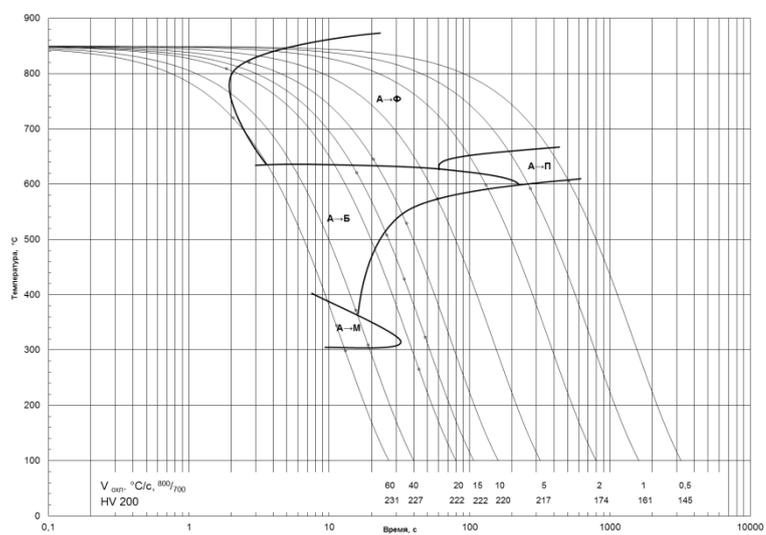
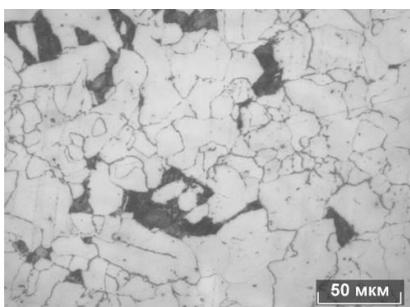
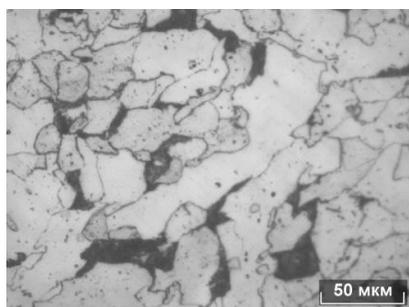


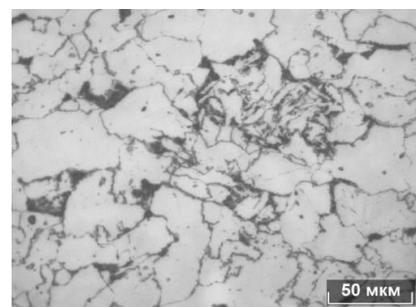
Рисунок 79 – Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита стали плавки 7



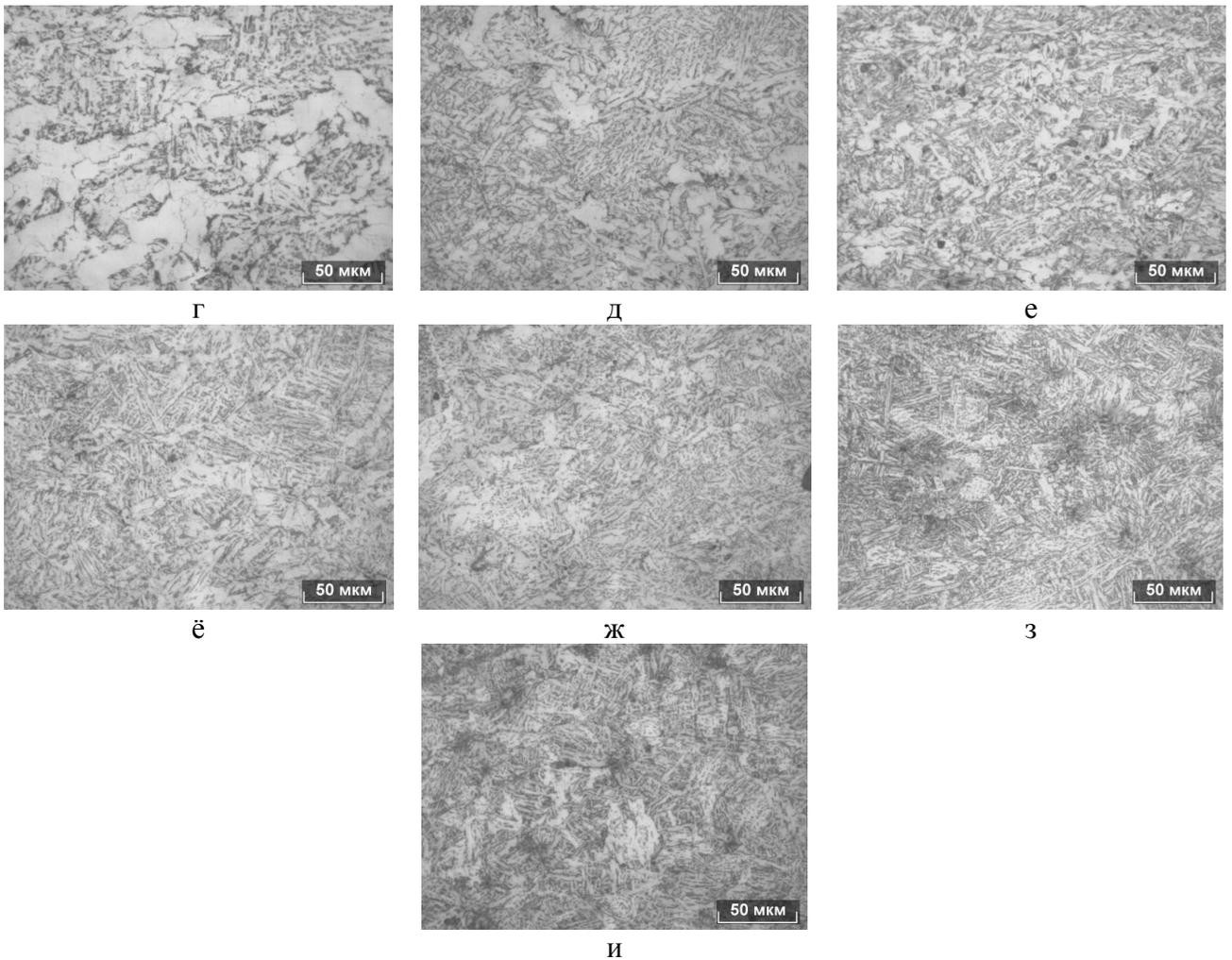
а



б

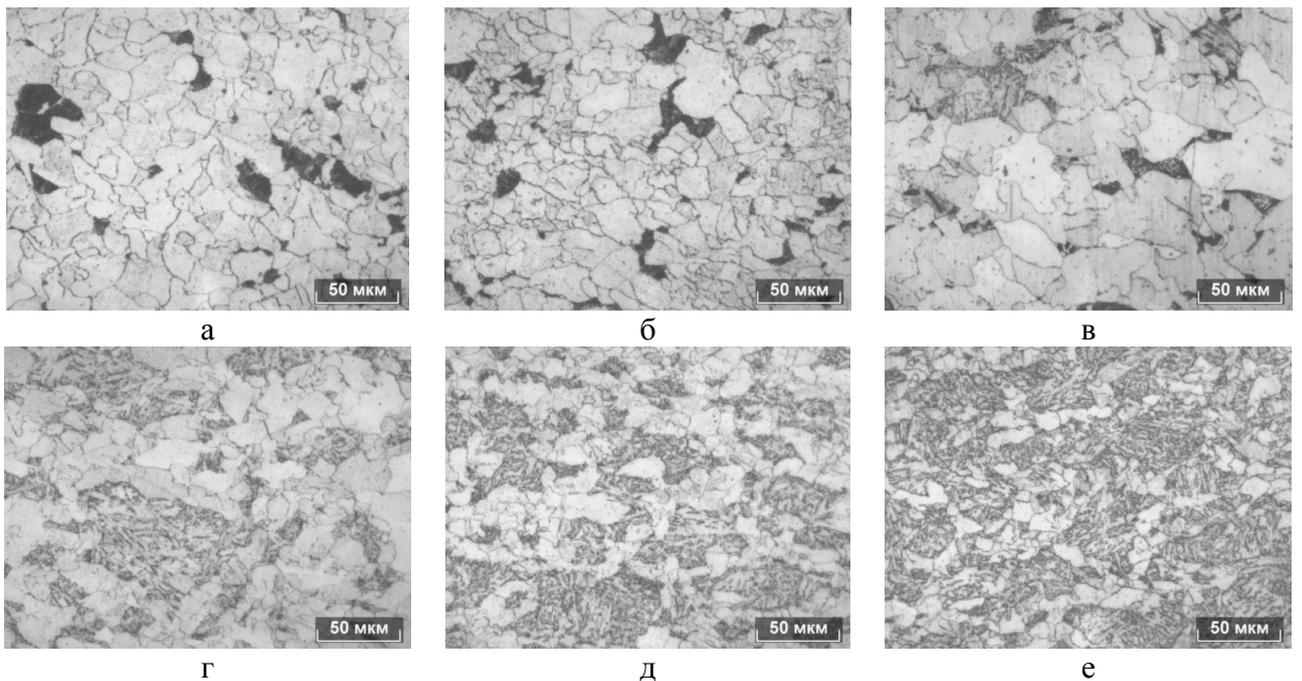


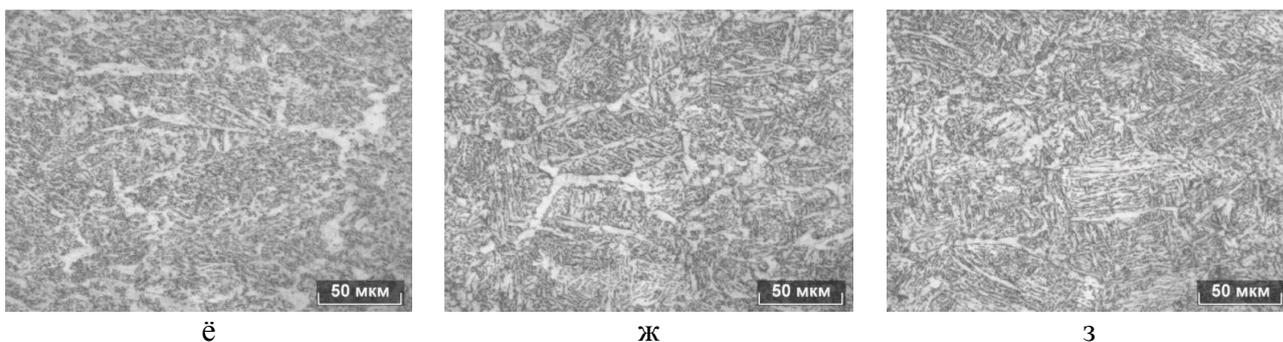
в



а) 0,5 °C/c; б) 1 °C/c; в) 2 °C/c; г) 5 °C/c; д) 10 °C/c; е) 15 °C/c;
 ё) 20 °C/c; ж) 40 °C/c; з) 60 °C/c; и) 80 °C/c

Рисунок 80 – Характерный вид микроструктуры дилатометрических образцов стали плавки 5, увеличение x500





а) 0,5 °C/c; б) 1 °C/c; в) 2 °C/c; г) 5 °C/c; д) 10 °C/c; е) 15 °C/c;
 ё) 20 °C/c; ж) 40 °C/c; з) 60 °C/c

Рисунок 81 – Характерный вид микроструктуры дилатометрических образцов стали плавки 7, увеличение x500

Сравнение полученных термокинетических диаграмм показывает, что при скоростях охлаждения от 5 до 40 °C/c сталь плавки 5 характеризуется более низкой температурой начала образования феррита (680-810 °C) и более высокой температурой начала бейнитного превращения (640-680 °C) по сравнению со сталью плавки 7, для которой температуры начала ферритного и бейнитного превращений в указанных интервалах скоростей охлаждения соответственно равны 780-840 °C и 620-630 °C. Сталь плавки 7 отличается наличием области мартенситного превращения.

3.4 Анализ результатов изготовления лабораторного проката

Провели исследования микроструктуры, модельных плавок 1-1,2 (Nb, Nb+Mo), 2-1,2 (Ti, Ti+Mo), 3-2,1 (V, V+Mo). Исследование микроструктуры показало, что все образцы от перечисленных плавок имеют матрицу микроструктуры, состоящую из полигонального феррита с низкой плотностью дислокаций. Вторичная фаза состоит из верхнего бейнита и М/А составляющая за счет применения УО. Имитация смотки приводит к отпуску участков мартенсита. Исследование ПЭМ показало наличие наноразмерных частиц TiC, VC и NbC, увеличивающих сопротивление пластическому течению при повышенных температурах. Частиц карбида молибдена не обнаружено, это связано с тем, что Mo зафиксирован в твердом растворе или сконцентрирован в предвыделениях. Судя по плотности выделений частиц, частицы TiC выделились при последеформационном охлаждении в большей степени, чем частицы VC и NbC, видимо, значительная часть V и Nb сохранилась в твердом растворе и способна сформировать дополнительные выделения при нагреве до 600 °C.

Провели анализ механических свойств модельных плавок 1-1,2 (Nb, Nb+Mo), 2-1,2 (Ti, Ti+Mo), 3-2,1 (V, V+Mo). Все образцы имели высокий уровень ударной вязкости и пластичности, соответствовавший требованиям к стали С390П. Сравнительный анализ

влияния Nb, Ti, V на прочностные свойства металла модельных плавов при комнатной температуре показал, что V в меньшей степени повышает уровень прочностных свойств, далее идет Nb и самый сильно повышает уровень прочностных свойств Ti. Максимальный уровень прочностных характеристик плавов с Ti объясняется высокой плотностью выделений TiC по сравнению с другими составами. Низкий уровень прочностных свойств плавки с V связан с незначительным, по сравнению с Nb, влиянием V на измельчение зерна, и с меньшей плотностью выделений VC по сравнению с TiC. Введение добавки Mo повысило прочностные свойства всех плавов в исходном состоянии.

Исследование плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) показал, что матрица микроструктуры, состоит в основном из полигонального феррита с низкой плотностью дислокаций. Вторичная фаза состоит из верхнего бейнита и M/A составляющая за счет применения ускоренного охлаждения (УО). Также применение УО привело к появлению в микроструктуре некоторой доли (до 15-20 %) квазиполигонального феррита. Имитация смотки приводит к отпуску участков мартенсита. Исследование ПЭМ показало наличие наноразмерных частиц VC и NbC, увеличивающих сопротивление пластическому течению при повышенных температурах. Прокат из плавки 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) при комнатной температуре имели уровень свойств, соответствующий классу прочности С390П. Предел текучести равнялся 511 МПа. Предел текучести при 600 °С был выше 234 МПа (258 МПа).

Исследования плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) с бором имели полностью бейнитную микроструктуру. При комнатной температуре прокат из плавки 4-2 превышал уровень свойств, рекомендуемый для класса прочности С390П. Предел текучести при 600°С также значительно превышал требуемые 234 МПа (419 МПа). При этом уровень ударной вязкости KCV при температуре - 40°С был ниже требований к стали С390П – 17 Дж/см². Значительное повышение огнестойкости может быть связано как с изменением типа микроструктуры на полностью бейнитную, так и с наличием бора на границах зерен или в окрестностях выделений карбидов. Таким образом, показано, что сталь плавки 4-1 обеспечила требования к огнестойкой стали С390 как при испытаниях при комнатной температуре, так и при 600 °С, сталь плавки 4-2 продемонстрировала отличную огнестойкость, но неудовлетворительный комплекс свойств при комнатной температуре.

Провели сравнительный анализ влияния Nb, Ti, V, Mo, и комплексного легирования V+Mo+Nb+Ti и V+Mo+Nb+Ti+B на эффективность сдерживания разупрочнения при температуре 600 °С. Исследование показало, что для плавки 1-1 с Nb величина относительного разупрочнения при 600 °С составила для предела текучести 65 %. Для плавки 2-1 с Ti – 63,5 %, для плавки 3-2 с V – 61,6 %, Таким образом, показано, что наиболее эффективным элементом для торможения разупрочнения при повышенных температурах из

группы Nb, V, Ti является V, хотя разница незначительна. Добавка молибдена 0,16 % позволяет снизить величину разупрочнения на 5,6 % для композиции с Nb, на 5,9 % для композиции с Ti, на 6,6 % для композиции с V (в среднем, около 6%). Для плавов с комплексным легированием снижение предела текучести при повышении температуры испытания до 600 °С не превышает ~40-50 % для проката плавки 4-1 и ~25-30 % для проката плавки 4-2. Применение комплексного микролегирования V, Nb, а также легирования молибденом и хромом позволяет значительно повысить огнестойкость стали по сравнению с применением только одного из элементов (Nb, V, Ti) или их сочетаний с Mo.

Проведено исследование микроструктуры лабораторных полос плавов 5, 6, 7. Определено, что обеспечение комплекса свойств соответствующих классу прочности С390П и высокой огнестойкости после режима ТМО КП+УО+О(500 °С) для стали плавки 7 достигается благодаря формированию феррито-бейнитной структуры, основной структурной составляющей которой является низкоуглеродистый бейнит. Сопоставление результатов исследования микроструктуры и механических испытаний показывает, что для всех исследованных плавов, формирование структуры, в которой преобладает феррит, приводит к получению низких значений предела текучести при испытании при 600 °С.

Требуемый для стали класса прочности С390П комплекс свойств и удовлетворительная огнестойкость при 600 °С получены для стали плавки 7 при применении режима производства КП+УО+О(500 °С). Сталь плавки 6 продемонстрировала удовлетворительную огнестойкость, но полученные значения временного сопротивления были ниже требований к стали С390П. Применение режима КП+УО+О(550 °С) приводит к получению низких значений предела текучести при 600 °С и понижению ударной вязкости стали всех исследуемых составов.

Проведено исследование кинетики фазовых превращений стали плавов 5 и 7. Определено, что сталь исследуемых составов характеризуется широкими областями ферритного и бейнитного превращения: феррит в стали плавки 5 образуется при скоростях охлаждения до 40 °С/с, в стали плавки 7 – до 60 °С/с; бейнитное превращение в стали плавов 5, 7 протекает при скоростях более 1 °С/с. Температура начала образования феррита в стали плавки 5 снижается от 850 °С при скорости охлаждения 0,5 °С/с до 680 °С при скорости охлаждения 40 °С/с, а в стали 7 – от ~840 °С при скоростях охлаждения 0,5-2 °С/с до 800 °С при $v_{охл}=20$ °С/с и ~700 °С при $v_{охл}=60$ °С/с. В интервале скоростей охлаждения от 5 до 40 °С/с сталь плавки 5 характеризуется более низкой температурой начала образования феррита (680-810 °С) и более высокой температурой начала бейнитного превращения (640-680 °С) по сравнению со сталью плавки 7, для которой температуры начала ферритного и бейнитного превращений в указанных интервалах скоростей охлаждения соответственно равны 780-840

°С и 620-630 °С. Перлит в стали плавов 5, 7 образуется при скорости охлаждения менее 5 °С/с. Для стали плавки 7 при скоростях охлаждения более 20 °С/с наблюдается также область мартенситного превращения, температура начала превращения 340-380 °С, окончания – 300 °С.

На рисунке 82 обобщены результаты проведения лабораторных экспериментов. Показано, что для стали одного химического состава возможно получение достаточно широкого интервала значений механических свойств, как при комнатной температуре, так и при 600°С, что определяется микроструктурой стали, формирование которой управляется путем варьирования режимов производства стали. Сочетание требуемого для стали С390П комплекса свойств при комнатной температуре и высокого предела текучести при 600 °С, определяющего огнестойкость стали, получено для стали плавов 4-1 (Cr-V-Nb-Ti-Mo), 4-2 (Cr-V-Nb-Ti -Mo-B), 7-2 (Cr-V-Nb-Ti).

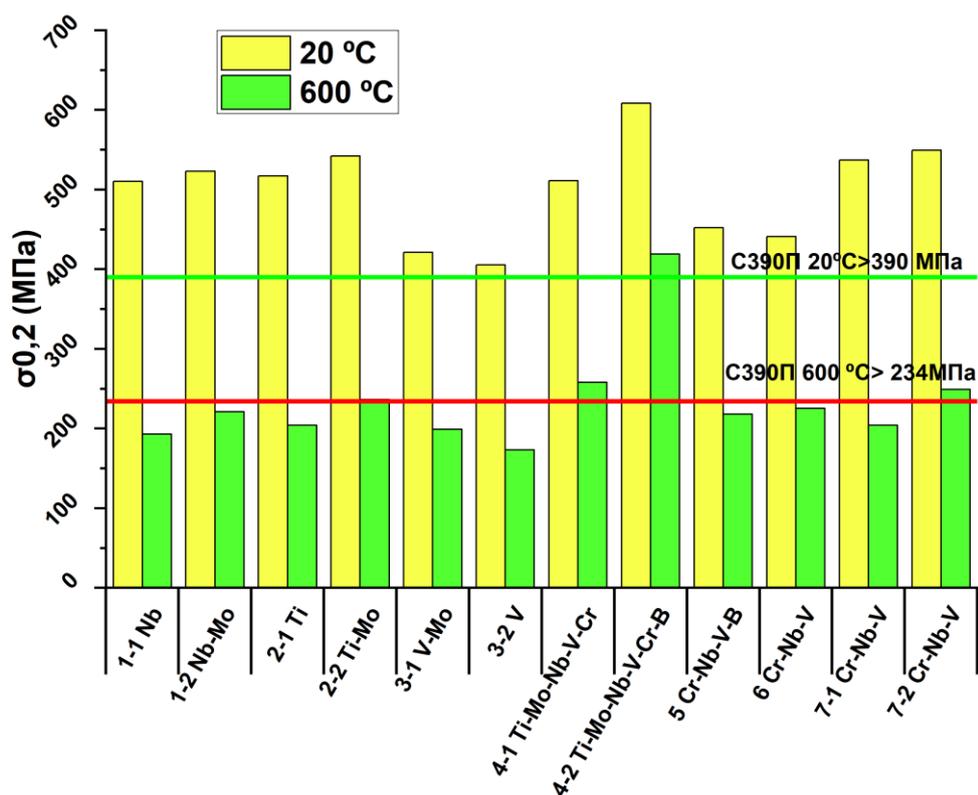


Рисунок 82 – Предел текучести проката, произведенного в рамках лабораторных экспериментов, при испытании на растяжение при комнатной и повышенной температуре (600 °С)

Очевидно, что различные варианты химического состава обеспечивают различные интервалы значений $\sigma_{0,2}^{600}$. Наиболее высокие значения огнестойкости получены для плавов 4-2, 4-1 на основе V+Mo+Nb и 7-2 на основе Cr-V-Nb.

3.5 Выводы по главе 3

Проведен анализ влияния типа и составляющих микроструктуры на механические свойства стали при комнатной и повышенной (600 °С) температурах. Показано, что для надежного обеспечения требований к стали С390, с учетом рекомендации по величине предела текучести в пределах 390-550 МПа, целевой микроструктурой, обеспечивающей требуемый уровень огнестойкости, является мелкозернистая феррито-бейнитная микроструктура с долей продуктов бейнитного превращения около 50%. Сталь должна содержать наноразмерные частицы NbC, VC, TiC в достаточном количестве, или иметь потенциал к выделению таких частиц при нагреве до температуры пожара. Сопротивление разупрочнению при нагреве в такой микроструктуре обеспечивается за счет зернограничного механизма, высокой плотности дислокаций в феррите, сформированной при промежуточном превращении, и торможения движения дислокаций за счет наличия выделений карбидов.

В качестве рекомендации для промышленного производства рулонного проката была рекомендована безмолибденовая концепция легирования, где в качестве замены дорогостоящего Мо будет выступать Cr. В качестве системы легирования была выбрана Cr-V-Nb-Ti. Выбранная система легирования позволит получить мелкозернистую структуру за счет добавления Nb, феррито-бейнитную структуру за счет легирования Cr и дисперсные частицы за счет легирования Nb, V, Ti.

Глава 4 Производство промышленного рулонного проката с повышенной огнестойкостью С390П на базе ПАО «Северсталь»

4.1 Определение химического состава проката производства рулонного проката

При производстве рулонного проката рассматриваемого сортамента из малоуглеродистых сталей качество готовой продукции во многом определяется выбранным составом легирующей композиции.

Для стана 2000 была предложена легирующая композиция, исходя из результатов лабораторных исследований, была выбрана безмолибденовая концепция Cr-Nb-V без бора и с бором в качестве дополнительного исследования. Соответствующий целевой химический состав огнестойкого рулонного проката С390П, приведен в таблице 15.

Таблица 15 – Целевой плавочный состав стали С390П для проведения испытаний, масс. %

Содержание эл-тов	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Mo	V	Ti	Nb	B	Ca	N ₂
Мин.	0,06	0,15	0,6	0	0	0,40	0	0	0,02	0	0,07	0,010	0,02	0,001	0	0
Номин.	0,07	0,25	0,7	0,093	0,008	0,60	0,04	0,08	0,035	0,006	0,08	0,017	0,03	0,002	0,0013	0,007
Макс.	0,09	0,35	0,8	0,005	0,012	0,80	0,10	0,10	0,05	0,05	0,09	0,025	0,04	0,003	0,005	0,009

Легирование марганцем и хромом способствует повышению прочностных характеристик за счет твердорастворного упрочнения. Снижение содержания марганца менее 0,5 % приводит к понижению прочностных характеристик. В то же время содержание марганца не должно превышать 0,8 %, поскольку только до этих значений он способствует растворению в твердом растворе микролегирующих элементов, образующих дисперсные термически устойчивые частицы карбонитридных фаз, способствующие повышению огнестойкости.

Легирование хромом в количестве 0,4-0,8 % повышает прочностные характеристики и огнестойкость металла. При этом не оказывает вредного влияния на свариваемость проката. При увеличении хрома более 0,8 % увеличивается себестоимость металлопроката без заметного улучшения эксплуатационных и механических свойств. В заявленных температурных интервалах черновой и чистовой прокатки хром способствует формированию не менее чем 30% микроструктуры низкоуглеродистого бейнита, необходимой как для обеспечения требуемых прочностных свойств проката при комнатной температуре, так и предела текучести при 600 °С.

В объеме около 0,01 % титан необходим для связывания азота в нитриды. Частицы нитрида титана препятствуют росту зерна аустенита в ходе огневого воздействия при пожаре

и, соответственно, снижают интенсивность разупрочнения. Однако, для этого содержание титана не должно превышать 0,03 %.

В процессе горячей прокатки перед началом ферритного превращения в металле формируются вытянутые зерна наклепанного аустенита с высокой плотностью центров зарождения ферритной фазы, что способствует возникновению в прокате дислокационной ячеистой микроструктуры, обеспечивающей сочетание требуемых прочностных и пластических характеристик металла, в том числе при повышенной температуре. При содержании ниобия 0,015-0,040 % мелкодисперсные карбонитриды ниобия тормозят рекристаллизацию аустенита, что способствует измельчению зерна. Ниобий, сохранившийся в твердом растворе после прокатки, повышает устойчивость аустенита и увеличивает долю бейнита в микроструктуре, что благотворно влияет на огнестойкость. Ванадий, содержащийся в количестве 0,07-0,20 %, как и часть ниобия, не выделившаяся в виде частиц при прокатке, при рекомендованных режимах конца ускоренного охлаждения, после прокатки сохраняются в твердом растворе. При нагреве проката до температуры пожара эти элементы образуют по границам зерен мелкодисперсные термически устойчивые частицы карбонитридных фаз, которые препятствуют деформации и способствуют повышению огнестойкости. Выделяясь в диапазоне температур 550-600 °С, указанные дисперсные частицы повышают атермическую составляющую прочностных характеристик стали и, обладая повышенным сопротивлением к коагуляции, достаточно эффективно сдерживают снижение прочности, в случае повышения температуры при пожаре. Однако, увеличение суммарного легирования указанных элементов более 0,25 % может спровоцировать снижение ударной вязкости при пониженных температурах и ухудшению свариваемости металлопроката без заметного улучшения механических свойств.

4.2 Производство первой партии рулонного проката с повышенной огнестойкостью С390П с добавлением бора на ШПС 2000

4.2.1 Испытания технологии производства опытных образцов огнестойкого рулонного проката С390П с бором на прокатном стане 2000 на базе ПАО «Северсталь»

Для проведения испытаний технологического процесса производства опытных образцов огнестойкого рулонного проката С390П (В) с добавлением бора на прокатном стане 2000 была проведена выплавка непрерывнолитых заготовок, с заданным химическим составом (таблица 16). Полученные непрерывнолитые заготовки были использованы для

производства опытных образцов рулонного проката С390П толщиной 10 мм в количестве 2 шт.

Таблица 16 – Фактический химический состав рулонного проката С390П с добавлением бора, масс. %

Образец	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Mo	V	Ti	Nb	B	Ca	N ₂
С390П (В)	0,09	0,22	0,65	0,004	0,008	0,31	0,04	0,08	0,03	0,006	0,07	0,016	0,02	0,0013	0,0013	0,009

Углеродный эквивалент определяется по формуле 9 и составляет для данной плавки $C_{\text{эkv}} = 0,29$.

Производство рулонного проката из огнестойкой стали на ШПС 2000 ЛПЦ-2 ПАО «Северсталь» осуществлялось по режимам контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением. Заданные значения температуры конца прокатки и смотки составили (таблица 17).

Таблица 17 – Температурный режим прокатки и термообработки опытных образцов огнестойкого рулонного проката С390П на ШПС 2000

Плавка	Толщина, мм	Температура нагрева заготовки, °С	Толщина подката после черновой прокатки, мм	Температура конца чистой прокатки, °С	Температура смотки, °С	Скорость охлаждения, °С/сек
С390П (В)-1	10	1220	38,6	890	640	25
С390П (В)-2	10	1220	38,6	880	570	42

По заданным режимам из плавки С390П (В) произведено два рулона С390П (В) -1 и С390П (В) -2 толщиной 10 мм с разной скоростью охлаждения и температурой смотки. При производстве рулонов толщиной 10 мм применялась схема ускоренного охлаждения, предусматривающая интенсивное ускоренное охлаждение на первом участке УЛО стана 2000.

Проведены комплексные исследования механических и эксплуатационных свойств опытных (таблица 18) образцов рулонного проката С390П, полученных на ШПС 2000 в ходе испытаний технологического процесса производства, результаты которых позволяют оценить соответствие их механических и эксплуатационных свойств требованиям для стали С390П.

Таблица 18 – Результаты испытания опытных образцов С390П (В) с добавлением бора

Рулон	Режимы прокатки	Результаты испытаний при комнатной температуре			Результаты испытаний при 600°С			$\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}$	KCV ⁻⁴⁰ , Дж/см ²
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %		
С390П (В)-1	КП+УО(890)+О(640)	420	550	23	195	240	42	0,46	102
С390П (В) -2	КП+УО(880)+О(570)	475	585	16	314	373	25	0,66	33
Требования к стали С390П		>390	>520	>20	≥234			≥0,60	>34

Из представленных данных видно, что произведенный рулонный прокат обладает требуемым для стали С390П (В) комплексом прочностных характеристик при комнатной температуре. В то же время значения пластических характеристик не всегда соответствуют предъявляемым требованиям к стали С390. Испытания образцов на растяжение при 600 °С показали принципиальную возможность получения требуемых значений этого ключевого параметра на толщине полосы 10 мм (С390П (В) -2). Однако на рулоне С390П (В) -1 толщиной 10 мм имеют место некоторые отклонения от нормативных значений предела текучести $\sigma_{0,2}^{600}$, не превышающие -8 %, и, как следствие, отклонения от нормативного уровня огнестойкости проката.

4.2.2 Анализ показателей качества огнестойкого рулонного проката С390П с добавлением бора

Анализ полученных результатов механических испытаний и исследования микроструктуры образцов проката из плавки С390П (В) полученные при изготовлении проката на стане 2000 показывают, что отдельные образцы демонстрируют повышенную склонность к хрупким разрушениям, причем как при испытаниях на ударный изгиб (KCV⁻⁴⁰), так и при растяжении (δ). При этом состояние основной микроструктуры не позволяет объяснить получение низких значений ударной вязкости и относительного удлинения в процессе промышленных экспериментов.

Следует отметить, что в составе плавки С390П (В) имеет место повышенное содержание азота N=0,009 %. Само по себе содержание азота 0,009 % не является проблемой, но для сталей с бором важно отсутствие несвязанного азота, который может образовывать нитриды бора на границах аустенитных зерен. Наиболее эффективно азот связывается титаном, алюминий менее эффективен, так как склонен связывать кислород с образованием оксидов. Однако, для полного связывания азота в нитриды титана TiN необходимо соблюдать стехиометрическое соотношение $Ti/N \geq 3,41$, иначе часть азота может соединиться с бором. Для плавки С390П (В) указанное соотношение составляет $Ti/N = 1,8$. В этих условиях доля свободного несвязанного азота в плавке С390П (В) могла достигать 0,004%, и сопровождаться охрупчиванием границ аустенитных зерен нитридами бора.

С целью оценки зависимости огнестойкости от микроструктуры проката провели исследования микроструктуры рулона С390П (В)-1,2. Исследование микроструктуры проводили при увеличении x200, x500, x1000.

Характерный вид полученной микроструктуры показан на рисунке 83. Матрица структуры стали представляет собой квазиполигональный феррит, углеродсодержащая фаза – вырожденный перлит. Доля углеродсодержащей фазы в структуре стали составляет 10-15 %.

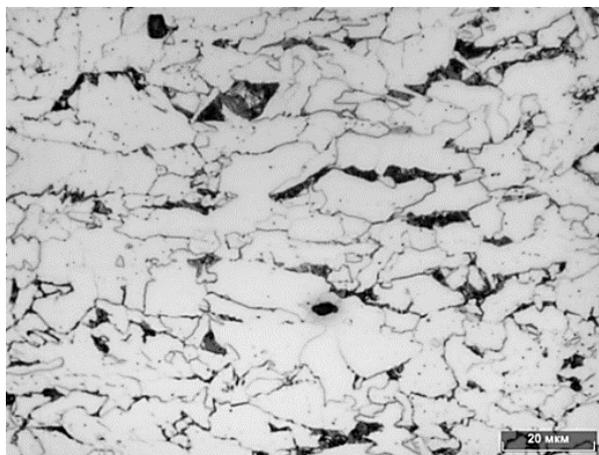


Рисунок 83 – Характерный вид микроструктуры рулона С390П (В)-1, увеличение, x1000

Характерный вид микроструктуры данной полосы приведен на рисунке 84. В целом наблюдается однородная дисперсная бейнитная структура стабильная по толщине полосы.

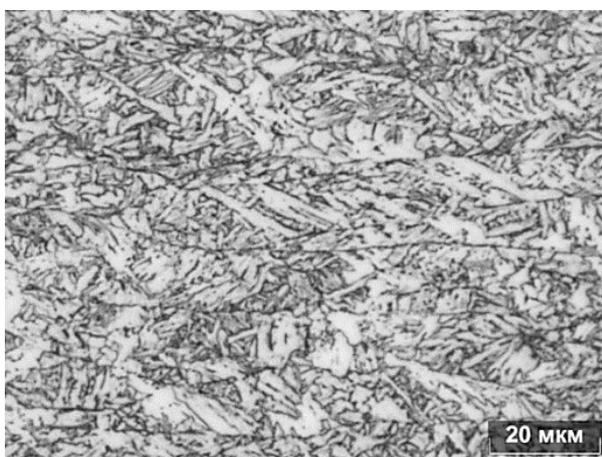
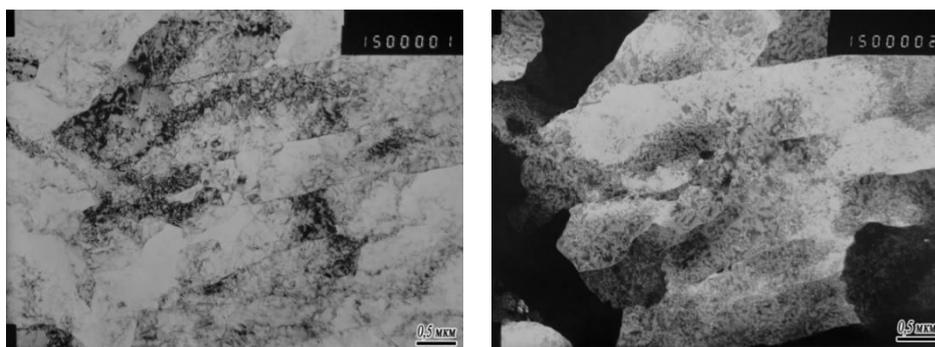


Рисунок 84 – Характерный вид микроструктуры рулона С390П (В)-2, увеличение, x1000

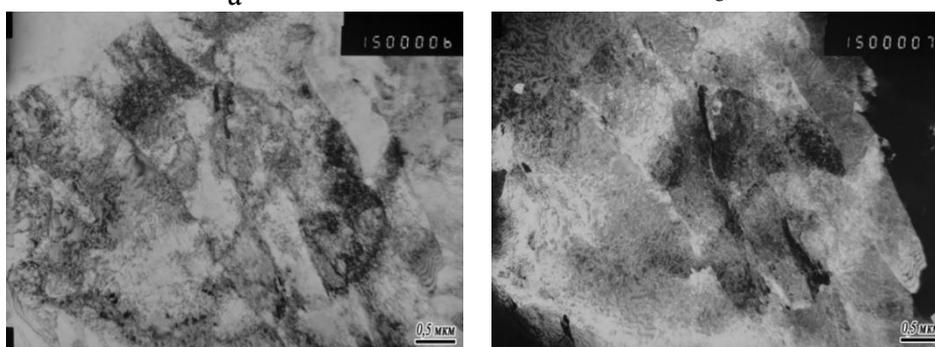
С целью анализа структурно-фазовых характеристик рулонного проката С390П было проведено исследование микроструктуры образца от рулона С390П (В)-2 методом просвечивающей электронной микроскопии.

В основе структуры исследованного образца – бейнитный феррит с вытянутой (рисунок 85) или близкой к равноосной формой блоков (рисунок 86). Плотность дислокаций умеренная (не низкая) (рисунок 87). Полигональный феррит отсутствует.



а

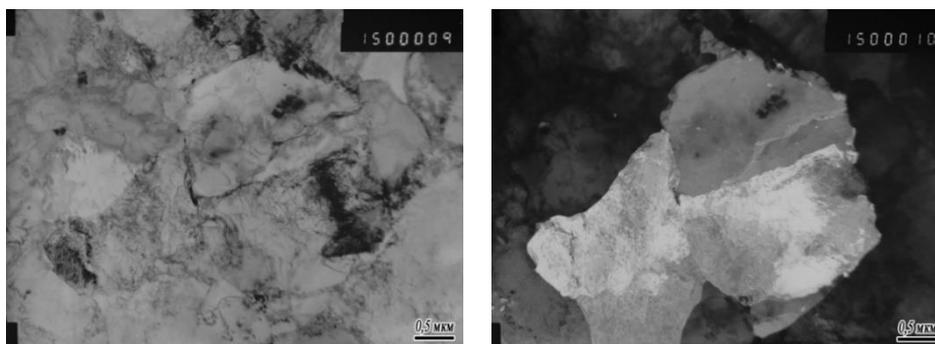
б



в

г

а, в) светлое поле; б, г) темное поле в рефлексе феррита
 Рисунок 85 – Бейнитный феррит с вытянутой формой блоков, образец от рулона С390П (В)-2, ПЭМ, х15000



а

б

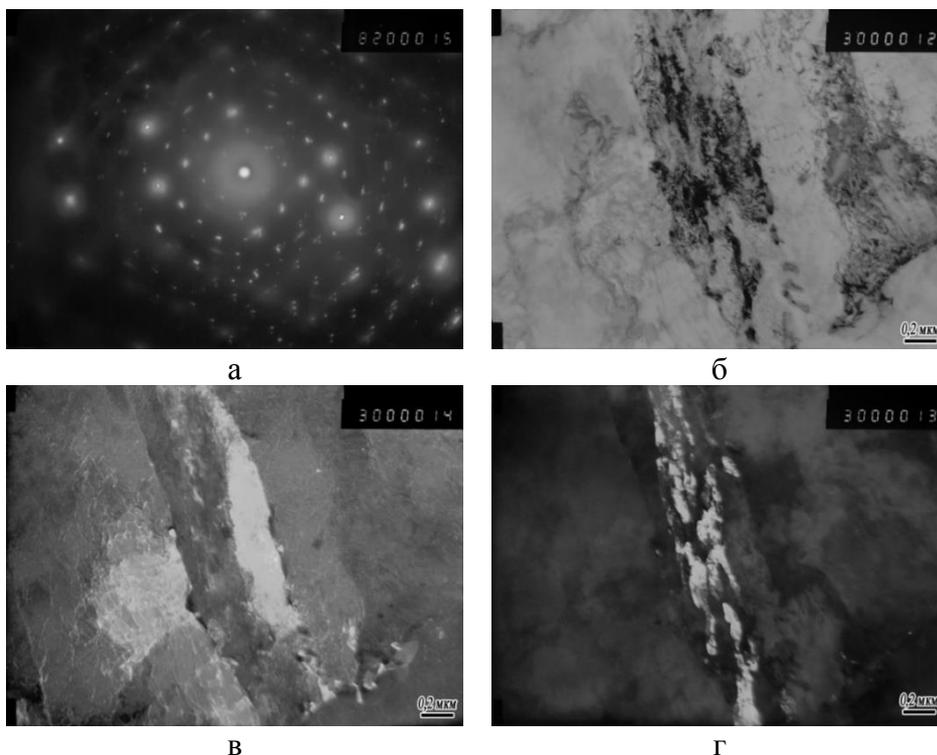
а) светлое поле; б) темное поле в рефлексе феррита
 Рисунок 86 – Бейнитный феррит с близкой к равноосной формой блоков, образец от рулона С390П (В)-2 , ПЭМ, х15000



Рисунок 87 – Плотность дислокаций в феррите, образец от рулона С390П (В)-2 , ПЭМ, светлое поле, х50000

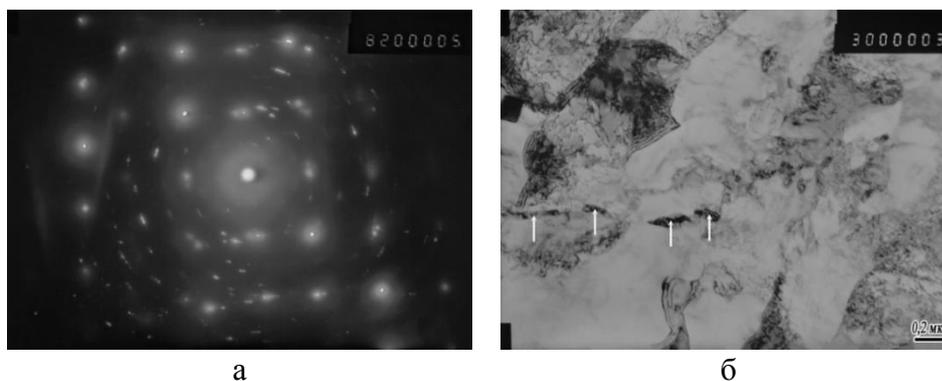
Области, обогащённые углеродом, выявляются, в основном, в форме бейнита, причём объёмная плотность и дисперсность цементитной составляющей сильно меняется от участка к участку. Например, в пределах блока, представленного на рисунке 88, имеется значительное количество цементита, его выделения имеет существенно вытянутую, при этом неровную форму, с длиной до ~ 0,5 мкм и шириной до 0,1 мкм. Размер бейнитных областей, как правило, не превышает 1 мкм, хотя иногда достигает 2-3 мкм.

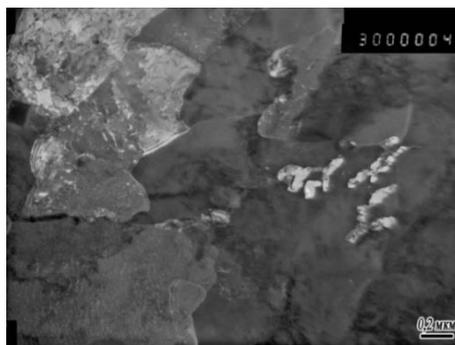
Также встречаются участки углеродсодержащей фазы, морфология которых близка к вырожденному перлиту (рисунок 89), объёмная доля цементита в таких участках намного ниже, выделения менее вытянутые, их длина не более 0,1 мкм и ширина не более 50 нм.



а) дифракционная картина; б) светлое поле; в) темное поле в рефлексе феррита;
г) темное поле в рефлексе цементита

Рисунок 88 – Высокоуглеродистый бейнит, образец от рулона С390П (В)-2, ПЭМ, х30000





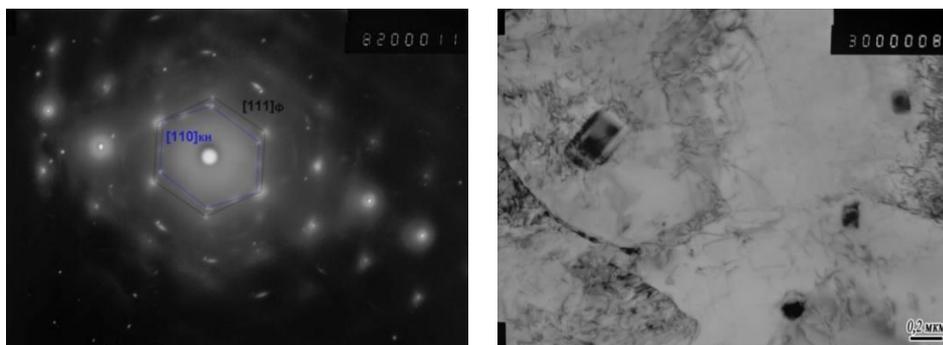
в

а) – дифракционная картина; б) – светлое поле;
в) – темное поле в рефлексе цементита/феррита

Рисунок 89 – Вырожденный перлит в структуре образца от рулона С390П (В) -2, ПЭМ, x30000

Карбонитриды субмикронного размера (рисунок 88а 89) присутствуют в образце в небольшом количестве. Форма – квадратная или прямоугольная, размер обычно до $\sim 0,15$ мкм (отдельные до $\sim 0,4$ мкм). Для одной из таких частиц размером $\sim 70 \times 90$ нм был проведён расчёт межплоскостного расстояния по одной из пар рефлексов на дифракционной картине, показанной на рисунке 90а. Полученный результат $d=0,214$ нм, с учётом типичной ошибки определения межплоскостных расстояний $\pm 0,002$ нм, может быть отнесён как к карбиду титана, так и к нитриду титана. Таким образом, возможно, что часть азота, содержащегося в материале, связана титаном.

Наноразмерных карбонитридных частиц при исследовании образца не обнаружено.



а

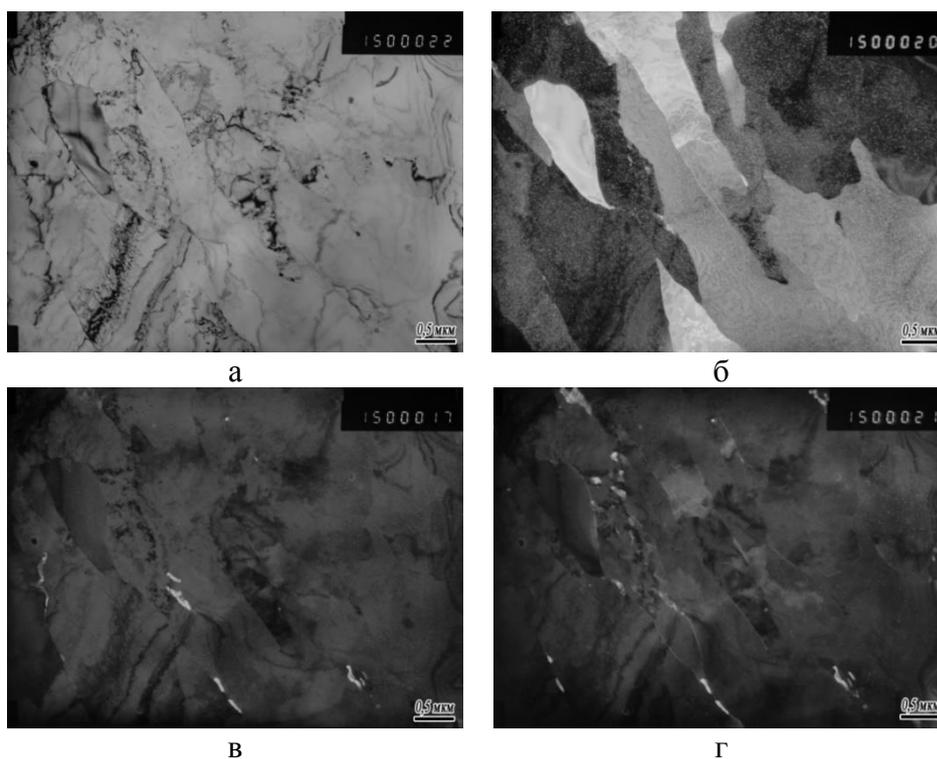
б

а) – дифракционная картина; б) – светлое поле

Рисунок 90 – Частицы карботинтрида титана в структуре образца от рулона С390П (В)-1, ПЭМ, x30000

При исследовании образца достаточно часто наблюдаются выделения по границам ферритных блоков, вне областей бейнита/вырожденного перлита (рисунок 91). Иногда они примыкают к таким областям (частички, отмеченные стрелками на рисунке 89 б). В большинстве случаев выделения узкие (не более 50-70 нм). Следует отметить, что реальное количество выделений, как правило, больше, чем их можно наблюдать в конкретном

темнопольном изображении, так как они часто имеют разные кристаллографические ориентировки даже в пределах одного и того же пакета ферритных блоков. Однозначная идентификация выделений невозможна по причине небольших размеров частиц и малой их объемной доли, на дифракционных картинах наблюдаются только отдельные слабые связанные с ними рефлексы. Нельзя исключить, что выделения относятся к нитриду бора. Наличие таких выделений (предположительно нитридов бора) по границам блоков феррита могут являться причиной получения низкой пластичности и низкотемпературной ударной вязкости.



а) светлое поле, б) темное поле в рефлексе феррита; в) темное поле в рефлексе 1 частиц; г) темное поле в рефлексе 2 частиц

Рисунок 91 – Частицы вытянутой формы, располагающиеся по границам блоков феррита, ПЭМ, $\times 15000$

Таким образом, при производстве огнестойкого рулонного проката С390П на стане 2000 в случае относительно низкой скорости охлаждения УЛО и обеспечения средней $T_{см}$ около 610°C (при производстве первого рулона) формируется микроструктура, матрица которой представлена квазиполигональным ферритом, а углеродсодержащая фаза – вырожденным перлитом. Такой тип структуры обеспечивает требуемый для стали С390П комплекс механических свойств, включая предел текучести 420 МПа, временное сопротивление 550 МПа, относительное удлинение 23 %, ударную вязкость $KCV^{-40} = 102 \text{ Дж/см}^2$, но не позволяет гарантировать требуемый уровень огнестойкости при 600°C (предел текучести при 600°C).

Применение схемы охлаждения с более интенсивным ускоренным охлаждением второго рулона УЛО и обеспечением средней $T_{см}$ около $570^{\circ}C$ приводит к формированию бейнитной микроструктуры. Такой тип структуры не обеспечивает требуемый для стали С390П уровень свойств, т.к. приводит к получению низких значений удлинения 16 % и ударной вязкости $KCV^{-40} = 33 \text{ Дж/см}^2$, однако значения предела текучести и временного сопротивления при этом выше, чем в случае получения структуры с матрицей квазиполигонального феррита и составили 475 МПа и 585 МПа соответственно.

4.3 Производства рулонного проката с повышенной огнестойкостью С390П без бора

По результатам первой серий производства рулонного проката С390П был скорректирован химического состава стали для производства высокопрочного огнестойкого проката С390П. Было принято минимизировать содержания бора, увеличили содержания хрома до уровня 0,5-0,8 %, ванадия – до 0,13 %. Химическим составом, приведенным в таблице 19. Также была скорректирована температура смотки $T_{см} = 530-560^{\circ}C$, такая температура позволит получить феррито-бейнитную микроструктуру с более высокими пластическими характеристиками.

По данным корректировок было выплавлено 2 непрерывнолитые заготовки стали С390П для изготовления проката толщиной 10 и 12 мм на стане 2000.

Таблица 19 – Фактический химический состав рулонного проката С390П без добавления бора, масс. %

Плавка	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Mo	V	Ti	Nb	B	N ₂
С390П	0,063	0,24	0,81	0,001	0,007	0,62	0,013	0,013	0,039	0,001	0,103	0,017	0,027	0,0003	0,007

Углеродный эквивалент определяется по формуле 8 составляет для данной плавки $C_{э\text{кв}} = 0,34$.

Черновая прокатка заготовки, находящейся в пластичном состоянии после нагрева, является подготовительной ступенью деформации и обеспечивает получение исходной однородной структуры подката путем измельчения зерна аустенита за счет статической рекристаллизации. Толщину промежуточного раската после черновой прокатки H устанавливают из необходимости обеспечения требуемой степени измельчения зерна аустенита при последующей чистовой прокатке за счет развития текстуры и образования

субзерен аустенита для формирования дополнительных центров зарождения ферритной фазы.

Была проведена черновая прокатка непрерывнолитых заготовок на стане 2000 на толщину полосы 10 и 12 мм. На стадии прокатки опытных образцов огнестойкого рулонного проката С390П в черновой группе стана 2000, состоящей из 5 клеток, использовали в основном единичные обжатия в диапазоне 19,2-35%. Толщина промежуточного подката после черновой прокатки составляла 39,6 мм как для толщины полосы 10мм, так и 12мм. Чистовую прокатку на заданную толщину полосы 10 и 12 мм проводили последовательно в 7 клетях чистовой группы стана 2000 в диапазоне единичных обжатий от 3,8 до 35%. Черновую и чистовую прокатку рекомендовано производить при величине единичных относительных обжатий не более 35% (с инженерной точностью), поскольку в диапазоне малых толщин возможность увеличения этого параметра ограничена номинально допустимыми для данного стана усилиями прокатки.

Перед началом чистовой прокатки на промежуточном рольганге производится подстуживание промежуточной заготовки (подката) до температуры начала чистовой прокатки (ниже температуры остановки рекристаллизации аустенита), что позволяет сохранить мелкозернистую структуру и предотвратить выделение частиц $NbCN$ в аустените.

Диапазон температуры начала чистовой прокатки (температуру конца подстуживания) устанавливают в зависимости от толщины промежуточного раската. Температура конца чистовой прокатки оказывает влияние на получение высоких прочностных характеристик готового проката и должна обеспечивать проведение чистовой прокатки в области отсутствия рекристаллизации аустенита, что способствует получению после превращения мелкозернистой структуры проката, как фактора, повышающего огнестойкость.

В случае завершения деформации (конца чистовой прокатки) в γ -области, формируется аустенит с высокой удельной эффективной поверхностью, увеличивающей количество мест зарождения феррита и измельчение его зерна; кроме того, уменьшение размера зерен в направлении толщины проката ограничивает размер пакетов продуктов промежуточного и сдвигового превращения (бейнит, мартенсит). Если деформация завершается в $(\gamma+\alpha)$ области, то деформация выделившегося феррита, в котором происходит полигонизация с образованием субзеренной структуры, обеспечивает повышение прочности и низкотемпературной вязкости.

Соответственно, температуру конца чистовой прокатки поддерживали на низком уровне, составляющем 870-890 °С для толщины полосы 10 мм и для толщины полосы 12 мм. Основные характеристики температурного режима прокатки опытных образцов

огнестойкого рулонного проката С390П на прокатном стане 2000, включая ускоренное охлаждение, приведены в таблице 20.

Таблица 20 – Температурный режим прокатки и термообработки рулона С390П-10,12 на прокатном стане 2000

Плавка	Маркировка рулона	Толщина полосы, мм	Т-ра нагрева заготовки, °С	Т-ра конца черновой прокатки, °С	Толщина подката, мм	Т-ра конца чистовой прокатки, °С	Скорость ламинарн. охлажд. °С/с	Т-ра отпуска (смотки) °С
С390П	С390П-10	10	1080-1100	1082	39,6	889	25-40	551
С390П	С390П-12	12	1295-1290	1108	39,6	881	25-40	537

Чистовую прокатку предпочтительно производить при величине единичных относительных обжатий не более 30%, поскольку в диапазоне малых толщин возможность увеличения этого параметра ограничена номинально допустимыми для данного стана усилиями прокатки.

Во многом структура проката формируется именно на этой стадии обработки. Проведенные ранее экспериментальные исследования позволили установить, что для контролируемой прокатки с ламинарным охлаждением до температуры смотки 530-560°С, имеет место достаточно высокий уровень прочностных и пластических характеристик и огнестойкости стали, в целом соответствующий требованиям к строительному прокату С390П. Прокат содержит феррито-бейнитную микроструктуру, основной составляющей которой является низкоуглеродистый бейнит. Формирование такой структуры может быть связано с более низкой температурой начала ускоренного охлаждения, обусловленной более низкой фактической температурой начала образования феррита.

При различных вариантах укоренного охлаждения имеет место переохлаждение аустенита с образование бейнитной составляющей и наблюдаются следующие изменения:

- измельчение зерна;
- изменение соотношения структурных составляющих разного вида и их взаимного расположения;
- изменение дисперсности карбонитридных частиц и их расположения в структуре.

В целом режимы прокатки и последующего охлаждения огнестойкой стали С390П должны обеспечивать получение феррито-бейнитной структуры с большой плотностью дислокаций и большим количеством дисперсных фаз, выделяющихся при нагреве до температур пожара, за счет сохранения в твердом растворе определенного количества ванадия и ниобия для последующего выделения в процессе нагрева, что способствует

торможению процессов разупрочнения и повышению огнестойкости готового проката до нормативного уровня $\sigma_T^{+600}/\sigma_T^{+20} \geq 0,6$.

Термообработку (ускоренное охлаждение) полученной полосы на отводящем рольганге стана 2000 после последнего прохода с использованием установки ламинарного охлаждения (УЛО). Скорость ламинарного охлаждения полосы на отводящем рольганге изменялась в диапазоне от 45°C/с в начале до 25°C/с в конце охлаждения перед смоткой. Температура отпуска, соответствующая для данного процесса температуре конца ламинарного охлаждения – температуре смотки, изменялась в диапазоне 529-559°C, что обеспечило возможность формирования феррито-бейнитной структуры (таблица 20).

4.3.1. Анализ результатов промышленного производства рулонного проката С390П-10 толщиной 10 мм

От произведенного рулона провели отбор проб с целью изготовления механических образцов для испытаний на растяжение при комнатной температуре и при температуре 600°C (огнестойкость), а также образцов KCV и KCU для проведения испытаний низкотемпературной ударной вязкости. Результаты испытаний представлены в таблицах 21-22.

Таблица 21 – Результаты испытаний на растяжение образцов от рулона С390П-10 при комнатной температуре и при 600 °С

Образец	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}^{600}$, МПа	σ_b^{600} , МПа	$\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}$	$\frac{\sigma_{0,2}^{600}}{\sigma_{0,2}^{(390П)}}$
С390П-10	520	610	22,5	308	361	0,60	0,79
	520	610	22,0	312	361	0,60	0,80
	520	600	23,4	310	361	0,60*	0,79
Требования к прокату С390П	390-550	520-680	≥ 20	≥ 234	≥ 280	$\geq 0,6$	$\geq 0,6$

*- Средний коэффициент огнестойкости определяется как отношение среднего $\sigma_{0,2}^{600}$ к среднему $\sigma_{0,2}$

Таблица 22 – Результаты испытаний на низкотемпературный ударный изгиб рулона С390П-10

Образец		Ударная вязкость, Дж/см ²			
		KCV ⁻²⁰	KCV ⁻⁴⁰	KCU ⁻⁴⁰	KCU ⁻⁷⁰
С390П-10	1	310	226	304	226
	2	258	164	318	213
	3	254	230	265	217
	Среднее	274	207	296	219
Требования к прокату С390П		≥ 40	≥ 50	≥ 45	≥ 55

Из представленных данных видно, что прочностные и пластические свойства полосы С390П-10, определяемые при испытаниях на растяжение при комнатной температуре

образцов, полностью соответствуют нормативным значениям для рулонного проката С390П. При проведении испытаний на растяжение при температуре 600°С также получен требуемый уровень прочностных характеристик, обеспечивающий выполнение нормативных требований по огнестойкости, т.е. величину соотношения $\sigma_{0,2}^{600} / \sigma_{0,2} \geq 0,6$.

Испытания низкотемпературной ударной вязкости рулона С390П-10 как на образцах KCV, так и на образцах KCU, показывают значения в 4-5 раз заявленных требований к прокату, что подтверждает его высокую хладостойкость, необходимую для использования проката в строительных металлоконструкциях.

В целом механические свойства рассматриваемого рулона С390П-10 полностью соответствуют характеристикам класса прочности С390П.

Микроструктуру проката исследовали на расстоянии 2,5 мм от поверхности полосы (¼ Н), в центре проката (½ Н). Характерный вид микроструктуры образцов показан на рисунках 92,93.

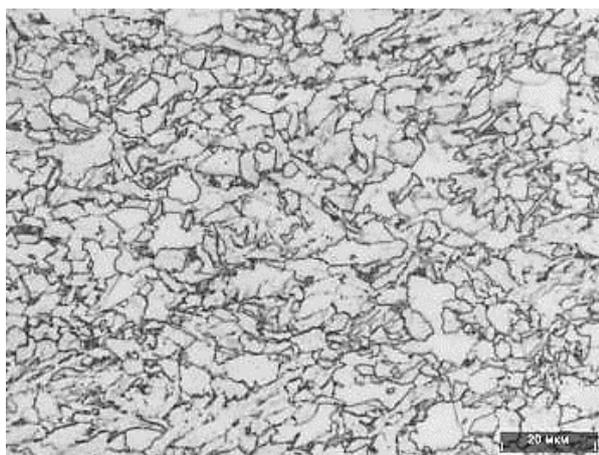
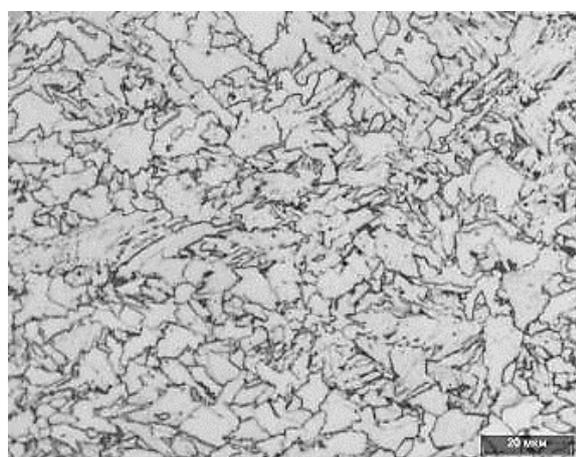


Рисунок 92 - Микроструктура полосы С390П-10, толщина проката 10 мм, сечение ¼ от толщины проката, увеличение x1000



а) – увеличение x500; б) – увеличение x1000

Рисунок 93 - Микроструктура полосы С390П-10 толщина проката 10 мм, сечение ½ от толщины проката, увеличение x1000

Микроструктура, наблюдаемая при исследовании образца полосы С390П, рулона С390П-10 толщиной 10 мм, является феррито-бейнитной с элементами перлита (рисунки 92,93), как в середине, так и на ¼ толщины проката. В обоих случаях доля перлит не превышает 1,5 %. Средний размер зерна на ¼ толщины составляет 3,8 мкм и несколько превышает этот размер на ½ толщины, составляющий 3,5 мкм. В целом структура, наблюдаемая на ¼ и ½ толщины полосы, отличается незначительно. Признаков ликвации не отмечено.

4.3.2. Анализ результатов промышленного рулонного проката С390П-12 толщиной 12 мм

Результаты испытаний представлены в таблицах 23-24.

Таблица 23 – Результаты испытаний на растяжение образцов от рулона С390П-12 при комнатной температуре и при 600 °С

Образец	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}^{600}$, МПа	σ_B^{600} , МПа	$\sigma_{0,2}^{600} / \sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,2}^{600} / \sigma_{0,2} = 390$
С390П-12	510	590	23,0	311	355	0,61	0,79
	510	600	21,5	329	366	0,65	0,84
	510	590	22,4	320	360	0,67*	0,81
Требования к прокату С390П	390-550	520-680	≥ 20	≥ 234	≥ 280	≥ 40	$\geq 0,6$

*- Средний коэффициент огнестойкости определяется как отношение среднего σ_T^{600} к среднему $\sigma_{0,2}$

Таблица 24 – Результаты испытаний на низкотемпературный ударный изгиб рулона С390П-12

Образец	Номер	Ударная вязкость, Дж/см ²			
		KCV ⁻²⁰	KCV ⁻⁴⁰	KCU ⁻⁴⁰	KCU ⁻⁷⁰
С390П-12	1	256	266	304	338
	2	275	320	326	281
	3	289	323	350	298
	Средн.	273	303	327	306
Требования к прокату С390П		≥ 40	≥ 50	≥ 45	≥ 55

Из представленных данных видно, что прочностные и пластические свойства С390П-12, определяемые при испытаниях на растяжение при комнатной температуре образцов, полностью соответствуют значениям для рулонного проката С390П. При проведении испытаний на растяжение при температуре 600°С также получен требуемый уровень прочностных характеристик, обеспечивающий выполнение нормативных требований по огнестойкости, т.е. величину соотношения $\sigma_{0,2}^{600} / \sigma_{0,2} \geq 0,6$.

Испытания низкотемпературной ударной вязкости рулона С390П-12 как на образцах KCV, так и на образцах KCU, показывают значения в 4-5 раз выше нормативных, что

подтверждает его высокую хладостойкость, необходимую для использования проката в строительных металлоконструкциях.

В целом механические свойства рассматриваемого рулона С390П-12 полностью соответствуют характеристикам для строительной стали класса прочности С390П.

Микроструктура, наблюдаемая при исследовании образца полосы С390П, отобранного, также, как и у рассмотренных ранее рулона толщиной 10 мм, является феррито-бейнитной с элементами перлита (рисунок 94). На $\frac{1}{4}$ толщины полосы доля перлита не превышает 1,5%. В целом полученная структура соответствует признакам, наблюдаемым на рассмотренных ранее рулонах.

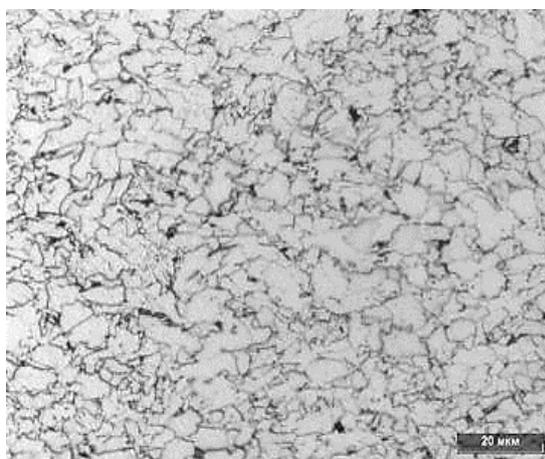


Рисунок 94 – Микроструктура полосы С390П-12 (сечение $\frac{1}{4}$ Н)

Разработанная технология обеспечивает получение промышленной продукции со стабильным состоянием структуры, а значит и стабильным уровнем механических и эксплуатационных свойств.

4.4 Выводы по главе 4

1. Проведенные металлофизические исследования позволили установить наличие в образцах металла С390П двухфазной феррито-бейнитной структуры, состоящей из полиэдрического феррита и бейнита. Отмечена зависимость доли феррита в структуре образцов от температуры начала ускоренного охлаждения. Такая структура достигается за счет интенсивного ускоренного ламинарного охлаждения до температуры смотки $T_{см} = 530-560$ °С.

2. Испытания механических и эксплуатационных свойств рулонного проката С390П показывают, что полученный прокат в целом соответствует требованиям для строительной стали класса прочности С390П. Полученный рулонный прокат С390П показывает высокую

огнестойкость, а также прочностные и пластические характеристики, что подтверждает эффективность использования разработанных технических решений.

3. Установлен характер влияния технологических параметров прокатного производства на показатели качества рассматриваемого сортамента проката. В частности, повышение температуры скотки при использовании ламинарного охлаждения приводит к повышению значений низкотемпературной ударной вязкости, которая также является критическим показателем качества для рассматриваемого сортамента. Исходя из этого, установлены оптимальные значения температурно-скоростных и деформационных параметров прокатки рулонов С390П.

4. Установлено, что легирование хромом до уровня 0,5-0,8 % и ванадия до 0,13 % способствуют получению требуемых механических показателей для стали С390П. Повышение низкотемпературной ударной вязкости также достигается за счет минимизации бора, что способствует предотвращению охрупчиванию границ аустенита в результате образования нитридов бора на границах зерен аустенита и предотвращению получения полностью бейнитной структуры.

Глава 5 Натурные огневые испытания экспериментальных балок из промышленного рулонного проката С390П

5.1 Анализ результатов натурных огневых испытаний экспериментальных балок

Огневые испытания проводили на образцах двутавровых балок № 20Б1 ГОСТ Р 57837-2017 длиной (3000 ± 10) мм.

Общий вид и конфигурация экспериментальных балок, изготовленных для проведения огневых испытаний приведен на рисунках 95 и 96.



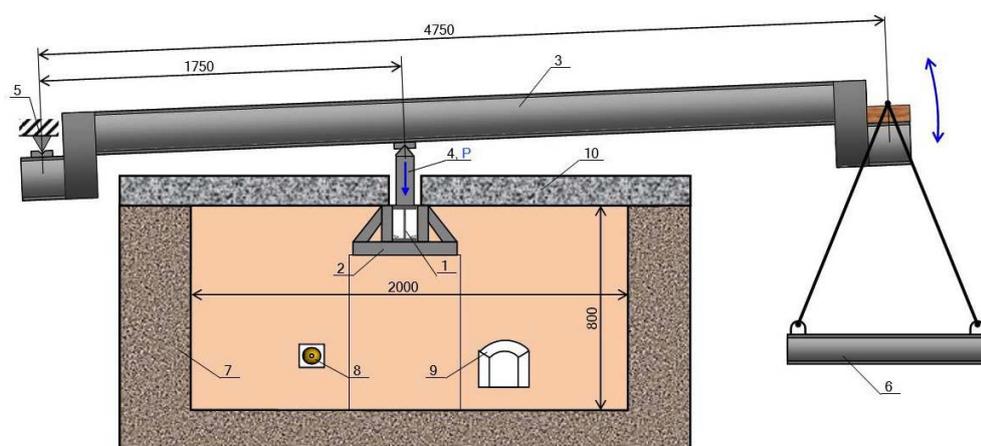
Рисунок 95 – Конфигурация экспериментальных балок для огневых испытаний, изготовленных из проката С390П



Рисунок 96 – Общий вид экспериментальных балок для огневых испытаний, изготовленных из проката С390П

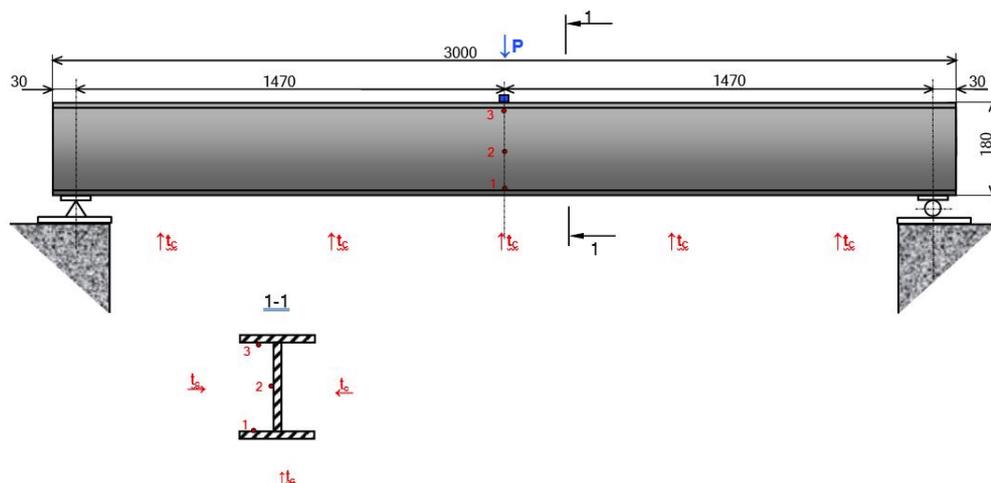
Опытные образцы устанавливались на огневую камеру испытательной установки и опирались на шарнирно-подвижную и шарнирно- неподвижную опоры. Расстояние от торцов балки до шарнирных опор составляло 150 мм. Таким образом, рабочий пролет балки составлял 3000 мм. Испытания опытных образцов на огнестойкость проводились под действием постоянной статической нагрузки, сосредоточенной в середине пролета балки. Величина нагрузки определялась в соответствии с “Программой проведения огневых испытаний стальных конструкций из различных марок сталей под нагрузкой по методике

ГОСТ 30247.1 “Конструкции строительные. Методы испытания на огнестойкость. Несущие и ограждающие конструкции”, при этом опытные образцы испытывались с учетом приложения сосредоточенной в 1-й точке нагрузки, равной 0,75 от нормируемого предела текучести. Нагрузку устанавливали не менее чем за 30 мин до начала испытания и поддерживали (с точностью +/-5%) постоянной в течение всего времени испытания. Нагружение образцов производилось при помощи рычажного механизма с отношением большого и малого плеча рычага $4,75\text{м}:1,75\text{м}=2,71$. Схема рычажной установки для испытаний балок под нагрузкой представлена на рисунке 97. Прогибы образцов в середине пролетов в ходе нагружения и в процессе испытания измеряли прогибомером ПСК-МГ4.



- 1 – образец балки; 2 – приспособление для опирания и удержания балки от сворачивания;
 3 – рычаг; 4 – приспособление для передачи нагрузки на балку; 5 – опора рычага;
 6 –подвешиваемый поддон для установки грузов; 7 – кирпичная кладка печи; 8 – форсунка;
 9 – дымовой канал; 10 – покрывная железобетонная плита;
 $\uparrow t_c$ – направление теплового воздействия на опытный образец;
 $\downarrow P$ – нагрузка на образец, определяемая количеством установленных в поддон грузов
- Рисунок 97 – Схема рычажной установки для испытаний балок под нагрузкой

Опытные образцы подвергались трехстороннему тепловому воздействию по стандартному температурному режиму согласно ГОСТ 30247.0-94. Верхняя (необогреваемая) поверхность опытных образцов изолировались плитами из минеральной (каменной) ваты. Температура в огневой камере печи измерялась термопарами типа ТПК, равномерно распределенными по длине образца в пяти местах. На опытных образцах температура измерялась термопарами типа ТХА, установленными в количестве трех штук на внутренней стороне нижней и верхней полок, а также в середине высоты стенки двутавра, согласно схеме, представленной на рисунке 98.



1-3– термопары; $\uparrow t_c$ – направление теплового воздействия на опытный образец;
 $\downarrow P$ – направление воздействия сосредоточенной нагрузки
 Рисунок 98 – Схема расстановки термопар на опытном образце стальной двутавровой балки

Температурный режим нагрева печи обеспечивается сжиганием воздушно-керосиновой смеси, система сжигания является регулируемой. В соответствии с п. 5.2.7 ГОСТ 30247.0-94 при проведении испытаний, пламя горелок не должно касаться поверхности испытываемых конструкций.

Динамику изменения величины прогиба балки при нагреве во времени оценивалась при помощи специального устройства, величину прогиба балки фиксировали в середине пролета, где была сосредоточена нагрузка (рисунок 98).

В процессе экспериментов для каждой балки с интервалами времени от 1 мин (в начале эксперимента) до 30 сек. (в завершающей стадии эксперимента) фиксировалось время от начала огневого воздействия, температура в огневой камере и по сечению балки, проводилось наблюдение за поведением конструкции. Полученные графики для балок из проката С390П приведены на рисунке 99. Это позволило оценить динамику деформации балок, изготовленных из различных видов проката, по мере их нагрева вплоть до наступления предельного состояния и представить результаты измерений в графическом виде.

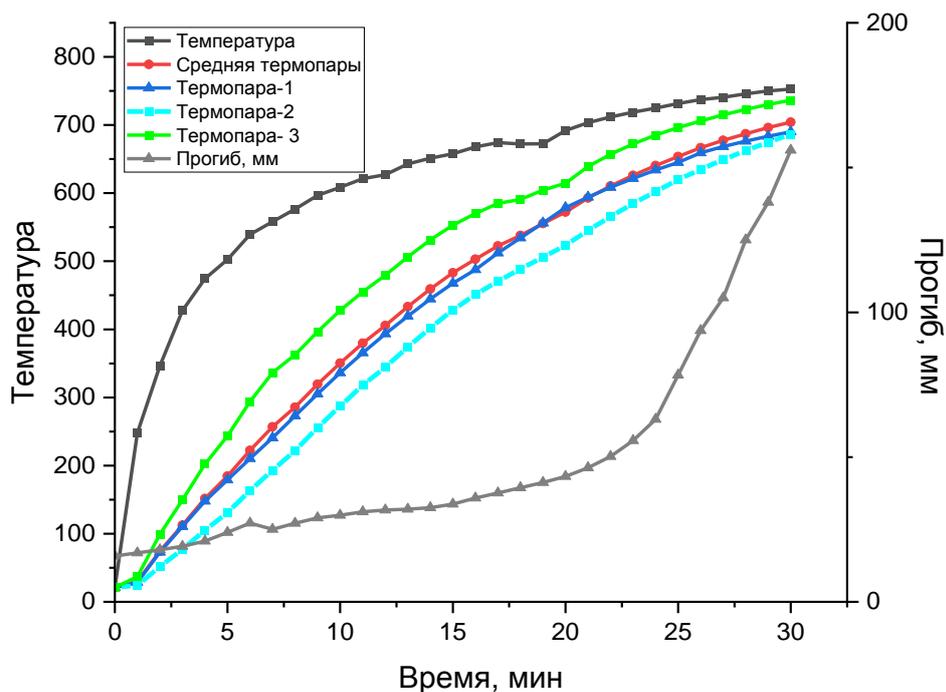


Рисунок 99 – Графики изменения температуры в огневой камере печи и величины соответствующего прогиба для опытного образца сварной балки, изготовленного из рулонного проката С390П

В результате проведения испытаний на огнестойкость по ГОСТ 30247.1-94 экспериментальных стальных двутавровых балок, изготовленных из металлопроката С390П, при условии приложения к ним сосредоточенной в середине пролета постоянной статической нагрузки 64,66 кН для балок С390П, установлено:

Пределы огнестойкости данных балок были достигнуты на 31 минуте испытания вследствие потери ими несущей способности (R) с последующим обрушением, при этом скорость нарастания деформации составляла в среднем 0,55 см/мин. Предельный прогиб при испытании всех указанных балок составлял около 150 мм. Иначе говоря, потеря несущей способности балок С390П зафиксирована через 31 минут, соответственно, после начала огневого воздействия на них, при температуре 754 °С. При этом устанавливали нагрузку на балках, составляющую 75 % от нормативного предела текучести этих видов проката при комнатной температуре.

На момент достижения опытными образцами, предельного состояния по потере несущей способности конструкции (R), средняя температура по термопарам, установленным на их обогреваемых поверхностях (термопары № 1-3), составляла 693 °С.

Фактические результаты огневых испытаний балок, изготовленных из рядового строительного проката С255 (сталь Ст3сп) и С355 (сталь 09Г2С) следующие: пределы

огнестойкости С255 – 14 мин, С355 – 17 мин, а средняя температура прогрева балок по термопарам 485 °С и 540 °С соответственно.

Исчерпание несущей способности для использования высокопрочного огнестойкого проката С390П при действующих нормативных нагрузках происходит на 10-15 мин позднее и при температуре на 150-200 °С выше, чем для рядового строительного проката, что значительно увеличивает предел огнестойкости конструкции.

Таким образом, результаты проведенных испытаний параметров огнестойкости сварных двутавровых балок, изготовленных из опытных образцов проката строительного назначения, на экспериментальной установке ИЦ ФГУ ВНИИПО подтверждают более высокую устойчивость к огневому воздействию строительных металлоконструкций из проката С390П по сравнению с рядовым строительным прокатом С255 и С355. Иначе говоря, установлено, что образцы проката С390П, характеризуются высоким уровнем огнестойкости, что определяет возможность его использования для изготовления строительных металлоконструкций ответственного назначения.

5.2 Выводы по главе 5

1. По результатам проведенных натурных огневых испытаний двутавровых балок, изготовленных из рулонного проката С390П на экспериментальной установке ИЦ ФГУ ВНИИПО, подтверждают высокие значения гнестойкости по сравнению с рядовыми строительными прокатами класса прочности С255 и С355.

2. Потеря несущей способности на двутавровых балка из рулонного проката С390П достигается на 31 минуте, тогда как на образцах С255 и С355 данный показатель достигается 14 и 17 минуте испытания. Температура потери несущей способности достигается при температуре 754 °С, что на 150 – 200 °С выше рядовых строительных прокатов С255 и С355 соответственно. Это подтверждает тот факт, что проката из стали С390П обладает высокой огнестойкостью и позволяет использовать его для строительства сооружений ответственного назначения.

ГЛАВА 6 Математическое моделирование огнестойкости металлоконструкций

6.1 Принципиальные основы расчетных методов оценки огнестойкости металлоконструкций

Основным назначением огнестойкого рулонного проката С390П, является производство строительных металлоконструкций для объектов повышенной опасности. Огнестойкость таких металлоконструкций обычно оценивается экспериментальным методом по результатам их стендовых испытаний под огневым воздействием. В то же время на практике не всегда существует возможность для проведения таких огневых испытаний, а сама процедура является сложной и трудоемкой. Это обуславливает необходимость разработки расчетных методов оценки огнестойкости металлоконструкций на основе аналитического подхода с использованием положений теории упругости и пластичности. Параллельное решение задач теплопроводности позволяет моделировать процесс теплопереноса в металлоконструкции.

В целом, оценка напряженно-деформированного состояния и поведения металлоконструкций в условиях пожара является достаточно сложной задачей. В первую очередь, необходимо учитывать нестационарный характер нагрева, то есть необходимо решение нестационарной задачи теплопроводности с учетом зависимости теплофизических свойств материала от текущей температуры. Помимо этого, с ростом температуры происходит значительное снижение прочностных показателей материала, в первую очередь модуля упругости и предела текучести. Это приводит к тому, что конструкции, изначально спроектированные на работу в упругой области, под действием расчетных нагрузок при высокотемпературном воздействии начинают упруго-пластически деформироваться с перераспределением усилий по силовой схеме, а это предполагает решение задачи механики деформируемого твердого тела с учетом геометрической и физической нелинейностей. В полной мере и с приемлемой точностью, подобная комплексная задача может быть решена только численно с использованием метода конечных элементов (МКЭ), получившего широкое распространение при решении практических механических и теплофизических задач. Данный подход имеет ряд несомненных достоинств. МКЭ позволяет в полной мере учесть все особенности деформирования конструкции и её теплового состояния в ходе огневого воздействия. К недостаткам следует отнести значительно большее время расчета в

сравнении с аналитическими подходами и большой перечень исходных данных, требуемых для формирования расчетной модели.

Метод конечных элементов (МКЭ) является численным методом, используемым для решения задач в области механики и других наук о материалах. Основная идея МКЭ заключается в аппроксимации кусочно-непрерывной функции, такой как поле перемещений или напряжений, на компактном носителе через аппроксимацию в узлах и элементах.

В МКЭ область, в которой решается задача, разбивается на конечное число элементов. Каждый элемент имеет свои узлы и граничные условия. Искомая функция, например, поле перемещений, аппроксимируется на каждом элементе с использованием функции формы элемента. Функция формы определяется через узловые значения функции и позволяет сохранять непрерывность аппроксимации вдоль границ элемента.

Одним из преимуществ МКЭ является возможность использовать типичный элемент для определения функции формы независимо от его положения в общей модели. Это упрощает задание формы элемента через узловые значения и координаты и позволяет аппроксимировать геометрическую область.

Метод конечных элементов широко применяется в различных областях, таких как механика деформируемого тела, теплопроводность, электродинамика, акустика и другие, для численного решения сложных задач, которые не могут быть аналитически решены. Он позволяет получить приближенное решение с заданной точностью, что делает его мощным инструментом инженерного анализа и проектирования. Основу инженерных программ комплексов, реализующих МКЭ, составляют базовые уравнения механики и теплопроводности сплошных сред, адаптированные для решения соответствующих задач. Для их численного анализа используются современные методы вычислительной механики, а также методы математического программирования, качественной теории дифференциальных уравнений и оптимального управления.

Большинство инженерных программных комплексов реализуют метод конечных элементов в перемещениях. При такой реализации, основной задачей МКЭ является решение следующей системы линейных уравнений:

$$[K] \cdot \{U\} = \{F\} \quad (9)$$

где $[K]$ – матрица жёсткости системы конечных элементов; $\{F\}$ – вектор узловых сил; $\{U\}$ – вектор узловых перемещений.

Вектор узловых сил $\{F\}$ формируется из реально заданных сосредоточенных нагрузок или сведением к узловым значениям объёмных или распределённых по контуру или по площади. Матрица жёсткости системы конечных элементов $[K]$, определяется путём суммирования матриц жесткости конечных элементов K_{ei}

$$[K] = \sum_{i=1}^m [K_{ei}] \quad (10)$$

Матрицы жесткости элемента $[K_e]$ в матричной форме записывается в виде:

$$[K_e] = \int_V [B_e]^T \cdot [D] \cdot [B_e] dV \quad (11)$$

где $[B_e]$ – матрица дифференцирования, $[D]$ – матрица свойств материала.

Относительные деформации в пределах конечного элемента определяются путем дифференцирования вектора перемещений $\{U\}$ по перемещениям, полученного из решения системы (9). В матричной форме:

$$\{\varepsilon\} = [D] \cdot \{U\} \quad (12)$$

При решении задачи термоупругости в односвязной постановке дополнительные температурные деформации вычисляются с использованием коэффициента температурного расширения, исходя из следующего соотношения:

$$\varepsilon^{th} = \alpha(\theta, f_\beta)(\theta - \theta^0) - \alpha(\theta^I, f_\beta^I)(\theta^I - \theta^0) \quad (13)$$

Напряжения связаны с деформациями посредством матрицы свойств материала $[D]$:

$$\{\sigma\} = [D] \cdot \{\varepsilon\} \quad (14)$$

Решение задач теплопроводности позволяет моделировать процесс теплопереноса в твердых телах с общим видом зависимости теплопроводности и теплоемкости от температуры тела. Уравнение теплового баланса (Грина и Нахди) записывается следующим образом:

$$\int_S q dS + \int_V r dV = \int_V \rho \dot{U} dV \quad (15)$$

где V – объём твёрдого тела с площадью поверхности S ; ρ – плотность материала; \dot{U} – скорость изменения внутренней энергии материала; q – входящий тепловой поток через единицу поверхности тела; r – количество передаваемого телу тепла на единицу объёма.

Уравнение теплопроводности (закон Фурье) в одномерном случае:

$$f = -k \frac{\partial \theta}{\partial x} \quad (16)$$

где k – матрица теплопроводности; f – тепловой поток; x – радиус-вектор из начала координат.

Граничные условия могут быть заданы в виде функции изменения температуры $\theta = \theta(x, t)$, теплового потока через единицу поверхности тела $q = q(x, t)$, количества теплоты сообщаемой единице объёма тела $q = r(x, t)$, поверхностной конвекции: $q = h(\theta - \theta^0)$, излучения $q = A((\theta - \theta^Z)^4 - (\theta^0 - \theta^Z)^4)$.

6.2 Описание методики моделирования огнестойкости металлоконструкций

Разработанная методика оценки огнестойкости металлоконструкций основана на проведении термомеханического анализа в односвязной постановке с использованием конечно-элементных программных комплексов. Односвязность постановки предполагает последовательное решение задач теплопроводности и прочности. Причем нестационарное тепловое поле, полученное в ходе решения задачи теплопроводности, используется в прочностном расчете в качестве внешней нагрузки через учет зависимости механических характеристик материала от температуры и его теплового расширения. В тоже время, описанная концепция не предполагает учета влияния полей механических напряжений на распределение температуры в конструкции, например, вследствие тепловыделения при упруго-пластическом деформировании материала.

На рисунке 100 представлена общая блок-схема разработанной методики. На первом этапе проводится построение геометрической модели исследуемой металлоконструкции (CAD-модель). Далее геометрическая модель аппроксимируется конечными элементами,

формируя конечно-элементную модель металлоконструкции, которая будет использоваться в расчетах. В зависимости от типа конструкции и предполагаемой общей размерности задачи, возможна аппроксимация твердотельными, оболочечными и балочными конечными элементами. Помимо этого, задачи теплопроводности и прочности могут предъявлять индивидуальные требования к геометрическому качеству элементов и плотности конечно-элементной модели. В общем случае, допускается использование двух независимых конечно-элементных моделей для каждой из задач с условием обеспечения корректной передачи тепловых полей между неконформными сетками.



Рисунок 100 – Общая схема оценки огнестойкости

Следующим шагом является создание расчетной модели по оценке нагрева конструкции в ходе огневого воздействия. За основу берется созданная конечно-элементная модель, назначается соответствующий тип конечных элементов с одной внутренней степенью свободы – температурой. Решение проводится на базе уравнения Фурье в режиме нестационарной теплопроводности. В одномерном случае оно имеет следующий вид:

$$\rho c \frac{\partial \theta}{\partial t} = k \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad (17)$$

где θ – температура; ρ – плотность; c – теплоемкость; k – теплопроводность материала.

Для оценки теплового поведения материала требуется задание зависимости плотности, теплопроводности и теплоемкости от текущей температуры. Данные зависимости могут быть получены в ходе лабораторных исследований материала. Для предварительной оценки уровня свойств возможно использование расчетных параметров, полученных на основе моделей прогнозирования свойств сталей и сплавов по их химическому составу и среднему размеру зерна в исходном состоянии.

На необогреваемых поверхностях конструкции определяется нулевой тепловой поток, что соответствует идеальной теплоизоляции стенки. На обогреваемых поверхностях формируются граничные условия 2-го рода (конвективный теплообмен) и лучистый теплообмен. Тепловой поток на поверхности за счет конвективного теплообмена:

$$q = -h(\theta - \theta_{\infty}) \quad (18)$$

где θ_{∞} – температура окружающей среды (огневой камеры); h – коэффициент теплопередачи.

Тепловой поток при лучистом теплообмене:

$$q = -\varepsilon\sigma(\theta^4 - \theta_{\infty}^4) \quad (19)$$

где ε – коэффициент черноты поверхности; σ – константа Стефана-Больцмана.

Исходя из соотношений 18, 19, коэффициенты теплоотдачи и коэффициент черноты поверхности напрямую определяют интенсивность нагрева конструкции. Их практическое определение представляется достаточно сложной задачей. Для их корректировки необходима сравнительная оценка расчетного теплового поля с экспериментальными данными.

Результатом данного этапа является нестационарное поле температур конструкции. Оно может напрямую использоваться для оценки огнестойкости по потере теплоизолирующей способности (I). Для оценки огнестойкости по величине предельных прогибов (R) необходимо передать поля температур в прочностную модель.

Создание прочностной модели можно проводить на основе ранее созданной конечно-элементной сетки теплового анализа, либо, при необходимости, сформировать новую. Необходимо изменить тип конечных элементов – внутренние степени свободы перемещения (твердотельные элементы) и углы поворота (дополнительно для оболочек и балок). Далее проводится определение граничных условий по перемещениям и углам поворота, а также задание внешних механических нагрузок на конструкцию. Температурные поля также выступают в роли внешних нагрузок и импортируются из теплового расчета.

В данной части работы особенно важно корректное определение изменения механических характеристик материала с ростом температуры. Минимальный набор свойств включается в себя температурные зависимости модуля упругости, коэффициента Пуассона и предела текучести. Более точные результаты могут быть получены при наличии полных кривых деформирования материала при нескольких контрольных температурах.

Пластическое поведение материала описывается с использованием условия текучести Мизеса и ассоциированного закона пластического течения (20).

$$f = q - \sigma^0 ; q = \sqrt{\frac{3}{2} S : S} \quad (20)$$

Основным результатом прочностного анализа является история изменения прогибов конструкции в ходе теплового воздействия. На основании этих данных проводится оценка огнестойкости конструкции по достижению предельных прогибов, либо скорости их роста (R).

6.3 Расчетная оценка огнестойкости сварной двутавровой балки

На базе описанной выше методики проведен расчет огнестойкости условной сварной двутавровой балки, изготовленной из стали 09Г2С (С345/355). Выбранные размеры балки соответствуют стандартным огневым испытаниям в ИЦ ФГУ ВНИИПО. На рисунке 101 представлен эскиз балки с характерными размерами, условиями закрепления и нагружения. Балка длиной 3500 мм имеет шарнирно-неподвижную (слева) и шарнирно-подвижную (справа) опоры. В середине пролета шарнирно приложена сосредоточенная вертикальная сила Р. На верхней полке двутавра расположен теплоизолирующий слой, а остальные поверхности подвержены интенсивному тепловому воздействию, согласно кривой пожарных испытаний.

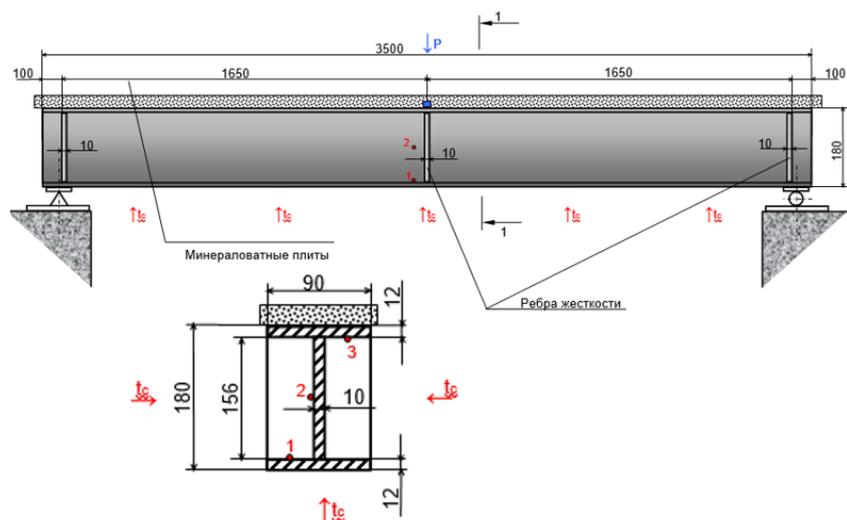


Рисунок 101 – Эскиз двутавровой балки

По исходным чертежам построена твердотельная геометрическая модель двутавровой балки (рисунок 102). В центральной части и в местах закреплений установлены ребра жесткости толщиной 10 мм.

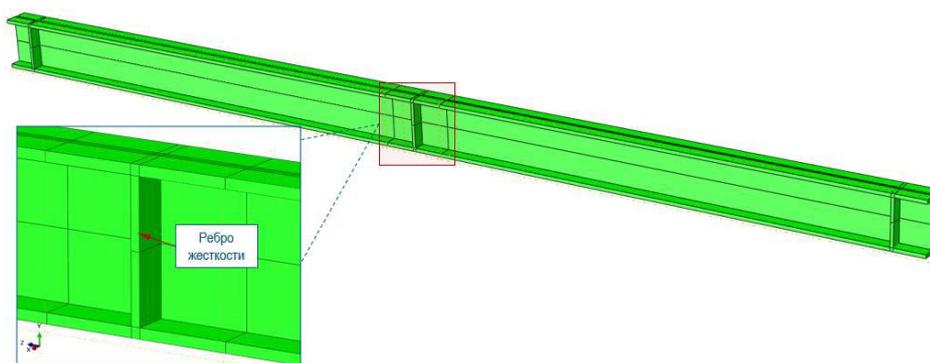


Рисунок 102 – Геометрическая модель балки

Геометрическая модель была аппроксимирована твердотельными конечными элементами – сформирована конечно-элементная модель, представленная на рисунке 103. Количество элементов по толщине выбрано исходя из обеспечения сеточной сходимости решения.

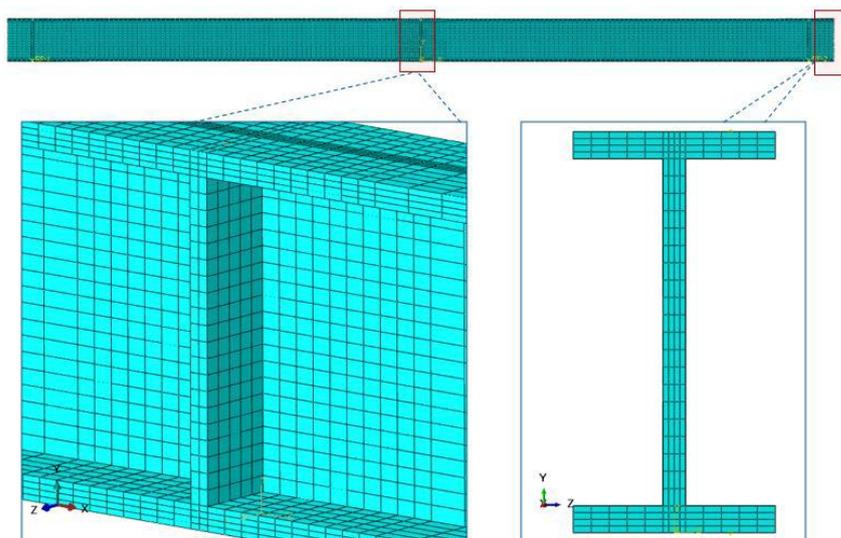
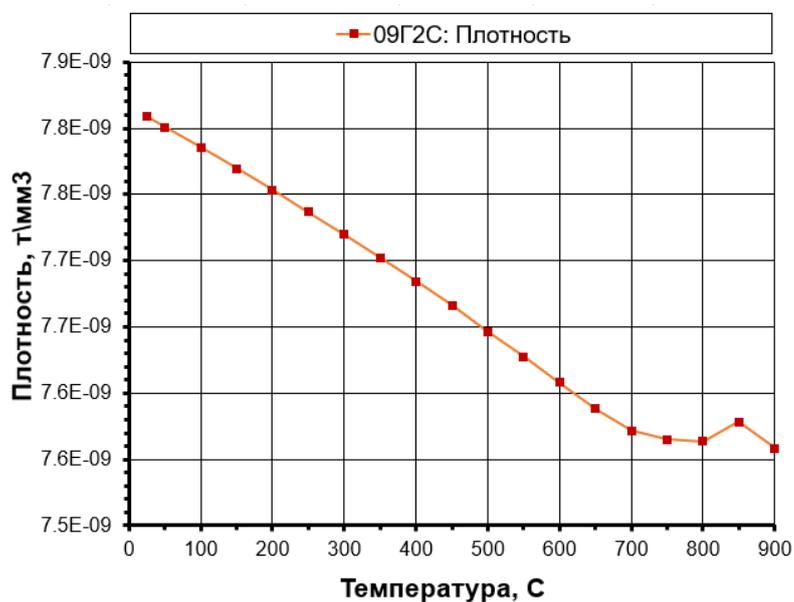


Рисунок 103 – Конечно-элементная модель балки

Расчетным путем на основе данных о химическом составе и размере зерна, получены температурные зависимости плотности, теплопроводности теплоемкости для стали 09Г2С (рисунок 104) и механические свойства при температуре (таблица 25). Данные кривые использовались в качестве свойств материала в тепловой модели.



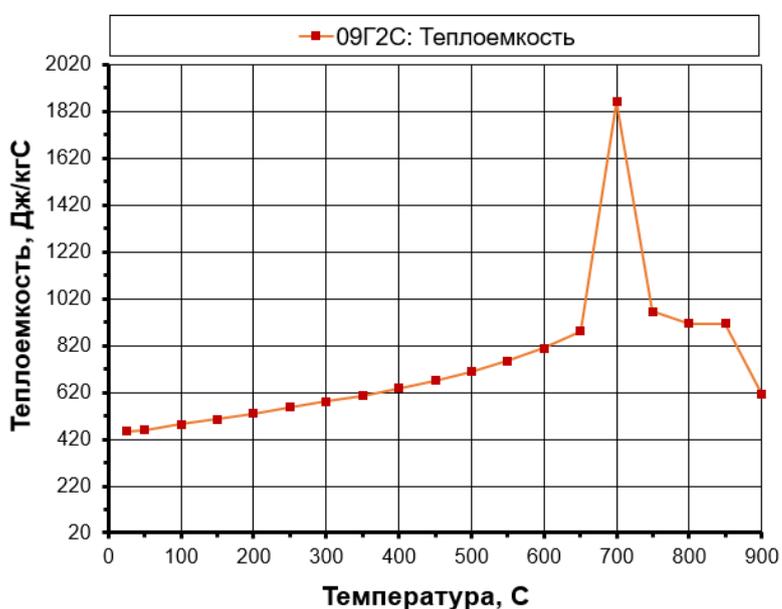
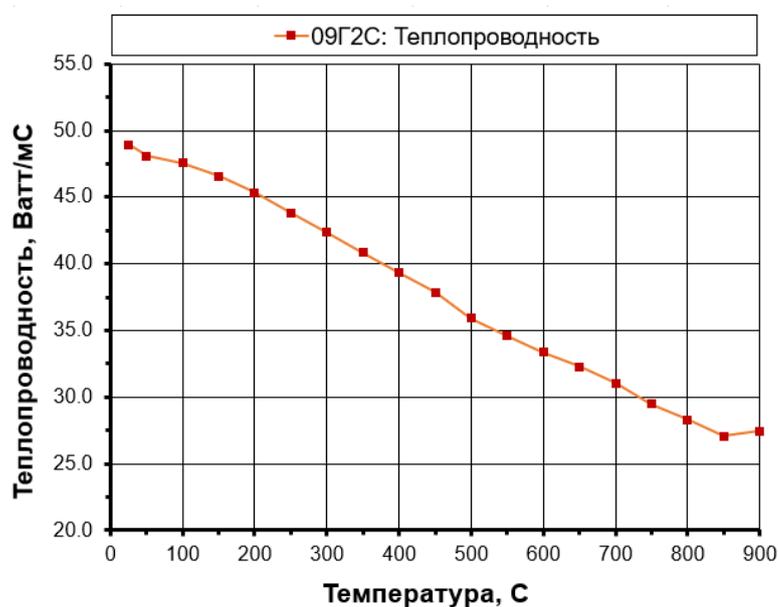


Рисунок 104 – Теплофизические свойства стали 09Г2С

Таблица 25 – Результаты механической испытания стали 09Г2С при температуре

Температура испытания, °С	Е (ГПа)	$\sigma_{0,2}$ (МПа)	σ_B (МПа)	δ (%)
20	218	409	557	38,0
300	197	326	599	26,5
350	188	295	594	32,6
400	185	270	557	34,1
450	181	267	465	37,3
500	179	240	380	42,3
550	175	215	285	50,5
600	169	178	214	60,0
650	161	150	168	70,2
700	150	93	106	80,5

На рисунок 105 приведены граничные условия тепловой задачи. Верхняя полка двутавра теплоизолирована – равенство нулю теплового потока на выбранной поверхности.

На обогреваемых поверхностях определен конвективный и лучистый теплообмен с окружающей средой (камерой печи).

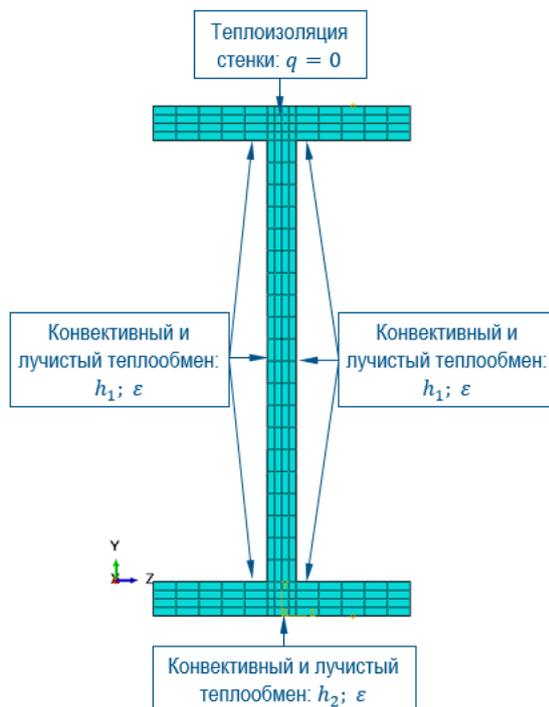


Рисунок 105 – Граничные условия тепловой задачи

В качестве температуры окружающей среды использовались данные фактических замеров температуры в пространстве огневой камеры в ходе натурных испытаний, проведенных на базе ФГБУ ВНИИПО МЧС России (рисунок 106).

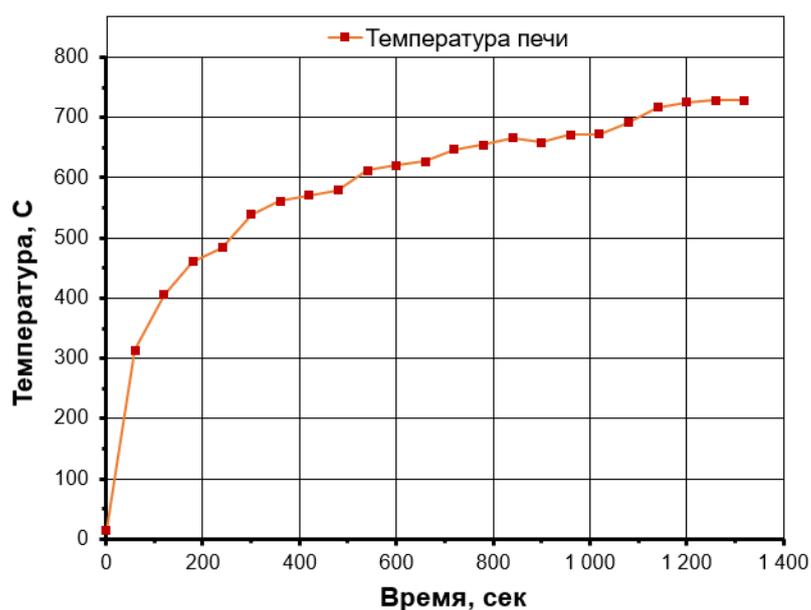


Рисунок 106 – Изменение температуры испытательной печи (эксперимент)

Значения коэффициентов теплопередачи и коэффициентов черноты поверхностей были подобраны по экспериментальным данным. Ниже представлены экспериментальные и расчетные графики изменения температуры в трех точках по высоте сечения балки (рисунок 107). Подобранные константы обеспечивают удовлетворительную сходимость результатов моделирования с экспериментальными данными.

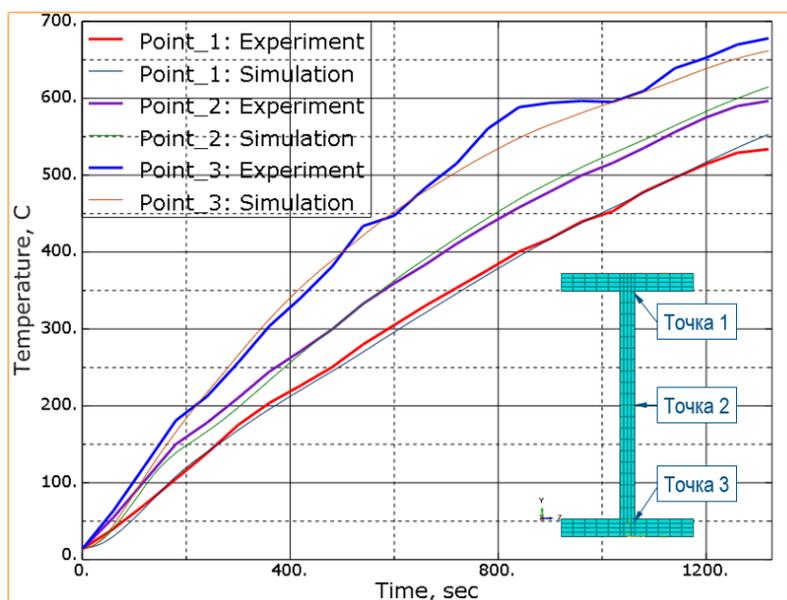


Рисунок 107 – Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными

В результате моделирования получено нестационарное поле температур балки в ходе 22-х минутного огневого воздействия. На рисунке 108 показаны результаты по температуре в нескольких временных точках.



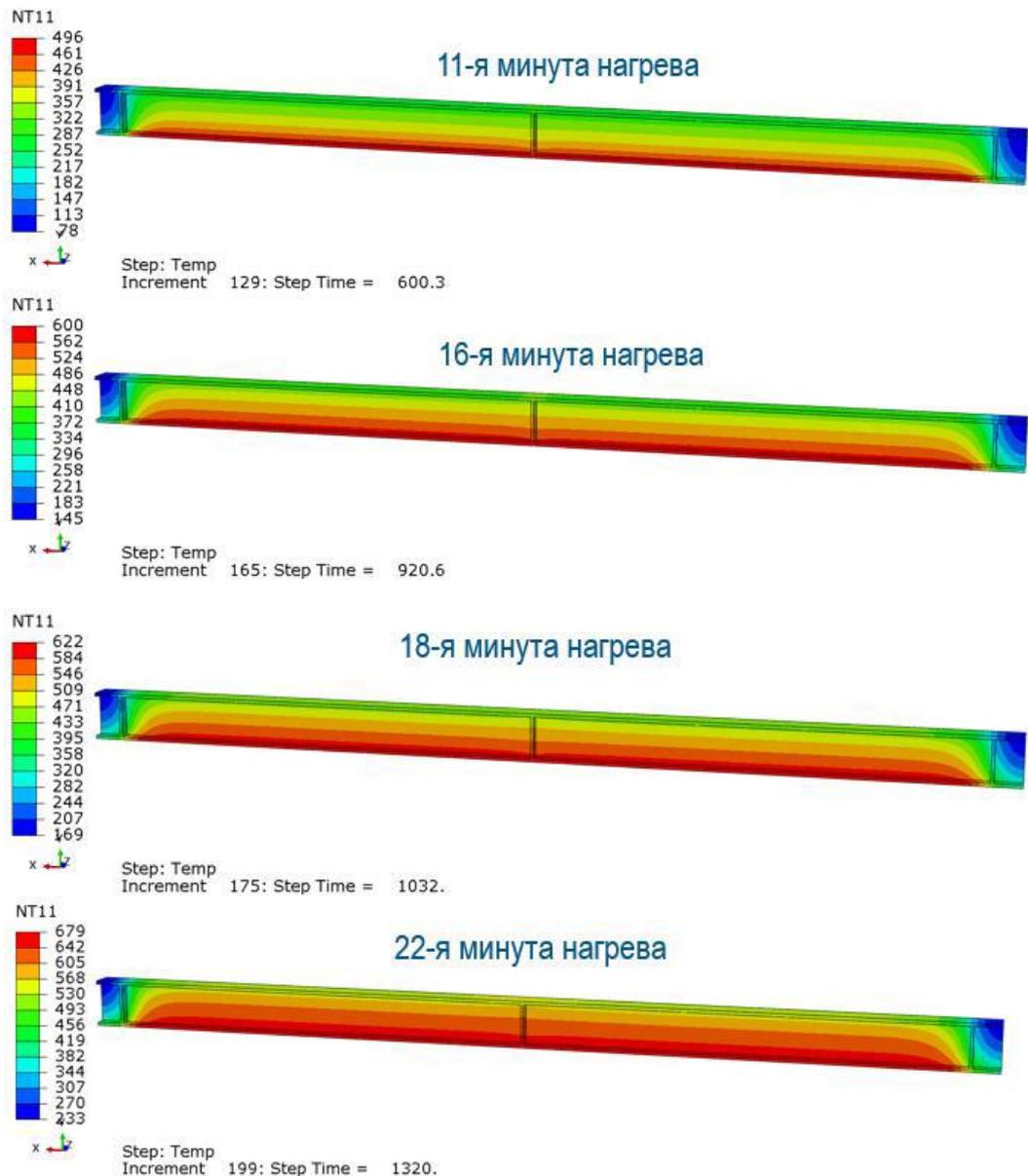


Рисунок 108 – Распределение температуры в ходе огневого воздействия

На рисунке 109 представлена постановка прочностной части проекта. На левом конце балки установлена шарнирно-неподвижная опора, на правом – шарнирно-подвижная опора с возможностью перемещения вдоль оси балки. К центральной части пролета шарнирно приложена вертикальная нагрузка 57,72 кН. Решение задачи проводится в два этапа. На первом этапе балка воспринимает только заданную статическую нагрузку без теплового воздействия. На втором этапе к балке прикладывают тепловые поля, найденные ранее в ходе решения тепловой задачи.



Рисунок 109 – Нагрузки и граничные условия

Для описания поведения материала использовалась упруго-пластическая модель с поверхностью текучести Мизеса. Ввиду отсутствия полных диаграмм деформирования, реализован случай идеально-пластичного материала без деформационного упрочнения после достижения предела текучести. Используются экспериментальные зависимости модуля упругости и предела текучести от температуры (рисунок 110).

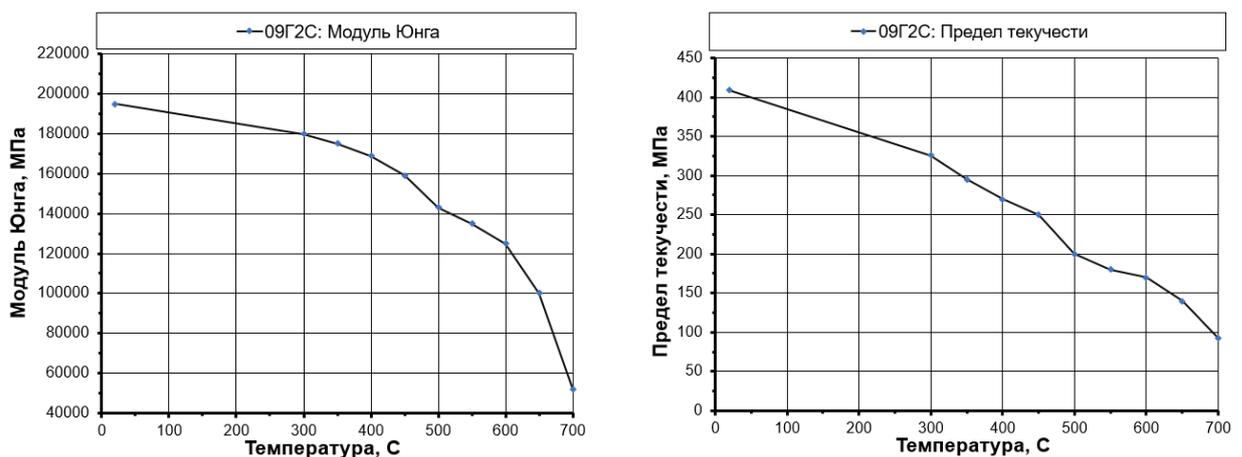


Рисунок 110 – Экспериментальные зависимости модуля упругости и предела текучести от температуры

Необходимая зависимость коэффициента температурного расширения от текущей температуры, найдена расчетным путем на основании данных о химическом составе и размере зерна 09Г2С (рисунок 111).

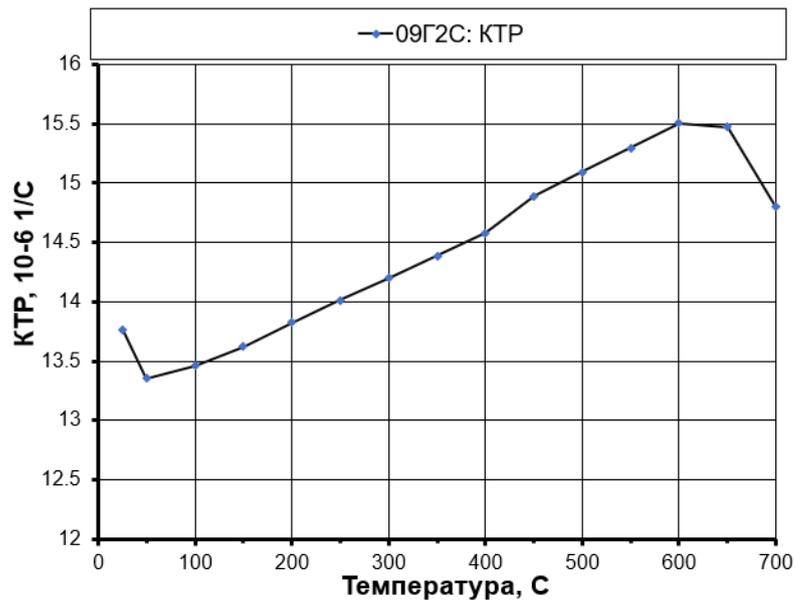


Рисунок 111 – Зависимость коэффициента температурного расширения от температуры

Ниже приведено распределение эквивалентных напряжений по Мизесу и главных напряжений под действием статической нагрузки (рисунок 112). Уровень действующих напряжений не превышает минимального предела текучести 355 МПа, а, следовательно, балка работает в области упругих деформаций.

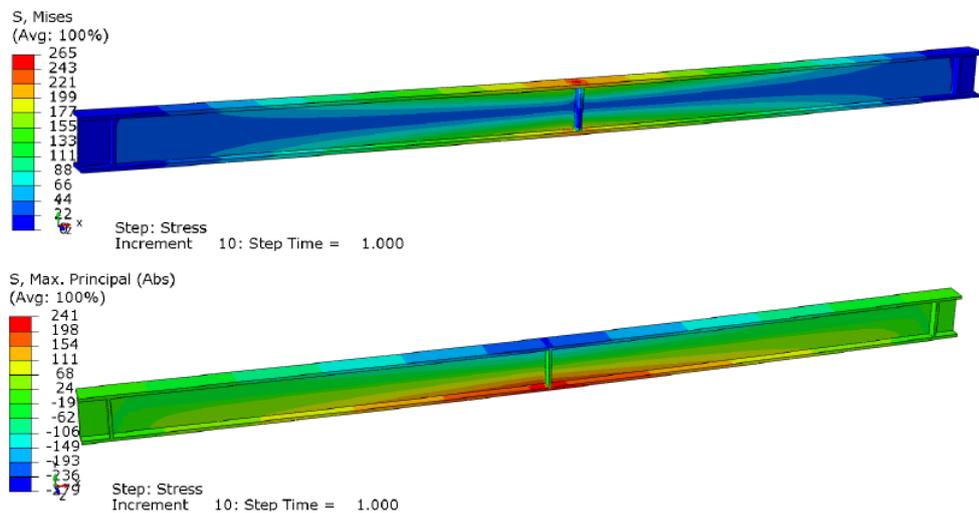


Рисунок 112 – Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу и главных напряжений, МПа

С ростом температуры происходит снижение предела текучести стали, что, при сохранении действующего уровня внешней механической нагрузки, приводит к пластическим деформациям полок двутавровой балки. Начальный очаг пластических

деформаций зафиксирован в нижней полке на 12-й минуте огневого воздействия (рисунок 113).

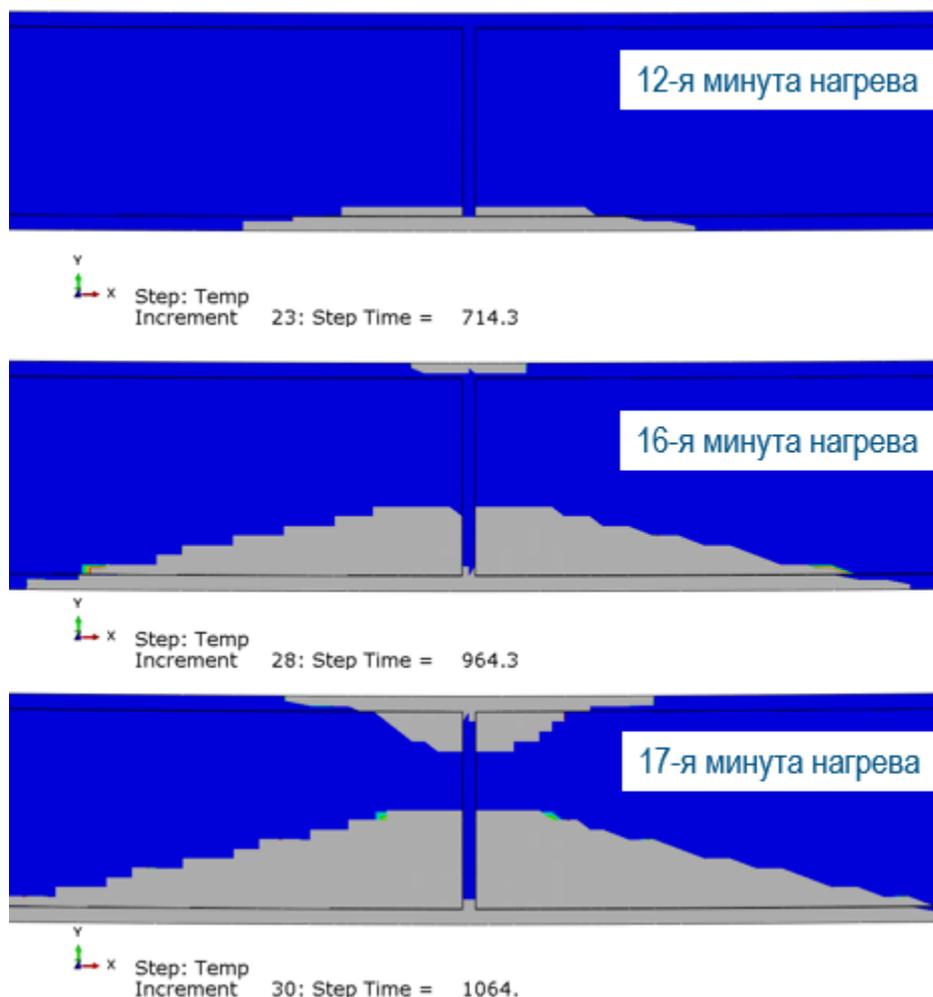


Рисунок 113 – Области пластического деформирования центральной части балки в ходе огневого воздействия

Далее происходит расширение области пластического деформирования по нижнему поясу, и на 16-й минуте очаг пластичности формируется и на верхнем поясе. На 17-18 минуте по большей части сечения балки превышен предел текучести – сформирован пластический шарнир, по которому может начинаться прогиб. Рассмотрим историю изменения прогибов центрального сечения балки в ходе огневого воздействия (рисунок 114). Величина статического прогиба составила 12,3 мм. По мере нагрева происходит рост прогибов, связанный с падением модуля упругости и неравномерным температурным расширением. Неравномерное расширение обусловлено наличием градиента температуры по высоте сечения (порядка 100-150 °С), что приводит к более интенсивному расширению нижней полки с увеличением общей кривизны балки. После формирования пластического шарнира происходит существенный рост прогибов. «Скачкообразный» характер графика

объясняется тем, что в расчете использовалась упруго-пластическая модель без деформационного упрочнения. При его учете следует ожидать более плавного роста прогибов после формирования пластического шарнира.

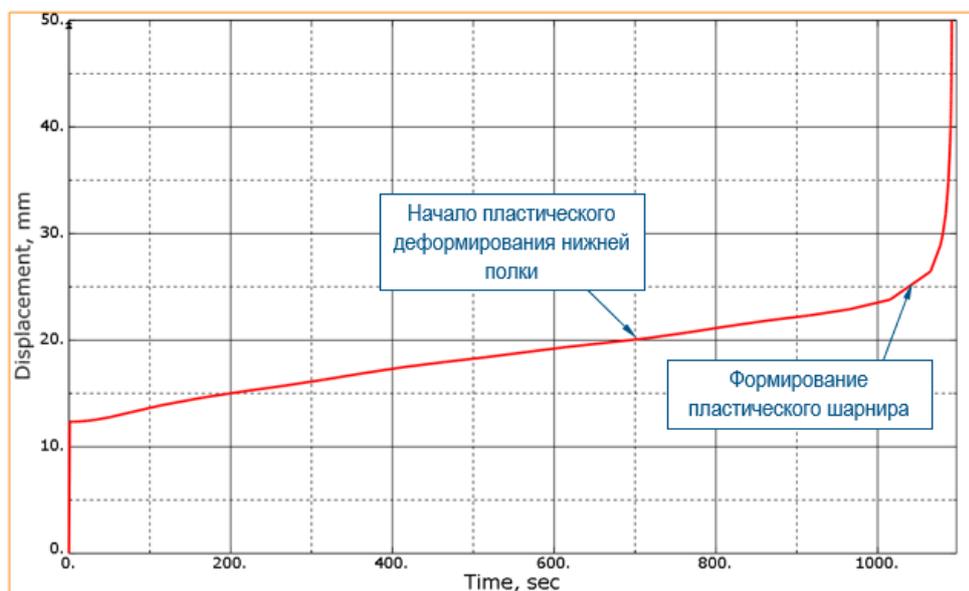


Рисунок 114 – История изменения прогибов центральной части сечения балки в ходе огневого воздействия

Согласно ГОСТ 30247 под предельным состоянием изгибаемых конструкций в ходе огневых испытаний понимается достижение величины прогиба $1/20$ пролета и/или предельной скорости нарастания прогибов, определенной по следующей формуле:

$$U = L^2 / (9000h) \text{ см/мин}, \quad (21)$$

где L – пролет; h – расчетная высота сечения конструкции.

Для рассматриваемой балки величина предельной скорости нарастания прогибов составляет порядка $0,13 \text{ мм/сек}$. Из истории изменения скорости прогибов (рисунок 115) следует, что предельного состояния конструкция достигает на 1065 секунде огневого воздействия (17-18 минута).

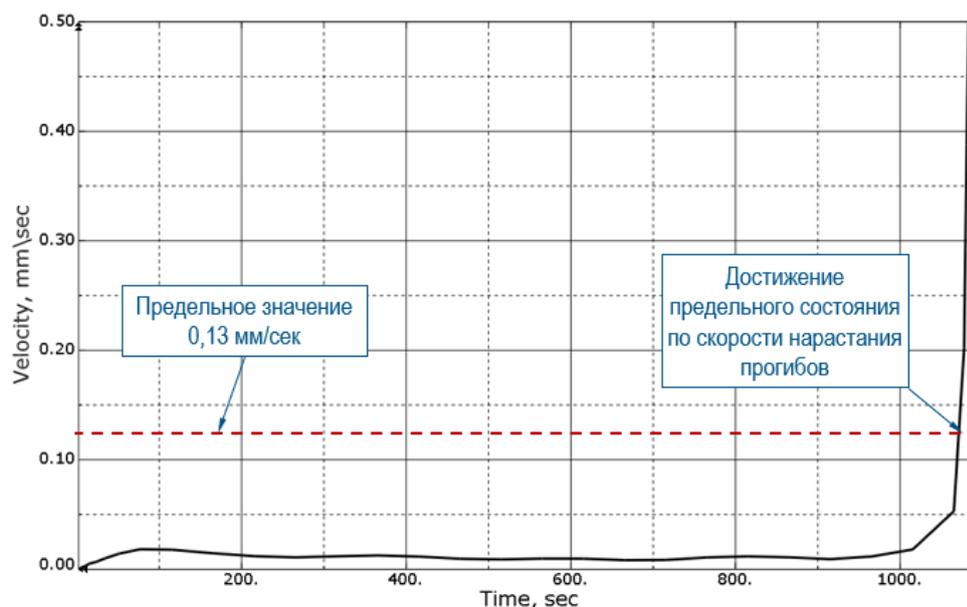


Рисунок 115 – История изменения скорости прогибов центральной части сечения балки в ходе огневого воздействия

Найденное расчетное значение огнестойкости (17-18 минута) соответствует экспериментальным данным, полученным в ходе проведения огневых испытаний на базе лаборатории ФГБУ ВНИИПО МЧС России.

Таким образом, в ходе проведенных исследований определен регламент и перспективность разработанной математической модели и основанной на её использовании расчетной методики, дана оценка ее адекватности при использовании проката рассматриваемого сортамента для изготовления строительных металлоконструкций.

6.4 Выводы по главе 6

В рамках подготовки к организации производства строительных металлоконструкций из высокопрочного проката с повышенной огнестойкостью С390П была разработана математическая модель, позволяющая оценивать устойчивость металлоконструкций к огневому воздействию в зависимости от уровня прочностных и пластических характеристик проката, используемого для их изготовления.

Указанная модель основана на использовании положений теории упругости и пластичности, с параллельным решением задач тепломассопереноса, и позволяет оценивать процессы деформации и разрушения металлоконструкций при огневом воздействии. При этом осуществляется расчетное определение распределения температуры и деформаций в элементах металлоконструкции с учетом теплофизических параметров и прочностных характеристик используемого металлопроката. Расчетная методика может быть положена в

основу оценки устойчивости металлоконструкции из металлопроката С390П к огневому воздействию при пожаре, обеспечивая определение её критической деформации под нагрузкой при нагреве в процессе разработки проектных решений в строительстве.

Дано описание принципиальных основ модели огнестойкости металлоконструкций при высокотемпературном воздействии и приведен пример практического использования разработанной методики при оценке огнестойкости сварной двутавровой балки, как эталонного образца при огневых испытаниях по методике ИЦ ФГУ ВНИИПО. Полученные результаты могут быть использованы для анализа эффективности использования металлопроката С390П для изготовления металлоконструкций строительного назначения. Это позволяет конкретизировать перспективы реализации проката рассматриваемого сортамента при организации его серийного производства в условиях ПАО «Северсталь».

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проведен анализ влияния вида и составляющих микроструктуры на механические свойства стали при комнатной и повышенной (600 °С) температурах. Показано, что для надежного обеспечения требований к стали С390П, с учетом рекомендации по величине предела текучести в пределах 390-550 МПа, целевой микроструктурой, обеспечивающей требуемый уровень огнестойкости, является мелкозернистая феррито-бейнитная микроструктура с долей продуктов бейнитного превращения около 50%. Сталь должна содержать наноразмерные частицы NbC, VC, TiC в достаточном количестве или иметь потенциал к выделению таких частиц при нагреве до температуры пожара. Сопротивление разупрочнению при нагреве в такой микроструктуре обеспечивается за счет зернограничного механизма, высокой плотности дислокаций в феррите, сформированной при промежуточном превращении, и торможения движения дислокаций за счет наличия выделений карбидов.

2. На основе анализа металлофизических процессов лабораторного проката была рекомендована безмолибденовая система легирования, где в качестве замены дорогостоящего Мо будет выступать Cr. В качестве системы легирования была выбрана Cr-V-Nb-Ti. Выбранная система легирования позволит получить мелкозернистую структуру за счет добавления Nb, феррито-бейнитную структуру за счет легирования Cr и дисперсные частицы за счет легирования Nb, V, Ti.

3. Установлен характер влияния технологических параметров прокатного производства на показатели качества рассматриваемого сортамента проката. Повышение температуры смотки при использовании ламинарного охлаждения приводит к повышению значений низкотемпературной ударной вязкости, которая также является критическим показателем качества для рассматриваемого сортамента. Исходя из этого, установлены оптимальные значения температурно-скоростных и деформационных параметров прокатки рулонов С390П.

4. Установлено, что легирование хромом до уровня 0,5-0,8 % и ванадия до 0,13 % способствуют получению требуемых механических показателей для стали С390П. Повышение низкотемпературной ударной вязкости также достигается за счет минимизации бора, что способствует предотвращению охрупчивания границ аустенита в результате образования нитридов бора на границах зерен аустенита и предотвращению получения полностью бейнитной структуры.

5. Установлено, что, помимо легирования, наличие в рулонном прокате двухфазной феррито-бейнитной структуры, состоящей из полиэдрического феррита и бейнита,

достигается за счет интенсивного ускоренного ламинарного охлаждения до температуры смотки $T_{см} = 530-560$ °С на широкополосном стане 2000.

6. Испытания механических и эксплуатационных свойств рулонного проката показывают, что полученный прокат соответствует всем требованиям для строительной стали класса прочности С390П. Полученный рулонный прокат С390П показывает высокую огнестойкость, что подтверждает эффективность использования разработанных технических решений.

7. Результаты натуральных огневых испытаний на экспериментальной установке испытательного центра ФГУ ВНИИПО МЧС России двутавровых балок, изготовленных из рулонного проката С390П, подтверждают его высокие значения огнестойкости по сравнению с рядовым строительным прокатом классов прочности С255 и С355.

8. Была разработана расчетно-математическая модель, основанная на использовании положений теории упругости и пластичности с параллельным решением задач теплопереноса, позволяющая оценивать устойчивость металлоконструкций к огневому воздействию в зависимости от уровня прочностных и пластических характеристик проката, используемого для их изготовления.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Л.И. Гладштейн, Д.А.Литвиненко. Высокопрочная строительная сталь // *Металлургия*. 1972. 240 с.
2. М.А. Тылкин, В.И.Большаков, П.Д.Одесский. Структура и свойства строительной стали // *Металлургия*. 1983. 287 с.
3. Л.В. Тихонов, В.А. Кононенко, Г.И. Прокопенко, В.А. Рафаловский. Структура и свойства металлов и сплавов // *Наукова Думка*. 1986. 566 с.
4. В.Б. Киреев, Л.В. Куликова, Н.Н. Козлова. Основные направления повышения физико-механических характеристик сталей и сплавов для высокотемпературной службы//*Металлургия. Проблемы. Поиски. Решения*. *Металлургия*. 1989. С.213-230.
5. А.П.Гуляев. Чистая сталь // *Металлургия*. 1975. 182 с.
6. М.Л. Берштейн, В.А. Займовский. Механические свойства металлов // *Металлургия*. 1979. 494 с.
7. В.А. Балдин // *Строительная механика и расчёт сооружений*. 1969. №3. С. 11-21.
8. A.A. Komissarov, S. M. Tikhonov, D. V. Ten, M. Yu. Matrosov, P. A. Glukhov, A. V. Pekhotikov, and D. V. Kuznetsov Comparative Fire Resistance of Modern Construction Steels *Steel in Translation*, 2021, Vol. 51, No. 11, pp. 827–833.
9. А.А. Комиссаров, С.М. Тихонов, Д.В. Тен, М.Ю. Матросов, Е.В. Шульга, П.А. Глухов, Р.Р. Адигамов, П.А. Мишнев, А.В. Пехотиков, В.В. Павлов, Факторы огнестойкости низколегированного строительного проката, *Сталь*. 2022. № 7. С. 30-34.
10. А. А. Комиссаров, С. М. Тихонов, Д. В. Тен, Е. П. Мазова, М. Ю. Матросов, П. А. Глухов, А. В. Пехотиков, В. В. Павлов, Р. Р. Адигамов, П. А. Мишнев, Д. В. Кузнецов, Анализ использования огнестойкого проката С390П для изготовления строительных металлоконструкций, “СТАЛЬ”, 2022 г, № 12.С 54-58.
11. Ryuji Uemori, Hiroshi Tamehiro, Rikio Chijiwa. AP-FIM analysis of ultrafine carbonitrides in fire-resistant steel for building construction // *Nippon steel technical report*. 69. April. 1996. P. 23-28.
12. Rikio Chijiwa, Yuzuru Yoshida, Ryuji Uemori, Hiroshi Tamehiro, Kazuo Funato, Yukihiko Horii. Development and application of fire-resistant steel for buildings // *Nippon steel technical report*. No 58. July. 1993. P.47-55.
13. Hiroshi Fujino, Kiyoshi Hitomi, Seiho Umezawa, Junji Hashimoto. Fire- resistant steel for building structures // *Kawasaki steel technical report*. 29. November. 1993. P.89-93.

14. Yoshihiko Kamada, Yasuto Fukada, Takuzou Nakazato, Hiromi Hirayama, Kazuo Kawano, Ryuji Ogata. Fire resistant steel // Sumitomo Metals. 1991. V.43. No P. 23-33.
15. Mitsumasa Fushimi, Koichiro Keira, Hiroshi Chikaraishi. Development of fire-resistant steel frame building structure // Nippon steel technical report. No 66. July. 1995. P.29-36.
16. Zheng Zhi-wang, Liu Qing-chun. Effect of Vanadium on the Properties of Fire-resistant // IRON AND STEEL. 2005. Vol.40. P. 808-811.
17. SHEN Jun-chang, LIU Zhi-yong, Yang Cai-fu, ZHANG Yong-quan. Research of Fire-resistant Steels for Buildings // IRON AND STEEL. 2005. Vol.40. No.II. P. 812-817.
18. I.G.SPEER, S.G.IANSTO, I.C.CROSS. Elevated Temperature Properties of Niobium-Microalloyed Steels for Fire-Resistant Structural Applications // IRON AND STEEL. 2005. Vol.40.No.II. P. 818-823.
19. LIU Zhi-yong, SHEN Iun-chang, YANG Cai-fu, CHEN Ji-qing. Microstructure and Mechanical Properties of Fire-Resistant Steel // IRON AND STEEL. 2005. Vol.40.No.II. P. 824-828
20. В.Н. Скороходов, П.Д. Одесский, А.В. Рудченко. Строительная сталь // Metallurgizdat. 2002. 622 с.
21. Одесский П.Д. Перспективные требования к сталям для металлических конструкций// Деформация и разрушение материалов. 2005, №1 , с. 11-20
22. И.П. Шабалов, Ю.Д.Морозов, Л.И.Эфрон. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами //Металлургиздат 2003.519с.
23. В.И. Саррак. Природа хладноломкости конструкционных сталей // МиТОМ. 1977. №7. С. 64-67.
24. В.И. Саррак, Р.И. Энтин. Необратимая отпускная хрупкость конструкционных сталей // Известия АН СССР. 1959. №6. С. 73-82.
25. Г.В. Курдюмов, М.Д. Перкас. Влияние легирующих элементов на устойчивость мартенсита при отпуске // Проблемы металловедения и физики металлов». 1951. №2. С. 153-161.
26. В.И. Саррак, Г.А. Филиппов. Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // ФХММ. 1981. №2. С. 96-101.
27. Arnken G. et al. Steels for Line Pipe and Pipeline Fittings. The Metals Society. London (UK), 1981. P. 214-219.
28. Л.Н. Лариков. Труды семинара по жаростойким материалам // Изд-во АН УССР. 1958. №3. С. 17-22.
29. Л.Н. Лариков, Е.Э. Засимчук, Ж.Я. Кутихина. Свойства и применение жаропрочных сплавов // Наука. 1966. 24 с.

30. Антикайн П.А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов - 4-е изд.- М: Энергосервис, 2001.- 440 с
31. Горицкий В.М. Диагностика металлов - М.: Металлургиздат, 2004-408 с.
32. А.П.Гуляев. Ударная вязкость и хладноломкость конструкционной стали // Машиностроение. 1969. 69 с.
33. Д. Мак Лин. Механические свойства металлов// Металлургия. 1965. 431 с.
34. Р.В. Гуард. Механизм упрочнения мелкодисперсными частицами // «Механизмы упрочнения твердых тел». Металлургия. 1965. С. 220-244.
35. У.Р. Хиббард. Обзор механизмов упрочнения // «Механизмы упрочнения твердых тел». Металлургия. 1965. С. 9-84.
36. Ж. Фридель. Дислокации // Мир. 1967. 560 с.
37. E.Orowan. In Simposium on Internal Stresses in Metals Alloys. London. The Institute of Metals. 1948. P. 451.
38. В.Т. Рид. Дислокации в кристаллах// Металлургиздат. 1957. 279 с.
39. А.Х. Коттрелл. Дислокации и пластическое течение в кристаллах// Металлургиздат.1958. 267 с.
40. И.Ф. Эшби. О напряжении Орована // «Физика прочности и пластичности». Металлургия. 1972. С. 88-106.
41. П.Б. Хирт, Ф.Дж. Хэмпфри. Пластическая деформация двухфазных сплавов, содержащих малые недеформируемые частицы // «Физика прочности и пластичности». Металлургия. 1972. С. 158-185.
42. А.Я. Красовский. Физические основы прочности // Наукова Думка. 1977. 138 с.
43. В.И. Саррак, С.О.Суворова, Р.И. Энтин. Исследование явления деформационного старения железа // «Проблемы металлов и физики металлов». 1964. №8. С. 125-142.
44. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч.1. Дефекты решетки. Учебное пособие для вузов.–М.: Металлургия, 1982.–280 с.
45. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация: Учебник для вузов.–М.: МИСиС, 1997, 527 с.
46. Walp MS, Speer JG, Matlock DK. Fire-resistant steels. Adv Mater Process 2004;162:34–6.
47. Sha W, Kelly FS. Atom probe field ion microscopy study of commercial and experimental structural steels with fire resistant microstructures. Mater Sci Technol 2004;20:449–

48. Yasushi M, Kenichi Y, Rikio C. 590 MPa class fire-resistant steel for building structural use. Nippon Steel Tech Rep 2004;90:45–52.
49. Miyata K, Sawaragi Y. Effect of Mo and W on the phase stability of precipitates in low Cr heat resistant steels. ISIJ Int 2001;41:281–9.
50. Du Y, Li X, Zhang X, Chung Y-W, Isheim B, Vaynman S Design and Characterization of a Heat-Resistant Ferritic Steel Strengthened by MX Precipitates METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A. 2020. Vol.51A P. 638-647
51. Yoshida S., Okumura T., Kita H, Takahashi J, Ushioda K High Temperature Tensile Properties and Its Mechanism in Low-Carbon Nb-Bearing Steels Materials Transactions, Vol. 55, No. 6 (2014) pp. 899 to 906
52. Jo H.-H., Shin C., Moon J., Jang J.H., et al. Mechanisms for improving tensile properties at elevated temperature infireresistant steel with Mo and Nb // Matreials and Design. 2000. Vol. 194. p. 108-882.
53. Одесский П.Д., Кулик В.Д. Стали с высоким сопротивлением экстремальным воздействиям – М.: Интермет Инжиниринг, 2008. – 239 с.
54. Г. Конрад. Ползучесть и длительная прочность // Механические свойства материалов при повышенных температурах. Metallurgiya. 1965. С.23-95.
55. Г. Конрад. Роль межзеренных границ в процессах ползучести и длительного разрушения // Механические свойства материалов при повышенных температурах. Metallurgiya. 1965. С. 96-149.
56. Р.У. Гард. Легирование и сопротивление ползучести // Механические свойства материалов при повышенных температурах. Metallurgiya. 1965. С.150-168.
57. Э.Н. Погребной, К.М. Жак. О межзеренной деформации и разрушении // «Механизм пластической деформации металлов. Наукова Думка. 1965. С. 64–
58. У.Р. Хиббард, К. Дж. Данн. Ползучесть и возврат // Metallurgizdat. 182 с.
59. Ке Тан-суй. Модель границ зерен и механизм вязкого межкристаллитного скольжения // Упругость и неупругость металлов. Иностранная литература. 1954. С. 313-324.
60. Дж.Х. Бьючер, Дж.Д. Грознер, Дж.Ф. Энриэтто. Прочность и вязкость горячекатаных феррито-перлитных сталей // Разрушение. Metallurgiya. 1976. Т.6. С. 246-293.
61. А.М. Боржина, Л.Б. Гецов. Релаксация напряжений в металлах и сплавах // Metallurgiya. 1972. 303 с.
62. С.С. Горелик. Рекристаллизация металлов и сплавов // Metallurgiya. 1968.
63. П.Д. Одесский, Л.А. Смирнов, Д.В. Кулик. Микролегированные стали для северных и уникальных металлических конструкций // Интермет Инжиниринг. 2006. 175 с.

64. Л.Н. Лариков. Вопросы физики металлов и металловедения // Изд-во АН УССР. 1961. №13. 104 с.
65. В.С. Иванова и др. О предельной жаропрочности сплавов в упрочнённом состоянии // Легирование и свойства жаропрочных сплавов. Наука. 1971. С. 32.
66. Л.К. Гордиенко, Ю.П. Либеров, В.В. Степанов. Жаропрочность субструктурно упрочнённого железа и его сплавов // Легирование и свойства жаропрочных сплавов. Наука. 1971. С. 102-107.
67. Л.Н. Гордиенко. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов // Наука. 1973. 223 с.
68. В.И. Трофилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов. Физические основы прочности тугоплавких металлов // Наукова Думка. 1975. 314 с
69. Д.А. Вудфорд, Р.Х. Бриннел. Охрупчивание жаропрочных сплавов под действием атмосферного кислорода // «Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов». Металлургия. 1988. С. 151-186.
70. С.А. Головин, А. Пушкар. Микропластичность и усталость металлов // Металлургия. 1980. 239 с
71. Т. Екоборн. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел// Металлургия. 1971. 264 с.
72. А. Ивенс, Р. Роумини. Термически активированная деформация кристаллических материалов// «Термически активированные процессы в кристаллах». Мир. 1973. С. 172-206.
73. В.Л. Инденбом. Подвижность дислокаций// «Элементарные процессы пластической деформации кристаллов». Наукова Думка. 1978. С. 7-16.
74. K. Lucke, A. Granato. Dislocations and Mechanical Properties of Crystals. N. Y. 1956
75. K. Hara and T. Endo: Mater. Sci. Eng. A234-236 (1997) 234-236.
76. R. W. K. Honeycombe and H. K. D. H. Bhadeshia: Steels: Microstructure and Properties, 2nd ed., (Edward Arnold, London, 1995)76
77. W. B. Morrison: Inclusions and Residuals in Steels: Effects on Fabrication and Service Behaviour, Conference Held in Ottawa, Ontario, March 4-5, 1985, ed. by J. D. Boyd and C. S. Champion (Canadian Government Publishing Centre, Ontario, 1985) pp. 229-251.
78. A. Cottrell: An Introduction to Metallurgy, 2nd ed., (The Institute of Materials, London, 1995)
79. Л.Р. Ботвина. Кинетика разрушения конструкционных материалов // Наука. 1989. 229 с.

80. М.Л. Бернштейн. Прочность стали// *Металлургия*. 1974. 198 с.
81. В.М. Финкель. Физика разрушения// *Металлургия*. 1970. 376 с.
82. Г.А. Береснев, В.И. Саррак, Р.И. Энтин. Влияние температуры и примесей внедрения на рассеяние энергии при малых перемещениях дислокаций в железе// *Известия Академии наук СССР*. 1965. №6. С. 111-119
83. В.И. Саррак. Хрупкое разрушение металлов // Сб. АН СССР «Успехи физических наук». 1959. LXVII. Вып. 2т. С. 339-361.
84. Н.С. Столлофф. Влияние легирования на характеристики разрушения // *Разрушение. Т.6. Разрушение металлов. Metallurgia*. 1976. С. 12-89
85. В.И. Саррак. Замедленное разрушение, водород и примеси в стали // *МиТОМ*. 1977. №8. С. 17-21.
86. Г. Конрад. Ползучесть и длительная прочность// «Механические свойства материалов при повышенных температурах. Metallurgia. 1965. С.23-95
87. Р.У. Гард. Легирование и сопротивление ползучести// «Механические свойства материалов при повышенных температурах. Metallurgia. 1965. С.150-168.
88. Э.Н. Погребной, К.М. Жак. О межзеренной деформации и разрушении// «Механизм пластической деформации металлов. Наукова Думка. 1965. С. 64-72
89. У.Р. Хиббард, К.Дж. Данн. Ползучесть и возврат// *Металлургиздат*. 182 с.
90. G. Dieter: *Mechanical Metallurgy*, 3rd ed., (McGraw-Hill, Singapore, 1987).
91. F. V. Pickering: *Proceedings of Conference on Rupture Ductility of Creep Resistant Steels*, York, (Institute of Metals, London, 1990)
92. Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. Превращения в железе и стали// *Наука*. 1977. 238 с.
93. В.И. Григорьев, В.Г. Гаврилюк, Ю.Я. Мешков. Прочность и пластичность холоднодеформируемой стали// *Наукова Думка*. 1974. 232 с.
94. J. D. Baird and A. Jamieson: *The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals*, National Physical Laboratory (NPL) Symposium No. 15, (Her Majesty's Stationery Office (HMSO), London, 1963) pp. 362-369.
95. J. Glen, J. Lessells and R. R. Barr: *Proceedings of the Joint International Conference on Creep*, New York, 25-29 August 1963, (The Institution of Mechanical Engineers, London, 1963) Paper 33, pp. (4)39 (4)
96. J. Glen: *J. Iron Steel Inst.* 186 (1957) 21-48
97. М.Ф. Алексеенко, Т.Н. Орехов. Влияние легирующих элементов на механические свойства феррита при повышенных температурах // *Сборник статей под*

редакцией д.т.н. Н.М.Склярова «Конструкционные стали». Государственное издательство оборонной промышленности. 1960. С. 34-40

98. Donghui WEN, Zigang LI, Jian CUI. Development of Fire-resistant weathering-steel for buildings in Baosteel. Niobium bearing structural steels, TMS 2010

99. Metals Handbook, 10th ed., vol. 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-performance Alloys, (ASM International, Materials Park, OH, 1990)

100. R. Uemori, R. Chijiwa, H. Tamehiro and H. Morikawa: Appl. Surf. Sci. 76/77 (1994) 255-260

101. R. Wang, H. Andren, H. Wisell and G. Dunlop: Acta Metall. Mater. 40(1992) 1727-1738

102. R. Uemori and M. Tanino: J. Phys. 48 (1987) 399-404

103. W. Sha: Materials Science and Engineering Technology: Proceedings of the Third China Association for Science and Technology Conference of Young Scientists, ed. by J. Li (China Science and Technology Press, Beijing, 1998) pp. 233-237.

104. W. Sha, F. S. Kelly, S. P. O. Blackmore and K. H. J. Leong: Proceedings for the 4th International Conference on HSLA Steels (HSLA Steels, 2000), 30 October-2 November 2000, Xi'an, China, ed. by G. Liu, F. Wang, Z. Wang and H. Zhang (Metallurgical Industry Press, Beijing, 2000) pp. 578-583.

105. N. Fujita, K. Ohmura, M. Kikuchi, T. Suzuki, S. Funaki and I. Hiroshige: Scr. Mater. 35 (1996) 705-710.

106. Матросов Ю.И., Филимонов В.Н. Структура и свойства стали 09Г2ФБ после контролируемой прокатки// Известия ВУЗов. Черная металлургия. 1981.)1. С. 92-96

107. A. E. Focke: Metals Handbook, 9th ed., vol. I, (ASM International, Metals Park, OH, 1978) pp. 639-660

108. M. Walp, "Fire-Resistant Steels for Construction Applications" (M.S. thesis, Colorado School of Mines, 2003).

109. B.C. DeCooman and J.G. Speer, Fundamentals of Steel Product Physical Metallurgy (Warrendale, PA: AIST, 2011).

110. R. Chijiwa et al., "Development and Practical Application of Fire-Resistant Steel for Buildings," Nippon Steel Technical Report 58, (July 1993), 47-55.

111. M. Fushimi, H. Chikaraishi and K. Keira, "Development of Fire-Resistant Steel Frame Building Structures," Nippon Steel Technical Report 66, (July 1995), 29-36.

112. J. Outinen, J. Kesti and P. Mäkeläinen, "Fire Design Model for Structural Steel S355 Based Upon Transient State Tensile Results," Journal of Constructional Steel Research, 42 (1997), 161-169.

113. F.S. Kelly and W. Sha, "A Comparison of the Mechanical Properties of Fire-Resistant and S275 Structural Steels," *Journal of Constructional Steel Research*, 50 (1999), 223-233.
114. J.X. Liu et al., "Comparison Research on Fire Endurance Between Fire-Resistant and Weathering Construction Steel and Q235 Steel," *Proceedings of the Joint International Conference of HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005, Iron and Steel Supplement*, 40 (2005), 422- 427.
115. Z.W. Zheng and Q.C. Liu, "Effect of Vanadium on the Properties of Fire-Resistant Weathering Steels," *Proceedings of the Joint International Conference of HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005, Iron and Steel Supplement*, 40 (2005), 807-811.
116. J.C. Shen et al., "Research of Fire-Resistant Steels for Buildings," *Proceedings of the Joint International Conference of HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005, Iron and Steel Supplement*, 40 (2005), 812-817.
117. W.B. Lee et al., "Carbide Precipitation and High-Temperature Strength of Hot-Rolled HighStrength, Low-Alloy Steels Containing Nb and Mo," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33A (2002), 1689-1698.
118. R.W. Regier et al., "Thermomechanical Processing Effects on the Elevated Temperature Behavior of Niobium Bearing Fire-Resistant Steel," *Steel Properties and Applications Proceedings of Materials Science & Technology Conference '07 (Warrendale, PA: AIST, 2007)*, 803-814
119. R.W. Regier et al., "Ferrite Substructure as an Elevated Temperature Strengthening Mechanism for Fire-Resistant Structural Steel," *Proceedings of Materials Science & Technology Conference '08 (Warrendale, PA: MS&T, 2008)*, 1571-1581
120. R.W. Regier, "Thermomechanical Processing Effects on the Elevated Temperature Behavior of Niobium Containing Fire-Resistant Steel" (M.S. thesis, Colorado School of Mines, 2008).



Дата 12.01.2024
 № 404-00-24-09

На №
 От

г. Череповец

Проректору по науке и инновациям
 Национального исследовательского
 технологического университета
 «МИСиС» (НИТУ МИСИС)
 Филонову М.Р.

Ленинский проспект, 4, стр. 1, Москва,
 119049

Тел. (495) 955-00-32;

<http://www.misis.ru>

e-mail: kancela@misis.ru

Информационное письмо о практическом использовании результатов диссертационной работы
 Тена Дениса Васильевича на тему «Разработка высокопрочной строительной стали с
 повышенной огнестойкостью»

Уважаемый Михаил Рудольфович!

Настоящим письмом сообщаем Вам, что результаты работы на тему «Разработка высокопрочной строительной стали с повышенной огнестойкостью» были практически использованы в производстве.

Краткое описание выполненной работы: в результате исследований диссертационной работы Тена Дениса Васильевича выполнен анализ имеющегося мирового и отечественного опыта производства огнестойкого высокопрочного проката строительного назначения и требований действующих норм, предъявляемых к огнестойкости строительных конструкций.

Разработана концепция легирования и основные технологические параметры процесса промышленного производства огнестойкого высокопрочного проката строительного назначения для широкополосного стана «2000».

Проведены приемочные испытания технологии производства огнестойкого высокопрочного проката С390П, в рамках которых на стане «2000» произведены опытные образцы рулонного проката в объеме 108,2 тонны.

Проведены натурные испытания огнестойкости полученных промышленных образцов проката в условиях, соответствующих современным требованиям пожарной безопасности на территории РФ.

Разработаны и введены в действия технические условия на производство огнестойкого высокопрочного проката С390П:

ПАО «Северсталь»
 ул. Мира, д. 30, г. Череповец,
 Вологодская область, Россия,
 162608

Т: +7 (8202) 53 09 00
 Ф: +7 (8202) 53 09 15
severstal@severstal.com
severstal.com

ОГРН 1023501236901
 ИНН 3528000597
 КПП 997550001

- ТУ 24.10.35-669-00186217-2022 «Прокат горячекатаный рулонный из стали марки С390П».
Осуществлены коммерческие поставки партий проката С390П в объеме более 100 тонн для производства стальных строительных конструкций с повышенными параметрами огнестойкости.

Полученный результат, в том числе, охраноспособный:

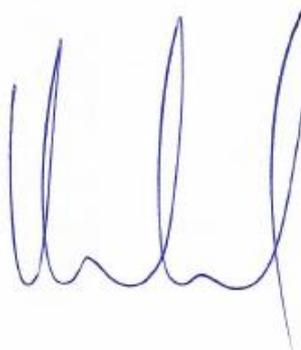
- способ производства низколегированного рулонного полосового проката с повышенной огнестойкостью (получен патент РФ на изобретение № 2781928);

- способ производства низколегированного рулонного проката категории прочности С390П (подана заявка на международный патент № РСТ/ВУ2022/050282);

- способ производства огнестойкой стали (получен патент РФ на изобретение № 2807799)

Дата фактического практического опробования «04» сентября 2023.

С уважением,
Директор по техническому
развитию и качеству



П.А. Мишнев

Вахрамеев П.С.
+7 (911) 048-90-00

