

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Национальный исследовательский технологический
университет «МИСИС»

Тен Денис Васильевич

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ С
ПОВЫШЕННОЙ ОГНЕСТОЙКОСТЬЮ

2.6.1 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: к.т.н. Комиссаров Александр Александрович

Москва – 2023

Общая характеристика работы

Актуальность работы

Конструкционная прочность стали существенно зависит от температурного воздействия, с повышением температуры вследствие пожара происходит сильная деградация прочностных свойств, что приводит к потере конструкционной прочности [1-6]. Применение огнезащитных покрытий стальной конструкции позволяет предотвратить, либо увеличить время до критического нагрева стальной конструкции, при котором произойдет лавинообразное разупрочнение [3, 4]. Однако у огнезащитных покрытий существует ряд значительных ограничений использования – увеличение сроков и стоимости строительства конструкции, вредное и токсичное нанесение, так как большинство подобных покрытий наносится методом распыления.

Потребность в высокопрочном прокате с нормируемым пределом огнестойкости для изготовления металлоконструкций строительного назначения обусловлена возросшим количеством техногенных катастроф, чрезвычайных ситуаций и пожаров на объектах промышленной и социальной инфраструктуры, наносящих большой ущерб зданиям и сооружениям и характеризующихся значительными социальными последствиями. Это определяет необходимость разработки мер и технических решений по повышению огнестойкости незащищенных строительных металлоконструкции, являющихся составной частью всех зданий и сооружений III и IV степеней огнестойкости. Сравнительно низкая фактическая степень огнестойкости указанных зданий связана с недостаточно высокой огнестойкостью и прочностными характеристиками проката, используемого для изготовления металлоконструкций.

Следовательно, необходимым условием повышения степени противопожарной безопасности зданий является использование высокопрочного проката строительного назначения с повышенной огнестойкостью, позволяющего либо частично, либо полностью отказаться от огнезащитного покрытия. Для этого необходимо решение комплексной задачи разработки инновационной металлургической технологии производства подобной продукции.

Следует отметить, что в строительстве огнестойкость металлопроката оценивается опосредованно, через огнестойкость металлоконструкций из этого проката. Иначе говоря, из металлопроката изготавливают металлоконструкции, соответствующие строительному проекту, которые подвергаются огневому воздействию под действием заданной нагрузки и для которых оценивается степень деформации и уровень температуры, соответствующие потере несущей способности. Однако такой метод сложно использовать в потоке

металлургического производства, когда надо оперативно оценить в лаборатории механических испытаний Комбината огнестойкость проката от производимых текущих партий. Таким образом, одним из основных вопросов при разработке технологии производства высокопрочного огнестойкого проката строительного назначения является подготовка методики оценки огнестойкости в условиях металлургического производства.

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, это единственный на сегодняшний день класс прочности, регламентирующий пожаростойкость проката. Строительные нормы совершенствуются и усложняются с каждым годом, сооружения становятся масштабнее, и требуется материал, полностью соответствующий всем требованиям безопасности сооружения.

Целью диссертационной работы является разработка металлофизических аспектов технологии производства высокопрочного огнестойкого рулонного проката для строительных металлоконструкций на основе исследования производства рассматриваемого сортамента на современных ШПС, включая подбор системы легирования, выбор схемы прокатки и режима термомеханической обработки (ТМО), комплексные исследования структурно-фазовых характеристик продукции и её эксплуатационных свойств.

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, определяющих 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, учитывающий 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 расчет огнестойкости металлоконструкции 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 $T_{см} = 529-559$ °С на широкополосном стане 2000 (ШПС);

Практическая значимость работы

Представленная исследовательская работа носит прикладной характер и направлена на решение сложной технической задачи 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 наличием зарегистрированного патента РФ RU 2781928 (патентообладатель ПАО «Северсталь») на «Способ производства низколегированного рулонного проката категории прочности С390П», приоритет от 14.12.2021.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Моделирования растворения и образование дисперсных частиц на основе V, Nb, Ti, Cr, Mo и B при повышении температуры 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 содержания бора и режимов ТМО на эволюцию микроструктуры и механических свойства проката;

4. Результаты анализа промышленного рулонного проката, произведенного на широкополосном стане ШПС2000 на производственной базе ПАО «Северсталь», изучено влияние концентрации легирующих элементов и температуры ускоренного ламинарного охлаждения;

5. Результаты сравнительного анализа проведенных 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 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, натуральных огневых и др. видов испытаний, а также провёл глубокий анализ и интерпретацию полученных данных.

Апробация работы

По теме диссертации были опубликованы 3 статьи в журналах, входящих в базы WoS и SCOPUS, представлены 2 устных доклада на научно-практических конференциях, зарегистрирован патент:

1. Принципы обеспечения теплостойкости современных низколегированных сталей // XIX Международная конференция огнеупорщиков и металлургов. Москва 2022.

2. Разработка высокопрочной строительной стали с повышенной огнестойкостью // XI-я Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2023». Москва 2023.

3. 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.

4. A.A. Komissarov, S. M. Tikhonov, D. V. Ten, M. Yu. Matrosov, E. V. Shulga, P. A. Glukhov, R. R. Adigamov, P. A. Mishnev, A. V. Pekhotikov, and V. V. Pavlov, Fire Resistance Factors of Low-Alloyed Construction Longs, Steel in Translation, 2022, Vol. 52, No. 7, pp. 701–706.

5. A. A. Komissarov, S. M. Tikhonov, D. V. Ten, E. P. Mazova, M. Yu. Matrosov, P. A. Glukhov, A. V. Pekhotikov, V. V. Pavlov, R. R. Adigamov, P. A. Mishnev, and D. V. Kuznetsov, Analysis of the Use of S390P Steel Fire-Resistant Rolling for the Manufacturing of Building Metal Structures, Steel in Translation, 2022, Vol. 52, No. 12, pp. 1192–1196.

6. Патент РФ RU 2781928. Способ производства низколегированного рулонного проката категории прочности С390П.

Содержание работы

Во введении показана актуальность исследования, сформулирована цель работы, описаны текущие проблемы исследований.

В первой главе проведен анализ изменения свойств конструкционных сталей в процессе разупрочнения при повышенных температурах.

Механизмы блокировки разупрочнения при повышенных температурах основаны на контроле роста и передвижения дислокаций в кристаллической решетке материала. Например, в некоторых жаропрочных сталях добавление легирующих элементов, таких как хром, молибден или вольфрам, может способствовать образованию стабильных карбидных, нитридных или боридных фаз, которые блокируют передвижение дислокаций при повышенных температурах и предотвращают разупрочнение материала.

Эти механизмы можно адаптировать и применить к низколегированным строительным сталям. Введение определенных легирующих элементов или микролегирование может способствовать образованию фаз, которые блокируют передвижение дислокаций и повышают температурную стойкость материала. Это может позволить использовать недорогие строительные стали с повышенной огнестойкостью, что может быть важно при проектировании сооружений.

Для достижения требуемого сочетания высокого сопротивления деформации и пластичности в огнестойкой стали необходимо создать определенные структурные состояния. Ниже приведены некоторые механизмы, которые могут способствовать повышению прочностных характеристик материала:

1. **Несовершенства структуры:** Введение легирующих элементов может привести к образованию твердых растворов или выделению фаз, которые способны ограничивать движение дислокаций. Это может приводить к повышению механических свойств стали, таких как прочность и твердость.

2. **Измельчение зерна:** Обработка стали с использованием термических или механических методов может привести к уменьшению размера зерен. Мелкозернистая структура обеспечивает более высокую пластичность и прочность материала.

3. **Развитая субструктура:** Деформация и обработка стали могут привести к формированию разветвленной сети дислокаций или других структурных особенностей. Это может усилить сопротивление материала деформации и повысить его прочностные свойства.

4. **Выделения фаз:** Некоторые легирующие элементы могут способствовать образованию выделений избыточных фаз, которые препятствуют движению дислокаций. Эти выделения могут служить эффективными барьерами для развития деформации и повышения прочности стали.

Однако важно отметить, что создание этих структурных состояний требует тщательного контроля процессов обработки и легирования стали. 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, чтобы обеспечить интенсивное выделение дисперсной карбонитридной фазы в интервале температур 550÷650°C. Рассмотрены примеры производства огнестойких сталей с различными вариантами ТМО.

Приведенные данные показывают, что вопрос создания экономнолегированной огнестойкой стали, является актуальным. Однако разработка такой стали и технологии её производства в условиях отечественной промышленности представляется достаточно сложной технической задачей.

Во второй главе были представлены экспериментальные образцы, методы исследования, приведены научные обоснования к выбору концепции легирования, была предложена термомеханической обработки (ТМО), которая имитирует широкополосный стан 2000 (ШПС).

Выплавку экспериментальных лабораторных образцов проводили в вакуумной индукционной печи ВИП-100, в работе осуществляли 2 этапа выплавки. Первый этап исследования включал в себя 6 модельных плавки с микролегированием Nb, V, Ti и Nb+Mo, V+Mo, Ti+Mo с добавлением Mo (плавки 1-3 (1,2)), а также 2 плавки стали типа 06МБФ без бора и с добавлением бора (плавки 4-1,2). Второй этап исследований включал 3 модельные плавки безмолибденовой концепции легирования с заменой дорогостоящего 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 плавка 7. Химический состав выплавки представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав экспериментальных марок сталей

| 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 | - |
| 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 | Cr-V-Mo-Nb-Ti | 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 | Cr-V-Mo-Nb-Ti-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 |
| 5 | Cr-Nb-V-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 | 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 | 0,067 | 0,30 | 0,70 | 0,005 | 0,004 | 0,009 | 0,68 | 0,02 | 0,059 | 0,020 | 0,077 | - | - | - |

Для проведения термомеханической обработки (ТМО) модельных плавки был использован лабораторный прокатный стане ДУО 300 в экспериментально-промышленном комплексе ФГУП «ЦНИИчермет». Температурные режимы термомеханической обработки представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Температурный режим термомеханической обработки для лабораторных модельных плавки

| № плавки | Черновая стадия прокатки | | Чистовая стадия прокатки | | Ускоренное охлаждение | | | |
|----------|--------------------------|---------------------|--------------------------|---------------------|-----------------------|---------------------|---------------|------------|
| | T _н , °C | T _к , °C | T _н , °C | T _к , °C | T _н , °C | T _к , °C | Время охл., с | Voхл, °C/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 |
| 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 |

Для режима ТМО была выбрана следующая схема: контролируемая проката (КП), ускоренное охлаждения (УО) и проведения отпуска (О) для имитаций смотки производство рулонного проката на имитирует широкополосный стан 2000 (ШПС). 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.

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». Испытания при повышенных температурах проводили по следующему режиму: нагрев ≤ 10 °С/мин, выдержка при заданной температуре не менее 15 минут, одноосное растяжение.

Для оценки уровня пожароустойчивости использовали коэффициент огнестойкости Y_S , который определяется как отношение фактического предела текучести образца при температуре 600 °С к его пределу текучести при комнатной температуре $Y_S = \sigma_T^{600^\circ\text{C}} / \sigma_T^{20^\circ\text{C}}$.

Ударный изгиб при отрицательных температурах проводили на образцах типа 1 и 11 по ГОСТ 9454-78 «Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах». Испытания проводились при отрицательных температурах: для V-образного надреза -20 и -40 °С, для U-образного -40 и -70 °С.

Для исследования кинетики превращений переохлажденного аустенита и фазового состава сталей проводились исследования с использованием деформационного dilatометра Netzsch DIL 805 A/D. Нагрев dilatометрических образцов Ø5x10 мм проводили до температуры 1150 °С, деформации проводили при температурах 1050 °С и 850 °С, степень деформации составляла 25 % на каждом из этапов. Скорости охлаждения составляли от 0,5°С/с до 80 °С/с.

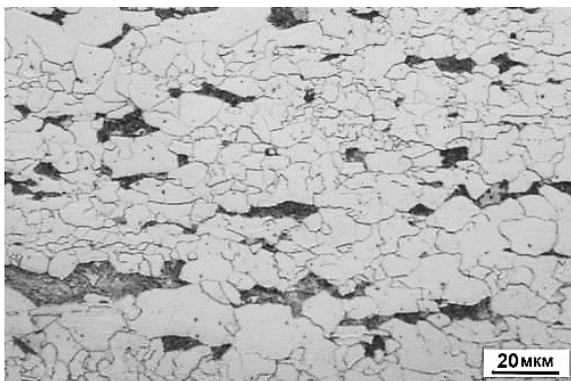
Огневые испытания проводили на балках №20Б1, нагрузку на балку выбирали 75 % от нормированного предела текучести для класса прочности. Нагрев балки в печи осуществлялся в воздушно-керосиновой смеси, динамика повышения температуры печи соответствовала ГОСТ 30247.0-94 «Конструкции строительные. Методы испытаний на огнестойкость».

В третьей главе были проанализированы результаты исследования модельных плавок: 8 плавок из первой серии и 3 плавки из второй серии.

На первом этапе выплавки проводился сравнительный анализ влияния Nb, Ti, V, Mo и комплексного легирования Cr-V-Mo-Nb-Ti и Cr-V-Mo-Nb-Ti-V на эффективность сдерживания разупрочнения при температуре 600 °С.

Характерный вид микроструктуры плавки 1-1 (Nb) показан на рисунке 1 а. Микроструктура плавки 1-1 (Nb), является феррито-перлитной. Матрица структуры образца состоит преимущественно из полиэдрического феррита, отмечено наличие в структуре образца относительно крупных зерен полиэдрического феррита, выделившихся вероятно до начала проведения ускоренного охлаждения. Углеродсодержащая фаза, доля которой около 7-10 %, предположительно частично представляет собой высокоуглеродистый бейнит или вырожденный перлит.

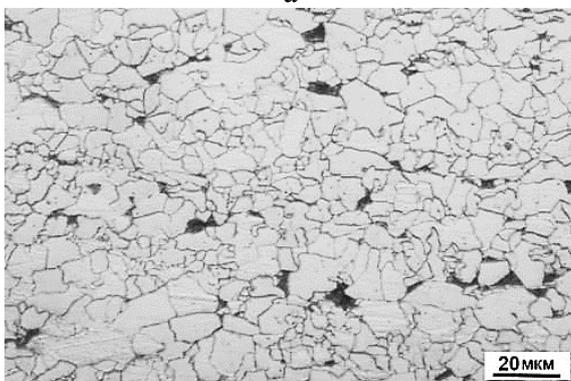
Характерный вид микроструктуры плавки 1-2 (Nb-Mo) показан на рисунке 1 б. Легирование молибденом привело к появлению в матрице структуры стали квазиполигонального феррита и уменьшению доли полиэдрического феррита, т.о. матрица структуры образца представляет собой полиэдрический и квазиполигональный феррит, 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.



а



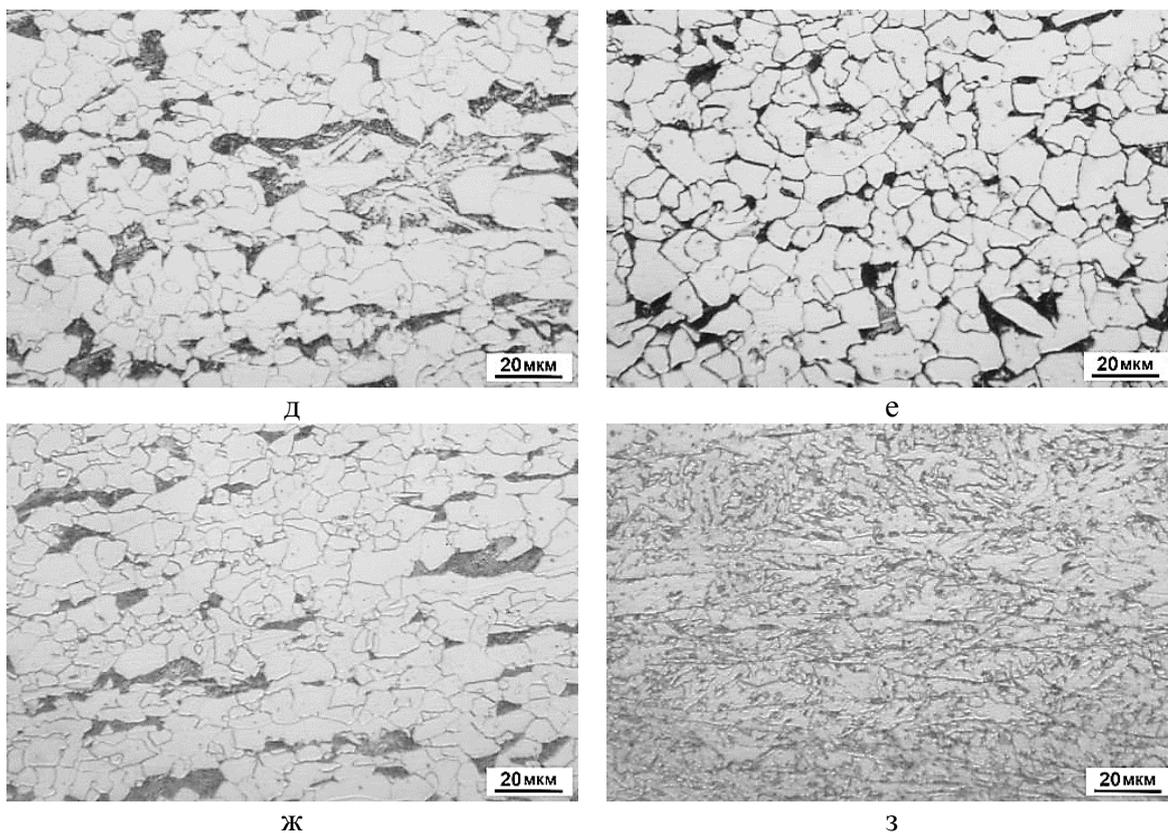
б



в



г



а) – 1-1 (Nb); б) – 1-2 (Nb-Mo); в) – 2-1 (Ti); г) – 2-2 (Ti-Mo);
 д) – 3-1(V-Mo); е) – 3-1(V); ж) – 4-1(Cr-V-Mo-Nb-Ti); з) – 4-2 (Cr-V-Mo-Nb-Ti-V)

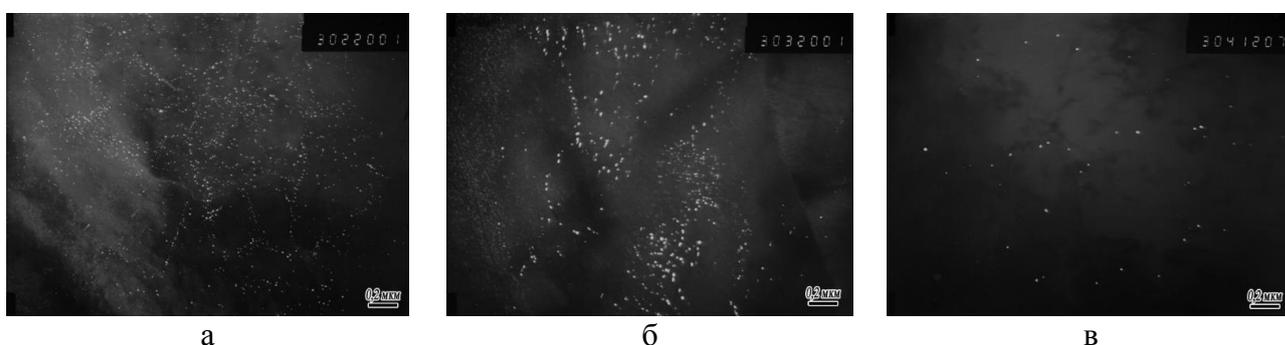
Рисунок 1 – Микроструктура лабораторных модельных плавков первой серии выплавки

Характерный вид микроструктуры плавков 2-1 (Ti) и 2-2 (Ti-Mo) показан на рисунке 1 в,г. 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).

Характерный вид микроструктуры плавков 3-2(V) и 3-1 (V+Mo) показан на рисунке 1 д,е. Микроструктура плавков 3-2 (V) и 3-1 (V+Mo), является феррито-перлитной: матрица структуры состоит из квазиполигонального 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.

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 М/А 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. Исследования плавки 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) с бором имели полностью бейнитную микроструктуру.

Анализ микроструктуры, методом ПЭМ, образцов от плавов 1-(1,2) (Nb, Nb-Mo), 2-(1,2) (Ti, Ti-Mo), 3-(1,2) (V-Mo, V), показал наличие наноразмерных частиц TiC, VC и NbC (рисунок 2), увеличивающих сопротивление пластическому течению при повышенных температурах.



а) – 1-2 (Nb-Mo) частицы Nb(C,N); б) – 2-2 (Ti-Mo) частицы TiC; в) – 3-1 (V-Mo) частицы V(C,N)

Рисунок 2 – Выделение наноразмерных частица на основе Nb, Ti, V

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 °С.

Результаты механических испытаний лабораторных плавов первой серии выплавки представлены в таблице 3.

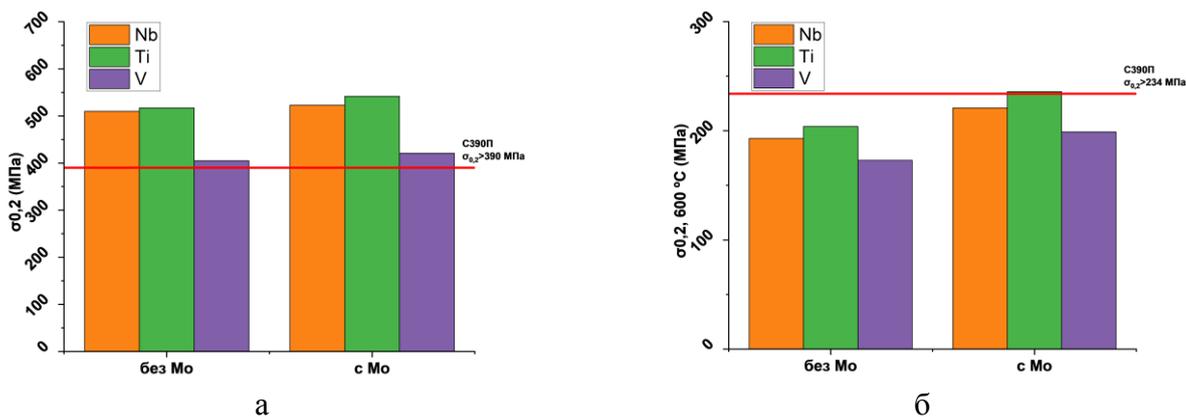
Анализ механических свойств модельных плавов 1-1,2 (Nb, Nb+Mo), 2-1,2 (Ti, Ti+Mo), 3-2,1 (V, V+Mo) показал, все образцы имели высокий уровень ударной вязкости и пластичности, соответствовавший требованиям к стали С390П. Прочностные характеристики при комнатной температуре также соответствовали всем требованиям к стали С390П. Однако, предел текучести при повышенной температуре был достигнут только для одной плавки 3-2 (Ti-Mo). Скорее всего это связано с большим выделением TiC при последеформационном охлаждении проката, в отличие от NbC и VC.

Таблица 3 – Результаты механических испытаний лабораторных плавков первой серии выплавки

| № плавки | Результаты испытаний при комнатной температуре | | | Результаты испытаний при 600 °С | | | $\sigma_{0,2(600)}/\sigma_{0,2}$ | $\sigma_{0,2}^{600}-\sigma_{0,2}$, 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 |

Анализ механических свойств плавков с совокупным легированием 4-1 (Ti-Mo-Nb-V-Cr) 4-2 (Ti-Mo-Nb-V-Cr-B) показал, что 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. 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). Таким образом, показано, что сталь плавки 4-1 обеспечила требования к огнестойкой стали С390П 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.

Сравнительный анализ влияния Nb, Ti, V на прочностные свойства металла модельных плавков при комнатной температуре показал (рисунок 4), что V в меньшей степени повышает уровень прочностных свойств, далее идет Nb и самый сильно повышает уровень прочностных свойств Ti. Максимальный уровень прочностных характеристик плавков 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 плавков в исходном состоянии.



а) – предел текучести при комнатной температуре; б) – предел текучести при 600 °С
 Рисунок 3 – Влияние химического состава на изменение предела текучести

Исследование относительно разупрочнения при 600 °С (рисунок 4) 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 0,16% Mo 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%).

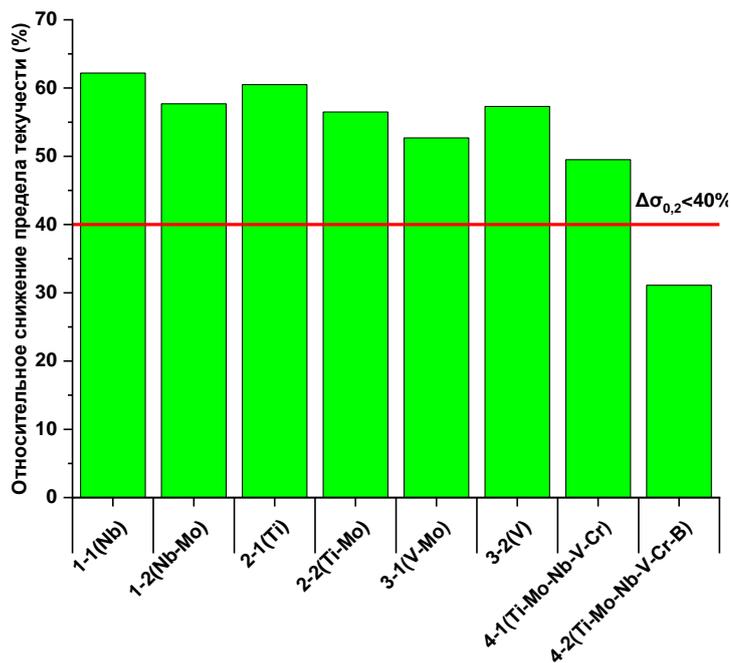
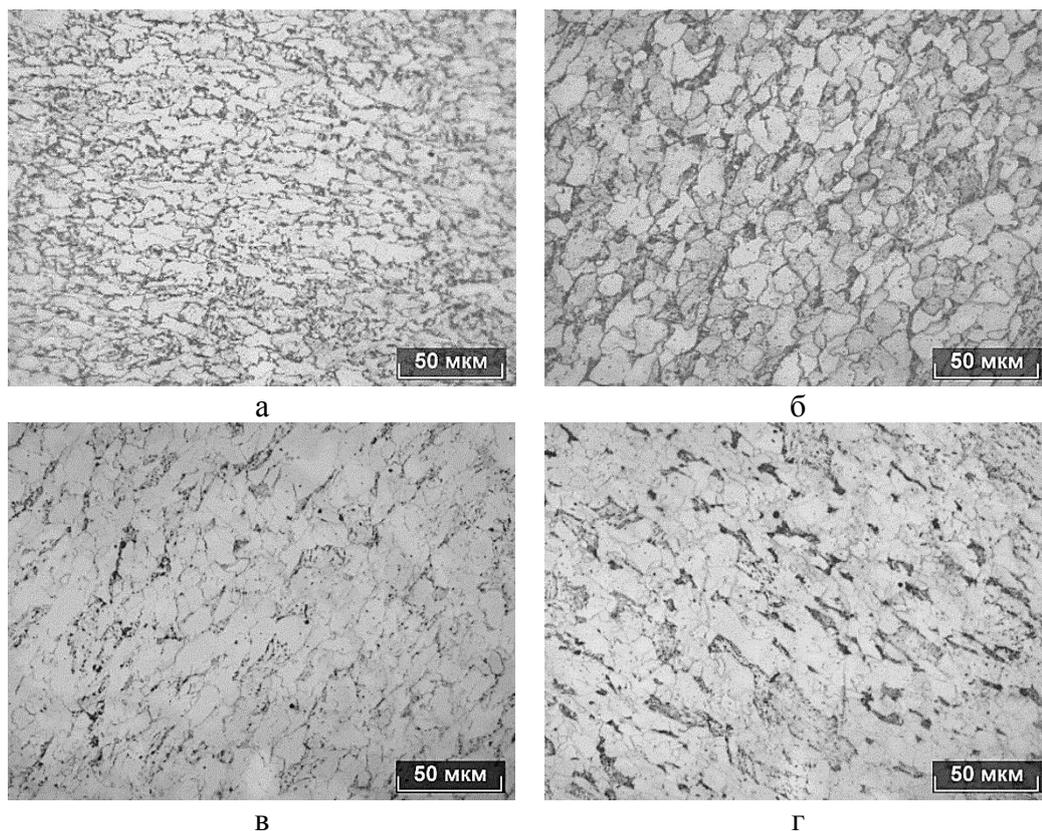


Рисунок 4 – Относительное разупрочнение лабораторных плавков первой серии выплавки
 Для плавков с комплексным легированием снижение предела текучести при повышении температуры испытания до 600 °С не превышает ~50% для проката плавки 4-1 (Cr-V-Mo-Nb-Ti) и ~30% для проката плавки 4-2 (Cr-V-Mo-Nb-Ti-B). Применение комплексного микролегирования V и Nb, а также легирования Mo и Cr позволяет значительно повысить огнестойкость стали по сравнению с применением только одного из элементов (Nb, V, Ti) или их сочетаний с Mo.

Анализ результатов исследований лабораторных безмолибденовых плавов 5 (Cr-Nb-V-B), 6 (Cr-Nb-V), 7(Cr-↑Nb-V). Показал, что у образца 5 (Cr-Nb-V-B) наблюдается феррито-бейнитная микроструктура, основной структурной составляющей которой является низкоуглеродистый бейнит (рисунок 5а). 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) (рисунок 5б).



а) – 5 (Cr-Nb-V-B); б) – 6 (Cr-Nb-V); в) – 7-1 (Cr-↑Nb-V), после КП+УО (550)+О(550); г) – 7-2 (Cr-↑Nb-V), после КП+УО (500)+О(500)

Рисунок 5 – Микроструктура лабораторных модельных плавов второй серии выплавки

Исследование микроструктуры плавки 7 показал, что применение режима производства КП+УО(550)+О(550) приводит к формированию феррито-бейнитной микроструктуры, наблюдаемой при исследовании плавки 7-1 (рисунок 5 в). 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 5 г. Матрица структуры стали состоит из полиэдрического феррита и низкоуглеродистого бейнита. Основной структурной составляющей является низкоуглеродистый бейнит, доля полиэдрического феррита, выделившегося до начала ускоренного охлаждения, ~ 15-20 %. Углеродсодержащая фаза

составляет ~ 15 % и представляет собой высокоуглеродистый бейнит и вырожденный перлит.

Результаты механических испытания второй серии выплавки представлена в таблице 4.

Таблица 4 – Результаты механических испытаний второй серии лабораторных плавок 5, 6, 7.

| № 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 , % | | | |
| 5 (Cr-Nb-V-B) | 452 | 572 | 26,1 | 218 | 256 | 43,0 | 0,48 | -234 | 20 |
| 6 (Cr-Nb-V) | 441 | 515 | 31,2 | 225 | 276 | 41,3 | 0,51 | -216 | 79 |
| 7-1 (Cr-Nb-V) | 537 | 660 | 27,7 | 204 | 282 | 37,8 | 0,38 | -333 | 83 |
| 7-2 (Cr-Nb-V) | 549 | 643 | 24,7 | 249 | 370 | 31,7 | 0,45 | -300 | 198 |
| Требования для стали С390П | >390 | >520 | >20 | ≥234 | | | ≥0,60 | | >34 |

Анализ результатов исследования лабораторного проката плавок 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 не на одной из плавки. Сталь плавки 6 продемонстрировала удовлетворительную огнестойкость, но значение временного сопротивления при этом ниже требований к стали С390П.

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 °С и удовлетворительной огнестойкости получено для образцов 7-2 при применении режимов производства, предусматривающих проведение контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением до температуры 500 °С и смотки при той же температуре (КП+УО(500)+О(500)). 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.

На рисунке 6 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°C, 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 плавков 4-1 (Cr-V-Nb-Ti-Mo), 4-2 (Cr-V-Nb-Ti -Mo-B), 7-2 (Cr-V-Nb-Ti).

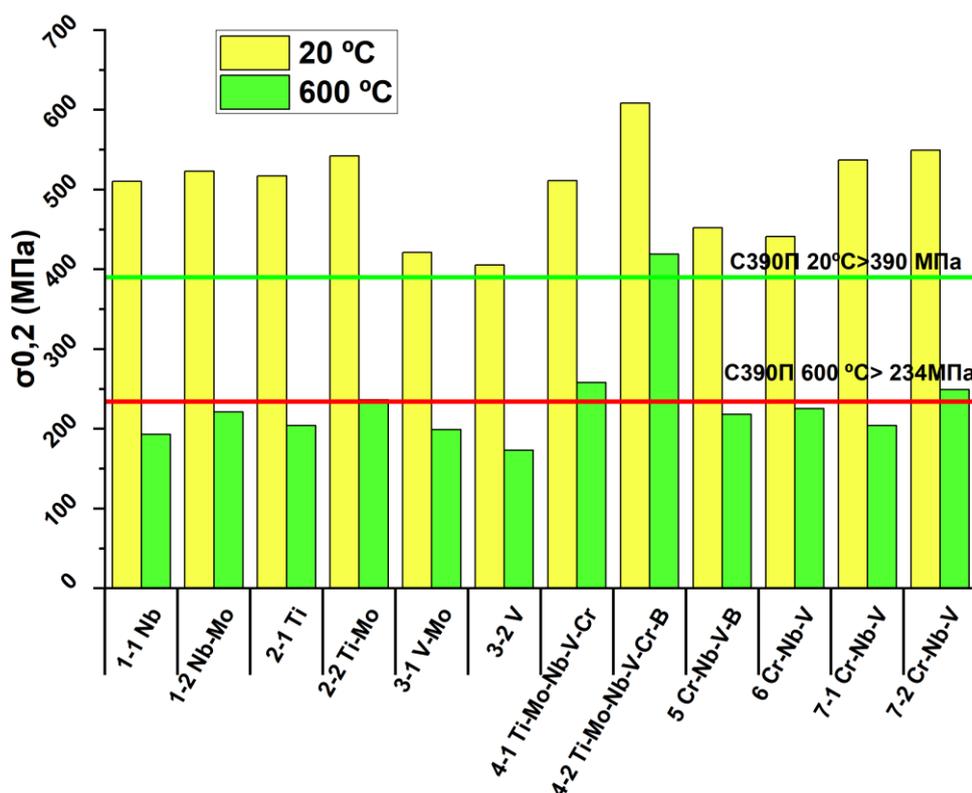
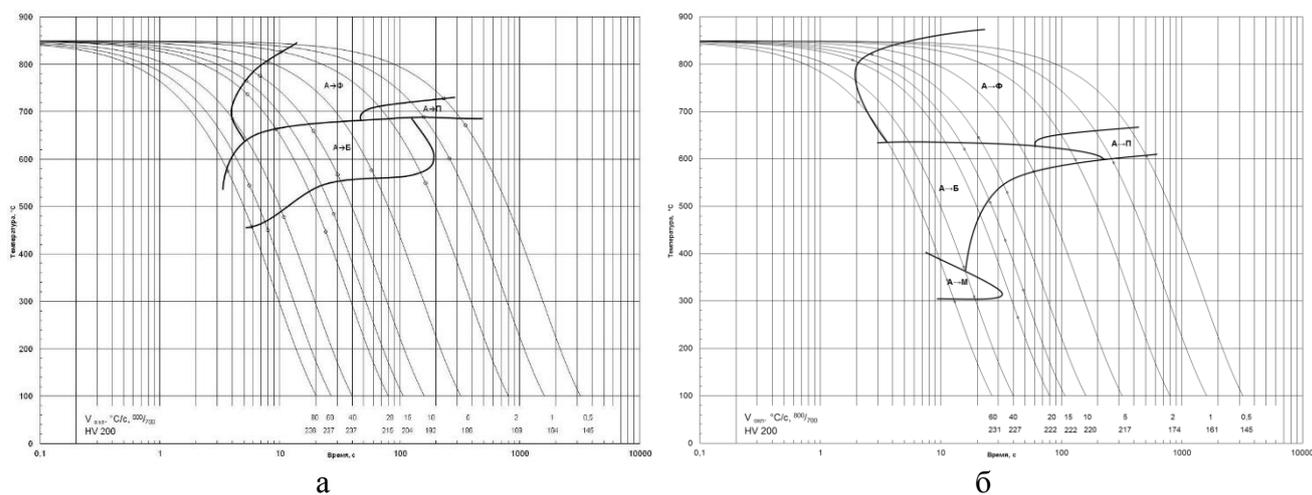


Рисунок 6 – Предел текучести проката, произведенного в рамках лабораторных экспериментов, при испытании при комнатной температуре и 600 °С. Сочетание требуемого для стали С390П комплекса свойств при комнатной температуре и высокого предела текучести при 600 °С, определяющего огнестойкость стали, получено для стали плавков 4-1 (Cr-V-Nb-Ti-Mo), 4-2 (Cr-V-Nb-Ti -Mo-B), 7-2 (Cr-V-Nb-Ti).

Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита стали плавков 5 (Cr-Nb-V-B), 7 (Cr-Nb-V) показаны на рисунке 7.



а – плавка 5(Cr-Nb-V-B); б – плавка 7(Cr-Nb-V)

Рисунок 7 – Термокинетические диаграммы распада аустенита

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

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

В качестве рекомендации для промышленного производства рулонного 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 с добавлением бора и без добавления бора. 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.

В четвертой главе были проанализированы результаты экспериментов на образцах промышленного проката, произведенного на Череповецком металлургическом комбинате (ПАО «Северсталь»). В качестве легирующей композиции была выбрана безмолибденовая концепция Cr-Nb-V с бором и без бора. Выплавку проводили по методу непрерывнолитой заготовки, термомеханическую обработку проводили на широкополосном стане (ШПС) 2000 для получения промышленного рулонного проката. Исследование промышленного проката было на два этапа. В первом этапе была исследована концепция с бором, во втором без бора. Химический состав представлен в таблице 5.

Таблица 5 – Фактический химический состав промышленного рулонного проката стали С390П

| Образец | C | Si | Mn | S | P | Cr | Ni | Cu | Al | Mo | V | Ti | Nb | B | 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 | 0,009 |
| 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 |

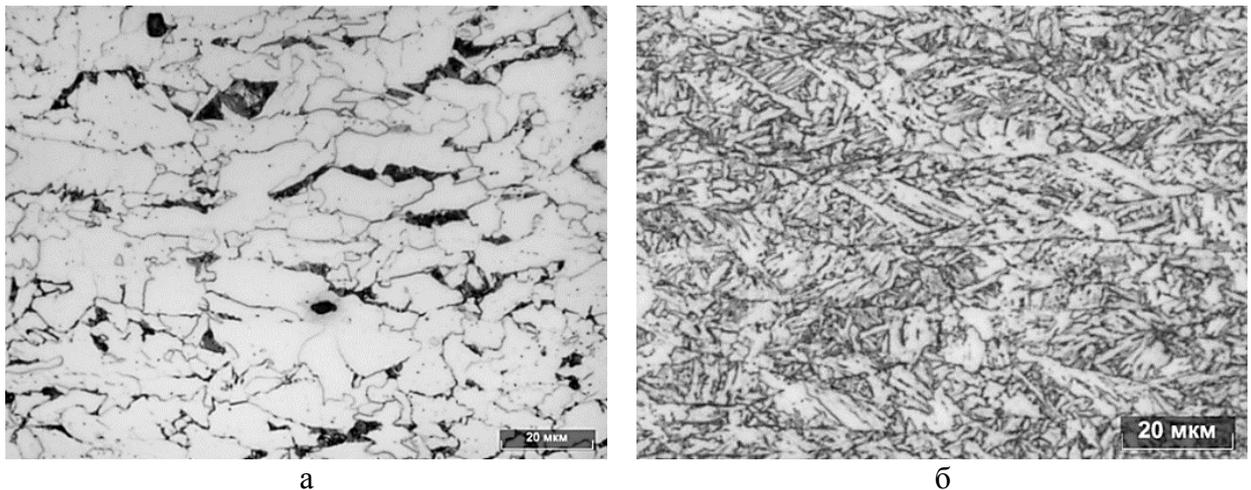
Для производства промышленного проката С390П (В) с бором были выбраны две технологии ТМО на НШС 2000, где отличалась температура смотки рулонного проката. Температурный режим ТМО для промышленного проката представлена в таблице 6.

Таблица 6 – Температурный режим прокатки и термообработки опытных образцов огнестойкого рулонного проката С390П (В) с бором 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 |

Проведены комплексные исследования механических и эксплуатационных свойств опытных образцов рулонного проката С390П (В), полученных на ШПС 2000.

При производстве огнестойкого рулонного проката С390П на ШПС 2000 в случае относительно низкой скорости охлаждения УЛО и обеспечения средней $T_{см}$ около 610°С (С390П (В)-1) 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°С (предел текучести (600°С) 195 МПа).



а) – С390П (В)-1; б) – С390П (В)-2

Рисунок 8 – Микроструктура промышленного рулонного проката С390П(В), увеличение x1000

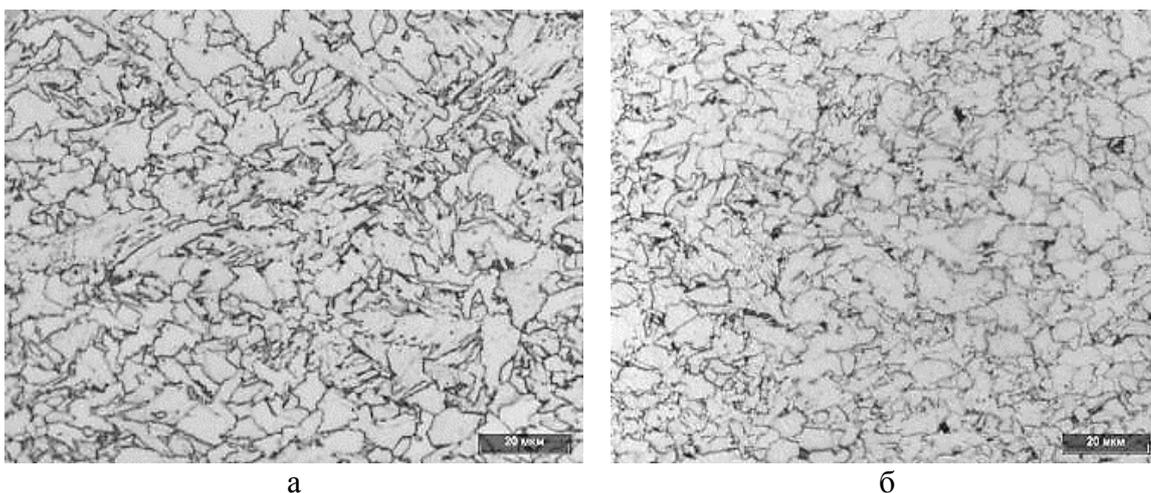
Применение схемы охлаждения с более интенсивным ускоренным охлаждением второго рулона УЛО и обеспечением средней $T_{см}$ около 570°C приводит к формированию бейнитной микроструктуры. Такой тип структуры не обеспечивает требуемый для стали С390П уровень свойств, т.к. приводит к получению низких значений 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, при этом при получены удовлетворительные значения предела текучести при 600°C : 314 МПа.

По результатам первого этапа производства рулонного проката С390П был скорректирован химического состава стали для производства второго этапа высокопрочного огнестойкого проката С390П. Также было принято минимизировать содержания бора, увеличили содержания хрома до уровня 0,5-0,8 %, ванадия – до 0,13 % (таблица 5). Также была скорректирована температура смотки $T_{см} = 529-559^{\circ}\text{C}$ (таблица 7), которая позволит получить феррито-бейнитную микроструктуру с более высокими пластическими характеристиками.

Таблица 7 – Температурный режим прокатки и термообработки рулона С390П-10,12 на ШПС 2000

| Плавка | Маркировка рулона | Толщина полосы, мм | Т-ра нагрева заготовки, $^{\circ}\text{C}$ | Т-ра конца черновой прокатки, $^{\circ}\text{C}$ | Толщина подката, мм | Т-ра конца чистовой прокатки, $^{\circ}\text{C}$ | Скорость ламинарн. охлажд. $^{\circ}\text{C/c}$ | Т-ра отпуска (смотки) $^{\circ}\text{C}$ |
|--------|-------------------|--------------------|--|--|---------------------|--|---|--|
| 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 |

Микроструктура, рулонов С390П-10, 12, является феррито-бейнитной, состоящей из полиэдрического феррита и бейнита (рисунок 9).



а

б

а) – С390П10; б) – С390П-12

Рисунок 9 –Микроструктура промышленного рулонного проката С390П, увеличение x1000

Предел текучести промышленных рулонных прокатов С390П-10,12, определяемые при испытаниях на растяжение при комнатной температуре и при температуре 600 °С обеспечивающий величину огнестойкости $YS = \sigma_{0,2}^{600} / \sigma_{0,2} \geq 0,6$, полностью соответствуют нормативным значениям для рулонного проката С390П (рисунок 10).

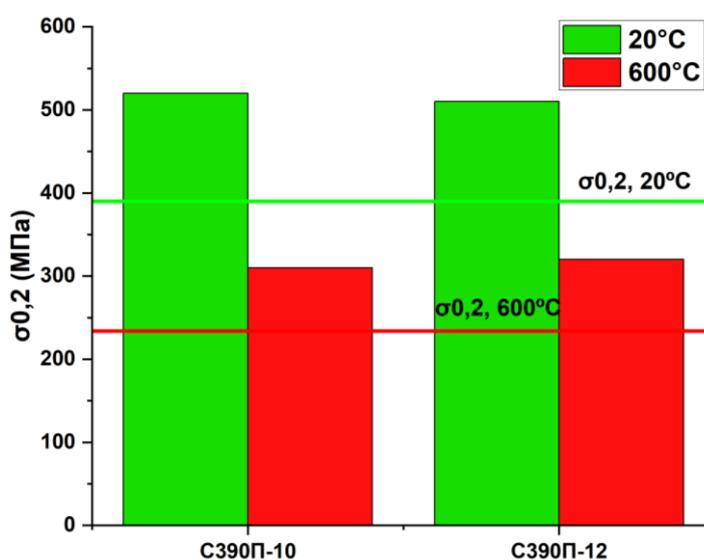


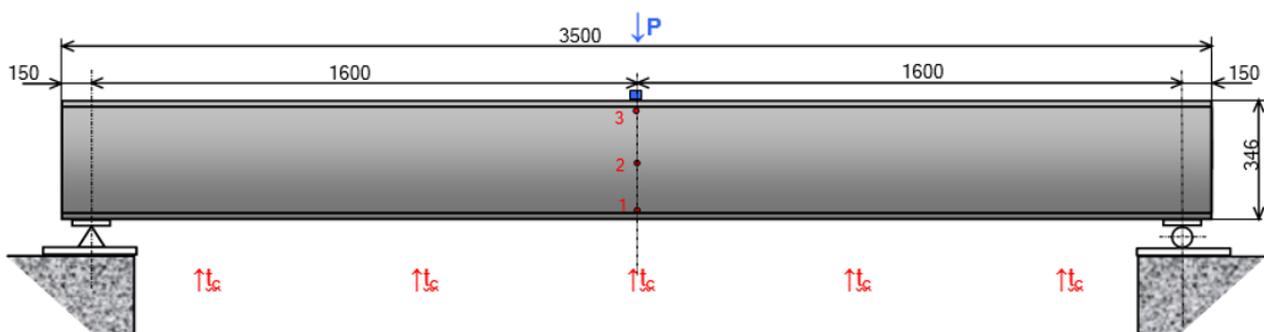
Рисунок 10 – Предел текучести промышленного рулонного проката С390П при комнатной и повышенной температуре (600 °С)

Испытания низкотемпературной ударной вязкости рулонов С390П-10,12 показывают значения в 4-5 раз выше нормативных, что подтверждает его высокую хладостойкость, необходимую для использования проката в строительных металлоконструкциях.

В целом механические свойства рассматриваемых рулонных прокатов С390П-10, 12 полностью соответствуют характеристикам класса прочности С390П.

В пятой главе приведены результаты проведения сравнительных испытаний экспериментальных стальных двутавровых балок, изготовленных из металлопроката

различных классов прочности С255, С355 и С390П, на огнестойкость по ГОСТ 30247.1-94 «Конструкции строительные. Методы испытания на огнестойкость. Несущие и ограждающие конструкции». Схема нагружения представлена на рисунке 11.



1-3 – термомпары; $\uparrow t_c$ – направление теплового воздействия; $\downarrow P$ – направление воздействия сосредоточенной нагрузки равной 75% от нормируемого предела текучести для класса прочности;

Рисунок 11 – Схема нагружения балки

Предельный прогиб при испытании всех балок составлял около 150 мм.

Полученные графики для балок из проката С390П приведены на рисунке 12. 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.

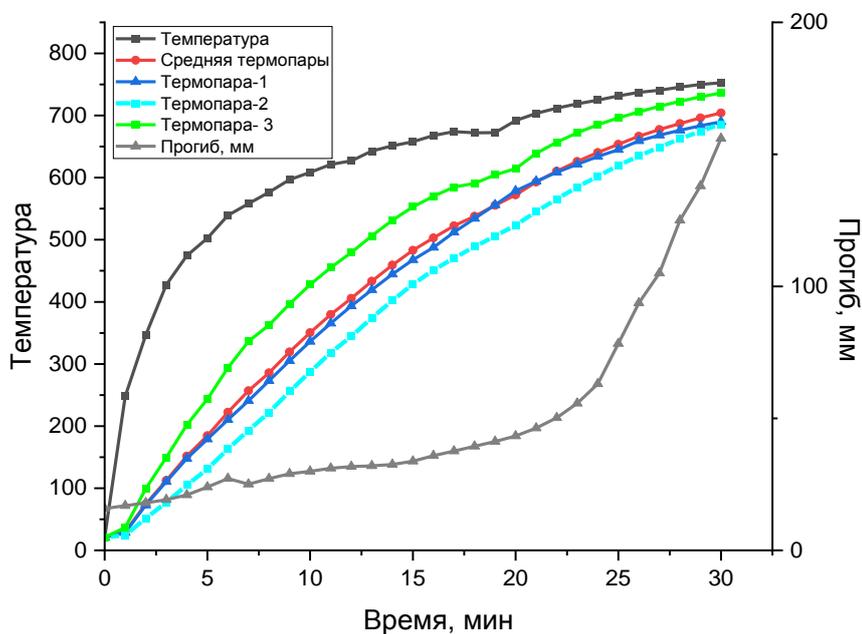


Рисунок 12 – Графики изменения температуры в огневой камере печи и величины соответствующего прогиба для опытного образца сварной балки, изготовленного из рулонного проката С390П

По результатам испытаний установлено, что предел огнестойкости экспериментальных балок класса прочности С390П был достигнут на 31-ой минуте испытания вследствие потери ими несущей способности (R) с последующим обрушением,

при этом скорость нарастания деформации составляла в среднем 0,55 см/мин. На момент достижения балками предельного состояния по потере несущей способности конструкции температура в печи находилась на значении 754 °С, а средняя температура балки по термопарам, установленным на обогреваемых поверхностях, составила 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 высокопрочного огнестойкого проката С390П при действующих нормативных нагрузках происходит примерно на 16 мин позднее и при температуре на 150-200°С выше, чем для рядового строительного проката, что значительно увеличивает предел огнестойкости конструкции.

По результатам огневых испытаний по базе ВНИИПО МЧС России подтверждено, что образцы проката класса прочности С390П характеризуются высоким уровнем огнестойкости.

В шестой главе дано описание принципиальных основ модели расчета 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 ВНИИПО МЧС России.

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 класса прочности С390П к огневому воздействию при пожаре, обеспечивая определение её критической деформации под нагрузкой при нагреве, в процессе разработки проектных решений в строительстве. Это позволит конкретизировать перспективы реализации проката рассматриваемого сортамента.

В заключение диссертации приведены основные результаты и выводы исследования.

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 с добавлением бора и без добавления бора. 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 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 ванадием 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.

5. Установлено, что помимо легирования наличие в раскатах двухфазной феррито-бейнитной структуры, состоящей из полиэдрического феррита и бейнита достигается за счет интенсивного ускоренного ламинарного охлаждения до температуры скотки $T_{см} = 529-559$ °С на широкополосном стане 2000 (ШПС).

6. Испытания механических и эксплуатационных свойств рулонного проката 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.

7. Результаты огневых испытаний на экспериментальной установке ИЦ ФГУ ВНИИПО двутавровых балок, изготовленных из рулонного проката С390П, подтверждают его высокие значения огнестойкости по сравнению с рядовыми строительными прокатами классов прочности С255 и С355.

8. Была разработана расчетно-математическая модель, основанная на использовании положений теории упругости и пластичности с параллельным решением задач тепломассопереноса, 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. П.Д. Одесский, В.Д. Кулик Стали с высоким сопротивлением экстремальным воздействиям – М.: Интермет Инжиниринг, 2008. – 239 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. Metallurgy*. 1989. С.213-230.
5. М.Л. Берштейн, В.А. Займовский. Механические свойства металлов // *Металлургия*. 1979. 494 с.
6. В.Н. Скороходов, П.Д. Одесский, А.В. Рудченко. Строительная сталь // *Металлургиздат*. 2002. 622 с.