

Акционерное общество
«Русский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

На правах рукописи



Усков Дмитрий Петрович

**ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ
КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ОБСАДНЫХ ТРУБ В
ХЛАДОСТОЙКОМ И КОРРОЗИОННО-СТОЙКОМ ИСПОЛНЕНИЯХ**

Специальность 2.6.1 – Металловедение и термическая
обработка металлов и сплавов

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
доктор технических наук
Пышминцев И.Ю.

Челябинск - 2023

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ.....	10
1.1 Теоретические основы хладостойкости и коррозионной стойкости.....	10
1.1.1 Хладостойкость сталей.....	10
1.1.2 Коррозионная стойкость сталей в средах содержащих сероводород...	15
1.1.3 Факторы влияющие на хладостойкость и к сульфидному растрескиванию под напряжением	17
1.2 Методы оценки сопротивления материала труб сульфидному растрескиванию под напряжением.....	26
1.3 Технические требования к обсадным трубам.....	29
1.4 Опыт производства обсадных труб с нормируемым пределом текучести свыше 758 МПа в хладостойком и коррозионно-стойком исполнении.....	36
1.5 Постановка задачи исследования.....	50
2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	52
2.1 Материалы и технология обработки.....	52
2.2 Исследование структуры.....	54
2.3 Дилатометрические исследования.....	57
2.4 Механические испытания.....	57
2.5 Оценка стойкости к растрескиванию в сероводородсодержащей среде....	58
2.6 Оценка влияния температуры аустенитизации.....	59
3. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ В ХЛАДОСТОЙКОМ ИСПОЛНЕНИИ.....	60
3.1 Микроструктура сталей, легированных хромом, молибденом и карбидообразующими элементами.....	61
3.2 Влияние структуры на свойства хромомолибденовых сталей.....	68
3.3 Выводы по главе 3.....	76

4. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ.....	78
4.1 Микроструктура исследованных сталей.....	78
4.2 Механические свойства в высокоотпущенном состоянии.....	86
4.3 Оценка сопротивления сульфидному растрескиванию под напряжением исследованных сталей.....	89
4.4 Влияние температуры аустенитизации на свойства хромомолибденовой стали марки 26ХМФБ-2.....	95
4.4.1 Микроструктура исследованной стали после закалки.....	95
4.4.2 Механические свойства в высокоотпущенном состоянии.....	97
4.4.3 Сопротивление исследуемой стали сульфидному растрескиванию под напряжением.....	102
4.5 Выводы по главе 4.....	104
5. ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ РАЗРАБОТАННЫХ КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ ОБСАДНЫХ ТРУБ С ПОВЫШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ	106
5.1 Опытное-промышленное опробование разработанного химического состава стали для производства обсадных труб с нормируемым пределом текучести свыше 862 МПа в хладостойком исполнении.....	106
5.2 Опытное-промышленное производство обсадных труб с нормируемым пределом текучести свыше 758 МПа в коррозионно-стойком исполнении.....	115
5.3 Выводы по главе 5.....	126
ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	127
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	129
ПРИЛОЖЕНИЕ 1	139
ПРИЛОЖЕНИЕ 2.....	149
ПРИЛОЖЕНИЕ 3.....	157

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. В связи с истощением традиционных месторождений, открытых в 60-70-х годах XX века, развиваются масштабные проекты по освоению запасов нефти и газа с осложненными условиями добычи, что требует повышения эксплуатационных свойств скважинного оборудования и колонн обсадных и насосно-компрессорных труб. Кроме этого, весьма перспективными представляются месторождения с так называемыми «кислыми» средами, то есть содержащими в значительных количествах сероводород и углекислый газ наряду с другими компонентами.

Это предъявляет дополнительные требования к комплексу свойств стали для труб: наряду с высокой прочностью и пластичностью материал должен обладать повышенными характеристиками хладостойкости при температуре минус 60°C и стойкостью к сульфидному коррозионному растрескиванию.

Обсадные трубы применяются для надежного крепления нефтяных и газовых скважин при их строительстве и эксплуатации. Они необходимы для предотвращения осыпания стенок скважины в процессе бурения в неустойчивых грунтах. Следует отметить, что новые месторождения имеют значительную глубину залегания запасов, что накладывает дополнительные условия по выбору прочностных характеристик для обсадных труб (предел текучести материала свыше 758 МПа).

Традиционно используемые среднеуглеродистые хромомолибденовые стали после термической обработки путем термоулучшения позволяют выполнить современные требования к обсадным трубам, но в условиях конкуренции встает вопрос об экономической целесообразности выбора химических составов сталей для решения конкретных задач. Помимо хрома и молибдена добавляют микролегирующие такие как ванадий и ниобий, что значительно улучшает эксплуатационные свойства труб.

Высокие прочностные характеристики, уровень ударной вязкости при отрицательных температурах и коррозионная стойкость в среде сероводорода зависят как от легирования стали, так и технологии производства. Таким образом, важно понимать, как ключевые свойства стали этого класса изменяются в зависимости от содержания молибдена и дополнительного легирования ниобием и ванадием, а также режимов термической обработки.

Текущее состояние вопроса по теме исследования.

Работы по изучению влияния химического состава на эксплуатационные свойства обсадных труб являются актуальными и значимыми в связи интенсивным развитием нефтедобывающей отрасли. Исследованиями в данном направлении занимались многие отечественные и зарубежные ученые. В их работах были установлены основные зависимости влияния химического состава сталей на механические и коррозионные свойства труб с умеренным уровнем предела текучести.

Необходимо отметить, что ввиду большого разнообразия химических составов, особенностей технологии производства на данный момент определены не все основные решения по повышению хладостойкости и коррозионной стойкости металла обсадных труб.

Целью работы является разработка составов и режимов термической обработки высокопрочных обсадных труб стойких к хрупкому разрушению при отрицательных температурах и сульфидному растрескиванию под напряжением на основе изучения влияния легирующих элементов и режимов термической обработки хромомолибденовых сталей, микролегированных ванадием и ниобием, на особенности формирования микроструктуры, механических и коррозионных свойств.

Для достижения поставленной цели сформулированы следующие **задачи исследования:**

- определить связь микроструктуры среднеуглеродистых трубных сталей с комплексом эксплуатационных (хладостойкость и стойкость к сульфидному растрескиванию под напряжением) и механических свойств в зависимости от содержания в них легирующих элементов;
- разработать рациональные экономнолегированные химические составы стали для изготовления обсадных труб для хладостойкого и коррозионно-стойкого исполнения;
- оптимизировать режим термической обработки бесшовных труб, предназначенных для изготовления обсадных труб в хладостойком и коррозионно-стойком исполнениях.

Методология и методы исследования.

Методологической основой исследования послужили научные труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области металловедения, термической и термомеханической обработки сплавов, основные положения теории структурных и фазовых превращений. Для достижения поставленной в работе цели были использованы просвечивающая и растровая электронная микроскопия, оптическая микроскопия, рентгеноструктурный анализ, а также методы определения механических свойств сталей.

Научная новизна работы:

- показано положительное влияние молибдена на стойкость высокопрочных трубных сталей к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением за счет повышения устойчивости переохлажденного аустенита с формированием преимущественно мартенситной структуры при закалке и замедления роста карбидов типа Me_3C при отпуске, что позволяет проводить его максимально близко к температуре A_{c1} с достижением заданной прочности при низкой плотности дислокаций, снижая чувствительность к водородному охрупчиванию;
- установлено необходимое количество молибдена для легирования трубных сталей с пределом текучести более 758 МПа в хладостойком до температур эксплуатации минус 60 °С исполнении (0,30÷0,35 мас.%) и в коррозионно-

стойком исполнении с пороговым напряжением 85 % от минимально нормируемого предела текучести в водном растворе, насыщенном сероводородом, (0,70÷0,80 мас.%);

- определено влияние микролегирующих добавок на микроструктуру и свойства среднеуглеродистых хромомолибденовых сталей после улучшающей термообработки, при этом ниобий в количестве 0,02÷0,03 мас.% позволяет получить наследственное аустенитное зерно не более 12 мкм и повысить стойкость к разрушению как при пониженных температурах, так и в средах, насыщенных сероводородом, а ванадий в количестве 0,03÷0,05 мас.% способствует повышению прочности, но снижает ударную вязкость;

- показано, что требуемая стойкость к сульфидному растрескиванию под напряжением достигается в сталях, легированных 0,70÷0,80 мас.% молибдена, с 0,02÷0,04 мас.% ниобия и 0,03÷0,05 мас.% ванадия благодаря формированию после закалки с температур $A_{c3}+(50\div 60)$ °С и отпуска при температурах 680÷700 °С с продолжительностью не менее 1,5 часа мелкодисперсной однородной микроструктуры, обладающей минимальной плотностью дислокаций, с субмикронными частицами цементита, легированного молибденом и хромом, и наноразмерными специальными карбидами на основе ниобия и ванадия.

Практическая значимость работы.

На основании результатов исследования разработан химический состав стали и режим термической обработки, позволившие впервые в отечественной практике произвести бесшовные горячедеформированные трубы группы прочности С110 в коррозионно-стойком и группы прочности Q125 в хладостойком исполнениях, предназначенных для обустройства нефтяных скважин, работающих в средах, содержащих сероводород, и в условиях Крайнего Севера в соответствии с современными требованиями, обеспечив полное импортозамещение в данном сегменте.

Результаты работы использованы при разработке стандарта СТО ТМК 56601056-0022-2011(ред.3) «Трубы стальные бесшовные для нефтяной и газовой

промышленности и общего назначения» (Унифицированные химические составы сталей). Данный стандарт устанавливает требования к химическому составу сталей для производства труб на предприятиях Группы ТМК.

Внедрение результатов работы позволило за период с 2018 по 2022 год выпустить более 20 тыс. т. обсадных труб в хладостойком исполнении и более 5 тыс. т. высокопрочных труб в коррозионно-стойком исполнении, что обеспечило суммарный экономический эффект свыше 325 млн руб.

Основные положения, выносимые на защиту:

- результаты исследования влияния системы легирования Cr-Mo-V-Nb на микроструктуру, механические свойства и, в частности, на хладостойкость сталей для высокопрочных обсадных труб;
- особенности влияния химического состава и режимов упрочняющей термообработки на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию хромомолибденовой микролегированной стали;
- закономерности влияния температуры аустенитизации, прокаливаемости стали и температуры отпуска мартенсита на стойкость металла обсадных труб в средах, насыщенных сероводородом;
- результаты опытно-промышленного опробования сталей для производства обсадных труб с пределом текучести свыше 758МПа в хладостойком исполнении и стойком к коррозионному растрескиванию в сероводородсодержащей среде.

Достоверность полученных в работе экспериментальных результатов обеспечена использованием современного программного обеспечения и оборудования. Она определяется применением взаимодополняющих методов исследования структуры, а также использованием результатов механических испытаний, проведенных в соответствии с ГОСТ, отраслевыми и международными стандартами. Достоверность проведенных исследований подтверждают положительные результаты их внедрения в производство бесшовных труб, предназначенных для обустройства обсадных колонн в условиях Крайнего Севера и на шельфовых месторождениях.

Личный вклад автора:

- выдвижение основных идей, их научное обоснование;
- личное участие в проведении экспериментов;
- непосредственное участие в анализе и интерпретации полученных результатов;
- инициирование и написание научных трудов по теме диссертации, выдвижении идей и выступление с докладами на научно-технических конференциях и семинарах.

Апробация работы.

Основные результаты диссертационной работы были представлены и обсуждены на Международных научно-практических конференциях «ТРУБЫ-2014» и «ТРУБЫ-2016» (г. Челябинск), 12-й международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии» (г. Санкт-Петербург 2017), IX конференции молодых специалистов «Перспективы развития металлургических технологий» (г. Москва 2018).

Публикации.

По теме диссертации опубликовано 11 научных работ, из них 4 – в изданиях, рекомендованных ВАК.

Структура и объем диссертации.

Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, общих выводов по работе, списка использованных источников. Работа изложена на 157 страницах машинописного текста, содержит 77 рисунков, 42 таблицы, список использованных источников из 103 наименований и 3 приложения.

Работа выполнена в акционерном обществе «Русский научно-исследовательский институт трубной промышленности».

1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1 Теоретические основы хладостойкости и коррозионной стойкости

Обсадные трубы применяются для надежного крепления нефтяных и газовых скважин при их строительстве и эксплуатации, а также для предотвращения осыпания стенок скважины в процессе бурения в неустойчивых грунтах [2].

На обсадную трубу действует три типа нагрузок: растяжение, внешнее и внутреннее давление. Первая является следствием воздействия собственного веса колонны, а причина последних – разница внутреннего и наружного давления [3].

В связи с постепенным ужесточением условий добычи нефти (высокое содержание CO_2 и H_2S в составе среды скважины, добыча при отрицательных температурах, например, в условиях Крайнего Севера, залегание нефти в шельфовых месторождениях, обводненность флюида, бактериальная коррозия и др.) требования потребителей к эксплуатационной стойкости обсадных труб постоянно повышаются. К металлу труб предъявляют специальные требования: хладостойкость в комбинации с коррозионной стойкостью в средах различного состава и степенью агрессивности.

1.1.1 Хладостойкость сталей

Запасы нефти и газа в благоприятных климатических условиях истощаются, новые месторождения открыты в основном на шельфах арктических морей и в зоне вечномерзлых грунтов (в Тюменском нефтегазовом комплексе более 1 млн км^2 территории сложено вечномерзлыми грунтами)[4].

Открытие новых месторождений нефти и газа в условиях Крайнего Севера, в том числе в водах Северного Ледовитого океана, требует от производителей труб достигать повышенной хладостойкости при температурах до $-60\text{ }^\circ\text{C}$.

Термин «хладостойкость» характеризует способность металлов противостоять разрушению при низких температурах. Металлы с объёмно-центрированной кубической решеткой (железо, хром, молибден, вольфрам), а также некоторые металлы с гексагональной решеткой (титан, цинк, кадмий) при снижении температуры резко охрупчиваются. У металлов с более плотноупакованной гранецентрированной кубической решеткой (медь, никель, алюминий, магний, свинец) с понижением температуры вязкость сохраняется, а иногда даже повышается [5].

Существует два типа критических интервалов хрупкости: с дискретным и постепенным переходом из вязкого состояния в хрупкое. В чистых металлах этот переход происходит в узком интервале температур, во многих сталях распространяется на довольно широкий температурный интервал, при этом предел текучести повышается с понижением температуры.

Схема предложенная А. Ф. Иоффе и развитая Н. Н. Давиденковым наглядно иллюстрирует влияние температуры на характер разрушения (рисунок 1). [6]

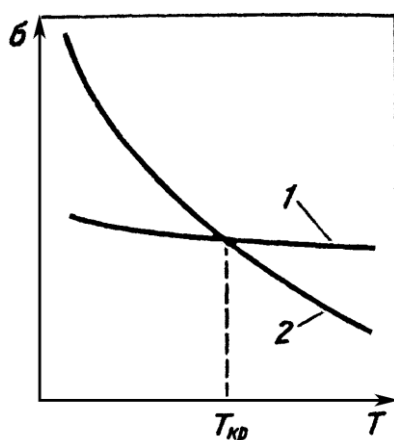


Рисунок 1 - Схема вязко-хрупкого перехода по Иоффе – Давиденкову:

1 – разрушающее напряжение; 2 – напряжение течения, или сопротивления сдвигу; $T_{кр}$ – критическая температура хрупкости [6]

Соотношение предела текучести σ_T и разрушающего напряжения $\sigma_{отр}$ определяет смену одного вида разрушения другим. Так точка пересечения σ_T и $\sigma_{отр}$ делит схему Иоффе – Давиденкова на две температурные области: правее этой точки располагается область вязких разрушений ($\sigma_{отр} > \sigma_T$), а левее - область

хрупких разрушений материала ($\sigma_{отр} < \sigma_T$). Температуру, при которой предел текучести становится равным разрушающему напряжению, называют критической температурой хрупкости или температурой вязко–хрупкого перехода и обозначают $T_{кр}$.

Наиболее часто критическую температуру хрупкости $T_{кр}$ (или порог хладноломкости) определяют по температурной зависимости ударной вязкости следующими методами. **Первый метод** – по изменению ударной вязкости. Для металлов, у которых отсутствует четко выраженный переход в хрупкое состояние условно за критическую температуру хрупкости принимают такую температуру, при которой ударная вязкость в два или несколько раз ниже, чем при комнатной температуре. (рисунок 2)

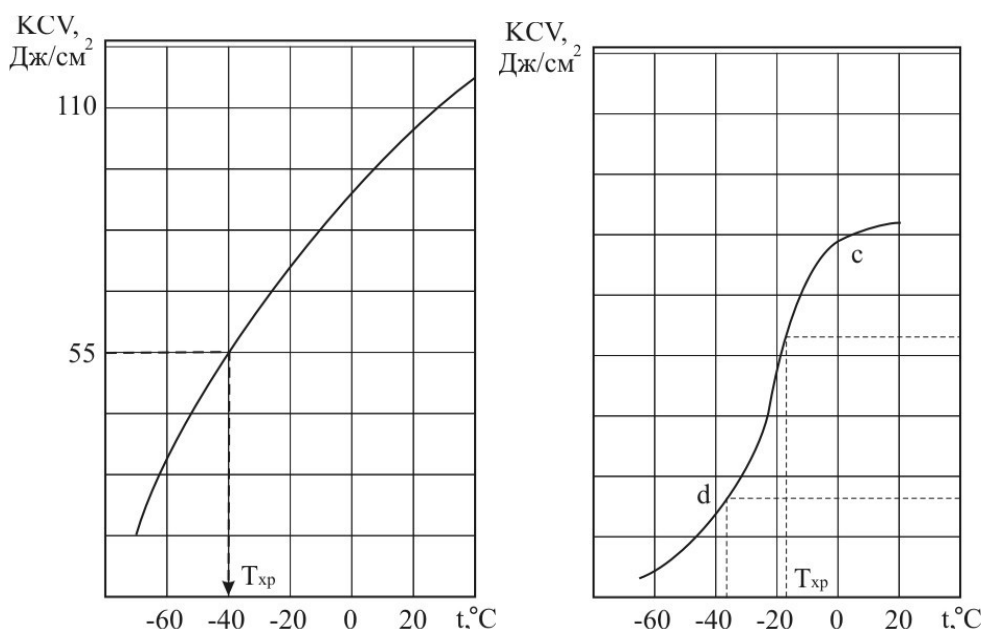


Рисунок 2 - Изменение ударной вязкости при понижении температуры испытания без выраженного (а) и с выраженным вязко-хрупким переходом (б) [6]

Второй метод – по виду излома разрушившегося образца. Согласно данному методу определяют соотношения площадей хрупких и вязких участков излома ударных образцов. При снижении температуры количество волокнистой составляющей в изломе снижается, появляется кристаллические блестящие участки. Обычно за температуру хрупкости T_{50} принимают такую, при которой доля волокнистой структуры равна 50 % (рисунок 3).

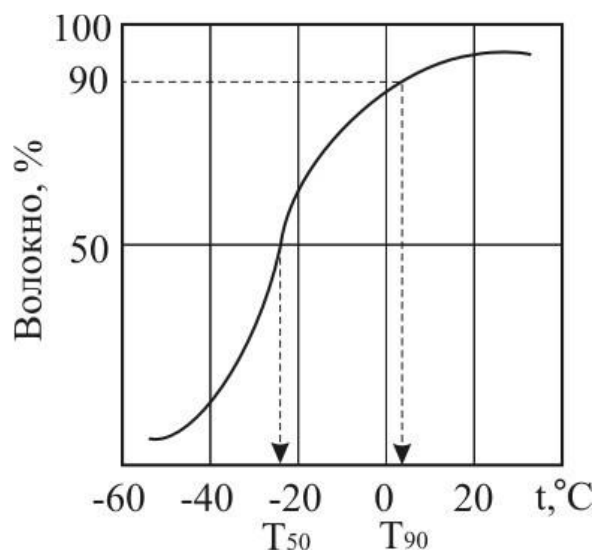


Рисунок 3 - Изменение количества волокнистой составляющей в изломе стали СтЗсп при понижении температуры испытания [8]

Третий метод – по минимальному допустимому значению ударной вязкости при заданной низкой температуре. Принято считать, что сталь допускают к эксплуатации, если ее ударная вязкость при самой низкой рабочей температуре не ниже следующих значений: $KCU \geq 40 \text{ Дж/см}^2$; $KCV \geq 30 \text{ Дж/см}^2$, $KCT \geq 20 \text{ Дж/см}^2$. Однако, следует учитывать, что в исключительных случаях для некоторых высоколегированных сталей и для особых условий эксплуатации значения ударной вязкости могут быть установлены на другом уровне в соответствии с нормативными документами.

Общепринятый подход в определении критической температуры хрупкости $T_{кр}$ показан в работах П.Д.Одесского (рисунок 4)[7,8,9].

В современной классификации, интервал переходных температур ограничивается критическими температурами [10]. По виду излома с критерием 50% волокна определяется первая критическая температура $T_{1кр}$, разграничивающая область вязкого разрушения А и область В, где разрушение происходит вследствие пластического стеснения и деформационного упрочнения (рисунок 4). Вторая критическая температура - наибольшая температура, при которой растягивающие напряжения ниже предела текучести. Данная температура разделяет область

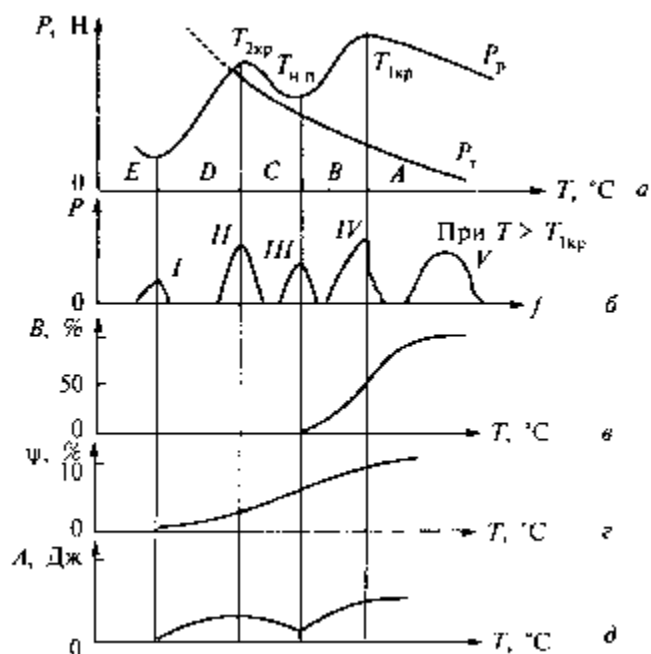


Рисунок 4 - Изменение механических свойств строительных сталей и элементов конструкций из них при понижении температуры эксплуатации (или испытаний):

а- температурная зависимость разрушающей нагрузки P_r и нагрузки соответствующей пределу текучести, P_T ; б- изменение диаграммы разрушения надрезанных образцов при испытании на изгиб в интервале температур; в- температурная зависимость содержания волокна B в изломе; г- температурная зависимость относительного сужения у дна надреза; д- температурная зависимость работы разрушения A , Дж [8].

хрупких разрушений D и область C. В основном по данным критическим температурам производится инженерная оценка работоспособности конструкции или изделия при отрицательных температурах. Применительно к трубной продукции наиболее часто при определении температуры хрупкости используют критерий оценки температуры, при которой в изломе находится 50% доли вязкой составляющей, при обязательном выполнении минимального значения по работе удара. Например, в ТУ 14-3Р-82 [11] для всех групп прочности обсадных труб с нормируемым пределом текучести не более 758 МПа установлено, что ударная вязкость должна быть не менее 70 Дж/см², при этом доля вязкой составляющей в изломе не менее 50%.

1.1.2 Коррозионная стойкость сталей в средах содержащих сероводород

Под действием перекачиваемой среды в трубах могут происходить «обычные» коррозионным повреждениям стали в виде равномерной либо локальной (язвенной) коррозии (рисунок 5), причем последняя из них является более опасной. Чем выше температура, тем выше скорость коррозии, однако при сильном повышении температуры скорость может падать вследствие изменения механизма (характеристик продукта коррозии) [12].

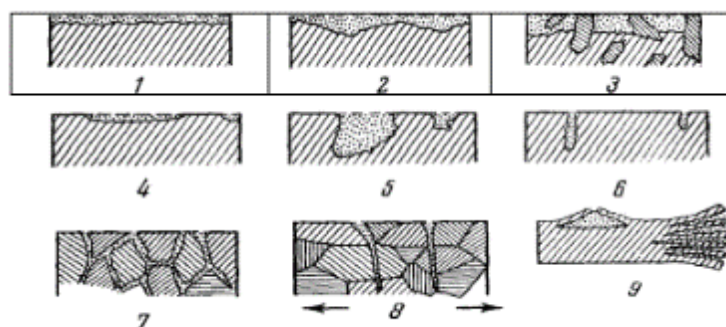


Рисунок 5 – Типы коррозионных разрушений (от 1 до 3 – общая коррозия; от 4 до 9 – локальная коррозия):

1 – равномерная; 2 – неравномерная; 3 – структурно-избирательная; 4 – коррозия пятнами; 5 – язвенная; 6 – точечная (питтинговая); 7 – межкристаллитная; 8 – транскристаллитная; 9 – подповерхностная [12]

В случае распространения коррозии на всю поверхность металла говорят об общей коррозии, которая может быть равномерной или неравномерной. Отдельные коррозионные разрушения проявляющиеся преимущественно на некоторых определенных участках, при сохранении остальной часть поверхности чистой от коррозии, носит название локальной коррозией, которая бывает язвенной, питтинговой и др. Как правило, локальная коррозия является более опасной, чем общая коррозия. Так, к примеру, язвенная и питтинговая коррозия (рисунок 5, позиции 5, 6) очень опасна для трубопроводов, так как при сравнительно небольшой потере металла трубы становятся непригодными для эксплуатации из-за быстрого сквозного разрушения стенок [12].

Стойкость труб к различным видам коррозии определяется содержанием коррозионно–активных компонентов в среде и химическим составом металла труб. Так, наличие в транспортируемых средах углекислого газа и сероводорода приводит к снижению стойкости труб к общей и локальной коррозии, протекающей со скоростью более 10 мм/год [13]. В работе [14] указано, что на 2010 г. из общего количества действующих в РФ скважин 16 % относятся к осложненным коррозией (для сравнения: на 2003г. такие скважины составляли не более 6%).

При контакте низколегированных труб с «кислой» средой, которая содержит сероводород, происходит сульфидное растрескивание под напряжением (СРН). СРН в средах нефтяных и газовых месторождений, содержащих сероводород, начиная с 1952 года признается одной из причин эксплуатационного разрушения материалов [15, 16, 44].

Склонность к такому растрескиванию тем выше, чем выше прочность стали. Именно данный вид растрескивания считается самым опасным для нормальной работы обсадных труб, так как при его проявлении происходит обрыв и полное разрушение колонны за короткий промежуток времени, измеряемый сотнями и даже десятками часов. Наиболее опасном проявлением общего явления растрескивания широкого круга материалов в различных средах является сульфидное растрескивание.

СРН – это один из видов разрушения от водородного охрупчивания, которое обусловлено проникновением в сталь водорода, образованного на стальной поверхности при коррозионной реакции в кислой среде. Сероводород выступает мощным катализатором, активизирующим проникновение водорода в сталь, и с точки зрения водородного охрупчивания кислую сернистую среду можно считать наиболее неблагоприятной средой для стали [17].

Механизм СРН во всем процессе от зарождения трещины до разрушения схематично показан на рисунке 6.

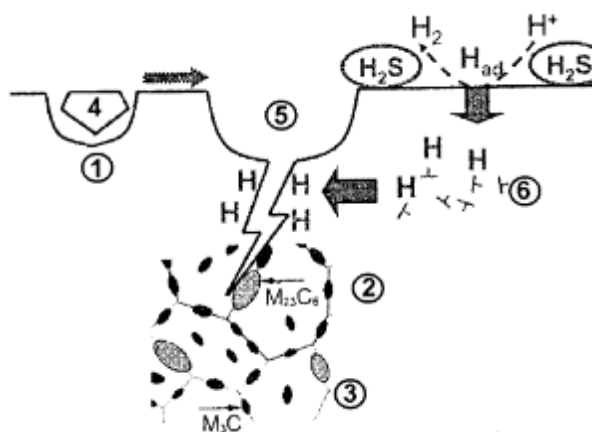


Рисунок 6 – Стадии СРН высокопрочной стали: 1 – зарождение язвы на включении в стали; 2 – действие дислокаций как мест захвата водорода; 3 – возникновение и распространение СРН в форме разрушения по границам зерен карбидов; 4 – включение; 5 – концентрация напряжений на дне язвы; 6 – дислокации [17]

Местом зарождения коррозионного повреждения (язвы) становится неметаллическое включение, выходящее на поверхность стали, а донная часть язвы служит концентратором напряжений. Из среды, содержащей сероводород (H_2S), в сталь проникает водород; дислокации в стали действуют как места захвата водорода; количество абсорбированного водорода увеличивается, он поступает в зону концентрации напряжений и возникает растрескивание [17].

1.1.3 Факторы влияющие на хладостойкость и к сульфидному растрескиванию под напряжением

Ударная вязкость стали при низких температурах зависит от технологии производства, химического состава вида и типа термической обработки [7, 8, 9, 10]. При использовании вакуумирования, электрошлакового переплава вязкость стали растет. Это связано с уменьшением количества неметаллических включений, понижением концентрации вредных примесей и газов. Рациональная орга-

низация раскисления[18] и введение малых добавок ниобия[19], ванадия и титана [20] способствует измельчению зерна, повышению прочности и вязкости [21]. Особое внимание уделяется повышению свойств стали за счет использования редкоземельных металлов (РЗМ) в пределах 0,15-0,25 мас.%. [22, 23]

Следует отметить, что в последнее время в металлургии широкое применение получило изготовление труб из непрерывнолитой заготовки. Этот способ экономичен и позволяет получить изделия более высокого качества, чем при производстве из слитка [24]. Однако к качеству НЛЗ (микро-, макроструктуре, чистоте по неметаллическим включениям) предъявляются высокие требования [25]. Применение электромагнитного перемешивания (ЭМП) при разливке непрерывнолитой заготовки, так же положительно сказывается на повышении ударной вязкости, так как позволяет уменьшить размеры исходных дендритов и снизить химическую неоднородность по сечению слитка [26]. Так же следует отметить, что применение ЭМП не в полной мере обеспечивает полностью однородную структуру заготовки и для получения требуемых свойств, в частности хладостойкости, необходимо по мнению многих авторов [27, 28, 29, 30, 31] обеспечить достаточную проработку структуры, что достигается при суммарной вытяжки более 4.

Механические свойства и уровень хладостойкости стали значительно зависят от содержания легирующих элементов и примесей. Основной вклад в упрочнение сталей вносят четыре механизма:

- зернограничное;
- твердорастворное;
- дисперсионное;
- дислокационное.

Углерод способствует эффективному упрочнению, но резко снижает ударную вязкость и пластичность. Считается, что увеличение в стали содержания углерода на каждые 0,1 мас.% повышают порог хладноломкости на 20 °С [21], на каждые 0,01 мас.% – в интервале от 1,0 до 1,5 °С [5]. Влияние содержания углерода на работу удара приведено на рисунке 7.

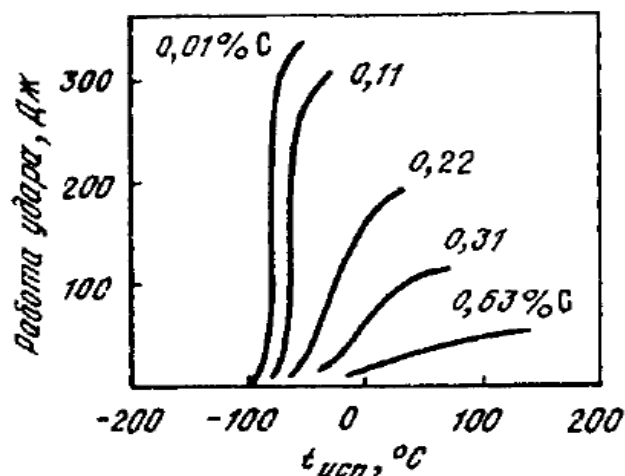


Рисунок 7 – Влияние содержания углерода на работу разрушения в интервале температур испытания от -100 до 150 °C [21]

Влияние углерода на хладостойкость стали в присутствии других элементов сохраняется: например, марганец, молибден и никель ослабляют его вредное влияние, а титан, ванадий и хром – усиливают [32].

Марганец – самый доступный, дешевый и недефицитный легирующий элемент, полностью растворим в α – и γ – железе, образует с углеродом карбид марганца Mn_3C , но является относительно слабым карбидообразующим элементом. В сталях марганец обычно находится в твердом растворе и частично замещает атомы железа в цементите. Марганец оказывает большее влияние на прокаливаемость стали, чем никель, хром, кремний и медь, что значительно уменьшает критическую скорость закалки. Повышение содержания марганца, как и углерода, приводит к росту температуры хрупко-вязкого перехода [5].

Кремний в определенных концентрациях существенно снижает порог хладноломкости стали, что связано с раскислением стали и снижении в ней содержания кислорода. Кремний не образует карбидов, полностью растворяется в феррите и способствует выделению избыточного феррита, и при распаде переохлажденного аустенита увеличивает прочность и повышает порог хладоломкости. Он увеличивает прокаливаемость стали сильнее, чем никель и медь, но в меньшей степени, чем марганец и хром [5].

Хром – наиболее распространенный элемент в легированных качественных сталях, повышающий прочность, прокаливаемость и коррозионную стойкость. Хром при комплексном легировании стали с такими элементами как марганец, никель, молибден упрочняет металлическую матрицу, при этом происходит незначительное уменьшение пластичности и ударной вязкости. В связи с этим для работы при низких температурах наиболее широкое распространение получили стали, легированные хромом совместно с другими элементами – хромомолибденовые, хромомолибденованадиевые, хромомолибденониобиевые [5].

Никель из всех легирующих элементов в наибольшей степени оказывает влияние на снижение порога хладостойкости стали [21]. Никель и железо полностью растворимы в кристаллической решетке друг друга, поскольку имеют близкое строение. Никель не является карбидообразующим элементом и поэтому находится в твердом растворе феррита и аустенита. За счет влияния никеля переход в хрупкое состояние в сталях протекает более медленно и постепенно в широком температурном диапазоне. Благоприятное влияние никеля на ударную вязкость пропорционально его содержанию в стали [32].

С ростом содержания углерода, хладноломкость сталей, легированных никелем, заметно увеличивается, что можно частично компенсировать повышением содержания никеля [32]. На рисунке 8 приведена зависимость температуры хрупко-вязкого перехода от содержания никеля в низкоуглеродистой стали, которая позволяет судить о том, что добавка 1 мас.% Ni снижает порог хладноломкости примерно на 20 °С [21].

Никель как легирующий элемент не нашел широкого применения в трубных сталях. Стандарт API 5CT [33] вводит ограничение по содержанию никеля в трубных сталях практически для всех известных групп прочности. Содержание никеля ограничивают по нескольким причинам. Во-первых, никель значительно повышает себестоимость стальной трубы за счет высокой стоимости металлического никеля. Во-вторых, содержание его в стали более 0,30 мас.% приводит к ухудшению ее стойкости к СРН [34] и отмечена повышенная склонность к обратимой отпускной хрупкости при температурах отпуска от 600 до 650 °С [35].

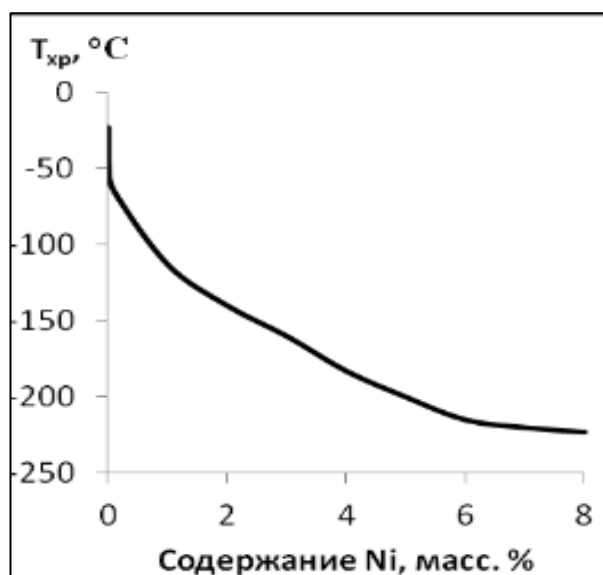


Рисунок 8 – Влияние содержания никеля на температуру хрупко-вязкого перехода (содержание углерода до 0,25 мас.%) [21]

Отмечено положительное влияние молибдена на хладостойкость стали [21]. Данный элемент, являясь активным карбидообразующим элементом, измельчает зерно, способствует сфероидизации карбидов, снижает критическую скорость закалки и значительно увеличивает прокаливаемость стали. По положительному влиянию на хладостойкость молибден уступает только никелю. Присадки молибдена в стали (от 0,2 до 0,5 мас.%) способствуют одновременному повышению прочности и вязкости, а также снижению склонности сталей к отпускной хрупкости. Замечено [35], что при содержании молибдена более 0,50 мас.% склонность сталей к обратимой отпускной хрупкости значительно увеличивается и достигает уровня сталей, не легированных молибденом. В трубных сталях иногда заменяют молибден более дешевыми микролегирующими элементами, например, бором. Показано, что бор в стали значительно увеличивает прокаливаемость, но при этом может несколько снизить уровень ударной вязкости [36].

Легирование стали малыми добавками титана, ниобия и ванадия позволяет получать дисперсные карбиды и карбонитриды типа VC, TiC, Nb(C, N), V(C, N), эффективно упрочняющие матрицу. Перечисленные элементы способствуют измельчению зерна и снижают склонность стали к его росту. При этом на границах

зерен образуются дисперсные частицы карбидов и карбонитридов ниобия, титана и ванадия, тормозящие рост зерен при нагреве и выдержке в γ – области. Но отмечено так же и негативное влияние данных элементов, так при увеличении содержания их более, чем на 0,15 мас.%, повышает как прочность, так и склонность стали к хрупкому разрушению [21].

Примеси фосфора, серы, а также растворенные в стали газы: кислород, азот и водород оказывают отрицательное влияние на хладостойкость [21]. Наибольший эффект среди всех элементов в хрупчивании стали при низких температурах имеет сера. Максимальное очищение стали от серы – один из основных способов повышения хладостойкости. Растворимость серы в феррите и стали очень низка и не превышает 0,003 мас.%. Добавки легирующих элементов несколько увеличивают ее растворимость, однако на практике вся сера в стали находится в форме сульфидных включений [6].

При росте содержания серы в стали увеличивается количество сульфидных включений, играющих роль концентраторов напряжений. В работе [29] приведен пример, что увеличение содержания серы от 0,02 до 0,05 мас.% в стали с 0,25 мас.% углерода снижает ударную вязкость более, чем в два раза при температуре испытания минус 40 °С.

Фосфор, как и сера, относится к вредным примесям, наиболее сильно влияющим на свойства стали. Углерод вытесняет фосфор из раствора на границы зерен, что существенно ослабляет межкристаллические связи. Марганец, подобно углероду, усиливает вредное влияние фосфора на охрупчивание стали. С увеличением содержания марганца возрастает степень ликвации фосфора, снижается пластичность и вязкость стали. Особенно опасно совместное влияние углерода (более 0,3 мас.%) и марганца (более 1,0 мас.%) на хладноломкость сталей с повышенным содержанием фосфора. Микронеоднородность в такой стали способствует образованию грубодендритных структур, которые ослабляют металлическую матрицу и увеличивают температуру хрупко–вязкого перехода. Никель, молибден и ванадий несколько уменьшают вредное влияние фосфора [5].

Охрупчивающее влияние фосфора проявляется в ослаблении межкристаллических связей за счет сегрегации его атомов по границам зерен, а также за счет образования неметаллических включений фосфидной эвтектики, являющихся концентраторами напряжений [29].

Примесные цветные металлы – свинец, висмут, мышьяк, олово и сурьма оказывают отрицательное влияние на пластичность и ударную вязкость стали. Они являются поверхностно активными по отношению к железу и в процессе кристаллизации стали выделяются по границам зерен и дендритных образований, тем самым ослабляют межкристаллические связи.

В работе [6] показано влияние термической обработки на хладостойкость сталей. Правильно выбранный режим термической обработки позволяет получить оптимальную микроструктуру стали, обеспечивающую требуемое сочетание прочностных и вязкопластических свойств, в том числе и повышенную хладостойкость.

Улучшающая термическая обработка (закалка с последующим высоким отпуском) является наилучшим вариантом обработки с точки зрения получения комплекса свойств и наиболее низкого порога хладноломкости [5].

Перегрев при закалке, вызывающий рост аустенитного зерна, приводит к снижению пластичности и вязкости так же, как и низкая температура нагрева под закалку. Для большей части доэвтектоидных марок сталей оптимальной температурой нагрева под закалку является температура, превышающая точку A_{c3} на величину от 30 до 50 °С. Температура отпуска позволяет регулировать требуемое соотношение показателей прочности, пластичности и вязкости. С повышением температуры отпуска улучшаются пластические свойства стали и хладостойкость при одновременном снижении прочностных свойств [29].

Отпуск сталей при температурах от 400 до 560 °С, медленное охлаждение или нагрев в этом интервале температур вызывает явление обратимой отпускной хрупкости, что приводит к резкому падению ударной вязкости. На рисунке 9 показано влияние отпускной хрупкости на положение сериальных кривых ударной вязкости стали условной марки 25Г (0,25 мас.% С; 0,30 мас.% Мп; 0,32 мас.% Si;

1,38 мас.% Cr; 0,044 мас.% S; 0,016 мас.% P) после термообработки по двум режимам:

1 – закалка + отпуск 650 °С, охлаждение в воде;

2 – закалка + отпуск 650 °С, охлаждение в воде + отпуск 525 °С (24 часа), охлаждение в воде [5].

В результате проведения «провоцирующего» отпуска для проявления отпускной хрупкости температура порога хладноломкости стали повысилась примерно на 200°С.

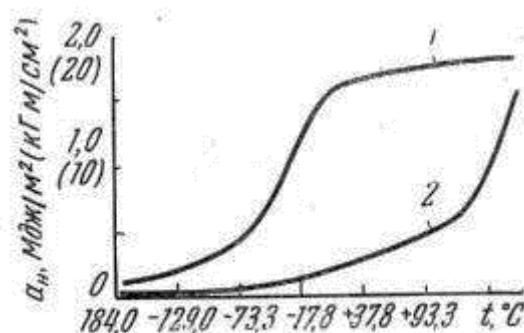


Рисунок 9 – Влияние отпускной хрупкости на ударную вязкость стали 25Г:

1 – закалка + отпуск 650 °С, охлаждение в воде; 2 – закалка + отпуск 650 °С, охлаждение в воде + отпуск 525 °С (24 часа), охлаждение в воде [5]

Эффективными средствами борьбы с отпускной хрупкостью являются:

- выбор температур отпуска вне пределов отпускной хрупкости;
- быстрый нагрев и охлаждение в интервале температур отпускной хрупкости;
- применение мелкозернистой стали (с баллом зерна от 6 до 8 по ASTM E112 [37]);
- дополнительное легирование молибденом или ванадием [5].

Следует отметить, что практика изготовления высокопрочных труб из среднеуглеродистых сталей с легирующими добавками молибдена и ванадия показывает возможность получения высоких прочностных свойств в результате улучшающей обработки путем проведения высокотемпературного отпуска [38, 39]. Однако, при выборе окончательной температуры отпуска следует опасаться

субкритического интервала температур особенно при массовом производстве, так как перегрев при отпуске выше критической точки A_{c1} приведет только к ухудшению свойств.

Японской компании «Sumitomo metal industries» удалось первой в мире освоить производство высокопрочных труб нефтяного сортамента класса 125ksi (эквивалентно по минимальному пределу текучести 862 МПа) из низколегированных сталей, стойких к среде сероводорода, что позволило повысить глубину бурения на месторождениях природного газа со средой повышенной коррозионной агрессивности. Метод одновременного повышения прочности и стойкости к СРН можно обобщенно сформулировать следующим образом. Для предотвращения язвенной коррозии, которая зарождается на включениях, образованных в стали на стадии выплавки, и СРН, которое начинается в коррозионных язвах, целесообразно уменьшить содержание включений в стали, добиться их измельчения и рассредоточения через механизм образования смешанных включений. В отношении захвата водорода дислокациями одновременный эффект упрочнения и снижения плотности дислокаций дает использование карбидов MC (размером до нескольких десятков нанометров) и повышение температуры отпуска. Во избежание отрицательного влияния карбидов, способствующих СРН в форме разрушения по границам зерен, возможно придание глобулярной формы и равномерного распределения карбидов M_3C при высокотемпературном отпуске, а также предотвращение образования крупных зернограничных карбидов $M_{23}C_6$ при пониженном содержании хрома в стали [17].

В [17] отмечено, что микроструктура стали оказывает определенное влияние на стойкость к СРН. Важным является получение равномерной микроструктуры по всему сечению трубы после закалки и отпуска. Для этого необходимо достичь сквозной прокаливаемости при закалке труб и равномерного разупрочнения стали по толщине стенки при проведении высокого отпуска.

Стойкость к СРН повышается и при измельчении зерна исходного аустенита, поэтому целесообразна добавка таких микролегирующих элементов как ванадий, титан и ниобий.

Увеличение содержания углерода в стали повышает ее чувствительность к сульфидному растрескиванию. Молибден уменьшает время проникновения водорода вглубь металла в 1,5 раза. В работе [40] отмечено положительное влияние молибдена на стойкость к углекислотной коррозии и СРН. Резкое ухудшение стойкости стали с повышенным содержанием серы объясняется в основном тем, что сульфидные включения служат местами аккумуляции водорода. Фосфор, помимо образования легкоплавких эвтектических включений, тормозит стадию рекомбинации атомов водорода, вследствие чего увеличивается интенсивность наводораживания металла [41].

Добавка ванадия при одновременном снижении количества хрома и молибдена ограничивает образование карбидов типа $Me_{23}C_6$, являющихся неблагоприятными с точки зрения стойкости к СРН. Повышение объемной доли карбидов типа MeC , вызывающих дисперсионное упрочнение, позволяет повысить температуру отпуска [21].

1.2 Методы оценки сопротивления материала труб сульфидному растрескиванию под напряжением

В мировой практике используется значительное количество различных методов по оценке коррозионной стойкости сталей [42]. Применительно к обсадным и насосно-компрессорным трубам основное развитие получили методы разработанные Национальной ассоциацией инженеров-коррозионистов (NACE International). Предлагаемые методы по ускоренному определению склонности стали к сульфидному растрескиванию под напряжением основаны на двух подходах. В первом случае использованы принципы линейной механики разрушения для анализа поведения статистически нагруженных образцов с предварительно нанесенной трещиной или без неё. Во втором использован метод медленного растяжения с постоянной скоростью образцов без надрезов или с предварительно нанесенной трещиной [43].

При статическом нагружении с постоянным напряжением образцов без предварительно нанесенных надрезов фиксируют время до полного разрушения в модельной среде. Как показано на диаграмме (рисунок 10а), со снижением приложенного напряжения время до полного разрушения быстро увеличивается. Общее время до разрушения состоит из времени необходимого для зарождения трещины (инкубационного периода) (t_{in}) и времени развития трещины (t_{CP}). Пороговое напряжение (σ_{th}) определяется как максимальное приложенное напряжение, при котором растрескивание в данной среде не происходит.

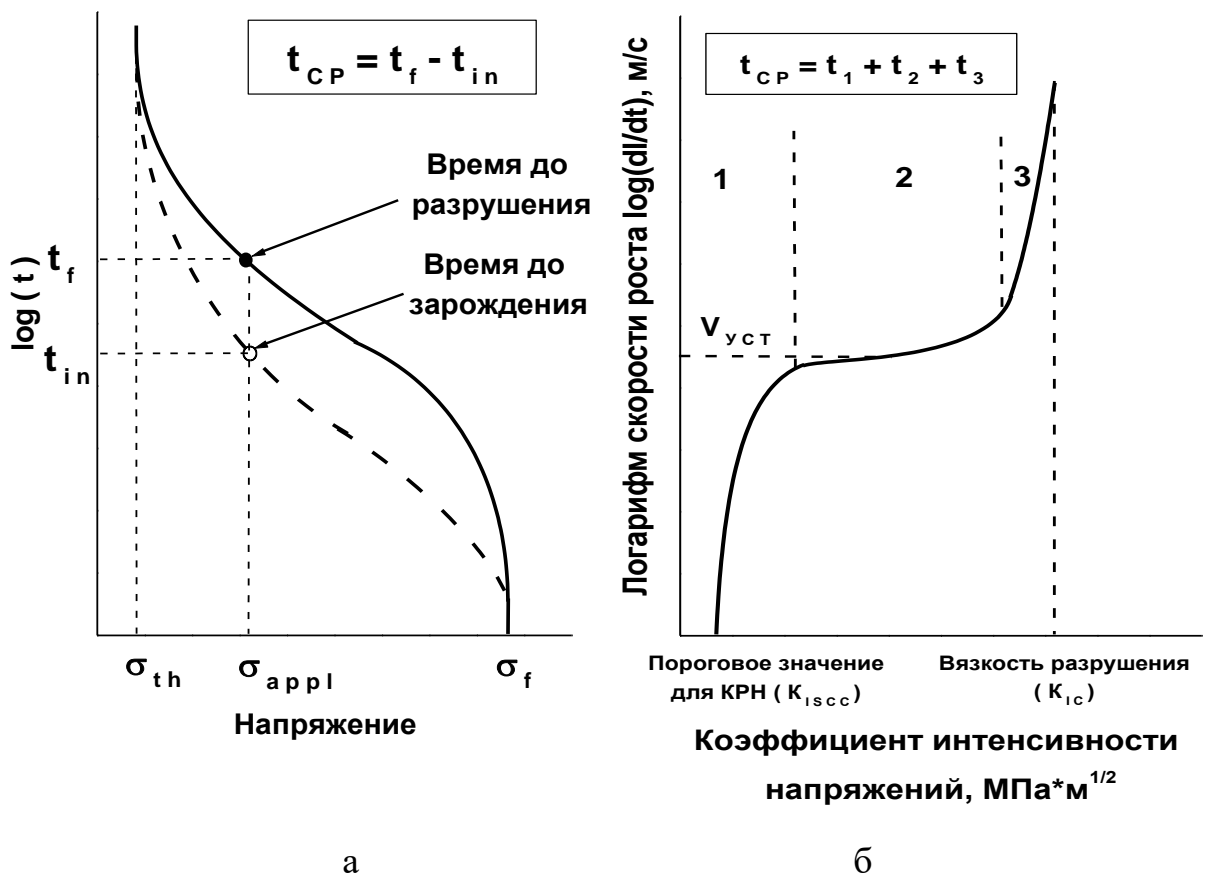


Рисунок 10 - Схемы диаграмм КРН (СРН) в координатах: а – приложенное напряжение – логарифм времени до разрушения; б – коэффициент интенсивности напряжений – логарифм скорости роста трещины [45]

Проведение таких экспериментов позволяет определить уровень напряжений, при которых можно избежать проявления КРН, установить период инспекционного обследования объектов, а также определить влияние металлургических факторов и среды на протекание процесса СРН.

Однако, такой вид испытаний нашел свое отражение в стандартном испытании на растяжение по NACE (метод А) [44]. В нем оценивается стойкость металлов и сплавов к растрескиванию под действием испытательного раствора при одноосном растяжении. В методе используется гладкий образец с четко определенным напряженным состоянием. Определение склонности к СРН этим методом обычно основано на измерении времени до разрушения. Образцы, нагруженные до определенного уровня напряжений (обычно не превышающего предела текучести), либо разрушаются, либо не разрушаются за заданное время (720 часов). При испытании ряда образцов при разных уровнях нагружения можно найти условный порог напряжений, при котором происходит СРН. Испытание подобно определению стойкости стали к задержанному разрушению.

При испытаниях образцов с предварительно нанесенной трещиной регистрируется скорость распространения трещины (dl/dt) для данного уровня интенсивности напряжений в ее вершине, задаваемой постоянной нагрузкой или фиксированным раскрытием трещины (рисунок 10, б). Расчет коэффициента интенсивности напряжений ведется на основании известных соотношений для данного типа образцов, длины трещины в текущий момент времени и приложенной или создаваемой нагрузки. Важно, что ниже порогового значения интенсивности напряжений (K_{ISSC}) трещины не распространяются. Это пороговое значение является не только природой сплава, но также и характеристиками среды и состоянием материала, характеризующегося фазовым составом, структурой, наличием примесей и морфологией неметаллических включений. Кроме того, данное значение можно определить как минимальное значение напряжений, необходимое для синергетического взаимодействия со средой.

На первой стадии с низким уровнем напряжений в вершине трещины скорость распространения увеличивается интенсивно с нарастанием коэффициента

интенсивности напряжений. На промежуточной стадии скорость распространения трещины может рассматриваться близкой к постоянной и практически слабо зависящей от механической движущей силы. Данная скорость ($V_{уст}$) является характеристикой комбинации среда-материал и лимитируется скоростью процессов взаимодействия со средой (таких как скорость массопереноса в области вершины трещины). На завершающей третьей стадии скорость роста превышает скорость установившейся стадии, а коэффициент интенсивности напряжений приближается к критическому значению для инертной среды (K_{IC}).

Такой вид подход нашел свое отражение в стандартном испытании двухконсольной балки по NACE (метод D) [44]. Метод представляет собой испытание на остановку трещины на основе принципов механики разрушения, заключающейся в измерении сопротивления металлического материала распространению трещины под действием испытательного раствора, выраженного в виде критического коэффициента интенсивности напряжений. Однако, в силу ряда причин (различных методических трудностей, отсутствия соответствующих требований в нормативно-технической документации, ограниченной области применения и так далее) он ещё не получил в практике достаточно широкого развития.

1.3 Технические требования к обсадным трубам

Общие технические требования к обсадным и насосо-компрессорным трубам представлены в американском стандарте API Spec5CT [33] или его российском аналоге ГОСТ 31446 [46]. В стандарте предъявляются требования по прочностным, вязкопластичным свойствам в зависимости от группы прочности. Градации на группы прочности труб произведена по диапазонам значений нормируемого предела текучести. Основные требования по механическим свойствам для групп прочности с минимальным пределом текучести более 621 МПа представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Требования по механическим свойствам труб в зависимости от группы прочности по ГОСТ 31466.

Группа прочности	Полное удлинение под нагрузкой, %	Предел текучести, МПа		Предел прочности минимальный, МПа	Твердость, не более	
		Минимальный	Максимальный		HRC	HBW
C90	0,5	621	724	689	25,4	255
T95	0,5	655	758	724	25,4	255
C110	0,7	758	828	793	30	286
P110	0,6	758	965	862	-	-
Q125	0,65	862	1034	931	-	-
Q135	0,65	930	1137	1000	-	-

Помимо требований по прочностным свойствам к металлу труб предъявляются требования по работе удара при нулевой температуре и для групп прочности C90, T95 и C110 по коррозионной стойкости в среде сероводорода (метод А по NACE TM0177 при пороговой нагрузке $0,80 \sigma_{T \min}$ для C90 и T95, а для C110 - $0,85 \sigma_{T \min}$). Так же для всех групп прочности предъявляются требования, выполнение которых связано с оценкой качества технологии термической обработки. Так, для оценки прокаливаемости стали выбранного химического состава, требуется обеспечить определенный процент мартенсита в структуре металла по толщине стенки трубы после закалки, а с целью оценки равномерности проведенной термообработки существует требование по разбросу значений твердости по сечению и периметру труб. Дополнительно заказчик может ужесточить требования по эксплуатационным свойствам, таким как коррозионная стойкость в среде сероводорода или хладостойкость для конкретных условий эксплуатации. В РФ наибольшее распространение при производстве хладостойких обсадных труб получили технические условия ТУ 14-ЗР-82, требования которых для групп прочности с минимальным пределом текучести более 621 МПа представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Требования к механическим свойствам по ТУ14-3Р-82[11].

Наименование показателя	Значение показателя, при группе прочности				
	C90	R95	P110	Q125	Q135
Временное сопротивление, Н/мм ² , не менее	689	758	862	931	1000
Предел текучести при полном удлинении под нагрузкой 0,5%, Н/мм ² , не менее не более	621	655	758	862	936
	724	862	965	1034	1137
Ударная вязкость, KCV, Дж/см ² , при температуре испытаний минус 60 ⁰ С, не менее, для образцов:					
	продольных	50	50	70	70
поперечных	35	35	35	35	35
Доля вязкой составляющей в изломе продольных образцов, %, не менее	50	50	Не нормируется		
Твердость после закалки, HRC, не менее	52(%С)+21				
Твердость, HRC, не более	25,4	Не нормируется			

Помимо указанных требований существует практика мировых компаний по производству труб по разработке собственных стандартов с нормативами на механические свойства для конкретных условий эксплуатации труб. Опыт производства высокопрочных обсадных труб с минимальным пределом текучести 758 МПа зарубежных компаний (Sumitomo Metals, JFE Steel Corporation, Voest Alpine Tubulars, Tenaris) описан ниже.

Компания «Sumitomo Metals» производит высокопрочные обсадные трубы в сероводородостойком (таблица 3) и хладостойком исполнении (таблица 4).

Отличительной особенностью в случае сероводородостойких труб является предъявление более низких нормируемых значений для предела прочности и верхней границы предела текучести, а так же ограничение по максимальной твердости после отпуска и по минимальной температуре отпуска.

В хладостойком исполнении изготавливают трубы с нормируемым пределом текучести не выше 758 МПа. При этом, компания «Sumitomo metals» выпускает обсадные трубы с двумя уровнями хладостойкости марок SM-110L и SM-

110LL. Уровень LL отличается от уровня L более низкой температурой испытаний на ударный изгиб (-55°C вместо -46 °C) и более жесткими требованиями к минимальным средним и единичным значениям работы удара.

Таблица 3 – Требования к механическим свойствам для обсадных труб в сероводородостойком исполнении производства компании «Sumitomo Metals» [47]

Тип	Марка	Предел текучести σ_T , МПа		Предел прочности σ_B , МПа	Макс. твердость, HRC	Минимальная температура отпуска, °C	Условия испытаний на СРН (Метод А по NACE TM0177)
		не менее	не более	не менее			
Сероводородостойкие	SM-C110	758	862	793	30,0	593,3	$\sigma_{th} = 0,85 \cdot \sigma_T^{\min}$ (0,1 МПа H ₂ S, раствор А)
	SM-C110T						
Для умереннокислых сред	SM-110S	758	862	793	30,0	593,3	$\sigma_{th} = 0,85 \cdot \sigma_T^{\min}$ (0,01 МПа H ₂ S, раствор В)

Таблица 4 – Требования к механическим свойствам для обсадных труб, предназначенных для эксплуатации в арктических условиях, производства компании «Sumitomo Metals» [47]

Марка	Предел текучести σ_T , МПа		Предел прочности σ_B , МПа	Температура испытания на ударный изгиб, °C	Минимальные средние значения работы удара для набора из трех образцов, Дж	Минимальное значение работы удара для одного образца из набора, Дж
	не менее	не более	не менее			
SM-110L	758	965	862	-46	27	20
SM-110LL				-55		

Компания «JFE Steel Corporation» производит высокопрочные сероводородостойкие обсадные трубы с минимальным пределом текучести не менее 758МПа. Стали, применяемые для данных труб, должны обладать повышенной прокаливаемостью и высокой отпускостойчивостью (требования к химическому составу и механическим свойствам приведены в таблицах 5 и 6).

Таблица 5 – Требования к химическому составу сероводородостойких обсадных труб производства компании «JFE Steel Corporation» [48]

Марка	Массовая доля элементов %, не более										
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	B
JFE-110S	0,50	0,35	1,00	0,020	0,010	0,30	0,20	1,60	1,10	0,050	0,0040
JFE-110SS											

Таблица 6 – Требования к механическим свойствам сероводородостойких обсадных труб производства компании «JFE Steel Corporation» [48]

Марка	Предел текучести, МПа		Временное сопротивление, МПа	Твердость, HRC после		Разброс значений твердости, HRC			Балл аустенитного зерна по ASTM	Пороговое напряжение по NACE TM0177, (% σ_T)
	не менее	не более		не менее	закалки		для толщины стенки, мм			
			не менее		не более	до 19,05	от 19,05 до 25,4	более 25,4		
JFE-110S				–		–	–	–	–	–
JFE-110SS	758	862	827	90 % мартенсита	31	3,0	4,0	5,0	не крупнее 5	80

Так же компания «JFE Steel Corporation» производит трубы в хладостойком исполнении (требования по механическим свойствам представлены в таблице 7).

Таблица 7 – Требования к механическим свойствам хладостойких обсадных труб производства компании «JFE Steel Corporation» [48]

Марка	Предел текучести, МПа		Временное сопротивление, МПа	Температура испытания на ударный изгиб, °С	Минимальные значения работы удара, Дж	
	не менее	не более			не менее	для образцов размером 10×10 мм
			средние			отдельные
JFE-110L	758	965	862	-46	34	26
JFE-125L	862	1034	931			

Австрийская компания «Voest Alpine Tubulars» производит высокопрочные обсадные трубы следующего назначения:

- с повышенным сопротивлением смятию для эксплуатации в условиях высокого наружного давления (серия VA-НС);
- для глубоких скважин (серия VA-D).

– для глубоких скважин в комбинации с повышенным сопротивлением смятию (серия VA-D-HC);

– хладостойкие (серия VA-LT, требования к разбросу значений твердости и к работе удара приведены в таблице 8).

Стоит отметить, что согласно данным спецификации [49] компания «Voest Alpine Tubulars» не производит сероводородостойкие трубы с нормируемым минимальным пределом текучести свыше 655 МПа.

Таблица 8 – Требования к механическим свойствам хладостойких обсадных труб производства компании «Voest Alpine Tubulars» [49]

Марка	Разброс значений твердости после отпуса, HRC			Минимальные значения работы удара ¹⁾ , Дж	
	Толщина стенки, мм			единичные	средние
	менее 12,7	от 12,7 до 19,0	более 19,0		
VA-LT-P110	3	4	5	40	50
VA-LT-Q125				30	40

¹⁾ На ударный изгиб испытывают продольные полноразмерные образцы с V-образным надрезом при температуре -45 °С.

Компания «Tenaris» производит различные высокопрочные обсадные трубы, в частности, следующего исполнения:

– Sour Service (с повышенным сопротивлением к сульфидному растрескиванию под напряжением в среде сероводорода, требования к механическим свойствам приведены в таблице 9);

– Low Temperature (хладостойкое исполнение, группы прочности TN 110LT, TN 125LT.) Нормируется работа удара по Шарпи при температуре испытаний минус 45 °С: для группы TN 110LT не менее 40Дж, при среднем уровне 50 Дж и для группы TN 125LT не менее 30 Дж, при среднем не менее 40 Дж.

Таблица 9 – Требования к механическим свойствам для сероводородостойких обсадных труб производства компании «Tenaris» [50]

Марка	Предел текучести, МПа		Предел прочности, МПа	Максимальная твердость, HRC		Разброс значений твердости после отпуска, HRC				Пороговое напряжение, $\% \cdot \sigma_T$ (Метод А по NACE TM0177)
	не менее	не более	не менее	после закали	после отпуща	для толщины стенки, мм				
						до 12,7	от 12,7 до 19	от 19 до 25,4	более 25,4	
TN 110SS	758	862	793	95 % мартенсита	29	3	4	5	6	85
TN 125SS	862	965	896		36 ¹⁾					85 ²⁾

¹⁾ Разброс значений твердости в пределах одного квадранта по толщине стенки не более 3 HRC.
²⁾ Испытательный раствор В; pH = 3,5; 3 % H₂S.

Следует обратить внимания, что заявленные сероводородостойкие трубы группы прочности 125ksi испытывают в растворе В при более мягких условиях по сравнению с группой 110ksi в растворе А.

Обобщая приведенные выше данные, можно сделать вывод, что при разработке и производстве обсадных труб с нормируемым пределом текучести выше 758МПа вводятся следующие дополнительные требования:

- по химическому составу ограничивают максимальное содержание вредных примесей (S, P) и легирующих элементов (C, Si, Mn, Ni, Mo, Cr, Nb, V);
- по прокаливаемости ограничивают минимальное значение процента мартенсита в структуре стали после закалки;
- по механическим свойствам вводят ограничения по прочностным характеристикам, разбросу твердости по сечению трубы и значениям ударной вязкости и доли вязкой составляющей при пониженных температурах испытаний;
- по коррозионной стойкости в среде сероводорода вводят ограничения по стойкости стали при испытаниях под определенной нагрузке от предела текучести.

1.4 Опыт производства обсадных труб с нормируемым пределом текучести свыше 758 МПа в хладостойком и коррозионно-стойком исполнении

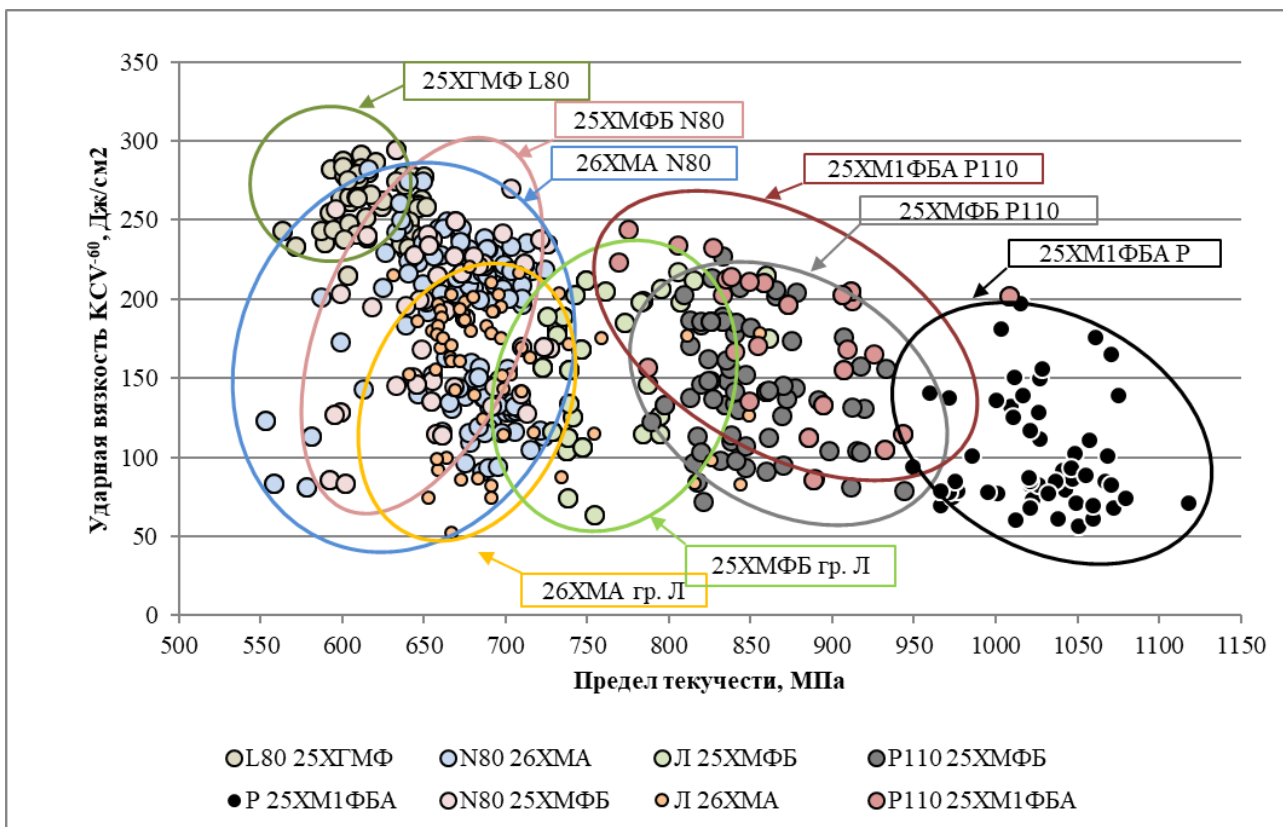
Следует отметить, что российскими трубными предприятиями успешно освоено производство бесшовных обсадных труб в хладостойком исполнении в рамках требований ТУ14-3Р-82 с нормируемым пределом текучести свыше 758 МПа. Опираясь на данные, собранные с предприятий Российского дивизиона группы компании ТМК, можно сделать вывод, что выполнение требований по прочностным характеристикам на высоких группах прочности возможно без применения большого количества различных дорогостоящих легирующих элементов (хром, никель, ванадий и тд.). При этом обеспечение требуемого уровня хладостойкости сильно зависит от выбранной системы легирования стали и размера труб, а именно толщины стенки.

В настоящем разделе приведены фактические данные по используемым маркам стали на заводах группы ТМК для производства бесшовных труб в хладостойком исполнении. В качестве основных критериев сравнения для каждой марки стали выбран предел текучести и ударная вязкость по Шарпи КСV при температуре испытаний -60°C .

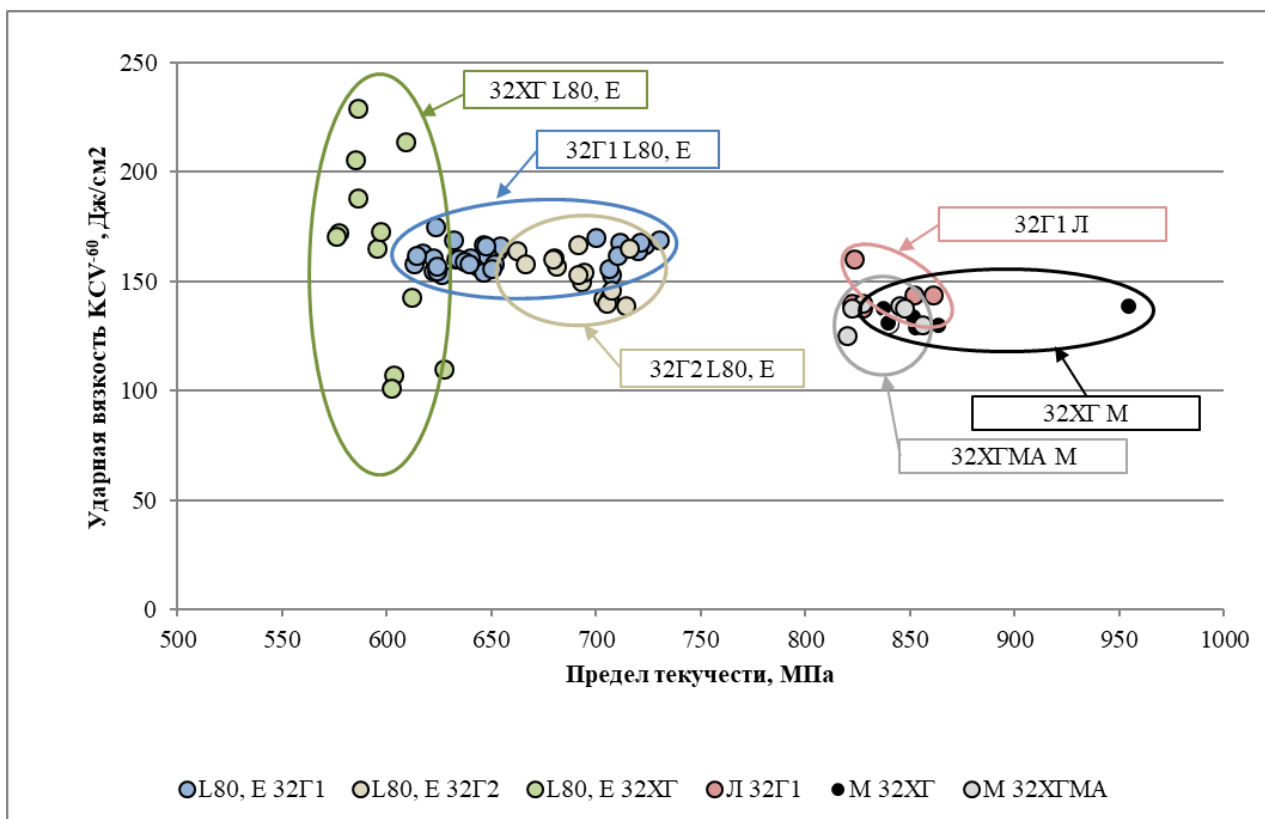
На рисунке 11 приведены зависимости изменения уровня ударной вязкости по Шарпи при температуре -60°C в зависимости от уровня предела текучести для различных марок сталей, применяемых на заводах группы ТМК. Рассматриваются только бесшовные трубы в состоянии после термоулучшения.

Различие в степени и схемах легирования для получения того или иного сочетания прочностных и вязкопластичных характеристик на различных заводах группы ТМК обуславливается сортаментном производимых бесшовных труб. Так, например, сортаментная часть хладостойких труб ПАО «СинТЗ» на 60% состоит из труб с толщиной стенки менее 10 мм. Для производства указанных тонкостенных труб используют среднеуглеродистые марки сталей типа 32Г1, 32Г2, 32ХГ и 32ХГА. В связи с отсутствием возможности изготовления поперечных

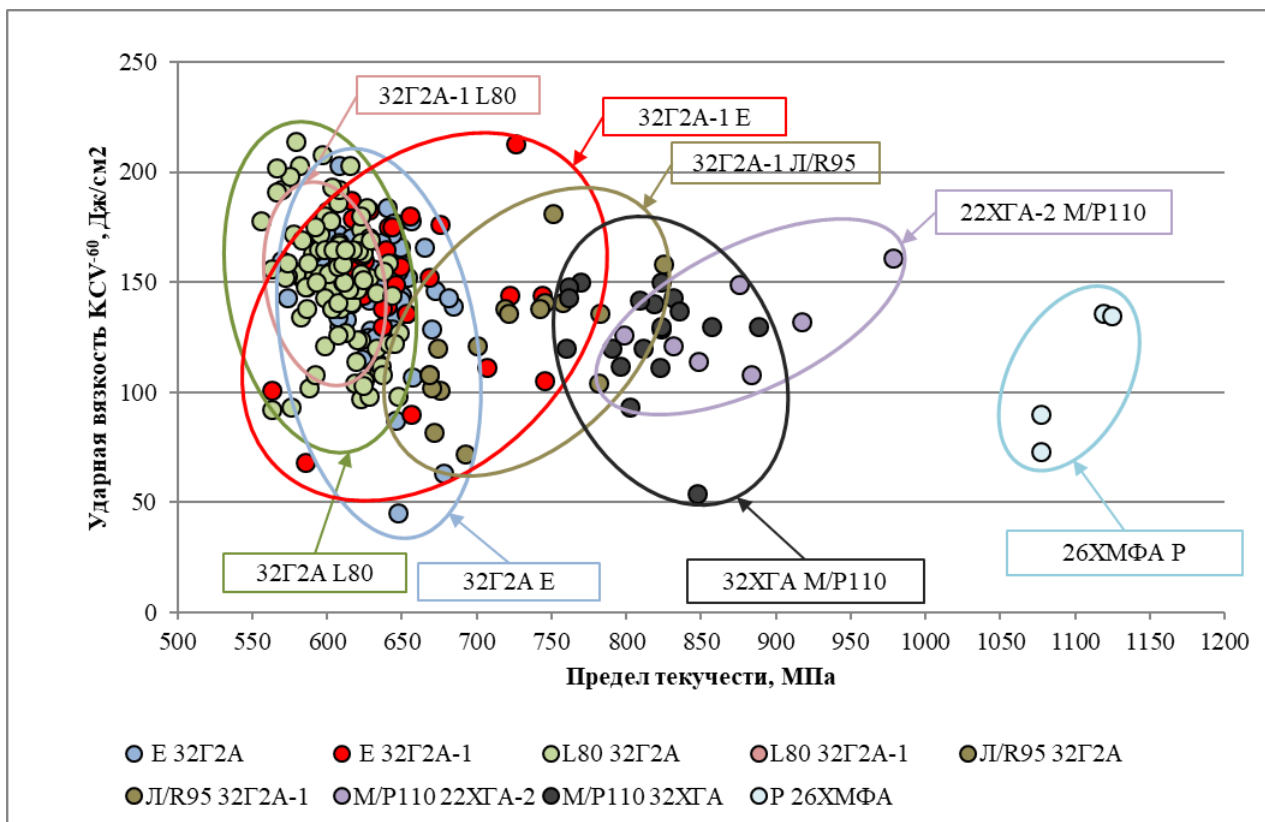
АО «ВТЗ»



АО «СинТЗ»



АО «Татмет»



АО «СТЗ»

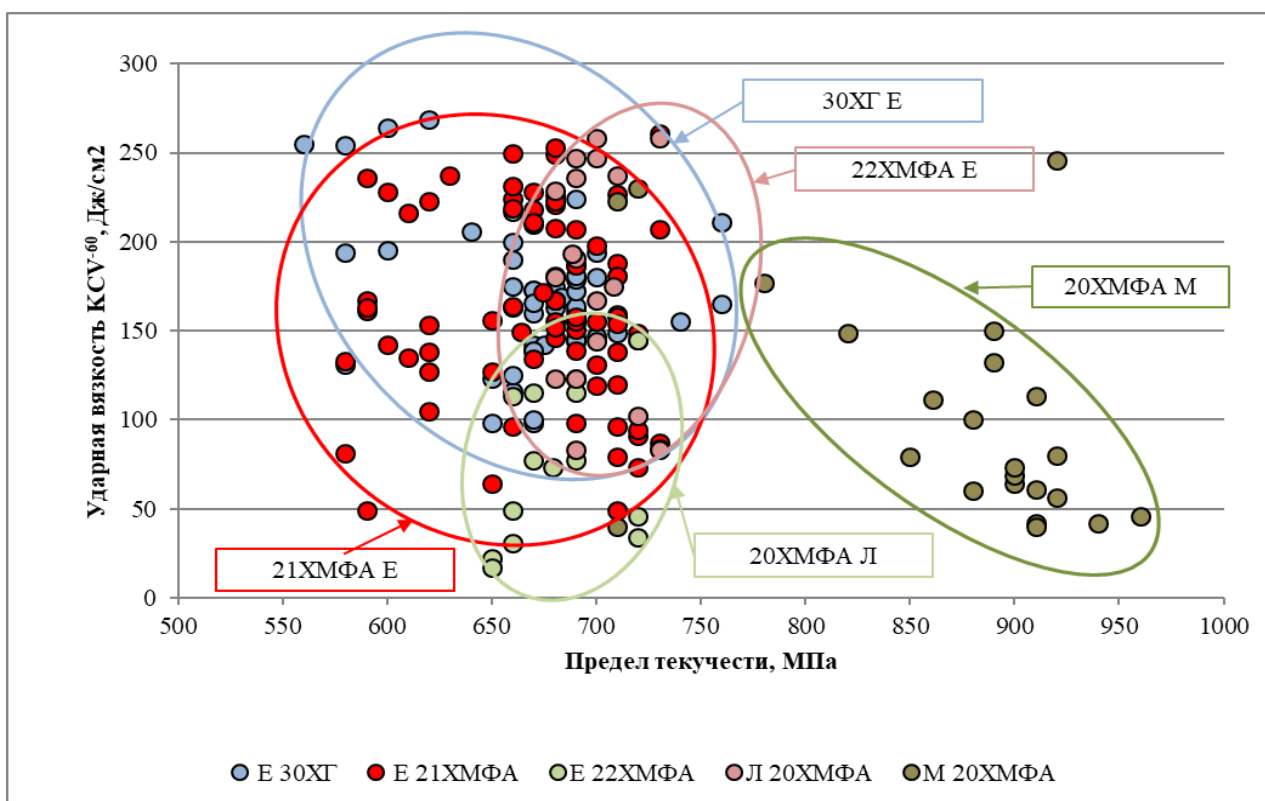


Рисунок 11 – Характерные сочетания ударной вязкости от уровня предела текучести для различных марок сталей, используемых для производства бесшовных труб на заводах компании ТМК

образцов, все испытания данных труб из указанных марок сталей проводятся только на продольных образцах 10×5×55мм. Как известно, уровень ударной вязкости на продольных образцах выше, чем на поперечных в среднем на 20-30% за счет анизотропии. Аналогичная ситуация отмечается на заводах АО «Тагмет» и АО «СТЗ», где основной сортament хладостойкой продукции приходится на тонкостенные трубы, испытания ударной вязкости которых проводят на уменьшенных продольных образцах.

Сортаментная часть АО «ВТЗ» хладостойкой продукции значительно отличается от других заводов компании ТМК и ее основную часть составляют трубы с толщиной стенки от 10 до 30 мм, где испытания на ударный изгиб согласно нормативной документации (НД) необходимо проводить на поперечных образцах. В силу анизотропии свойств в бесшовных трубах, обусловленной способом их производства, на поперечных образцах уровень ударной вязкости в 1,3-1,6 раз ниже, чем на продольных. Этот факт приводит к необходимости применения более легированных марок сталей, преимущественно хромомарганецванадиевых и хромомарганецванадийниобиевых систем легирования с лучшими характеристиками прокаливаемости. Повышение уровня прочностных характеристик обуславливает большее легирования рассматриваемых марок сталей для обеспечения удовлетворительного уровня ударной вязкости при отрицательных температурах.

Для оценки обоснованности применения той или иной марки стали используется коэффициент легирования, рассчитанный по усредненным мировым ценам на ферросплавы:

$$K_{\text{ουλ}} = \% \text{ Mn} + 1.5 \% \text{ Cr} + 20(\% \text{ Mo} + \% \text{ V} + \% \text{ Nb}), \quad (1)$$

где Mn, Cr, Mo, V и Nb – массовая доля марганца, хрома, молибдена, ванадия и ниобия, соответственно.

Исходя из расчетов, было установлено, что для получения комплекса прочностных характеристик, соответствующих определенной группе прочности, и ударной вязкости по Шарпи при температуре -60 °С, коэффициент легирования $K_{\text{ουλ}}$ может находиться в диапазоне от 0,9 до 13,3.

Установлены следующие оптимальные коэффициенты легирования для хладостойких высокопрочных обсадных бесшовных труб, позволяющие получать весь требуемый комплекс свойств (таблица 10).

Таблица 10 – Оптимальные коэффициенты легирования для производства бесшовных хладостойких труб

Система легирования	Толщина стенки бесшовных труб, мм	Уровень предела текучести, МПа	Оптимальный K_{OyL}
углерод-марганец	до 10	552-758	0,9-3,3
углерод-марганец-хром		758-965	2,1-3,9
углерод-марганец-хром-молибден-ванадий	11-16	552-965	4,5-9,1
углерод-марганец-хром-молибден-ванадий-ниобий	16-30	758-1034	6,3-13,3

Согласно данным, представленным в таблице 10, оптимальное значение коэффициента легирования для различного сочетания сортаментной части и уровня предела текучести может пересекаться. В данном случае лимитирующим фактором является температура отпуска, которая не должна быть ниже 530 °С для обеспечения требуемого уровня свойств.

В патенте АО «СинТЗ» [52] предложен процесс производства высокопрочных бесшовных труб нефтяного сортамента из сталей, микролегированных сильными карбидо- и нитридообразующими элементами: V, Nb, Ti. Изготовитель приводит требования к химическому составу металла труб (таблица 11).

Таблица 11 – Требуемый химический состав сталей для производства высокопрочных бесшовных труб нефтяного сортамента (согласно формуле изобретения) [52]

Элемент	C	Si	Mn	Nb	V	B	Al	Ti	Cr	S	P	N	Ni	Cu
												не более		
Массовая доля элементов, %	0,31-0,34	0,30-0,45	0,75-0,95	0,045-0,100	0,001-0,080	0,002-0,004	0,005-0,006	0,010-0,045	1,10-1,50	0,0010-0,0045	0,0010-0,0045	0,012	0,50	0,20

Предлагаемые стали (марка 32ХГФБРА) отличаются от аналогов тем, что содержат низкое содержание серы и фосфора (от 0,001 до 0,0045 мас. %) для подавления сегрегаций примесных атомов по границам зерен и предотвращения

охрупчивания стали; отсутствие в составе данной стали молибдена скомпенсировано микролегированием бором; содержание никеля в этих сталях ограничено 0,50 мас.% для достижения высокой стойкости к СРН [52].

При производстве данных труб предусматривается улучшающая термообработка по следующим режимам: температура под закалку от 880 до 900 °С, температура отпуска для труб группы прочности Е – от 700 до 720 °С, группы прочности Л – от 680 до 700 °С, группы прочности М – от 640 до 660 °С, группы прочности Р – от 600 до 620 °С.

Заявляемый изготовителем уровень механических свойств НКТ производства АО «СинТЗ» приведен в таблице 12.

Таблица 12 – Механические свойства обсадных труб производства АО «СинТЗ» после различных режимов термической обработки [52]

Температура отпуска, °С	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Ударная вязкости по Шарпи при температуре -40°С, Дж/см ²	Доля вязкой составляющей в изломе ударного образцов, %	Группа прочности	
						ГОСТ 633	API 5СТ
600	1010	960	19,0	65,3	50	Р	Q125
650	920	780	19,5	80,9	60	М	P110
700	800	740	22,0	115,0	85	Л	T95
720	785	710	24,0	118,0	95	Е	C90

Предлагаемое решение позволяет получать, в зависимости от температуры отпуска, трубы групп прочности Е, Л, М и Р по ГОСТ 633-80 [53] и С90, Т95, Р110 и Q125 по стандарту API Spec 5СТ [33], в том числе с повышенными эксплуатационными свойствами [52].

В патентах компаний «ТопКом» и «Предприятие МСС-ППИ» (г. Пермь) предложен способ изготовления высокопрочных труб, работающих в условиях высокого давления в коррозионной среде [54]. Предлагается использовать специальные низкоуглеродистые легированные стали с содержанием углерода до 0,18 мас.%, которые в результате закалки от температуры 900 °С с отпуском при температурах от 630 до 690 °С обеспечивают предел прочности более 1000 МПа.

На примере НКТ размером $73 \times 5,5$ мм из стали 08Х2Г2Ф приведен процесс производства высокопрочных труб. Исходная заготовка – сортовой прокат диаметром 90 мм, изготовленный на Заводе «Красный Октябрь» (г. Волгоград) по ТУ 14-1-5016-91 [55]. Заготовку нагревали до температуры $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, прошивали, получали заготовки диаметром 98×9 мм, которые раскатывали на двухпроходном автоматическом стане с калибровкой стенки со степенью деформации $\varepsilon = 60\%$ в заготовку диаметром $89 \times 5,5$ мм. После подогрева заготовки до температуры $1020\text{ }^{\circ}\text{C}$ ее редуцировали на диаметр $73 \times 5,5$ мм со степенью деформации от 10 до 13 %, охлаждение труб до потемнения проходило на холодильнике стана, охлажденные трубы правили, подрезали торцы, контролировали на соответствие требованиям ТУ 14-159-230-93 по геометрии, состоянию поверхности, механическим свойствам. Заявляемые механические свойства отвечают требованиям групп прочности М и Р по ГОСТ 633-80 [53] после термической обработки [54], который, тем не менее, не определяет требования к хладостойкости.

Высокопрочные трубы нефтяного сортамента повышенной стойкости к СРН производят на АО «ПНТЗ» из сталей типа 25ХМФБ. Данные стали отличаются от прототипов тем, что в их составе не содержится бора, вводится ограничение по содержанию молибдена, ванадия и ниобия для предотвращения крупных карбидов типа Me_2C и Me_{23}C_6 , приводящих к ухудшению коррозионной стойкости. В данных сталях вводится ограничение по содержанию никеля и меди не более 0,30 масс. %, а также определены предельные концентрации вредных примесей (водорода, кислорода). Ограничение содержания меди обусловлено тем, что ее повышенное содержание может привести к красноломкости. При этом медь в стали повышает стойкость к водородному охрупчиванию и СРН [56]. Ограничение содержания никеля связано с тем, что он ослабляет отрицательное влияние меди на процессы горячей деформации труб, но может привести к снижению стойкости к СРН [34].

Способ изготовления труб включает высокотемпературный нагрев на температуру от 1190 до $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$, прошивку, раскатку стенки, подогрев до температуры $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, редуцирование и охлаждение прокатанной трубы на воздухе на

холодильнике стана. Для достижения групп прочности P110 и Q125 по стандарту API 5CT [33] дополнительно проводят термоупрочнение по режимам, включающим закалку и отпуск (температура аустенитизации 900 °С, температура отпуска от 580 до 680 °С в зависимости от требуемой группы прочности). В условиях АО «ПНТЗ» прокат труб осуществляется в линии ТПА-30-102 из заготовки диаметром 150 мм [30].

В патенте АО «ПНТЗ» [30] приведены плавочные составы трубных сталей, которые обладают высокой стойкостью к СРН (таблица 13).

Таблица 13 – Плавочные составы трубных сталей высокой стойкости к СРН производства АО «ПНТЗ» [34]

№	Массовая доля элементов, %											Хромо- вый эк- вивалент	Предел те- кучести, МПа	Временное сопротивле- ние, МПа
	C	Si	Mn	Al	Cr	Mo	V	Nb	Ti	S	P			
1	0,23	0,35	0,47	0,042	0,60	0,23	0,15	0,03	0,026	0,006	0,012	1,9	903	971
2	0,23	0,40	0,54	0,015	0,80	0,33	0,18	0,02	0,018	0,009	0,012	2,4	930	1020
3	0,23	0,31	0,54	0,015	0,96	0,21	0,12	0,02	0,017	0,008	0,012	2,0	896	992

Приведенные в таблице 13 составы соответствуют стали марки 25ХМФБ с незначительными вариациями по содержанию легирующих элементов и примесей. Уровень их механических свойств соответствует группам прочности P110 и Q125 по стандарту API Spec 5CT [33].

Следует отметить, что среди российских патентов отсутствуют указания о производстве обсадных труб в сероводородостойком исполнении с пределом текучести более 758МПа и весь изложенный опыт касается только насосно-компрессорных труб. Это объясняется разницей в сортаментной части данных изделий (НКТ обычно трубы с диаметром до 114 мм, а обсадные от 156 мм до 406 мм и более). Поэтому судить об опыте производства обсадных труб стойких к среде сероводорода с нормируемым пределом текучести свыше 758 МПа следует на основании международных патентов.

Из собранного материала внимания заслуживают пять патентов, касающихся обсадных труб с высоким пределом текучести, предназначенных для эксплуатации в кислых средах. Правообладателями трех из них [57, 58, 59] являются

компаний, официально заявляющие о производстве данного вида продукции и включившие его в свои спецификации: «Tenaris Global Services S.A.» и «Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation» (в 2012 г. подписано соглашение о слиянии компаний «Nippon Steel» и «Sumitomo Metal Industries»). Две заявки принадлежат одной из крупнейших китайских металлургических компаний «Baoshan Iron & Steel Co., Ltd.» [60, 61].

Анализируя химические составы сталей, приведенные в вышеупомянутых патентах можно отметить, что все заявители остановились на низколегированных хромомолибденовых сталях, микролегированных такими элементами, как ванадий, ниобий, титан. Как правило, в формулах изобретений патентов не раскрывают конкретного содержания легирующих элементов, указывая широкий диапазон. Тем не менее, можно остановиться на общих подходах, которыми пользовались авторы, обосновывая количество того или иного элемента, введенного в сталь.

Углерод повышает прокаливаемость и способствует эффективному упрочнению стали после закалки и отпуска. При производстве бесшовных стальных труб содержание углерода обычно ограничивают 0,30 мас. % для исключения возможности возникновения закалочных трещин при охлаждении в воде.

Марганец является одним из основных легирующих элементов ввиду его доступности и невысокой стоимости. Совместно с алюминием и кремнием марганец применяется в качестве раскислителя при выплавке стали. Благодаря повышенному сродству к сере, марганец образует сульфиды, имеющие более высокую температуру плавления, чем сульфид железа. Марганец оказывает существенное влияние на повышение прокаливаемости и прочности стали. Существует практика введения в сталь до 1,20 ÷ 1,35 мас. % марганца при производстве высокопрочных обсадных труб [38]. Однако, для марганца характерна ярко выраженная ликвационная неоднородность [62], что может привести к структурной неоднородности и, в конечном итоге, к значительному снижению стойкости материала к сульфидному растрескиванию под напряжением. По этой причине в последнее время появилась тенденция ограничивать содержание марганца в

стали 0,5 ÷ 0,7 мас. % при производстве высокопрочных обсадных труб, предназначенных для эксплуатации в кислых средах.

Кремний относится к элементам, постоянно присутствующим в стали, поскольку он входит в состав сплавов, применяемых при выплавке для раскисления. Подобно марганцу, хотя и в несколько меньшей степени, кремний повышает прокаливаемость стали. Обычно содержание кремния в конструкционных сталях ограничивают 0,40 мас. %, поскольку при более высоком содержании он вызывает значительную ликвационную неоднородность, способствует выделению фосфора по границам зерен и ухудшает свариваемость[63].

В сочетании с молибденом хром упрочняет металлическую матрицу, практически не снижая при этом вязко-пластические показатели стали. Это позволяет использовать низкоуглеродистую низколегированную хромомолибденовую сталь в качестве базовой при разработке материалов для производства высокопрочной трубной продукции, обладающей повышенной стойкостью к сульфидному растрескиванию под напряжением.

Молибден, не смотря на его значительную стоимость, является ключевым легирующим элементом при разработке марок сталей, обладающих высокой прочностью и одновременно стойких против сульфидного растрескивания под напряжением.

В настоящее время определено, что максимальная стойкость стали к воздействию сероводородсодержащих сред обеспечивается в результате формирования дисперсной (мелкозернистой) однородной структуры с равномерно распределенными карбидами и максимально низкой плотностью дислокаций. Получение подобной структуры заключается в закалке на мартенсит во всем сечении и последующем длительном (не менее 90 минут) высоком отпуске. В результате операции длительного высокого отпуска достигается снижение плотности дислокаций в структуре стали, а обеспечение необходимой прочности при этом должно быть получено за счет альтернативного фактора – процесса дисперсионного упрочнения. Очевидно, что сохранение достаточного количества дисперсных карбидов после проведения длительного высокого отпуска возможно за счет применения

легирования сильными карбидообразующими элементами, имеющими низкую диффузионную подвижность в стали в интервале температур $670 \div 700$ °С. Наиболее подходящим для этих целей легирующим элементом является молибден, который, кроме того, интенсивно повышает прокаливаемость стали. Таким образом, введение в сталь до 1,0 мас. % молибдена позволяет сформировать в структуре после закалки и длительного высокого отпуска дисперсные специальные карбиды, что обеспечивает достижение требуемого уровня прочности (несмотря на низкую плотность дислокаций) и достаточную стойкость против охрупчивающего воздействия сероводорода (водорода).

Легирование стали малыми добавками титана, ниобия и ванадия позволяют получать при отпуске дисперсные карбиды и карбонитриды, эффективно упрочняющие матрицу. Располагаясь по границам зерен, дисперсные частицы препятствуют их укрупнению во время аустенизации. Кроме того, карбиды ванадия, подобно карбидам молибдена, придают стали устойчивость к отпуску – позволяют сохранять высокий уровень прочности при температурах отпуска выше 650 °С. Однако, у сталей с содержанием ванадия более 0,1 мас. % проявляется достаточно резкая зависимость изменения прочности от температуры отпуска, что усложняет контроль за технологией термической обработки готовых изделий. Поэтому содержание ванадия в трубных сталях обычно ограничивают 0,05 мас. %.

Фосфор и серу обычно считают вредными элементами, и их содержание в стали должно быть настолько низким, насколько это возможно. Фосфор образует сегрегации по границам зерен, которые, в связи с малой скоростью диффузии фосфора, практически невозможно устранить [63]. Образовавшиеся микронеоднородности способствуют формированию грубодендритных структур, что приводит к ослаблению металлической матрицы и снижению показателей пластичности и вязкости стали. Учитывая это, содержание фосфора в стали целесообразно ограничить 0,015 мас. %.

Вся сера в стали находится в виде сульфидных включений, в основном, сульфидов марганца. С увеличением содержания серы растет и количество сульфидных включений, которые являются «ловушками» водорода, что крайне негативно влияет на сопротивление стали сульфидному растрескиванию под напряжением. С этой точки зрения, желательно снизить содержание серы в стали от 0,001 до 0,003 мас. %.

При обработке стали кальцием происходит модифицирование сульфидных включений – они приобретают округлую форму, что повышает сопротивление стали сульфидному растрескиванию под напряжением. Содержание кальция, достаточное для выполнения данной функции от 0,001 до 0,003 мас. %.

Алюминий является раскисляющим и модифицирующим элементом, который вводят в сталь в количестве от 0,020 до 0,050 мас. %. Алюминий, реагируя с азотом, с образованием нитридов алюминия, препятствующих росту аустенитного зерна при нагреве под закалку.

Микролегирование бором до 0,003 мас. % значительно повышает прокаливаемость стали. В этом качестве бор может заменить часть дорогостоящего молибдена. Однако, как следствие, возможно некоторое снижение уровня ударной вязкости стали [36].

Применительно к анализируемым составам высокопрочных сталей, стойких к сульфидному растрескиванию под напряжением, медь и никель не являются специально вводимыми легирующими элементами, а рассматриваются как остаточные примеси цветных металлов. Их содержание обычно ограничивает 0,15 мас. % каждого [57].

Кислород, растворенный в стали, входит в состав неметаллических включений – нитридов, оксидов, наличие которых может отрицательно сказаться на стойкости к сульфидному растрескиванию под напряжением. Ограничение содержания кислорода в жидкой стали на уровне 20 ppm позволяет существенно снизить риск образования крупных неметаллических включений [34].

Также в патентах [57, 30] имеются ограничения по содержанию в стали азота и водорода не более 0,01 мас. % и 2 ppm соответственно. Ограничение по

содержанию азота введено для обеспечения требуемой чистоты стали по неметаллическим включениям. Водород, присутствующий в стали, влияет на ее эксплуатационные свойства и может привести к образованию флокенов и водородному охрупчиванию стали.

Кроме того, целесообразно рассмотреть подход, реализованный компанией «Sumitomo Metal Industries» при разработке обсадных труб группы прочности с пределом текучести более 862 МПа, стойких к кислым средам [64]. Эта компания первой в мире освоила производство данного вида продукции.

Известно, что в структуре низколегированных хромомолибденовых сталей, используемых для изготовления высокопрочных обсадных труб в сероводородостойком исполнении, в процессе окончательной термической обработки происходит формирование карбидов преимущественно трех типов: M_3C , $M_{23}C_6$, MC .

С точки зрения стойкости стали к сульфидному растрескиванию под напряжением наиболее благоприятным типом карбидов из вышеперечисленных является MC , как наиболее мелких по размеру, вызывающих значительный эффект дисперсионного упрочнения, позволяющих максимально повысить температуру отпуска при завершающей термообработке.

С целью оценки влияния содержания хрома и молибдена на образование карбидов того или иного типа, исследовательским центром компании «Sumitomo Metal Industries» был выполнен термодинамический расчет с использованием диаграммы «Термо-calc» (рисунок 12). Результаты расчета показали, что ограничить образование карбидов типа $M_{23}C_6$ (наиболее крупных, выделяющихся по границам исходных аустенитных зерен) можно снижением содержания хрома с 1,0 до 0,5 мас. % и введением до 0,1 мас.% ванадия.

Таким образом, эффективной комбинацией легирующих элементов с точки зрения формирования наиболее благоприятного типа карбидов (мелкодисперсных MC) является 0,5 мас. % Cr – 0,7 мас. % Mo – 0,1 мас.% V.

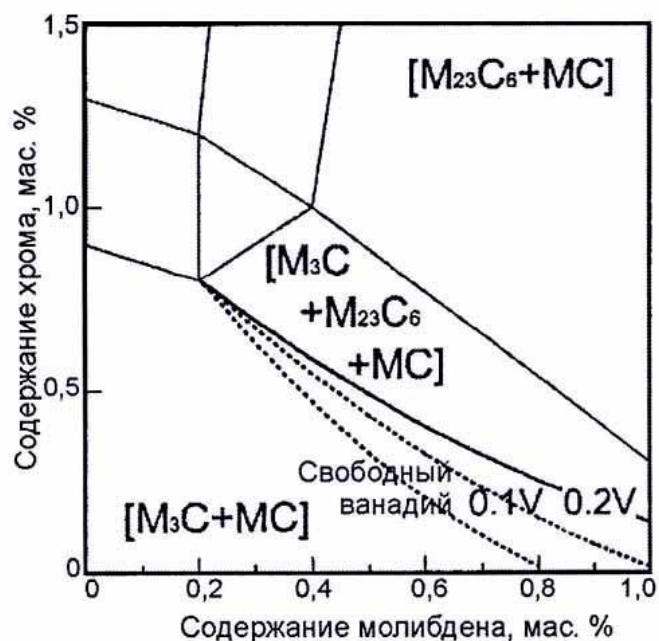


Рисунок 12 – Влияние содержания хрома и молибдена на морфологию карбидов (расчетная фазовая диаграмма) [64]

Реализация описанного подхода позволила компании «Sumitomo Metal Industries» впервые в мире в 2003 г. изготовить обсадные трубы с пределом текучести 862 МПа (125 ksi), обладающие повышенной стойкостью к кислым средам и использовать их для обустройства скважин [64].

Проведенный патентный обзор показал, что производство высокопрочных обсадных и насосно-компрессорных труб с дополнительными требованиями к хладостойкости и коррозионной стойкости защищено рядом патентов на химические составы сталей. Для получения конкурентного преимущества необходимо проводить работу по освоению производства данного вида продукции на техническом уровне, обеспечивающем патентную защиту.

1.5 Постановка задачи исследования

Проведенный анализ литературных данных позволяет сформулировать основные положения при разработке химических составов сталей и технологии производства обсадных труб с нормируемым пределом текучести не менее 758 МПа в хладостойком и коррозионно-стойком исполнении (в среде сероводорода):

- определяющим фактором в обеспечении требуемых эксплуатационных свойств является чистота стали. Необходимо обеспечить низкое содержание вредных примесей (S, P, Sb, Sn, As) и газов (остаточного азота не выше 0,008 мас.%, водорода не выше 2 ppm, кислорода не выше 25 ppm). При этом необходимо минимизировать ликвационную неоднородность в поперечном сечении трубной заготовки;

- для обеспечения требуемых прочностных показателей большое значение имеет выбранный химический состав стали. Для производства обсадных труб высокой прочности традиционно используется Cr-Mo система легирования. При этом использование таких карбидообразующих элементов как Nb и V позволяет получать наряду с прочностными свойствами требуемые показатели по хладостойкости и стойкости к СРН. В целом выбранный химический состав стали должен обеспечивать формирование при закалке мелкозернистой структуры и сквозной (по всей толщине стенки трубы) прокаливаемости;

- для формирования благоприятной структуры металла и снятия остаточных напряжений при улучшающей обработке необходимо применять высокий отпуск с достаточной продолжительностью с учетом одновременного обеспечения прочностных и эксплуатационных свойств труб.

Таким образом, необходимым направлением исследования стала разработка комплексного, экономически эффективного легирования и микролегирования стали, а также технологии термической обработки для обеспечения высокой прочности и эксплуатационной надежности при воздействии низких температур и коррозионно-активных сред применительно к производству бесшовных труб

нефтяного сортамента. Для этого представляется рациональным рассмотреть следующие вопросы:

1. Особенности формирования микроструктуры хромомарганцевых марок стали с различным содержанием молибдена и микролегирующих добавок ванадия и ниобия. Разработать подходы к выбору режимов термической обработки труб и выбору систем легирования (микролегирования) для обеспечения заданного сочетания прочности, хладостойкости и стойкости против сульфидного коррозионного растрескивания.

2. Особенности влияния легирования молибденом и карбидообразующих элементов хромомолибденовых марок стали на микроструктуру и механические свойства в условиях производства бесшовных труб нефтяного сортамента, упрочняемых закалкой с отпуском. Определить возможность экономного легирования стали для труб с минимальным пределом текучести 758 МПа.

3. Обоснование применения хромомолибденовых марок стали с микролегирующими добавками ниобия и ванадия в производстве бесшовных труб нефтяного сортамента, включая химический состав и технологию термической обработки, с обеспечением прочности и высокой эксплуатационной надежности.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материалы и технология обработки

В работе исследовались стали экспериментальной (лабораторной) и промышленной выплавки. Химические составы данных сталей приведены в таблице 14 и 15.

Выплавку экспериментальных сталей в лабораторных условиях производили в вакуумной индукционной печи марки VSG-30A емкостью тигля 50 кг в лаборатории. После разливки стальные слитки высотой 215мм и диаметром 100мм прокатывали в прутки диаметром 16 мм за три прохода на универсальном стане 250/105×350 мм.

Образцы для исследования промышленных сталей марок 26ХМФБ-1 и 26ХМФБ-2 вырезали из непрерывнолитой заготовки и труб размером Ø244,48×11,05 мм.

Оценку загрязненности неметаллическими включениями проводили по ГОСТ 1778 [65]. Все исследованные стали характеризуются наличием неметаллических включений (оксидами точечными, оксидами строчечными, силикатами хрупкими, силикатами пластинчатыми и силикатами недеформирующимися не более 2,0 балла по каждому виду включений, а также сульфидами не более 1,5 балла, при этом нитриды в сталях не обнаружены) в малых количествах.

Таблица 14 - Химический состав экспериментальных сталей

Обозначение стали	Массовая доля элементов, %									Критические точки, полученные расчетным методом, °С			Критические точки, полученные экспериментальным методом, °С	
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V	Nb	A_{c1}	A_{c3}	M_s	A_{c1}	A_{c3}
26ХМ-1	0,25	0,55	0,22	0,002	0,004	0,92	0,15	0,001	0,003	739	814	405	755	815
26ХМ-2	0,24	0,55	0,22	0,002	0,004	0,91	0,32	0,001	0,003	737	818	407	756	808
26ХМ-3	0,24	0,56	0,23	0,002	0,004	0,92	0,53	0,001	0,003	735	803	403	755	800
26ХМБ	0,24	0,55	0,22	0,002	0,005	0,92	0,33	0,003	0,033	750	800	406	755	815
26ХМФ	0,23	0,56	0,22	0,002	0,004	0,92	0,34	0,038	0,002	738	814	410	761	800
26ХМФБ	0,23	0,55	0,22	0,002	0,005	0,91	0,31	0,043	0,032	756	800	411	756	800

Таблица 15 - Химический состав промышленных сталей

Обозначение стали	Массовая доля элементов, %												Критические точки, полученные расчетным методом, °С		
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V	Nb	Ni	Al	Cu	A_{c1}	A_{c3}	M_s
26ХМФБ-1	0,24	0,52	0,25	0,002	0,0073	1,05	0,51	0,042	0,029	0,18	0,022	0,191	750	822	402
26ХМФБ-2	0,27	0,54	0,26	0,003	0,0052	0,50	0,70	0,097	0,036	0,12	0,023	0,092	755	821	395

Для экспериментальных сталей критические точки A_{C1} и A_{C3} определяли dilatометрическим методом и расчетным путем. В литературе [32, 66, 67, 68, 69, 70, 71, 72, 73] приведены различные формулы для расчета критических точек. На основании сравнения экспериментальных и расчетных данных для промышленных сталей были выбраны следующие формулы для определения A_{C1} и A_{C3} [66]:

$$A_{C1} = 723 - 10,7 \cdot Mn + 29,1 \cdot Si - 16,9 \cdot Ni + 16,9 \cdot Cr + 6,38 \cdot W + 290 \cdot As \quad (2)$$

$$A_{C3} = 910 - 203 \cdot \sqrt{C} + 44,7 \cdot Si - 15,2 \cdot Ni + 31,5 \cdot Mo + 13,1 \cdot W + 104 \cdot V \quad (3)$$

Мартенситную точку M_s рассчитывали по формуле:

$$M_s = 539 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot Mn - 17,7 \cdot Ni - 12,1 \cdot Cr - 7,5 \cdot Mo \quad (4)$$

Результаты расчетов критических точек приведены в таблицах 14 и 15.

При проведении лабораторных экспериментов образцы исследуемых сталей подвергали нагреву в камерных электрических печах. Аустенитизацию образцов проводили при температурах 910, 930, 950, 1000, 1050 и 1100 °С, после чего охлаждали(закачивали) в воде. В последующем проводился отпуск, температура которого варьировали от 600 до 720 °С. После отпуска образцы охлаждали на спокойном воздухе.

2.2 Исследование структуры

Исследование структуры проводили на оптическом микроскопе Axiovert 40 MAT и растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490. Шлифы изготавливали механической полировкой и подвергали химическому травлению в 4 % спиртовом растворе азотной кислоты. Травление на исходное аустенитное зерно проводили в растворе пикриновой кислоты [75]. Количество структурных составляющих и размер зерна феррита и аустенита осуществляли с применением современного программного комплекса IA-Structure. Изучение тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2000EX.

Для этого вырезали тонкие пластинки на электроискровом станке, которые затем утоняли шлифованием и окончательно электролитическим способом.

Наряду с обычной съемкой использовали метод EBSD- сканирования, при котором производится анализ картин дифракции обратно рассеянных электронов [76, 77, 78]. Съемка велась на растровом микроскопе Tescan Mira3 с авто-эмиссионным катодом при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировок отдельных зерен и анализа локальных текстур использовали приставку EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Шаг сканирования составлял 100 нм (0,1 мкм). Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более плюс-минус 1° (в среднем плюс-минус $0,6^\circ$). Малоугловые границы между локальными объемами строили на ориентационных картах при разориентациях от 1 до 7° (линии толщиной 1 пиксел), при разориентациях не менее 15° проводились высокоугловые границы (линии толщиной в 3 пикселя). В диапазоне $7...15^\circ$ также проводили малоугловые границы, но большей толщины (линии толщиной в 2 пикселя).

Для анализа локальных текстурных состояний использовались ориентационные карты, расшифровка которых производилась в соответствие со стандартным стереографическим треугольником с цветной дифференциацией кристаллографических направлений (рисунок 13).

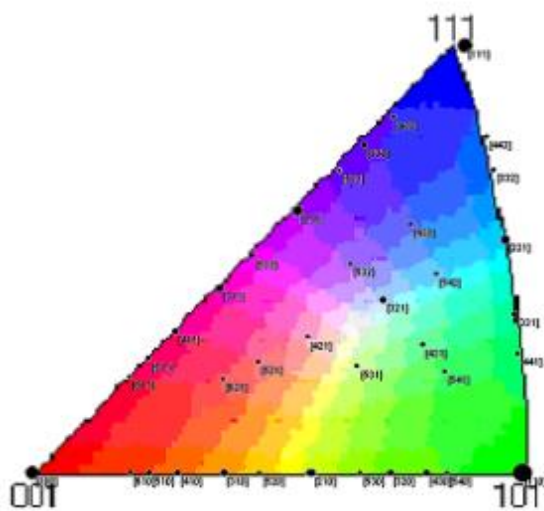


Рисунок 13 - Стандартный стереографический треугольник с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений

Для оценки количества остаточного аустенита применяли рентгеноструктурный метод. Для исследования использовались образцы размерами 10×10×5 мм, которые подвергали многократной шлифовке и электролитической полировке в реактиве, указанном выше. Съемку проводили в отфильтрованном К α излучении железного анода на аппарате ДРОН-4, снабженным аппаратно-программным комплексом для автоматического управления и регистрации результатов. О количестве остаточного аустенита судили по соотношению интенсивности интерференционных линий (110) $_{\alpha}$ Fe $_{\alpha}$ и (111) $_{\alpha}$ Fe $_{\gamma}$. Для расчета использовалась формула:

$$A = \frac{100}{1 + 1,47 \frac{S_{\alpha}}{S_{\gamma}}} \% \quad (5)$$

где S_{α} и S_{γ} – интенсивности линий (110) $_{\alpha}$ и (111) $_{\alpha}$ соответственно.

Используемая аппаратура позволяла фиксировать минимальное количество аустенита 0,5 %. Абсолютная ошибка в определении этой структурной составляющей составляла $\pm 0,5$ %.

Дополнительно в дискретном режиме снимали интерференционные линии 110, 211, 220 и определяли их физическое уширение. В качестве эталона использовали отожженный образец армко-железа. Величина физического уширения рентгеновской линии определялась методом аппроксимации по формуле:

$$\beta = \sqrt{\beta_{об}^2 - \beta_{эт}^2} \quad (6)$$

По полученным данным определяли плотность дислокаций ρ и методом Холла рассчитывали величину микроискажений кристаллической решетки $\Delta a/a$ [79]. По физическому уширению линии (220) α -фазы определяли плотность дислокаций по формуле [79]:

$$\rho = \frac{4}{5} \frac{ctg^2 \theta}{b_0^2} \beta^2 \quad (7)$$

где b_0 – вектор Бюргерса;

β – физическое уширение интерференционной линии 220;

θ – угол Вульфа-Брегга.

Прецизионные измерения параметра кристаллической решетки проводили по линии 220. Точность расчетов параметров кристаллической решетки составила $\pm 0,0004 \text{ \AA}$.

2.3 Дилатометрические исследования

Исследование кинетики фазовых превращений аустенита проводили на установке «Gleeble-3800», которая обеспечивает работу в изотермических условиях и при непрерывном нагреве или охлаждении. Оборудование оснащено современным цифровым интерфейсом по передаче и обработке данных при помощи аналогового цифрового преобразователя. Нагрев образцов, осуществлялся путем пропускания через них электрического тока и выделения джоулевой теплоты, с непрерывной фиксацией продольной дилатации обеспечивает возможность исследования тепловых процессов.

Исследование кинетики фазовых превращений аустенита выполняли условия непрерывного нагрева и охлаждения с различными скоростями в диапазоне от 0,5 до 200 °C/с. Максимальная температура нагрева образца при испытаниях составляла 920 °C. По дилатограммам оценивали температурные интервалы фазовых превращений и строили диаграммы распада переохлажденного аустенита.

2.4 Механические испытания

Механические испытания на статическое растяжение проводили по ГОСТ 1497[80] при комнатной температуре на машине MTS Insight 100SL со скоростью 1 мм/мин; использовали образцы с диаметром рабочей части 6 мм и расчетной длиной 30 мм. Конструкция машины позволяла получать диаграмму растяжения с масштабом по оси деформации 100:1. Испытывали по 4 образца; полученные данные усредняли. Погрешность измерения составляла для предела текучести $\pm 10 \text{ МПа}$, предела прочности $\pm 5 \text{ МПа}$, относительного удлинения $\pm 0,3 \%$, относительного сужения $\pm 2,5 \%$.

Для определения прокаливаемости использовали метод торцевой закалки. Образцы диаметром 12,5 мм после аустенитизации при 910 °С охлаждали водой в соответствии с ASTM A255 [81]. По кривым прокаливаемости определяли расстояние от охлаждаемого торца до точек, имеющих твердость, соответствующую наличию в микроструктуре 90 и 50 % мартенсита (L_{90} и L_{50}). Замеры твердости по Роквеллу проводили по методике ГОСТ 9013 [82].

Ударную вязкость определяли на маятниковом копре МК 30 на образцах 10×10×55 мм с V-образным надрезом. С целью построения сериальных кривых ударной вязкости в широком интервале температур после каждой обработки испытывали по четыре образца; полученные данные усредняли. Дополнительно оценивали долю вязкой составляющей в изломе ударных образцов по методике, приведенной в ГОСТ 4543[83]. По сериальным кривым доли вязкой составляющей определяли температуру вязко-хрупкого перехода T_{50} , соответствующую 50 % вязкой (волокнистой) составляющей в изломе. Дополнительные исследования на башенном копре INSTRON CEAST 9350 позволили определить составляющие ударной вязкости: работу зарождения (KV_3) и работу распространения (KV_P) трещины. Характер разрушения образцов при динамическом нагружении изучали на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490.

2.5 Оценка стойкости к растрескиванию в сероводородсодержащей среде

Испытания на стойкость к СРН проводили при пороговом напряжении от 550 до 750 МПа по методу А стандарта NACE TM0177-2005 [44]. Раствор (5- % хлорида натрия + 0,5% кристаллической уксусной кислоты в дистиллированной воде) для испытания должен иметь уровень кислотности pH, равный 3,5, и парциальное давление сероводорода, равное 0,1 МПа.

Испытания на стойкость к СРН с определением критического коэффициента интенсивности напряжений K_{ISSC} проводили методом «D» по стандарту NACE

ТМ 0177: стандартное испытание двухконсольной балки (DCB). В вершине механически нанесенным надрезом, наносили дополнительный концентратор на электроэрозионном станке. Далее образец в течение 360 часов выдерживался в коррозионной среде, состоящей из подкисленного раствора NaCl с уровнем pH 3,0-4,0, насыщенного сероводородом, при температуре $24 \pm 1,7$ °С. По окончании выдержки клин удаляли из образца, образец доламывали, полученный излом исследовали, проводя замер фактической длины трещины и рассчитывали коэффициент K_{ISSC} для каждого образца. За результат испытания принимали среднее значение K_{ISSC} по трем образцам. Дополнительно в испытанных образцах определяли содержание абсорбированного водорода, для чего использовался глицериновый метод [84].

2.6 Оценка влияния температуры аустенитизации

Исследования выполнялись на стали марки 26ХМФБ-2 промышленной выплавки. Химический состав опытной марки стали приведен в таблице 15. Для проведения лабораторных экспериментов из труб вырезали темплеты размерами $150 \times 12 \times 11,05$ мм. Они подвергались термической обработке, заключающейся в закалке и высоком отпуске. При этом использовалась камерная электропечь ПКЛ-1,2-12. При закалке охлаждение после аустенитизации проводили в закалочном баке с водой. После отпуска темплеты охлаждали на воздухе. Режимы термической обработки представлены в таблице 16. Далее из термообработанных темплетов вырезали образцы для металлографического исследования, механических и коррозионных испытаний.

Таблица 16 – Режимы лабораторной термической обработки опытных сталей

Закалка			Отпуск		
Температура, °С	Время выдержки, мин	Условия охлаждения	Температура, °С	Время выдержки, мин	Условия охлаждения
910	30	вода	720	90	воздух
950					
1000					
1050					
1100					

После проведения термической обработки образцы подвергали исследованию микроструктуры, коррозионным и механическим испытаниям по описанным выше методикам.

3. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ В ХЛАДОСТОЙКОМ ИСПОЛНЕНИИ

Хорошо известно, что наиболее подходящей структурой для получения высокого уровня вязкопластических свойств стали, а именно ударной вязкости, является сорбит отпуска [8,32], обеспечиваемой необходимым химическим составом (в первую очередь содержанием углерода) и проведением соответствующей улучшающей термической обработки – закалки с последующим высоким отпуском [32, 36, 38,62 и др.]. Помимо свойств матричной составляющей структуры на вязкость стали оказывает значительное влияние состав, размер и распределение карбидной фазы [86-89]. Указанные параметры карбидов могут изменяться в довольно широком диапазоне значений в зависимости от содержания карбидообразующих элементов в стали и температурно-временных параметров улучшающей термической обработки. Более подробно данная информация раскрыта ранее в литературном обзоре.

Традиционно используемыми в трубных сталях карбидообразователями являются хром, молибден, ванадий и ниобий [13,19, 75 и др.]. К карбидообразующим элементам относится также марганец, который при малых содержаниях имеет высокую растворимость в железе и полностью входит в состав карбидов цементитного типа в виде $(Fe, Mn)_3C$. Однако, до сих пор остается спорным вопрос об оптимальном соотношении данных элементов в стали, используемой для производства труб в хладостойком исполнении. Особенно интересно влияние сильных карбидообразователей – молибдена, ванадия и ниобия, так как добавки марганца и хрома стали уже скорее «технологическими», обеспечивающими не столько определенное состояние микроструктуры, сколько необходимый уровень прочности матрицы за счет твердорастворного упрочнения и прокаливаемости за счет повышения устойчивости аустенита.

В настоящей главе будет рассмотрено влияние молибдена от 0,15 до 0,53 % на структуру и свойства хромомолибденовых сталей, а также на базовой стали с 0,24÷0,25 мас.% С и 0,55÷0,56 мас.% Мп влияние микролегирующих добавок ванадия и ниобия. Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 14.

3.1 Микроструктура сталей, легированных хромом, молибденом и карбидообразующими элементами

Формирование механических свойств металла труб после улучшающей термической обработки определяется в первую очередь структурой, сформированной в результате закалки, которая в свою очередь обусловлена процессами фазовых превращений аустенита в конкретных условиях охлаждения. Изучение фазовых превращений сталей с различным содержанием молибдена 26ХМ-1 (0,15мас.%), 26ХМ-2 (0,32мас.%), 26ХМ-3 (0,53мас.%) и сталей микролегированных ванадием и/или ниобием при постоянном среднем уровне молибдена около 0,32 мас.% 26ХМБ (Nb=0,03 мас.%), 26ХМФ (V=0,04 мас.%) и 26ХМФБ (Nb=0,03 мас.%, V=0,04 мас.%) проведено по схеме непрерывного охлаждения с температуры 920 °С в интервале скоростей охлаждения от 0,05 до 220 град/с.

Построение термокинетических диаграмм (ТКД) превращения аустенита базировалось на результатах расшифровки необходимого набора дилатационных (термокинетических) кривых, построенных при различных скоростях охлаждения. После расшифровки полученных кривых на диаграмму в координатах «температура–время охлаждения» наносили кривые при различных скоростях охлаждения. Каждую кривую маркировали определённой величиной скоростей охлаждения. На диаграмме наносили критические температурные точки, отражающие тот или иной тип превращения. Точки объединяли кривыми, ограничивающими области превращений. Таким образом, получали диаграммы превращения аустенита, отражающие процентное соотношение микроструктурных составляющих для конкретного химического состава при данной температуре и скорости охлаждения.

ТКД с результирующими значениями твердости и кривыми охлаждения, построенные по результатам дилатометрических исследований образцов после горячей деформации, приведены в приложении 1 на рисунке 1, полученные значения критических точек и скоростей охлаждения в таблице 17.

На ТКД исследованных сталей при достаточно высоких скоростях охлаждения наблюдается разделение областей диффузионного и бейнитного превращений с четко выраженными минимумами устойчивости переохлажденного аустенита. Как и следовало ожидать, минимальная устойчивость переохлажденного аустенита наблюдается в области бейнитного превращения и определяет критическую скорость закалки хромомолибденовых сталей ($V_{кр}$).

Таблица 17 - Результаты дилатометрических исследований

Система легирования	Марка стали	Критические точки, °С		Температура начала мартенситного превращения (M_H), °С	Критическая скорость охлаждения ($V_{кр}$), °С/с
		A_{c1}	A_{c3}		
Mn-Cr-0,15Mo	26ХМ-1	755	815	380	155
Mn-Cr-0,32Mo	26ХМ-2	756	808	375	127
Mn-Cr-0,53Mo	26ХМ-3	755	800	370	100
Mn-Cr-0,33Mo-0,03Nb	26ХМБ	755	815	372	85
Mn-Cr-0,34Mo-0,04V	26ХМФ	761	800	376	80
Mn-Cr-0,31Mo-0,04V-0,03Nb	26ХМФБ	756	800	375	75

С увеличением содержания в сталях молибдена с 0,15 до 0,53 мас.% устойчивость переохлажденного аустенита возрастает. В области диффузионного превращения такой эффект сопровождается заметным уменьшением скорости охлаждения ($V_{ф}$), исключая образование феррита (приложение 1, рисунок 1). Замедление бейнитного превращения приводит к снижению критической скорости закалки $V_{кр}$ со 155 до 100 град/с. При этом температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита в бейнитной области не изменяется, а верхняя граница этой области несколько снижается. Что касается мартенситной точки M_H , то ее положение практически не зависит от содержания молибдена в стали $M_H=(380 \div 370)$ °С.

При легировании стали с 0,32 мас.% Мо ниобием и ванадием вид ТКД распада переохлажденного аустенита не изменился. Наиболее быстро диффузионное превращение протекало в стали марки 26ХМФ, содержащей ванадий. Судя

по положению минимумов устойчивости переохлажденного аустенита диффузионное превращение в сталях марок 26ХМБ и 26ХМФБ, дополнительно легированных ниобием, развивается с меньшей скоростью, чем в стали марки 26ХМФ. Эти стали имели практически одинаковую величину V_{Φ} .

В области бейнитного превращения легирование ниобием и ванадием несколько увеличило устойчивость переохлажденного аустенита. При этом стали, содержащие эти элементы, имели близкие значения $V_{кр}$ ($85 \div 75$ град/с).

Молибден оказал заметное влияние на формирование зерна аустенита при нагреве на 910 °С. В сталях марок 26ХМ-1 и 26ХМ-2, содержащих 0,15 и 0,32 мас.% Мо, при таком нагреве возникает относительно мелкое зерно (приложение 1, рисунок 2), средний размер которого равен 25 и 20 мкм соответственно (таблица 18). Более мелкое зерно аустенита (средний размер 18 мкм) образуется в стали марки 26ХМ-3 с 0,53 мас.% Мо.

Таблица 18 - Прокаливаемость и размер аустенитного зерна исследованных сталей

Показатель		26ХМ-1	26ХМ-2	26ХМ-3	26ХМБ	26ХМФ	26ХМФБ
Глубина прокаливаемости при, мм	90% мартенсита	5,2	6,4	11,2	10,0	11,1	10,8
	50% мартенсита	6,0	9,6	16,8	20,0	20,6	19,1
Размер аустенитного зерна, мкм		25	20	18	12	21	12

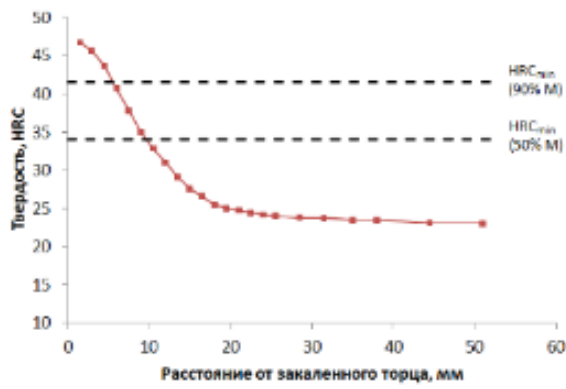
Известно [19], что такие микролегирующие элементы как ниобий и ванадий, по-разному влияют на размер аустенитного зерна, формирующегося при нагреве сталей с невысоким содержанием углерода. Если сталь, легированная ниобием, подвергалась высокотемпературному нагреву и последующей горячей деформации, то часть ниобия выделяется в деформированном аустените в виде частиц карбида NbC. При последующем нагреве в нижнюю часть аустенитной области этот карбид практически не растворяется и может заметно затруднять рост аустенитного зерна. В отличие от NbC карбид VC полностью растворяется в аустените и практически не оказывает влияния на размер зерна. Он выделяется только в процессе или после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Дополнительное легирование стали, содержащей 0,32 мас.% Мо, ванадием в количестве 0,04 мас.% не привело к существенному изменению размера аустенитного зерна при нагреве на 910 °С. Уменьшение среднего размера зерна аустенита до 12 мкм наблюдалось в сталях марок 26ХМБ и 26ХМФБ, содержащих 0,03 мас.% ниобия.

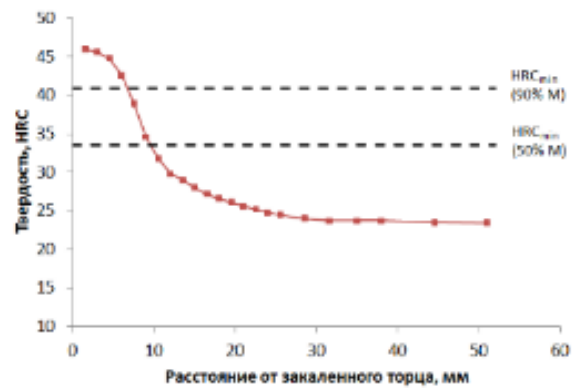
Для определения прокаливаемости использовали метод торцевой закалки. Образцы диаметром 12,5 мм после аустенитизации при 910 °С охлаждали водой в соответствии с ASTM A255. По кривым прокаливаемости (рисунок 18) определяли расстояние от охлаждаемого торца до точек, имеющих твердость, соответствующую наличию в микроструктуре 90 и 50 % мартенсита (L_{90} и L_{50}).

Повышение устойчивости переохлажденного аустенита при увеличении содержания молибдена от 0,15 до 0,53 мас.% сопровождается ростом прокаливаемости хромомолибденовых сталей (таблица 18). Увеличение прокаливаемости происходит и в тех случаях, когда сталь дополнительно легирована ниобием и ванадием. При этом характер легирования сильными карбидообразующими элементами не оказал существенного влияния на глубину прокаливаемости. Микролегирование сталей ванадием и ниобием приводит к уменьшению критической скорости, тем самым повышается прокаливаемость стали, за счёт повышения устойчивости переохлажденного аустенита в области промежуточного превращения. Сравнение доли бейнита (промежуточное превращение) при скорости охлаждения 45 град/с показывает, что в микролегированных сталях она снижается по сравнению с составом 26ХМ-2, что даёт несколько большую твердость на равных расстояниях от торца в пробах Джомени. Вероятно, что такое влияние в значительной степени может быть связано с изменениями средних размеров зерен.

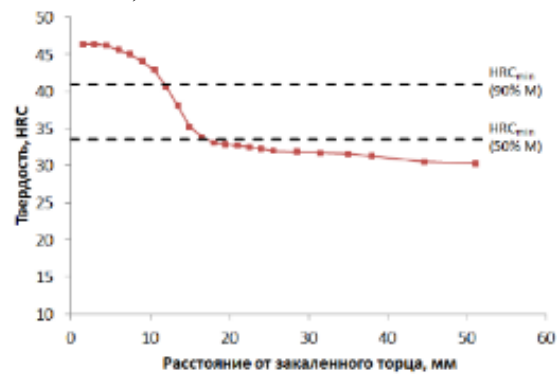
Типичная структура после закалки для опытных сталей представлена на рисунке 19 на примере стали марки 26ХМ-2, получена с помощью растровой электронной микроскопии при увеличении в 1000 и 2000 крат. Микроструктура после закалки представляет собой крупные пакеты бейнитно-мартенситной структуры.



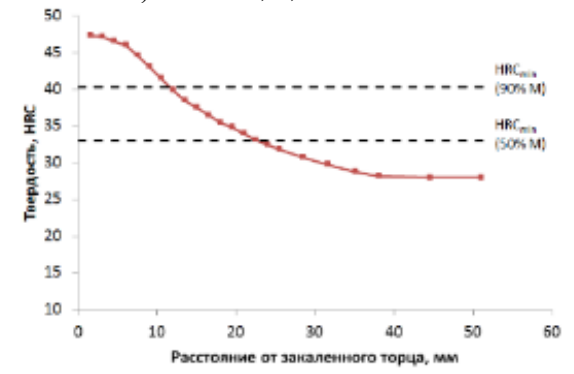
а) 26XM-1; 0,16 мас.% Мо



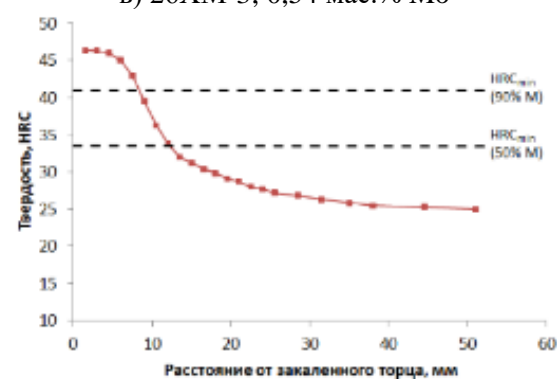
б) 26XM-2; 0,33 мас.% Мо



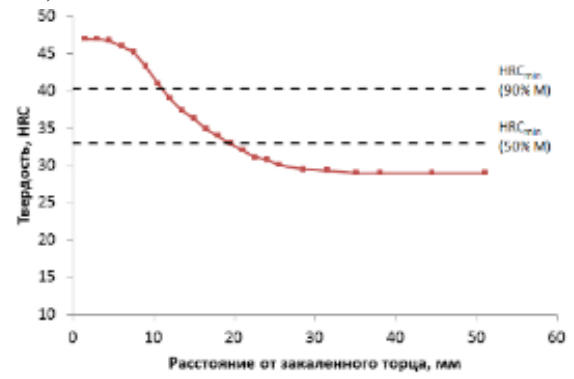
в) 26XM-3; 0,54 мас.% Мо



г) 26XMФ; 0,36 мас.% Мо + 0,04 мас.% V



д) 26ХМБ; 0,35 мас.% Мо + 0,04 мас.% Nb



е) 26ХМФБ; 0,34 мас.% Мо + 0,04 мас.% V + 0,04 мас.% Nb

Рисунок 18 – Кривые прокаливаемости опытных сталей

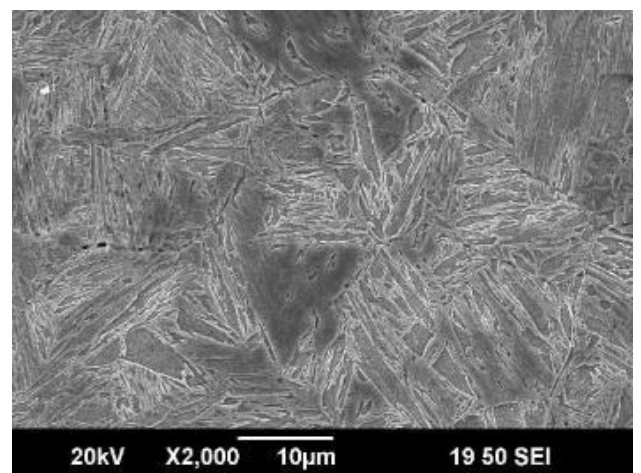
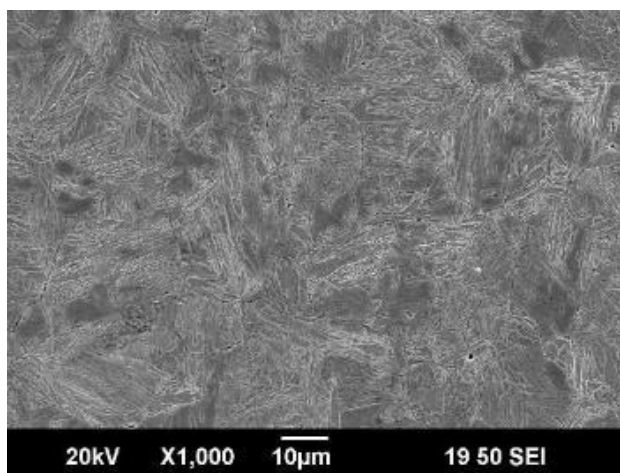
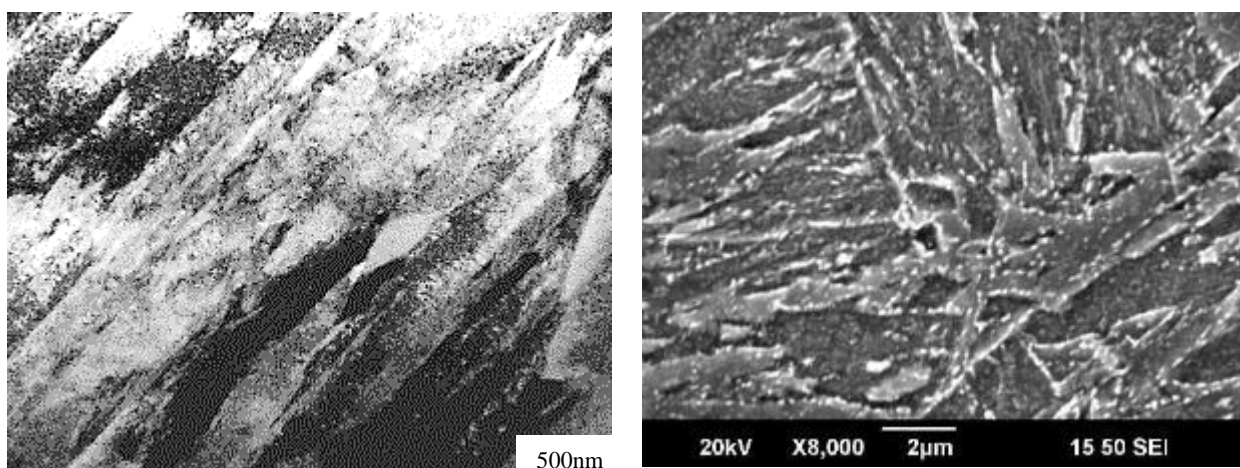


Рисунок 19 – Структура стали марки 26XM-2 после закалки

Как показало термометрирование, центральный слой заготовок, из которого вырезали образцы для механических испытаний, после аустенитизации охлаждается в воде в интервале 800 – 300 °С со средней скоростью 45 град/с. Сопоставление этих данных с ТКД распада переохлажденного аустенита позволяет считать, что при закалке образование феррита не происходит, а формируется бейнитно-мартенситная микроструктура. Исследование микроструктуры подтвердило этот вывод. Оно также показало, что бейнит как и мартенсит имеет реечное строение. Рейки бейнита и мартенсита в основном объединены в пакеты и имеют высокую плотность дислокаций (рисунок 20а).



а

б

Рисунок 20 – Микроструктура стали марки 26ХМ-2

а – закалка (ПЭМ), б – отпуск 600 °С (СЭМ)

После отпуска 600 °С реечное строение микроструктуры сохраняется. На границах реек и внутри них выделяются карбидные частицы цементита, хорошо различимые при относительно невысоких увеличениях в сканирующем микроскопе. Карбиды, выделяющиеся внутри реек имеют, как правило, меньшие размеры, чем те, которые находятся на границах α -фазы (рисунок 20б).

Кроме того, внутри реек α -фазы можно наблюдать дисперсные частицы размерами до 0,2 мкм, преимущественно расположенные на дислокациях. Анализ таких выделений оказался затрудненным. Можно лишь предположить, что этими

частицами являются карбиды MeC (VC, NbC, (Mo, V, Nb)C). В связи с этим отметим, что, судя по данным работы [85], образование специальных карбидов NbC и VC можно ожидать при весьма небольшом содержании Nb и V ($\leq 0,04$ мас.%). Если сталь легирована несколькими карбидообразующими элементами, то при отпуске не исключено образование многокомпонентного карбида MeC [86]. В его состав могут входить Mo, Nb и V. В зависимости от содержания таких элементов как Nb и V карбид по своему составу может «смещаться» в сторону карбидов NbC или VC.

Преимущественное выделение карбидов на дефектах кристаллического строения приводит к закреплению дислокационной микроструктуры, что способствует сохранению при отпуске 600 °C повышенных значений плотности дислокаций и микроискажений кристаллической решетки. Эти параметры тонкой микроструктуры тем выше, чем больше содержание в стали молибдена (таблица 19).

Таблица 19 – Параметры тонкой микроструктуры хромомолибденовых сталей, подвергнутых отпуску при 600 °C

Параметры тонкой микроструктуры	Обозначение стали					
	26ХМ-1	26ХМ-2	26ХМ-3	26ХМБ	26ХМФ	26ХМФБ
Микроискажения, $\Delta a/a \cdot 10^{-3}$	3,73	4,57	5,25	5,54	6,63	7,04
Плотность дислокаций, $\rho \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$	1,80	2,88	3,77	3,72	6,12	7,44

Легирование стали с 0,33 мас.% Мо ниобием и еще в большей мере ванадием способствует сохранению в высокоотпущенном состоянии более высоких значений ρ и $\Delta a/a$. Наибольшая величина плотности дислокаций и микроискажений кристаллической решетки наблюдается у стали, совместно легированной этими элементами. Типичные структуры приведены в приложении 1 на рисунках 3-8 при различных увеличениях.

3.2 Влияние структуры на свойства хромомолибденовых сталей

При отпуске 600 °С изменение прочностных свойств при варьировании легирования коррелирует в частности с изменением плотности дислокаций. Наименьший уровень предела текучести и предела прочности имеет сталь марки 26ХМ-1 с 0,15 мас.% Мо (рисунок 21). С увеличением содержания молибдена до 0,32 мас.%, и тем более до 0,53 мас.%, прочностные характеристики заметно возрастают. Для стали с 0,32 мас.% Мо дополнительный прирост прочности обеспечивает легирование сильными карбидообразующими элементами, причем ванадий в большей мере повышает пределы текучести и прочности, чем ниобий. Если легирование ниобием обеспечивает рост $\sigma_{0,2}$ и σ_B на 99 и 77 МПа, то легирование ванадием – на 169 и 158 МПа соответственно. Наиболее высокий уровень прочностных свойств характерен для стали марки 26ХМФБ, комплексно легированной ниобием и ванадием.

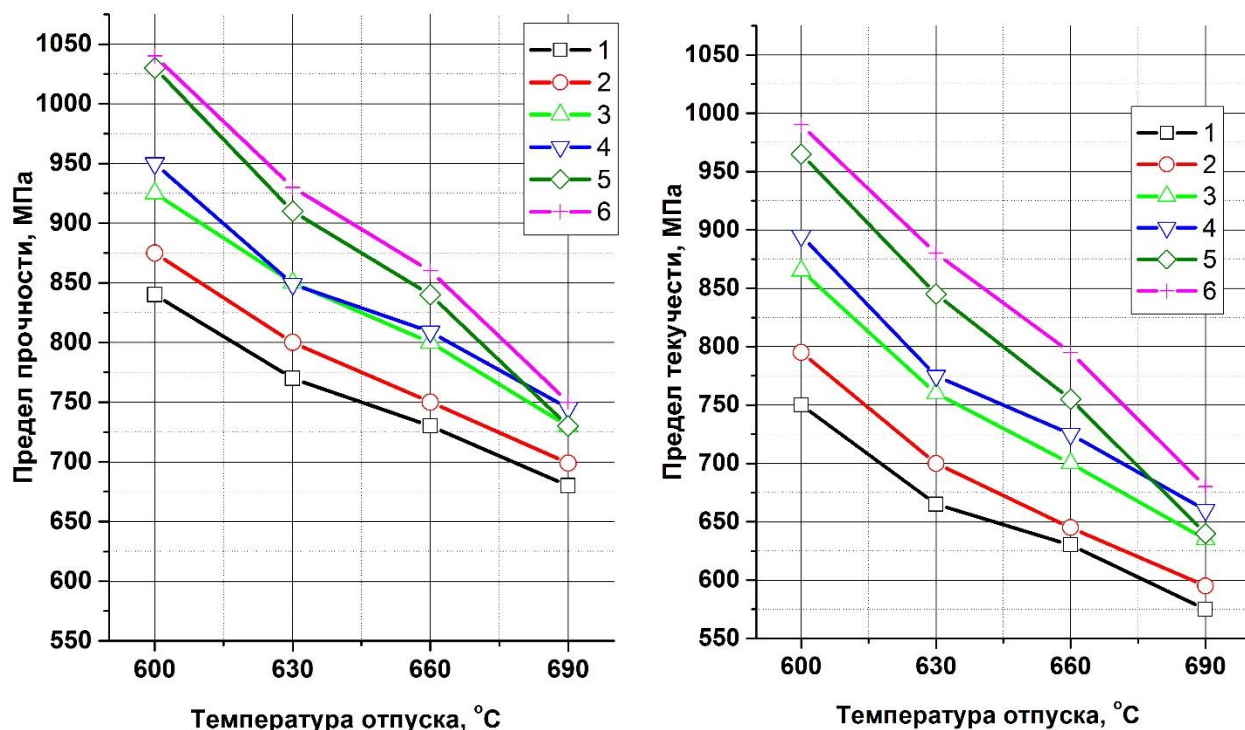


Рисунок 21 – Зависимость прочностных характеристик свойств сталей марок 26ХМ-1 (1), 26ХМ-2 (2), 26ХМ-3 (3), 26ХМБ (4), 26ХМФ (5) и 26ХМФБ (6) от температуры одночасового отпуска

Стали, подвергнутые отпуску при 600 °С, имеют близкие значения характеристик пластичности. Некоторая тенденция к уменьшению относительного удлинения наблюдается лишь у сталей, содержащих ванадий.

В закаленном состоянии часть молибдена в Cr-Mo-сталях должна находиться в α -твердом растворе, повышая энергию атомных связей матрицы и снижая диффузионную подвижность атомов. Некоторая часть молибдена может присутствовать в цементите. Наблюдаемый в высокоотпущенном состоянии рост прочностных характеристик сталей и плотности дислокаций с увеличением содержания молибдена с 0,15 до 0,53 мас.% может быть связан в основном с более существенным затруднением процессов перераспределения и аннигиляции дислокаций, а также с большим замедлением коагуляции легированного цементита. Нельзя исключать, что при отпуске стали с 0,53 мас.% Мо выделяется некоторое количество дисперсных карбидов Mo_2C , что может приводить к определенному развитию дисперсионного упрочнения.

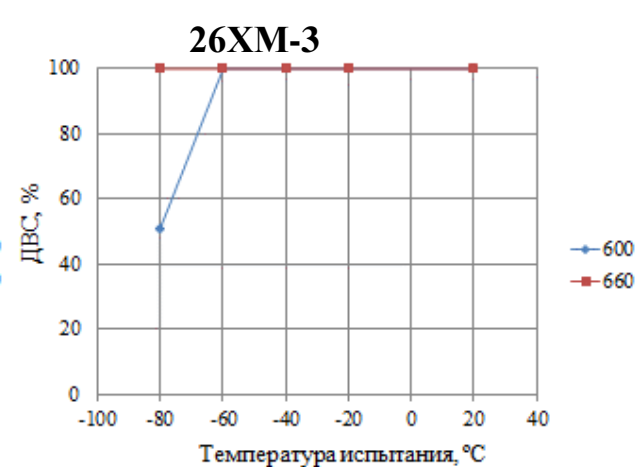
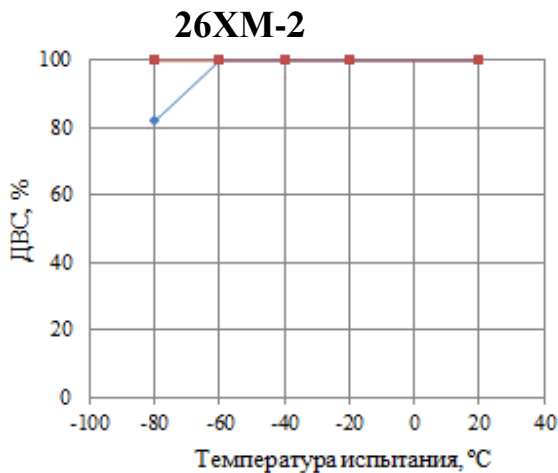
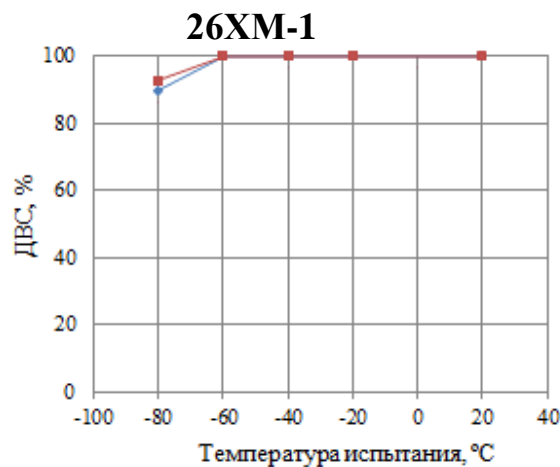
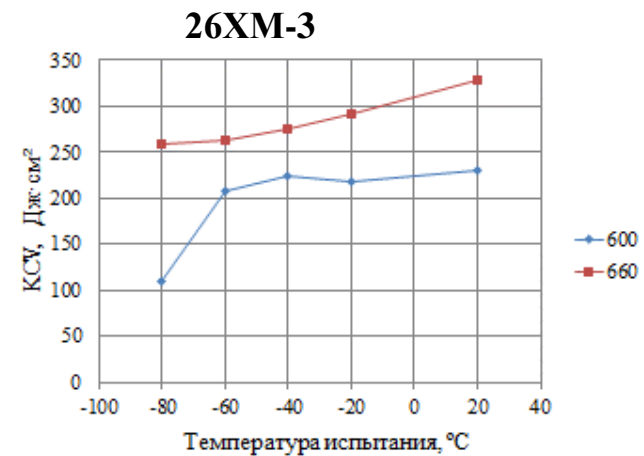
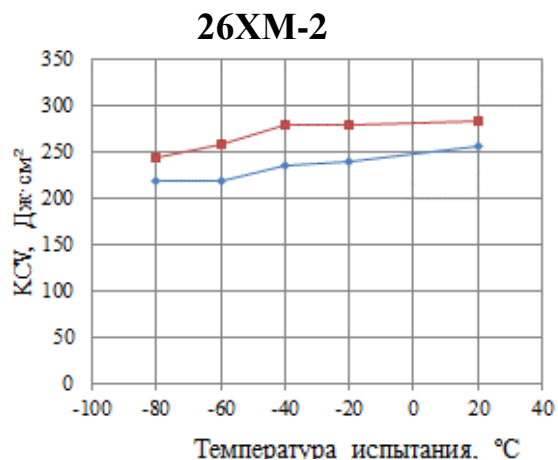
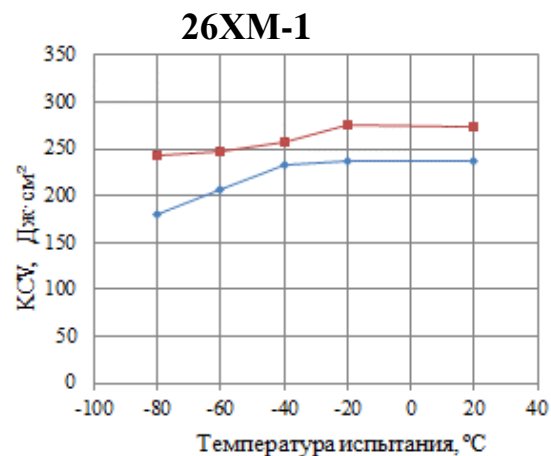
Если придерживаться точки зрения, согласно которой в хромомолибденовых сталях, легированных Nb и V, могут выделяться карбиды MeC , то повышенные прочностные свойства сталей марок 26ХМБ и 26ХМФ, как и высокую плотность дислокаций в них, можно связать с эффектом дисперсионного твердения. Более высокий уровень прочности стали марки 26ХМФ после отпуска при 600 °С по сравнению с 26ХМБ, по-видимому, обусловлен тем, что карбиды VC более дисперсны, чем карбиды NbC . Учитывая, что карбид VC интенсивно растворяется при аустенитизации, можно предполагать, что в твердом растворе закаленной стали марки 26ХМФ концентрация ванадия будет больше, чем концентрация ниобия в стали марки 26ХМБ, а значит, при ее отпуске дисперсионное упрочнение получает большее развитие.

Повышение температуры отпуска с 600 °С до 690 °С сопровождается закономерным снижением прочности и увеличением пластичности. Чем выше температура отпуска, тем меньше у исследованных сталей различия в прочностных свойствах. При этом зависимости пределов текучести и прочности от характера легирования сталей, наблюдаемые при 600 °С, в основном сохраняются вплоть до 690 °С. Исключение составляет лишь сталь марки 26ХМФ. При отпуске на

690 °С она претерпевает заметное разупрочнение и ее пределы текучести и прочности становятся ниже, чем у стали марки 26ХМБ. Есть основания считать, что карбиды ниобия при отпуске коагулируют медленнее, чем карбиды ванадия [86]. Отметим, что резкое снижение предела текучести при высоком отпуске хромо-молибденовой стали, содержащей ванадий, по сравнению со сталью, легированной ниобием, наблюдали в работе [87].

Стали марок 26ХМ-1, 26ХМ-2 и 26ХМ-3 после отпуска при 600 °С имели при комнатной температуре испытания высокую и практически одинаковую ударную вязкость (рисунок 22). При понижении температуры испытания вплоть до минус 80 °С уровень ударной вязкости указанных сталей претерпевал сравнительно небольшое снижение. Исключение составляла сталь марки 26ХМ-3, у которой величина KCV ощутимо уменьшается при понижении температуры испытания от минус 60 до минус 80 °С. Вне зависимости от содержания молибдена повышение температуры отпуска от 600 до 660 °С сопровождалось ростом ударной вязкости во всем исследованном температурном интервале динамического разрушения.

Отметим, что даже при минус 80 °С уровень ударной вязкости сталей марок 26ХМ-1 и 26ХМ-2 практически одинаков. При отпуске 600 °С сталей марок 26ХМБ, 26ХМФ и 26ХМФБ по сравнению со сталью марки 26ХМ-2 имели несколько меньший уровень ударной вязкости при комнатной температуре, который почти не зависел от особенностей их легирования (рисунок 23). Характер изменения ударной вязкости указанных сталей при отрицательных температурах испытания был различным. Ударная вязкость в стали марки 26ХМБ в интервале от плюс 20 до минус 60 °С не претерпевала существенных изменений и заметно снижалась при минус 80 °С. Легирование ванадием привело к смещению интервала вязкохрупкого перехода к более высоким температурам. Заметное снижение ударной вязкости сталей марок 26ХМФ и 26ХМФБ имело место уже при минус 20 ÷ минус 40 °С. Если у стали марки 26ХМБ температура вязкохрупкого перехода T_{50} равнялась минус 75 °С, то у сталей марок 26ХМФ и 26ХМФБ – минус 35 °С. Обобщенные результаты прочностных и вязкопластичных свойств опытных сталей после часового отпуска при температурах 600 и 660 °С приведены в таблице 20.

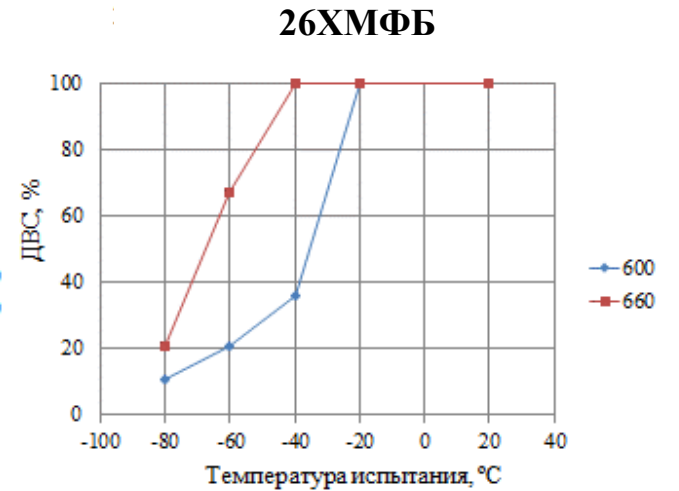
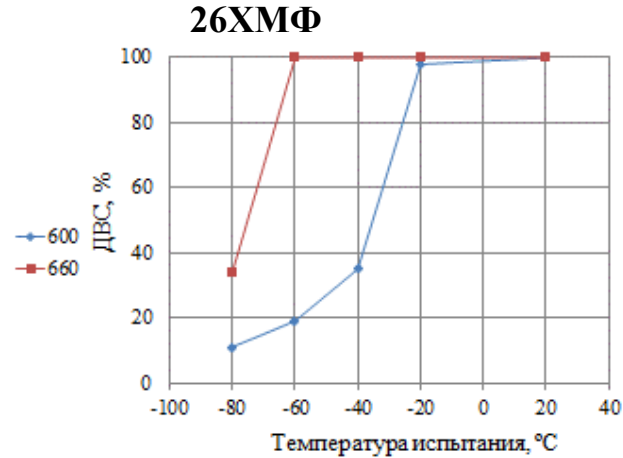
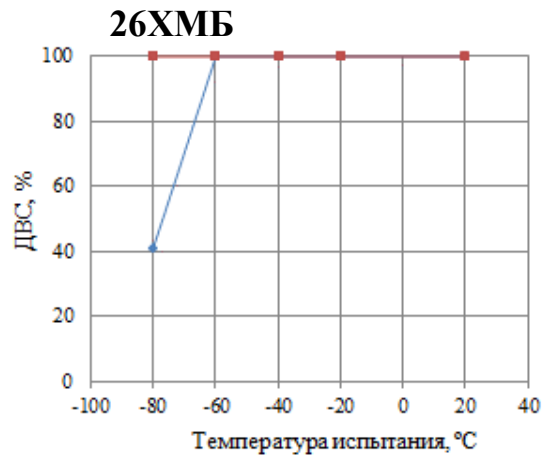
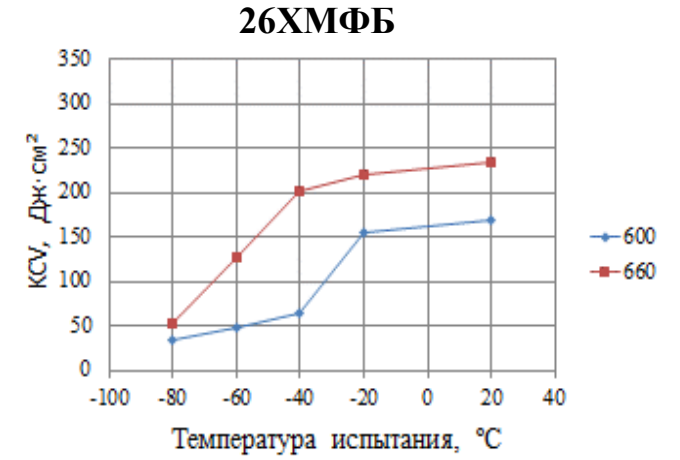
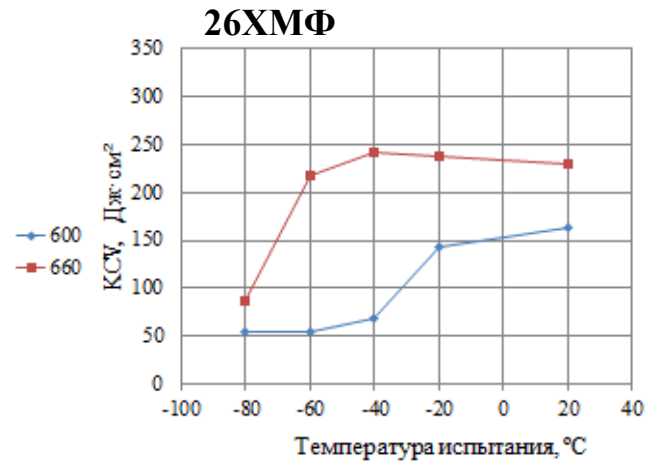
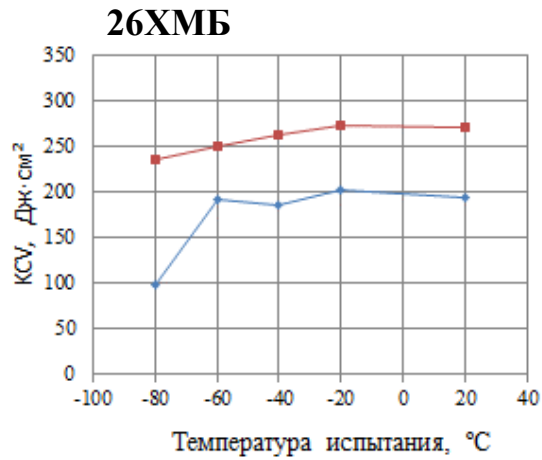


а)

б)

в)

Рисунок 22 - Серийные кривые ударной вязкости сталей марок 26XM-1 (а), 26XM-2(б), 26XM-3(в) подвергнутых отпуску при 600 °C и 660 °C



а) б) в)
 Рисунок 23 - Сериальные кривые ударной вязкости сталей марок 26ХМБ (а), 26ХМФ (б) и 26ХМФБ (в), подвергнутых отпуску при 600 °C и 660 °C

Таблица 20 - Механические свойства опытных сталей после часового отпуска при температурах 600 и 660 °С.

Марка стали	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость по Шарпи при температуре испытаний, Дж/см ²		Температура хладостойкости, °С
					+20°С	-60°С	
Температура отпуска 600 °С							
26ХМ-1	752	839	20	72	238	212	<80
26ХМ-2	791	872	17	73	256	219	<80
26ХМ-3	861	924	16	72	230	207	-80
26ХМБ	890	949	19	71	195	192	-75
26ХМФ	960	1030	15	69	163	55	-35
26ХМФБ	988	1040	16	71	169	48	-35
Температура отпуска 660 °С							
26ХМ-1	631	732	22	74	274	248	<80
26ХМ-2	649	754	24	74	285	260	<80
26ХМ-3	700	797	23	73	329	263	<80
26ХМБ	726	805	21	74	271	251	<80
26ХМФ	755	833	22	73	229	218	-75
26ХМФБ	797	854	20	73	235	159	-70

Проведенные фрактографические исследования на растровом электронном микроскопе были, в ходе которых была изучена поверхность изломов образцов после испытаний на ударный изгиб при температуре минус 60 °С и минус 80 °С.

В случае испытаний при комнатной температуре уровень ударной вязкости после всех исследованных режимов термической обработки увеличивался с увеличением содержания молибдена в сталях. Исключение составляет сталь марки 25ХМФ, легированная ванадием, уровень ударной вязкости которой оказался самым низким. Одинаков был вид микроизломов. Разрушение ударных образцов происходило вязко со значительной утяжкой. Как показали микрофрактографические исследования, изломы имели дуплексное ямочное строение: на поверхности разрушения присутствовали как крупные, так и мелкие ямки. Такой вид излома характерен для вязкого транскристаллитного разрушения, осуществляемого путем зарождения, роста и объединения микропор [88].

Понижение температуры испытания приводит к уменьшению уровня ударной вязкости и сопровождается уменьшением утяжки в изломах образцов. Раз-

рушение стали имеет смешанный характер. В изломах ударных образцов присутствовали участки как вязкого транскристаллитного разрушения, так и хрупкого разрушения квазисколом (приложение 1, рисунки 9 и 10). При минимальных значениях ударной вязкости утяжка на ударных образцах отсутствовала – разрушение происходило хрупко по механизму скола.

Дополнительно для сталей марок 26ХМ-2, 26ХМБ и 26ХМФ, подвергнутых отпуску при 600 °С, были определены работа зарождения и работа распространения трещины при динамическом нагружении при минус 60 °С. Установлено, что стали марок 26ХМ-2 и 26ХМБ имели близкие значения KV_3 и KV_P . Легирование ванадием снизило работу зарождения и еще в большей мере работу распространения трещины в высокоотпущенной стали при динамическом нагружении (таблица 21, рисунок 24).

Таблица 21 – Работа зарождения и работа распространения трещины, определенные при температуре минус 60 °С.

Сталь марки	KV , Дж	KV_3 , Дж	KV_P , Дж
26ХМ-2	158	72	86
26ХМФ	72	44	28
26ХМБ	152	70	82

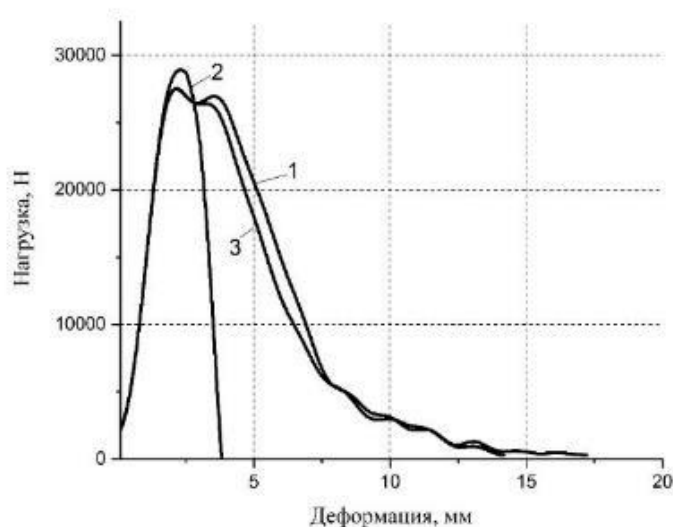


Рисунок 24 – Типичный вид диаграмм ударного нагружения сталей марок 26ХМ-2 (1), 26ХМФ (2), 26ХМБ (3)

При повышении температуры отпуска от 600 °С до 660 °С ударная вязкость сталей, легированных ниобием и ванадием, увеличивается как при комнатной температуре, так и при отрицательных температурах испытания. При этом ударная вязкость при комнатной температуре слабо зависит от характера легирования. В диапазоне температур испытаний от минус 20 до минус 80 °С наибольшую ударную вязкость имеет сталь марки 26ХМБ. Стали, содержащие ванадий, характеризуются меньшим уровнем ударной вязкости. Если после отпуска 600 °С сериальные кривые KCV сталей марок 26ХМФ и 26ХМФБ практически совпали, то после отпуска при 660 °С ударная вязкость при отрицательных температурах испытания у стали с ванадием оказалась несколько выше, чем у стали комплексно легированной ванадием и ниобием.

Таким образом, легирование стали сильными карбидообразующими элементами повышает склонность к хрупким разрушениям хромомолибденовых сталей, причем ванадий оказывает более существенное влияние, чем ниобий.

О хладостойкости сталей, применяемых для изготовления обсадных труб, судят по величине ударной вязкости KCV при -60 °С. Согласно требованиям ТУ 14-3Р-82-2014 хладостойкие трубы высоких групп прочности (Р110 и Q125) должны иметь ударную вязкость KCV, определенную на продольных образцах при -60 °С, не менее 70 Дж/см². Судя по полученным данным, все исследованные стали удовлетворяют этим требованиям, как после отпуска при 600 °С и тем более при 660 °С. Исключение составляют стали марок 26ХМФ и 26ХМФБ, имеющие после отпуска при 600 °С низкие значения KCV⁻⁶⁰.

Представлял интерес выяснить, как стали, имеющие различную склонность к хрупким разрушениям, поведут себя в условиях действия напряжений и агрессивной среды. Испытания, проведенные при напряжении 600 МПа, свидетельствуют, что легирование молибденом от 0,15 до 0,53 мас.% сопровождается не только ростом прочностных свойств, но и снижением времени до разрушения (рисунок 25).

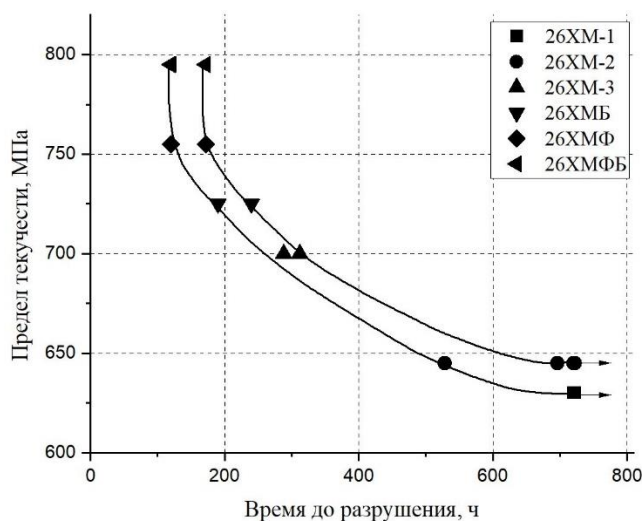


Рисунок 25 – Зависимость времени до разрушения образцов от предела текучести при напряжении на 600 МПа

Наименьшее сопротивление сульфидному растрескиванию под напряжением было характерно для сталей, легированных ниобием и ванадием, имеющих как высокие прочностные свойства, так и пониженное сопротивление хрупким разрушениям.

3.3 Выводы по главе 3

1. Увеличение содержания в хромомолибденовых сталях молибдена от 0,15 до 0,53 мас.% приводит к заметному росту прокаливаемости. Дополнительный рост прокаливаемости стали с 0,32 мас.% Мо достигается при ее легировании ниобием и ванадием в количестве 0,03 ÷ 0,04 мас.%.

2. Увеличение содержания молибдена от 0,15 до 0,53 мас.% обеспечивает заметный рост пределов текучести и прочности хромомолибденовых сталей при отпуске. При этом сохраняется высокий уровень ударной вязкости при отрицательных температурах вплоть до -60 ÷ -80 °С.

3. Легирование ниобием высокоотпущенной стали с 0,32 мас.% молибдена способствует дополнительному повышению прочностных свойств до уровня характерного для стали с 0,53 мас.% молибдена. При легировании ванадием стали,

содержащей 0,32 мас.% молибдена, формируются более высокие прочностные характеристики, чем при легировании ниобием; однако такой эффект наблюдается лишь при отпуске $600 \div 660$ °С. Наибольшее упрочнение стали с 0,32 мас.% молибдена в высокоотпущенном состоянии обеспечивает комплексное легирование ниобием и ванадием.

4. При легировании сильными карбидообразующими элементами ударная вязкость высокоотпущенной стали с 0,32 мас.% Мо заметно изменяется. Присутствие в сталях ванадия приводит к существенному снижению ударной вязкости особенно в области отрицательных температур. Судя по данным испытания при -60 °С легирование ванадием сопровождается снижением работы зарождения и в еще большей мере работы распространения трещины. Легирование ниобием влияет на ударную вязкость стали с 0,32 мас.% Мо в существенно меньшей мере, чем легирование ванадием.

5. Целесообразно для опытно-промышленного опробования использовать сталь марки 26ХМФБ с содержанием молибдена не менее 0,30 мас.% комплексно легированную ниобием и ванадием. Выбор данного химического состава обусловлен необходимостью одновременного получения высоких прочностных характеристик (предел текучести выше 862 МПа) и ударную вязкость КСV, определяемой на продольных образцах при -60 °С, не менее 70 Дж/см².

4. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ

Для производства обсадных труб с пределом текучести до 758 МПа в коррозионно-стойком исполнении традиционно используется хромомолибденовая ($Cr = 1,00 \div 1,20$ мас.%, $Mo = 0,50 \div 0,60$ мас.%) сталь с микролегированием ванадием (до 0,05 мас.%) и ниобием (до 0,05 мас.%) (сталь марки 26ХМФБ-1). Для более высоких групп прочности данная марка не применялась.

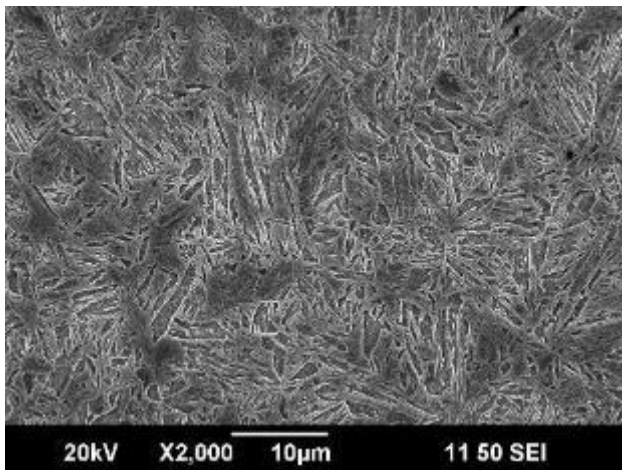
Известно [86,91,103], что для повышения коррозионной стойкости в среде сероводорода необходимо сформировать мелкодисперсную микроструктуру, понизить плотность дислокаций, увеличить температуру отпуска и сохранить требуемую прочность за счет дисперсионного упрочнения. Для достижения данных требований перспективным видится микролегирование стали указанной марки ванадием [87]. Предложенный химический состав стали приведен в таблице 15.

4.1 Микроструктура исследованных сталей

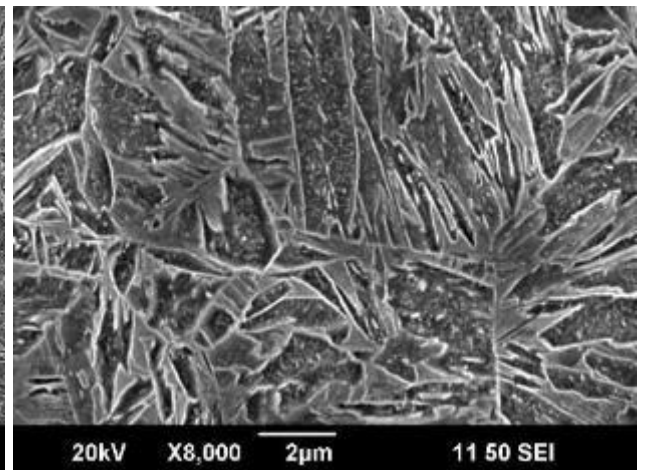
На рисунке 26 представлена микроструктура сталей марок 26ХМФБ-1 и 26ХМФБ-2 в закаленном от 910°C состоянии. Микроструктура сталей представляет собой смесь мартенсита и бейнита.

Размер зерна исходного аустенита определяли на образцах после нагрева на 910 °C с выдержкой 20 минут и последующей закалки в воде (рисунок 27).

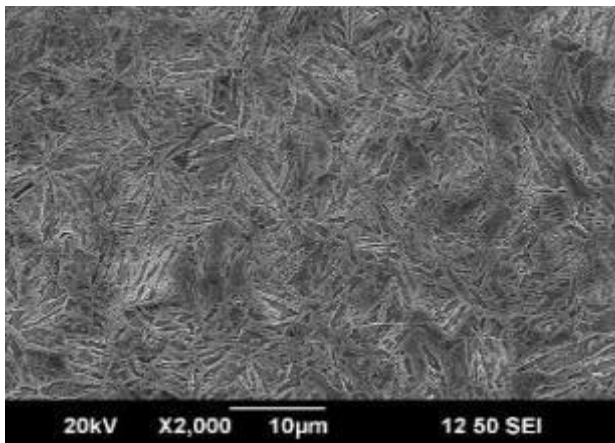
Обе стали характеризуются относительно мелким зерном исходного аустенита. При этом средний размер зерна аустенита в стали марки 26ХМФБ-2 ниже (8 мкм), чем в стали марки 26ХМФБ-1 (11 мкм), что может быть обусловлено повышенным содержанием ванадия и молибдена.



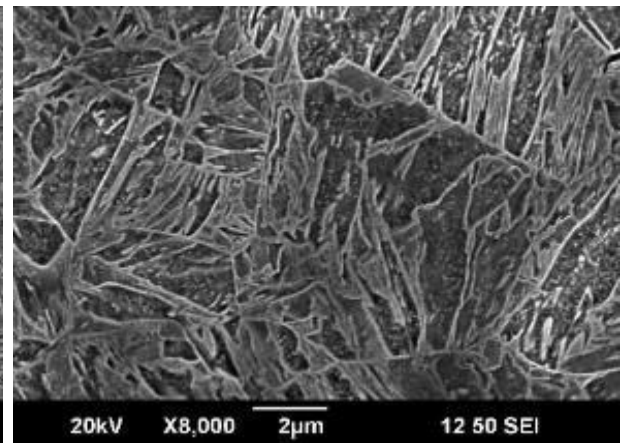
а)



б)

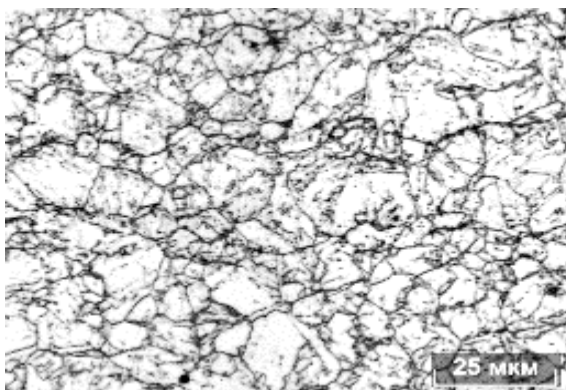


в)

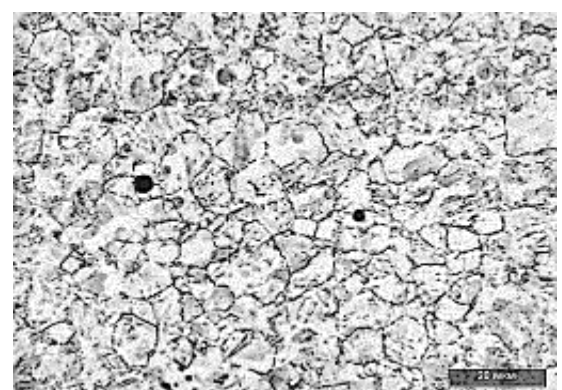


г)

Рисунок 26 – Микроструктура сталей в закаленном состоянии (РЭМ):
а, б – 26ХМФБ-1; в, г – 26ХМФБ-2



а)



б)

Рисунок 27 – Исходное аустенитное зерно после закалки от 910 °С с выдержкой 20 минут и охлаждением в воде: а – 26ХМФБ-1; б – 26ХМФБ-2

Стали нагревали до 910 °С ($A_{c3}+50$ °С) и охлаждали с различными скоростями в диапазоне от 0,5 до 200 °С/с. Термокинетические диаграммы (ТКД) для сталей марок 26ХМФБ-1 и 26ХМФБ-2 представлены на рисунке 28.

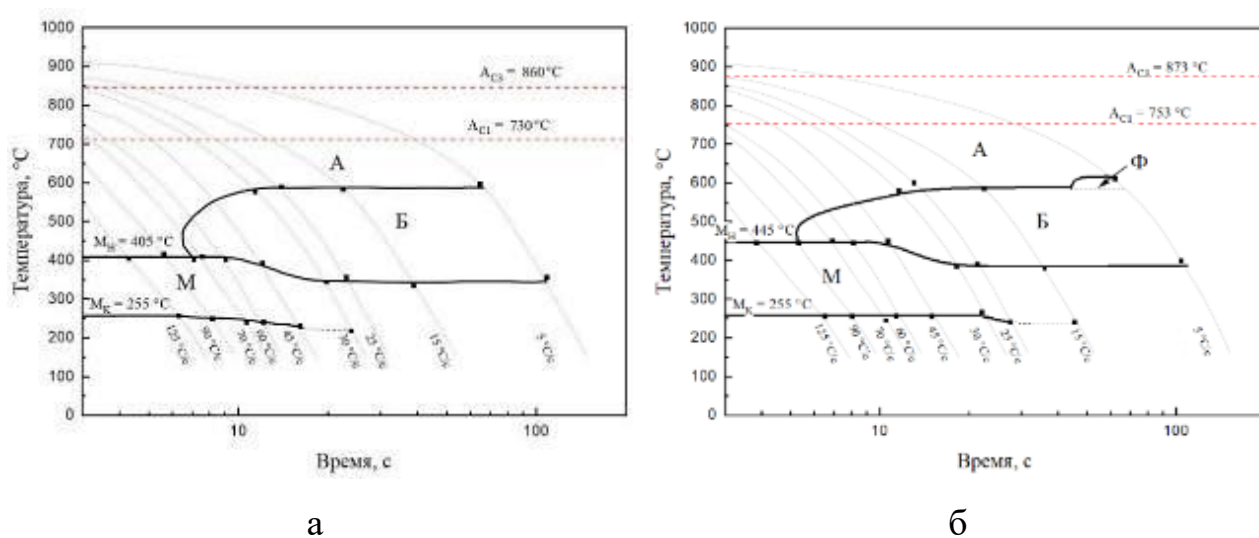


Рисунок 28 – Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита: а – 26ХМФБ-1; б – 26ХМФБ-2

По диаграммам видно, что стали марок 26ХМФБ-1 и 26ХМФБ-2 имеют два близких минимума устойчивости переохлажденного аустенита в области бейнитного превращения. Минимальная устойчивость определяется положением бейнитной области. Это определяется положением критической скорости закалки. Температура начала диффузионного превращения при малых скоростях охлаждения составляет 730 и 753 °С. Необходимо отметить, что сталь марки 26ХМФБ-2 претерпевает ферритное превращение при скоростях охлаждения составляющих ~ 10 °С/с (таблица 22).

Таблица 22 – Температуры и скорости охлаждения начала превращения в металле

Марка стали	Бейнитная область		Мартенситная область
	V_n °С/с	$T_{нб}$ (max), °С	M_n , °С
26ХМФБ-1	≤ 75	≤ 590	~ 405
26ХМФБ-2	≤ 85	≤ 595	~ 445

V_n – скорость охлаждения начала промежуточного превращения;
 $T_{нб}$ – температуры начала промежуточного превращения;
 M_n – температура начала мартенситного превращения.

Минимальная критическая скорость закалки для стали марки 26ХМФБ-2 равна ~ 90 °С/с. Температура начала мартенситного превращения для стали марки 26ХМФБ-1, определенная при построении ТКД на установке Gleeble, составила 405°С, а для стали марки 26ХМФБ-2 - 445°С. Начало промежуточного превращения для стали марки 26ХМФБ-1 соответствует температуре 590°С. Промежуточное превращение в стали марки 26ХМФБ-2 начинается при температуре 595 °С. Из диаграмм видно, что ключевым отличием структурного состояния данных сталей в зависимости от скорости охлаждения является более узкая зона существования бейнита, что указывает на образование меньшей доли бейнита при закалке стали марки 26ХМФБ-2. Данное обстоятельство представляется предпочтительным для формирования однородной мелкодисперсной микроструктуры с повышенными коррозионными свойствами.

Как правило, скорость охлаждения $V_{\text{охл.}}$ труб при закалке в условиях производства соответствует ~ 40 °С/с в интервале температур 800÷300 °С. При сопоставлении ТКД можно видеть, что при закалке будет формироваться мартенситно-бейнитная структура.

Исследование микроструктуры проводили на сталях, подвергнутых закалке и высокому отпуску при 680, 700 и 720 °С с выдержкой 60 минут при охлаждении на воздухе (приложение 2, рисунки 1 – 6).

После отпуска при 680÷720 °С в структуре сталей сохраняются границы реек α -фазы. На этих границах, а также на границах исходного аустенитного зерна присутствуют относительно крупные частицы цементита (до 0,25 мкм), размеры которых несколько увеличиваются с повышением температуры отпуска (рисунок 29, 30). Внутри реек наблюдаются более дисперсные частицы карбида железа и специальных карбидов на основе ванадия и ниобия (около 0,06 мкм). Формирование более крупных частиц цементита по границам реек и исходного аустенитного зерна, по сравнению с размерами карбидов внутри реек, объясняется более высокой диффузионной подвижностью.

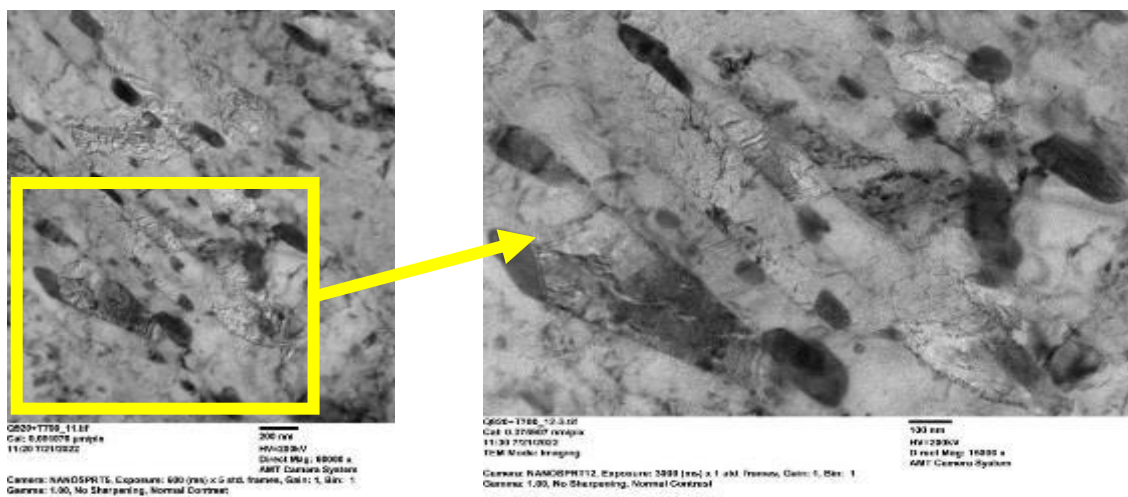


Рисунок 29 – Характерные частицы карбидов железа в образцах исследованных сталей после отпуска при 720°C (ПЭМ)

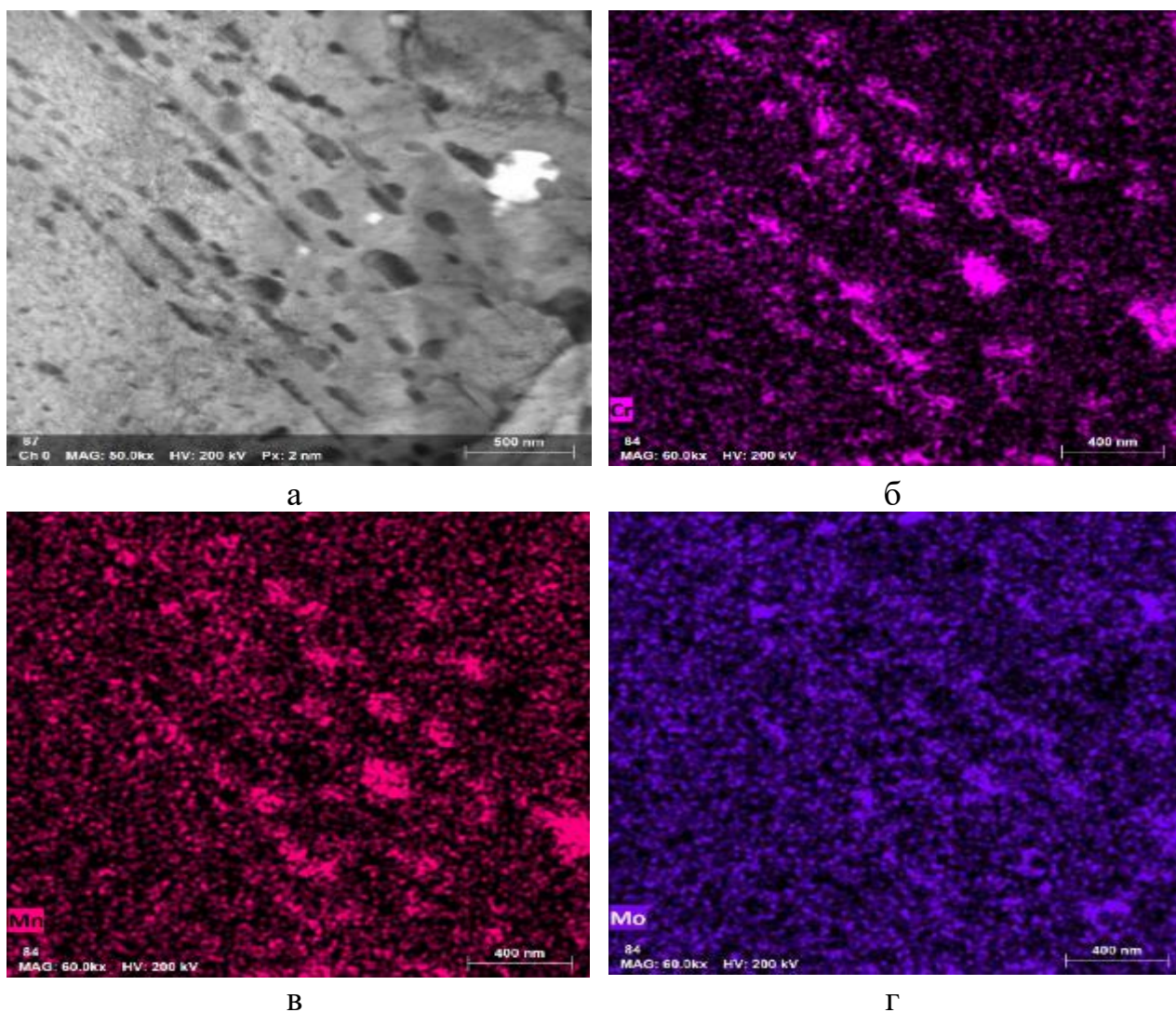


Рисунок 30 – Карбиды железа (а) в стали марки 26ХМФБ-2 после высокого отпуска (720°C) и распределение в них хрома (б), марганца (в) и молибдена(г) (ПЭМ)

При температурах отпуска $680 \div 720^{\circ}\text{C}$ в сталях формируется дисперсный сорбит отпуска со средним размером структурных элементов $3\text{--}5\ \mu\text{m}$, который преимущественно сохраняет реечное строение. Исследование методом EBSD показало, что в обоих сталях формируется субзерна как результат трансформации дислокационной структуры, образовавшейся при закалке. Повышение температуры отпуска ведет к снижению доли малоугловых границ (МУГ), сохраняя при этом морфологию и эквивалентный средний размер структурных элементов (рисунок 31), что указывает на глубокое прохождение процессов полигонизации. Процессы первичной рекристаллизации не наблюдаются. Снижение доли МУГ указывает на укрупнение субзерен и, как следствие, на сокращение протяженности субграниц.

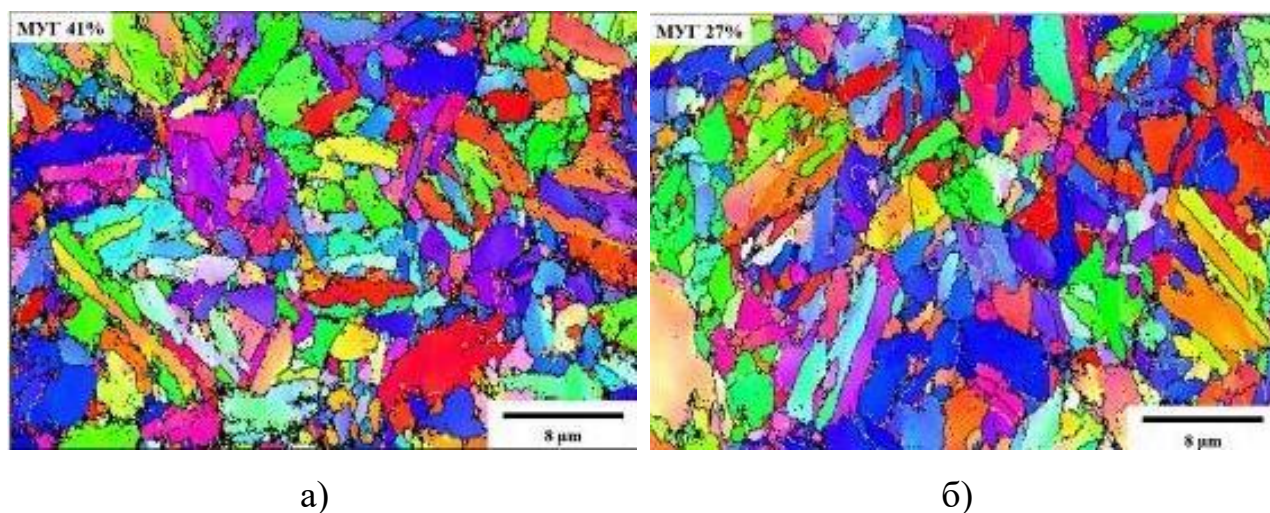


Рисунок 31 – Карты распределения по углам разориентировки границ структурных элементов для стали марки 26ХМФА-2 после отпуска при 680°C (а) и 720°C (б)

В структуре образцов, подвергнутых высокому отпуску, присутствуют частицы цементита, легированного молибденом, хромом и марганцем, а также многокомпонентного карбида MeC . Цементитные частицы имеют размер $200\div 300\ \text{nm}$. Местами их предпочтительного выделения являются границы бывших реек, пакетов и зерен исходного аустенита (рисунок 32). На границах реек, как пра-

вило, частицы цементита мельче, чем на границах пакетов и зерен. С повышением температуры отпуска от 680 до 720°C происходит коагуляция цементитных частиц. Предполагается, что образованию крупных карбидов способствует ускоренная зернограничная диффузия.

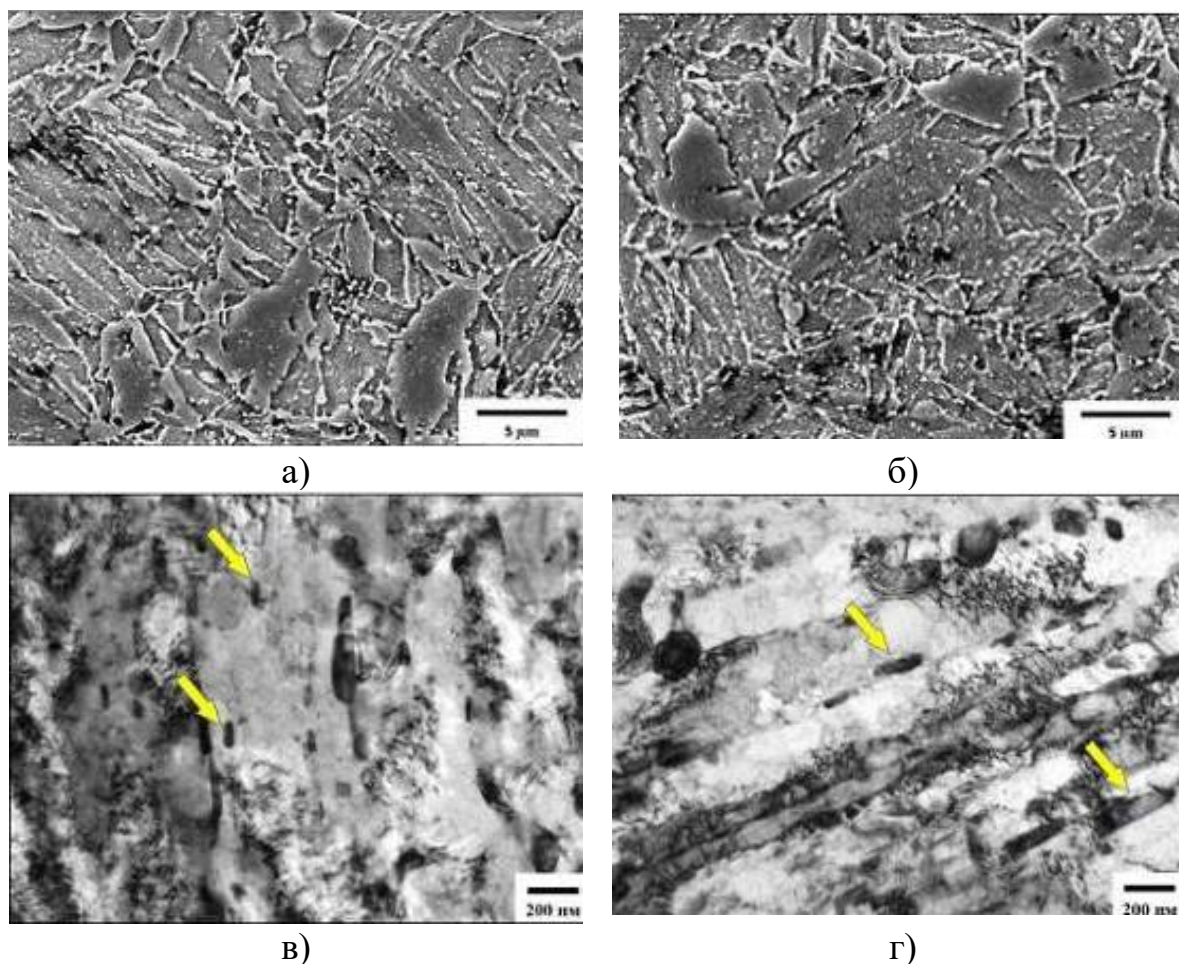


Рисунок 32 – Частицы легированного карбида железа в стали марки 26ХМФБА-2 после отпуска при 680°C (а, в) и 720°C (б, г)

Многокомпонентный карбид MeC образуется при отпуске после выделения цементита. Он содержит V , Mo и Nb , которые имеют малую диффузионную подвижность и контролируют процессы зарождения и роста. Однако при температуре аустенитизации 910°C, вероятно не происходит полного растворения карбидов, на что указывают обнаруженные методом ПЭМ частицы карбидов типа $(Nb, V, Mo)C$ размером $40 \div 60$ нм в закаленных образцах. Выделение карбидов этого типа происходит в основном на дислокациях, границах реек, а также быв-

ших границах зерен аустенита. Его частицы при повышении температуры отпуска от 680 до 720 °С укрупняются незначительно. Даже после отпуска при 720 °С их размеры не превышают 50 ÷ 70 нм, в то время как размер цементитных частиц составляет более 200 нм (рисунок 32).

Таким образом, из приведенных данных следует, что в исследованной хромомолибденовой стали с мартенситной микроструктурой после закалки при высоком отпуске формируются сорбит отпуска с преимущественно речной морфологией структурных элементов матрицы.

Рентгеноструктурные исследования показали, что экспериментальная сталь марки 26ХМФБ-2 после температуры отпуска 680 °С имеет высокие значения ряда параметров тонкой структуры: микроискажения $\Delta a/a$ и плотность дислокаций ρ (таблица 23).

Таблица 23 – Параметры тонкой структуры хромомолибденовых сталей, после отпуска при различных температурах

Температура отпуска, °С	Параметры тонкой структуры	Обозначение стали	
		26ХМФБ-1	26ХМФБ-2
680	Микроискажения, $\Delta a/a \cdot 10^{-3}$	3,9	7,4
700		3,0	5,3
720		2,4	4,8
680	Плотность дислокаций, $\rho \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$	0,7	3,3
700		0,4	1,7
720		0,2	1,5

С повышением температуры отпуска наблюдается закономерное снижение параметров микроискажений и плотности дислокаций, однако при этом в стали марки 26ХМФБ-2 эти характеристики сохраняются на более высоком уровне до температуры 720 °С, чем в стали марки 26ХМФБ-1. Это указывает на повышенную термостабильность стали марки 26ХМФБ-2.

4.2 Механические свойства в высокоотпущенном состоянии

После отпуска при 680 °С прочностные свойства сталей существенно различались (рисунок 33). Наименьший уровень предела текучести и предела прочности имеет сталь марки 26ХМФБ-1. Повышение температуры отпуска от 680 до 720 °С вне зависимости от химического состава сопровождается закономерным снижением предела текучести ($\sigma_{0,7}$) и временного сопротивления (σ_B). При этом для экспериментальной стали в отпущенном состоянии прочностные свойства коррелируют с изменением микроискажений кристаллической решетки и плотности дислокаций: увеличению $\sigma_{0,7}$ и σ_B соответствует рост $\Delta a/a$ и ρ [89]. Для отпущенных сталей характерны высокие отношения $\sigma_{0,7}/\sigma_B$, мало изменяющиеся с повышением температуры отпуска. Пластичность, относительное удлинение и относительное сужение с повышением температуры отпуска несколько возрастают. При этом для стали, обладающей высокой прочностью, наблюдается уменьшение пластичности. Результаты механических испытаний исследованных сталей после закалки и высокого отпуска в интервале температур 680÷720 °С, представлены в таблице 24.

Таблица 24 – Механические характеристики исследуемых сталей после отпуска в интервале температур 680 ÷ 720 °С

Марка стали	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Соотношение $\sigma_{0,7}/\sigma_B$	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкости по Шарпи при температуре 20° С, Дж/см ²	Температура хладостойкости, °С
Температура отпуска 680 °С							
26ХМФБ-1	896	958	0,94	19	67	219	< -80
26ХМФБ-2	1000	1034	0,98	16	62	200	< -65
Температура отпуска 700 °С							
26ХМФБ-1	791	887	0,89	20	68	228	< -80
26ХМФБ-2	862	906	0,95	18	67	228	< -80
Температура отпуска 720 °С							
26ХМФБ-1	750	818	0,92	21	71	243	< -80
26ХМФБ-2	784	841	0,93	20	69	251	< -80

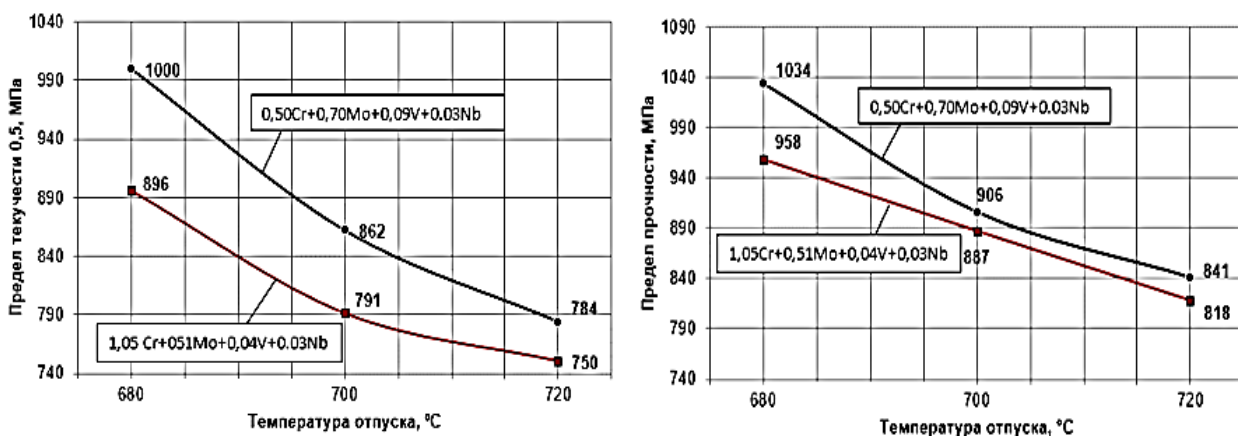


Рисунок 33 – Зависимость прочностных характеристик сталей марок 26ХМФБ-1 и 26ХМФБ-2 от температуры отпуска

В отпущенном состоянии прочностные свойства при легировании коррелируют с изменением микроискажений кристаллической решетки и плотности дислокаций.

С целью оценки влияния химического состава и температуры отпуска на хладостойкость исследуемых сталей проводили испытания на ударный изгиб на продольных образцах. Для исследуемых сталей были построены сериальные кривые ударной вязкости и доли вязкой составляющей в интервале температур от плюс 20°C до минус 80°C. (рисунок 34, 35). Для стали марки 26ХМФБ-1 доля вязкой составляющей на всех испытанных образцах в интервале температур от плюс 20°C до минус 80°C вне зависимости от температуры отпуска составила 100%.

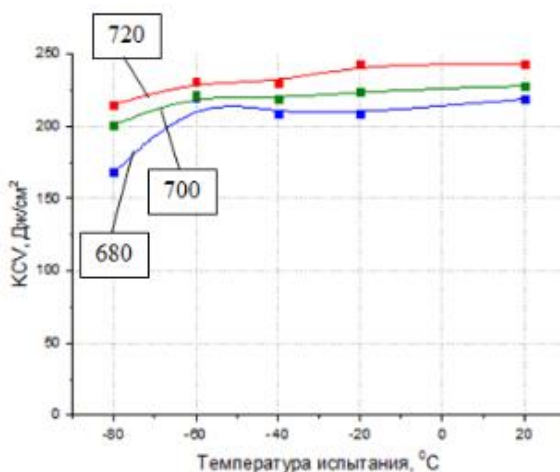


Рисунок 34 – Сериальные кривые ударной вязкости стали марки 26ХМФБ-1

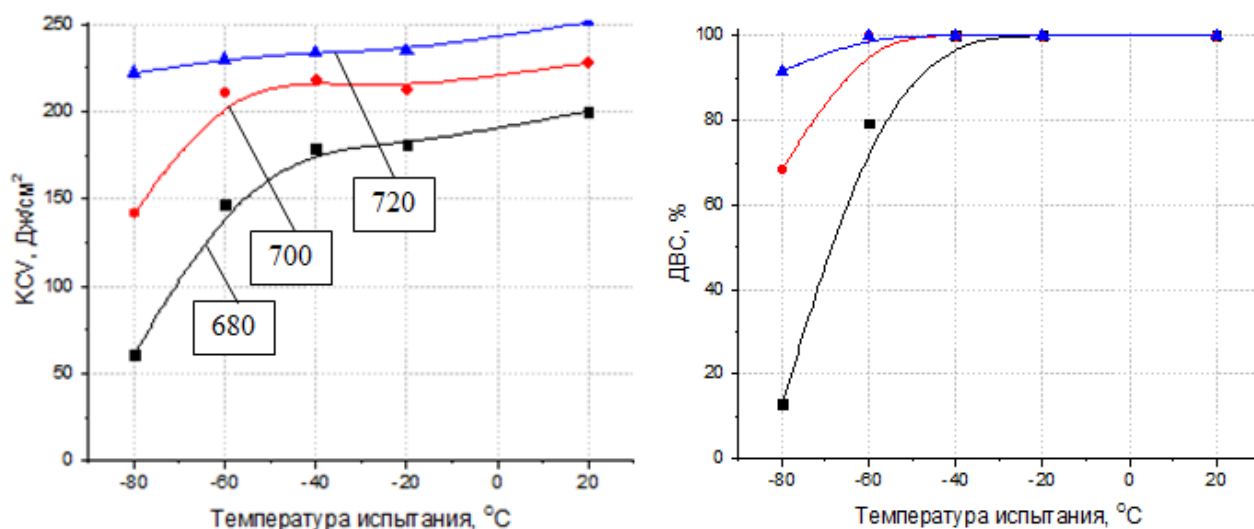


Рисунок 35 – Сериальные кривые ударной вязкости и доли вязкой составляющей стали 26ХМФБ-2

Исследуемые стали в высокоотпущенном состоянии в случае испытаний при комнатной температуре имеют высокий уровень ударной вязкости. С повышением температуры отпуска от 680 до 720°C ударная вязкость возрастает, при чем во всех случаях у экспериментальной стали была несколько ниже, чем у серийной стали марки 26ХМФБ-1.

Разрушение ударных образцов происходило по вязкому механизму путем зарождения, роста и объединения микропор [88]. Как показали микрофрактографические исследования на поверхности разрушения присутствовали как крупные, так и мелкие ямки.

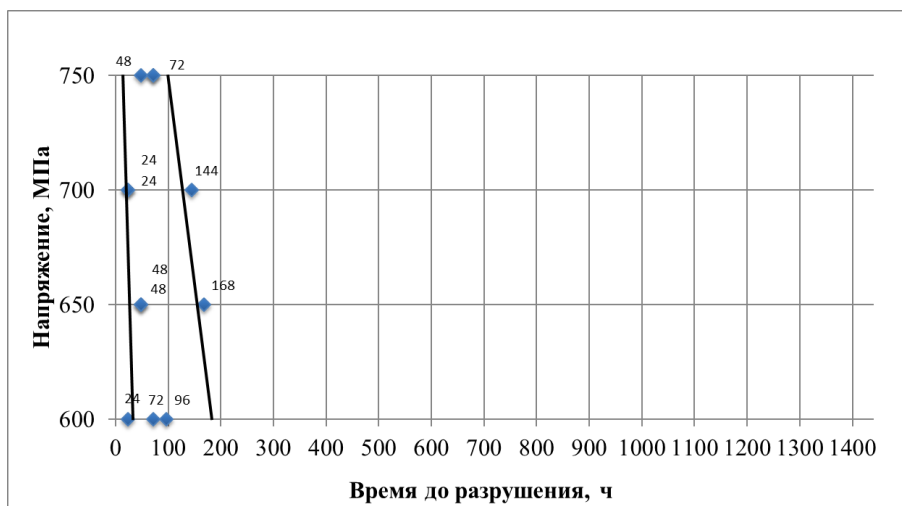
Понижение температуры сопровождается уменьшением утяжки в изломах образцов. Разрушение стали имеет смешанный характер. В изломах ударных образцов присутствовали участки, как вязкого разрушения, так и хрупкого разрушения квазисколом (приложение 2, рисунки 7-12). При минимальных значениях ударной вязкости утяжка на ударных образцах отсутствовала – разрушение происходило по хрупкому транскристаллитному механизму. Для стали марки 26ХМФБ-1, отпущенной при температурах 700 и 720°C, понижение температуры испытания приводит к незначительному снижению ударной вязкости до температуры испытания минус 80°C, а с понижением температуры отпуска до 680°C

происходит снижение как уровня верхнего шельфа сериальной кривой по сравнению с образцами после отпуска при 700 и 720 °С, так и резкий спад ударной вязкости при минус 80 °С (рисунок 34). У образцов из стали марки 26ХМФБ-2, отпущенных при 680 °С наблюдается более резкое снижение ударной вязкости. Эта способность сохраняется до температур отпуска 700 °С, включительно (рисунок 35). Для обеих сталей при всех температурах отпуска в интервале 680÷720 °С температура вязкого-хрупкого перехода T_{50} лежит ниже минус 80 °С. Исключение составляет сталь 26ХМФБ-2 отпущенная при 680 °С, у которой температура вязко-хрупкого перехода $T_{50} =$ минус 65 °С.

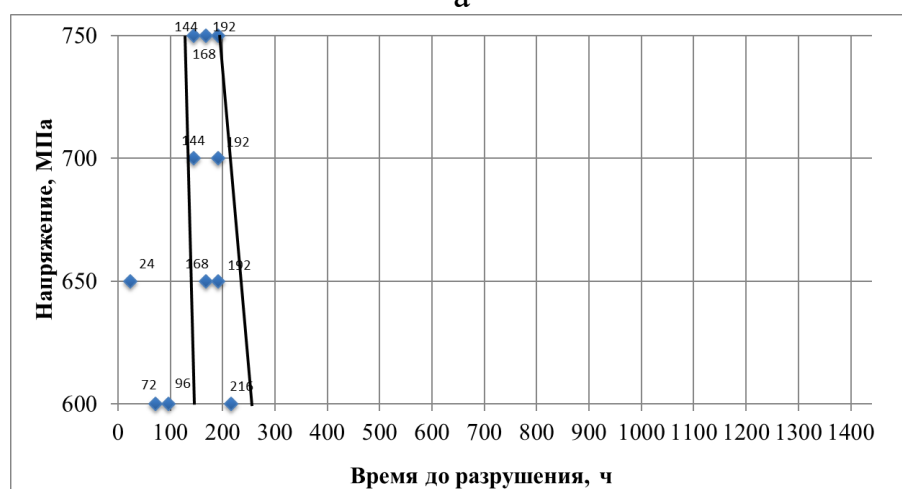
4.3 Оценка сопротивления сульфидному растрескиванию под напряжением исследованных сталей

Результаты испытания на СРН (метод А NACE ТМ0177) приведены на рисунке 36, 37. Сталь марки 26ХМФБ-1 после отпуска при температуре 680 °С имеет пониженное сопротивление СРН. Повышение температуры отпуска до 700 °С не увеличивает время до разрушения и лишь после 720 °С заметно наблюдается повышение времени до разрушения при нагрузке 600 МПа.

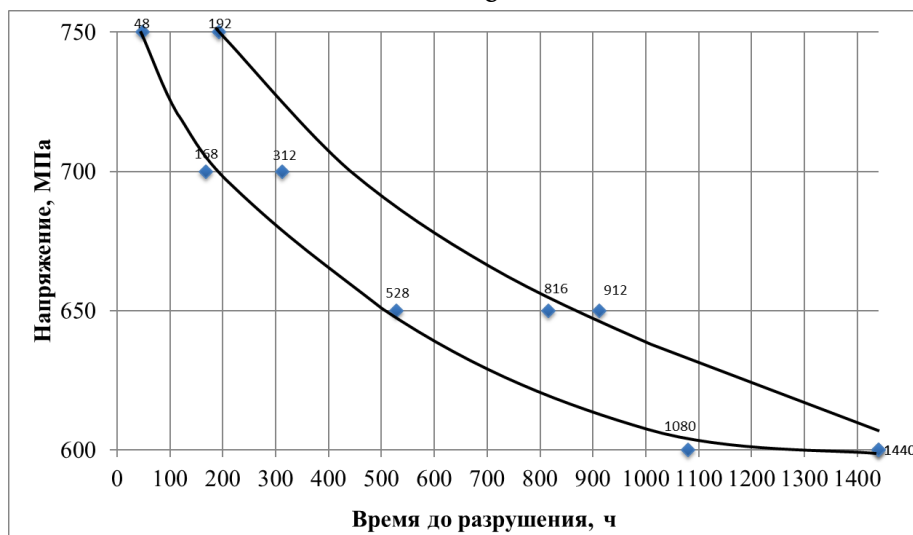
При испытаниях образцов из стали марки 26ХМФБ-2 на склонность к сульфидному растрескиванию установлено, что отпуск при 680 °С не обеспечил высокую стойкость стали: время до разрушения мало зависело от коэффициента нагрузки K и не превышало 120 ч (рисунок 37). Сопротивление сульфидному растрескиванию возросло при повышении температуры отпуска до 700 °С. Следует отметить, что в этом случае значительный рост времени до разрушения имеет место лишь в нижней части исследуемого интервала изменения коэффициента нагрузки. Наиболее высокое сопротивление коррозионному растрескиванию наблюдается после отпуска при 720 °С. Напряжение, при котором не происходит разрушение образцов ранее 720 ч, условно принято за пороговое, а при повышении температуры отпуска от 700 до 720 °С оно увеличивается на 100 МПа (с 600 до 700 МПа).



а

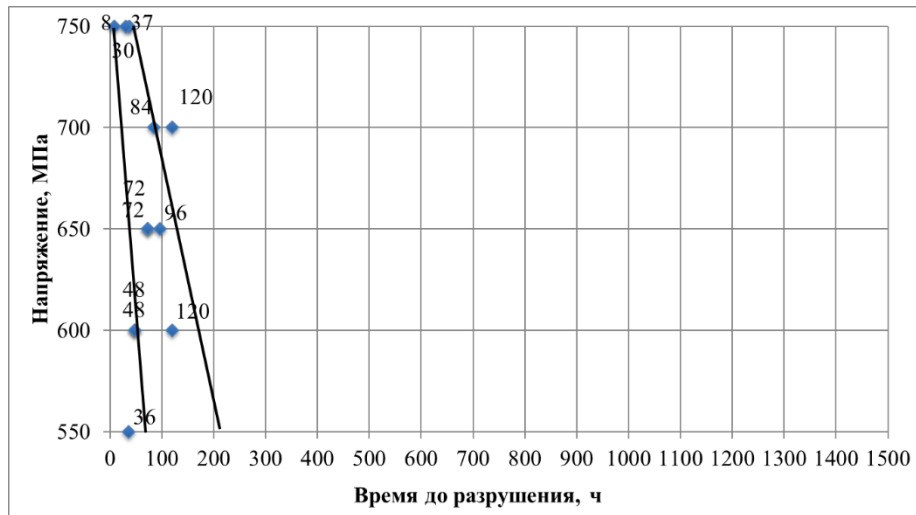


б

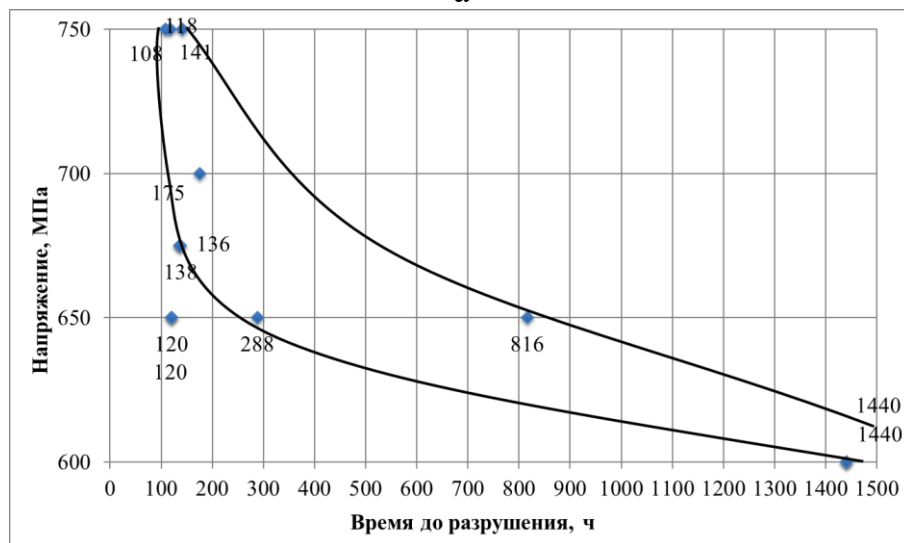


в

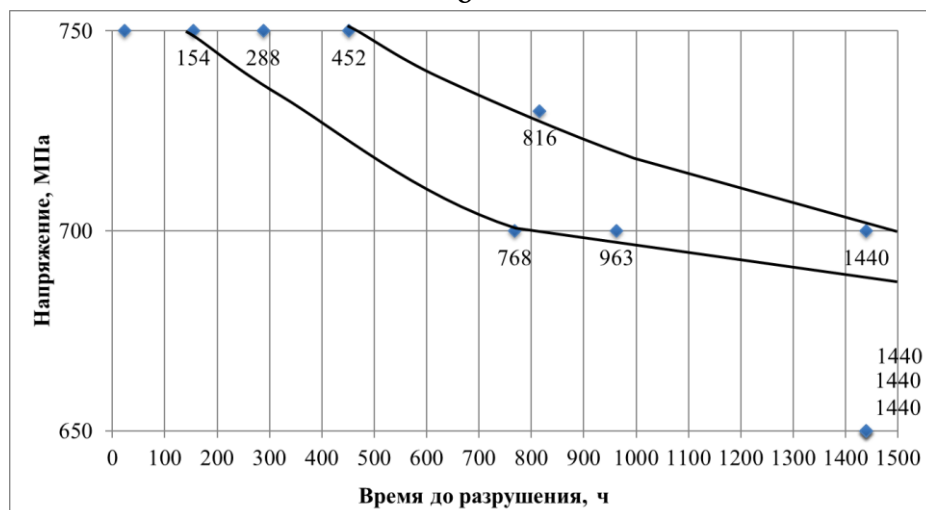
Рисунок 36 – Зависимость времени разрушения образцов из стали марки 26ХМФБ-1 от нагрузки при различной температуре отпуска: а – отпуск 680 °С, б – отпуск 700 °С, в – отпуск 720 °С



а



б



в

Рисунок 37 – Зависимость времени разрушения образцов из стали марки 26ХМФБ-2 от нагрузки при различной температуре отпуска: а – отпуск 680 °С, б – отпуск 700 °С, в – отпуск 720 °С

После испытаний при $K = 0,92 \div 0,98$ был исследован характер разрушения образцов. На поверхности образцов, отпущенных при $700 \div 720$ °С, во время их нахождения под нагрузкой возникали неглубокие широкие трещины (рисунок 38). В образцах, подверженных отпуску при 680 °С, обнаружено присутствие одиночных тонких трещин (рисунок 39). Несмотря на кратковременность испытаний, они имели достаточно большую протяженность. Эти данные могут свидетельствовать о том, что после такого отпуска сталь при нагружении в коррозионно-активной среде имеет повышенную склонность к хрупким разрушениям.

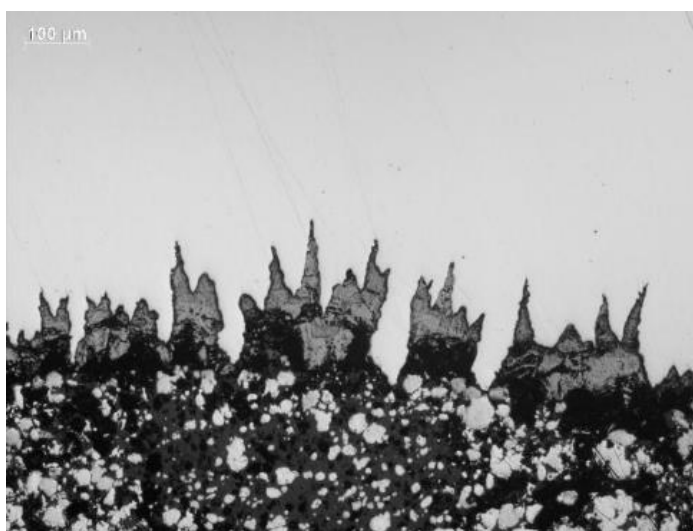


Рисунок 38 – Вид поверхности (поперечный шлиф) образцов из стали марки 26ХМФБ-2 после испытаний на СРН с термической обработкой закалка 910 °С + отпуск 720°С

После отпуска при 680 и 720 °С оценивали сопротивление распространению трещины в сероводородсодержащей среде при испытаниях по методу D NACE TM0177. Установлено, что критический коэффициент интенсивности напряжений K_{ISSC} после отпуска при 680°С был значительно ниже, чем после отпуска при 720 °С (21,5 по сравнению с 39,4 МПа·м^{1/2}). Что касается абсорбированного водорода, то его концентрация была более чем в 3 раза выше в образцах, отпущенных при 680°С, по сравнению с образцами, отпущенными при температуре 720 °С (2,47 и 0,79 мл/100 г соответственно). Известно, что чем выше плот-

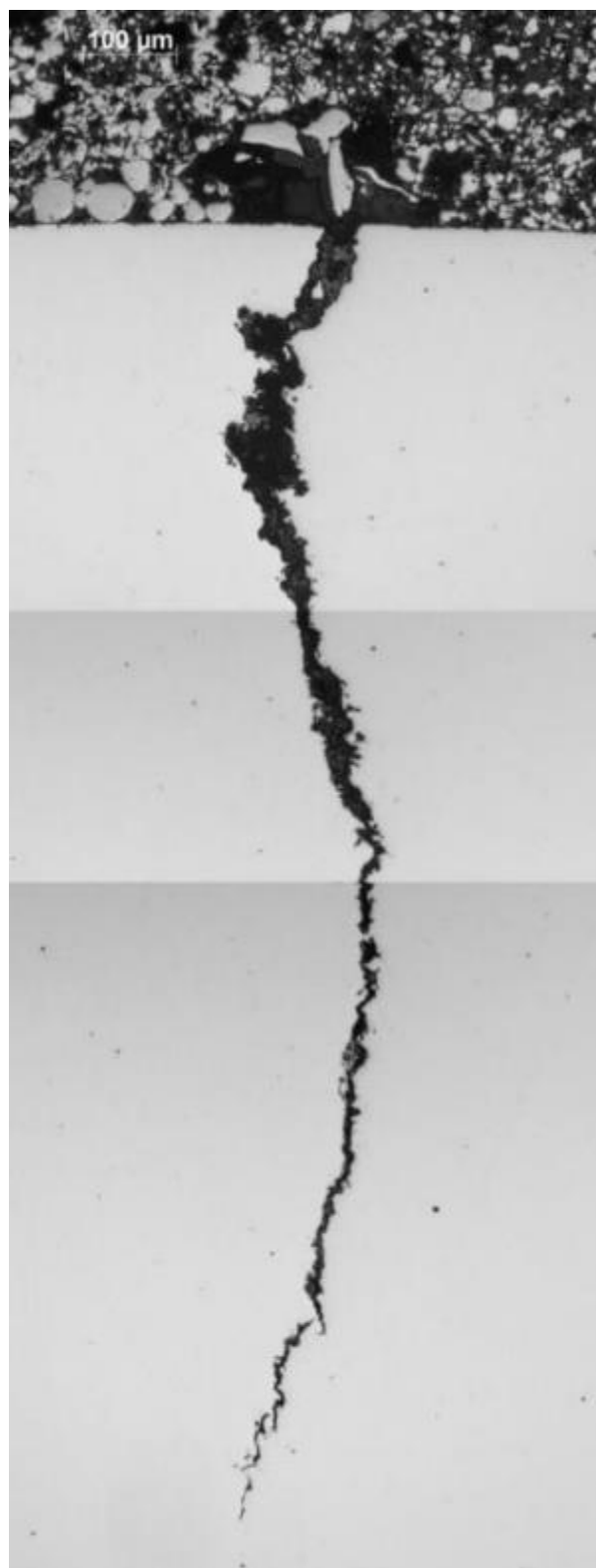


Рисунок 39 – Вид поверхности разрушенных образцов из стали марки 26ХМФБ-2 после проведения испытаний по NACE TM0177 с термической обработкой закалка 910 °С + отпуск 680 °С

ность дислокации, тем металл в большей мере абсорбирует водород, от количества которого зависит восприимчивость к растрескиванию [94]. Именно после отпуска при 680 °С наблюдается наиболее развитая дислокационная структура, приводящая к повышенному содержанию абсорбированного водорода и, соответственно, малому сопротивлению СКРН. Низкая стойкость к СКРН связана также и с повышенной склонностью стали, отпущенной при 680 °С, к хрупким разрушениям, что обусловлено как высокой плотностью дефектов кристаллического строения, так и развитием дисперсионного упрочнения. Наблюдаемые при повышении температуры отпуска от 680 до 720 °С снижение плотности дислокаций и доли малоугловых границ, коагуляция карбидных фаз способствуют уменьшению концентрации абсорбированного водорода и росту сопротивления СКРН.

Если для стали марки 26ХМФБ-1 заметное сопротивление разрушению реализуется при 80 % от предела текучести для группы прочности С110 по API Spec 5CT, то для стали марки 26ХМФБ-2 тот же эффект наблюдается при нагрузке 90% от предела текучести. При этом важно отметить, что согласно требованиям заказчиков сталь должна обладать высокой стойкостью при нагрузке не менее 80% от предела текучести.

Полученные результаты однозначно указывают, что для опытного опробования необходимо использовать сталь марки типа 26ХМФБ-2, отличающаяся более высокой стойкостью к сульфидному растрескиванию, чем сталь марки 26ХМФБ-1. Но следует также провести исследования по влиянию температуры аустенитизации на механические свойства и коррозионную стойкость стали марки 26ХМФБ-2, для оптимального выбора режима улучшающей термообработки.

4.4 Влияние температуры аустенитизации на свойства хромомолибденовой стали марки 26ХМФБ-2

4.4.1 Микроструктура исследованной стали после закалки

Аустенитизация с выдержкой 30 минут осуществлялась при 910, 950, 1000, 1050 и 1100 °С. Представлялось важным оценить размер исходного аустенитного зерна при указанных условиях. Размер зерна определяли на образцах, охлажденных в воде. Результаты статистической обработки данных и структуры представлены в таблице 25. Характер изменения размера аустенитного зерна при нагреве можно также проследить на рисунке 40. Из полученных данных следует, что в интервале температур 910÷1000 °С размер зерна изменяется незначительно. Заметный рост зерна наблюдается после нагрева 1050 °С. Максимальный размер зерна характерен для температуры аустенитизации 1100 °С.

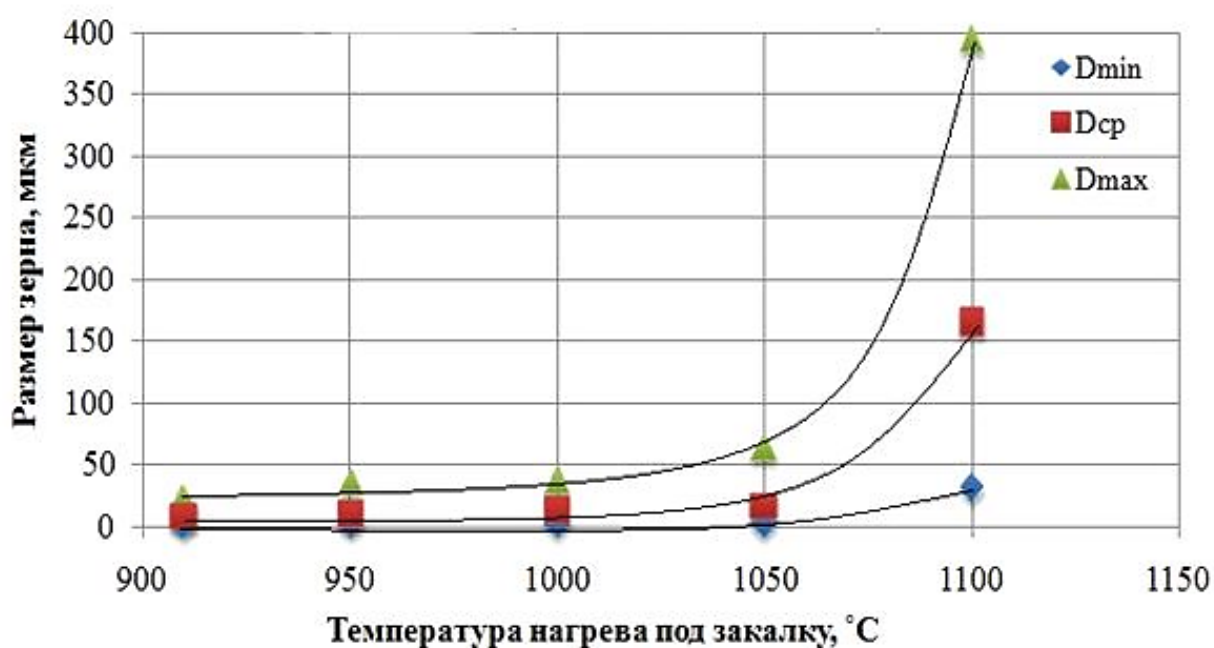


Рисунок 40 – Зависимость размера аустенитного зерна от температуры нагрева

Таблица 25 – Результаты статистического анализа размеров аустенитного зерна исследуемой стали после нагрева на 910÷1100 °С с выдержкой 30 минут и охлаждением в воде

Температура нагрева под закалку, °С	Минимальный размер, мкм	Максимальный размер, мкм	Средний размер, мкм
910	2,2	23,0	9,4
950	2,3	31,2	11,3
1000	2,7	33,2	13,5
1050	3,1	52,4	17,3
1100	31,5	390,0	165,5

Образцы, закаленные от 910÷1100 °С, характеризуются наличием кристаллографически упорядоченных структур (приложение 2, рисунки 13-15). Основными их структурными составляющими является бейнит и мартенсит.

Формирование при закалке в воде бейнитно-мартенситной структуры подтверждает и анализ приведенной в работе [90] ТКД распада переохлажденного аустенита стали, близкой по химическому составу к исследуемой стали марки 26ХМФБ-2 (рисунок 28б). Судя по данным работы [77], в интервале 800÷300 °С центр заготовок сечением 12×11 мм охлаждается в воде со скоростью порядка 35 °С/с. Как видно из рисунка 28б при такой скорости охлаждения образование продуктов диффузионного превращения переохлажденного аустенита не происходит и в структуре должен присутствовать лишь бейнит и мартенсит.

Качественная оценка позволяет считать, что преобладающей структурной составляющей является бейнит. Бейнит как и мартенсит имеет реечное строение. Рейки бейнитной α -фазы также, как и рейки мартенсита преимущественно объединены в пакеты. Повышение температуры аустенитизации сопровождается закономерным увеличением размеров пакетов мартенсита и бейнита, а также их кристаллов.

Рентгенофазовый анализ показал, что вне зависимости от режима аустенитизации количество остаточного аустенита в закаленных образцах не превышает 1,0 %.

4.4.2 Механические свойства в высокоотпущенном состоянии

В закаленном состоянии твердость стали марки 26ХМФБ-1 существенно не зависит от температуры аустенитизации и колеблется в пределах от 450÷435 HV₃₀. На рисунке 41 показано влияние температуры отпуска на твердость образцов, закаленных от минимальной (910 °С) и максимальной (1100 °С) температур аустенитизации. Можно видеть, что существенное падение твердости наблюдается выше температуры отпуска 600 °С. Следует отметить, что при температуре отпуска выше 600 °С образцы, закаленные на 1100 °С, имеют более высокую твердость, чем образцы, закаленные на 910 °С. Повышение температуры аустенитизации приводит к более полному растворению карбидообразующих элементов в твердом растворе. Это в свою очередь может приводить к развитию дисперсионного твердения при отпуске за счет выделения специальных карбидов. В сталях марки типа 26ХМФБ-2 в процессе отпуска при температурах выше 600 °С можно ожидать начало выделения карбидов ванадия (MeC) и карбидов молибдена (Me₆C или Me₂C). Выделение специальных карбидов должно приводить при высоком отпуске к появлению эффекта дисперсионного твердения. Именно с этим эффектом логично связать более высокую твердость, закаленных образцов от 1100°С, по сравнению с образцами, закаленными от 910°С.

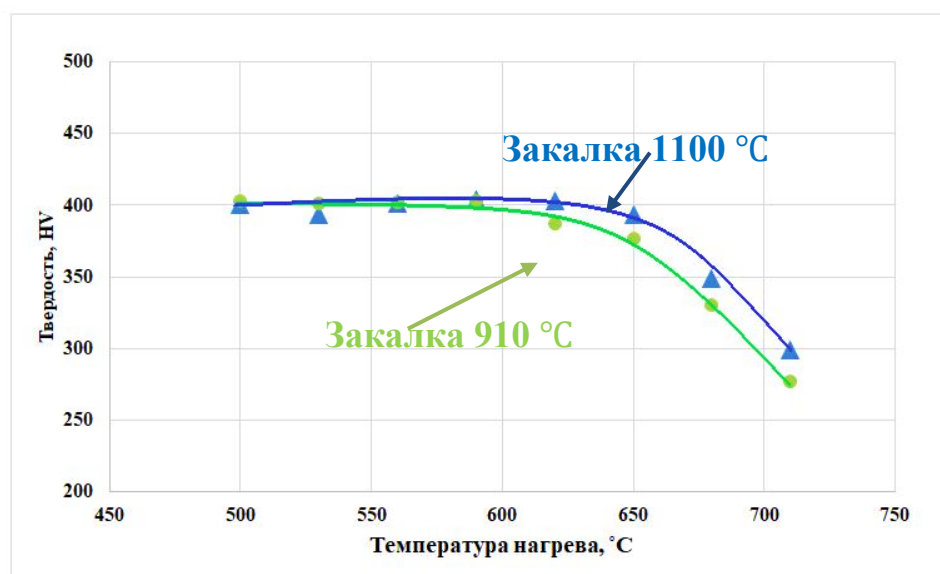


Рисунок 41 – Зависимость твердости стали марки 26ХМФБ-2 от температуры отпуска

Испытания образцов на растяжение проводили после отпуска при 720 °С. Такой отпуск был выбран на основании того, что он обеспечил наиболее высокую стойкость к сульфидному растрескиванию под напряжением [56]. Из данных, приведенных на рисунке 42 и таблица 26 можно видеть, что предел текучести и предел прочности отпущенных образцов сложным образом зависят от температуры аустенитизации.

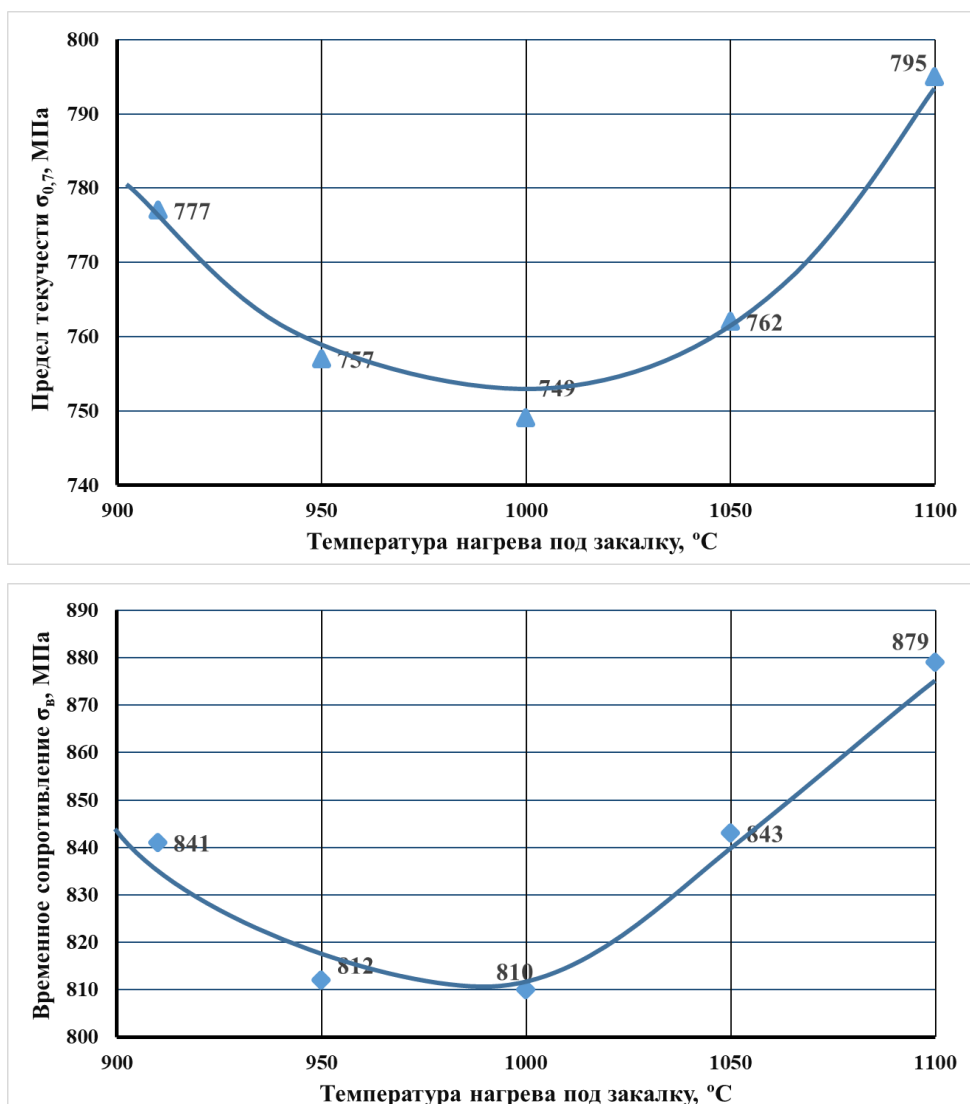


Рисунок 42 – Зависимость механических характеристик высокоотпущенной стали марки 26ХМФБ-2 от температуры нагрева под закалку

Таблица 26 – Механические характеристики исследуемой стали после аустенизации в интервале температур 910÷1100 °С и высокого отпуска 720°С

Механические свойства		Температура аустенизации, °С				
		910	950	1000	1050	1100
Предел текучести($\sigma_{0,7}$), МПа		777	757	749	762	795
Временное сопротивление, МПа		841	812	810	843	879
Соотношение $\sigma_{0,7}/\sigma_B$		0,92	0,93	0,92	0,90	0,90
Высота зуба текучести, МПа		43	12	12	6	0
Относительное удлинение, %		20	21	19	20	19
Относительное сужение, %		70	71	70	69	71
Ударная вязкость по Шарпи при температуре испытаний, Дж/см ²	0 °С	252	262	284	285	162
	-60 °С	197	193	230	226	58

Повышение температуры аустенизации от 910 до 1000 °С приводит к некоторому уменьшению пределов текучести и прочности. Это обусловлено определенным укрупнением аустенитного зерна, приводящим к более грубой кристаллографически упорядоченной структуре. Повышение температуры аустенизации от 1000 до 1100 °С сопровождается ростом прочностных характеристик несмотря на увеличение размеров аустенитного зерна, а, следовательно, и более крупных пакетов и реек мартенсита и бейнита. Наблюдаемое повышение прочности следует связывать с более высокой склонностью к дисперсионному твердению при отпуске. Несмотря на указанные изменения предела текучести и прочности соотношение этих характеристик оказались мало зависимыми от температуры аустенизации.

Температура аустенизации влияет на вид кривых растяжения. При испытании образцов, подвергнутых перед отпуском закалке от 910, 950 и 1000°С, наблюдается зуб текучести (от 12 до 43 МПа) и площадка текучести (до 3,0 %). В случае растяжения образцов, подвергнутых закалке 1050 °С зуб текучести, практически не наблюдался. Площадка текучести уменьшается до 1,5 %. В случае аустенизации при 1100 °С зуб и площадка текучести отсутствуют (рисунок 43), что в целом характерно для крупнозернистого состояния.

Судя по полученным данным, такие характеристики пластичности отпущенных образцов, как относительное удлинение и сужение практически не зависят от температуры аустенизации.

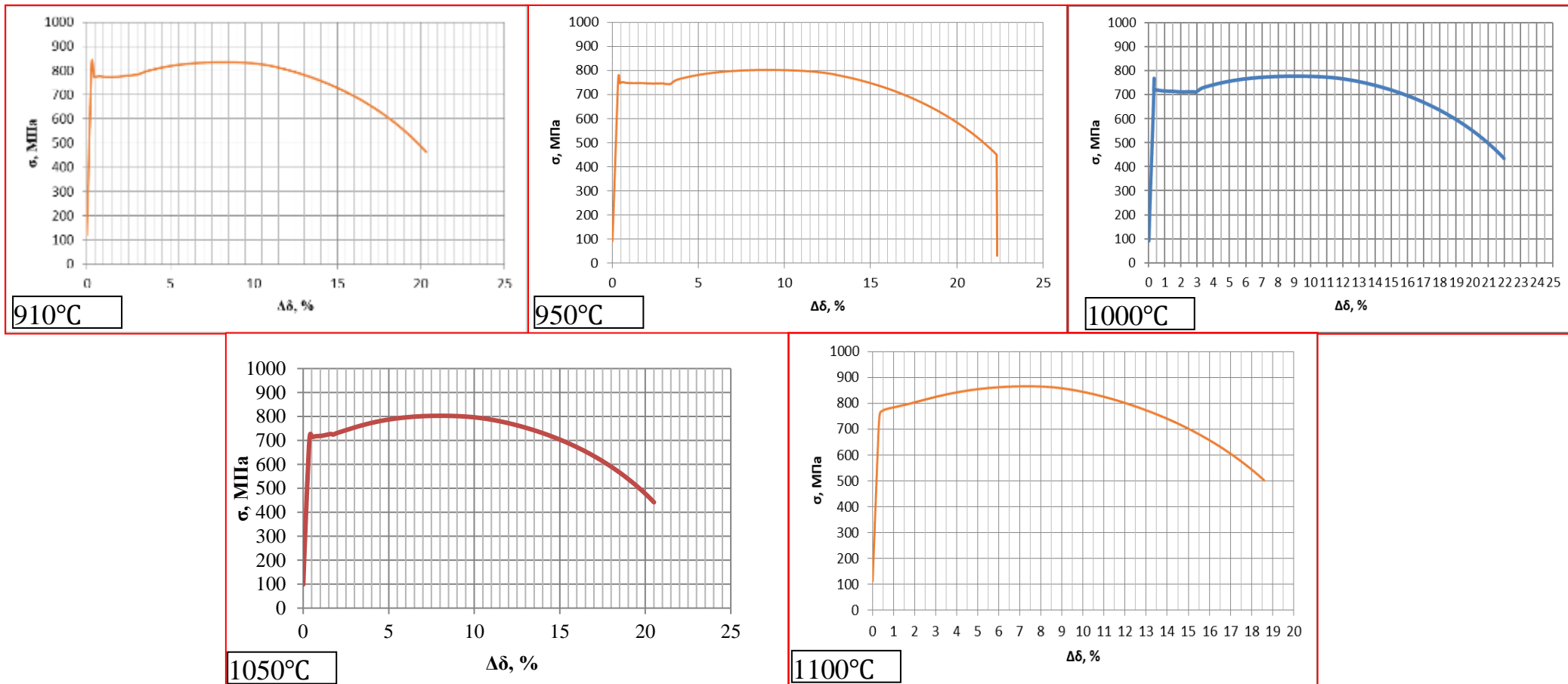


Рисунок 43– Кривые растяжения высокоотпущенной стали марки 26ХМФБ-1

Испытание на ударную вязкость проводили согласно требований API Spec 5CT при температурах 0 и минус 60 °С [33]. Снижение температуры испытания сопровождается закономерным снижением ударной вязкости. При обеих температурах испытания (0; минус 60 °С) наблюдается одинаковая закономерность зависимости KCV от температуры аустенитизации. Наименьшие значения KCV⁰ и KCV⁻⁶⁰ характерны для образцов, закаленных от 910 °С и тем более от 1100 °С, имеющих наибольшие прочностные характеристики (таблица 26). Вне зависимости от температуры испытаний и режимов предварительной обработки образцы при динамическом нагружении разрушились вязко со значительной утяжкой. Как показали микрофрактографические исследования, изломы имели дуплексное ямочное строение: на поверхности разрушения присутствовали как крупные, так и мелкие ямки. Такой вид излома характерен для вязкого транскристаллитного разрушения, осуществляемого путем зарождения, роста и объединения микропор (рисунок 44).

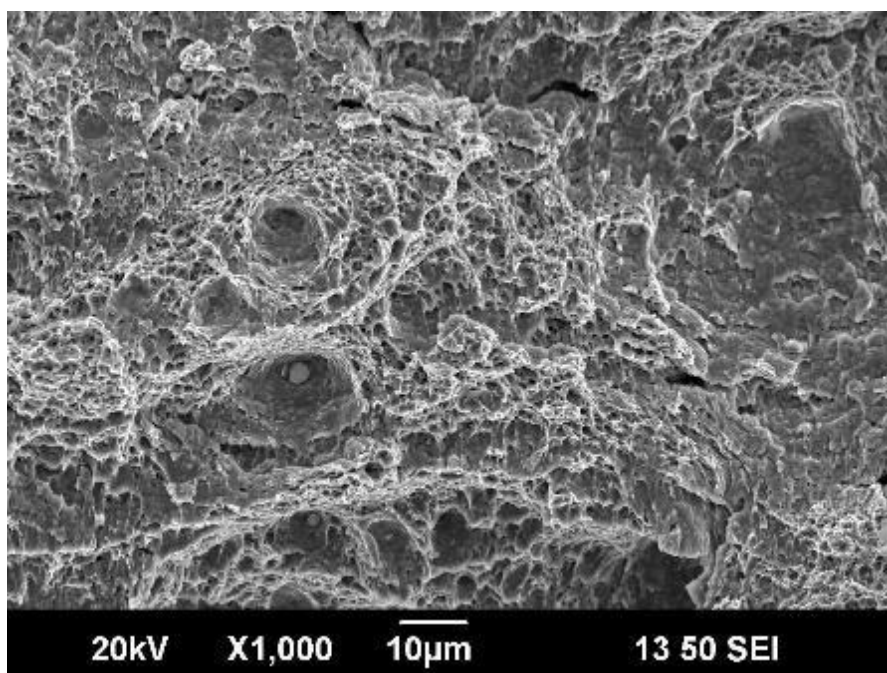


Рисунок 44 – Характерный вид излома ударных высокоотпущенных образцов при температуре испытания минус 60 °С

4.4.3 Сопротивление исследуемой стали сульфидному растрескиванию под напряжением

Испытания на сопротивление СРН проводили при напряжении 650 МПа. Установлено, что время до разрушения образцов, отпущенных при 720 °С, в существенной мере зависит от температуры аустенитизации. Наибольшее время до разрушения обеспечивает температура аустенитизации 910 °С, которой соответствуют высокие значения пределов текучести и прочности в высокоотпущенном состоянии. Значительное время по разрушения позволяет получить аустенитизация при 950 и 1000 °С. Минимальное время до разрушения, то есть малое сопротивление к сульфидному растрескиванию под напряжением, наблюдается в случае аустенитизации при 1100 °С (рисунок 45). Необходимо отметить, что в этом случае сталь имеет максимальные значения пределов текучести и прочности и минимальное значение ударной вязкости.

Анализ процесса разрушения образцов показал, что в случае закалки от 910°С в процессе испытания на поверхности можно наблюдать «затупленные» трещины (рисунок 46), которые показывают, что разрушение шло медленно без охрупчивания. В образцах, закаленных от 1100°С, (рисунок 47), при нагружении возникают острые трещины. Это свидетельствует о том, что в агрессивной среде у этих образцов разрушение происходит более хрупко.

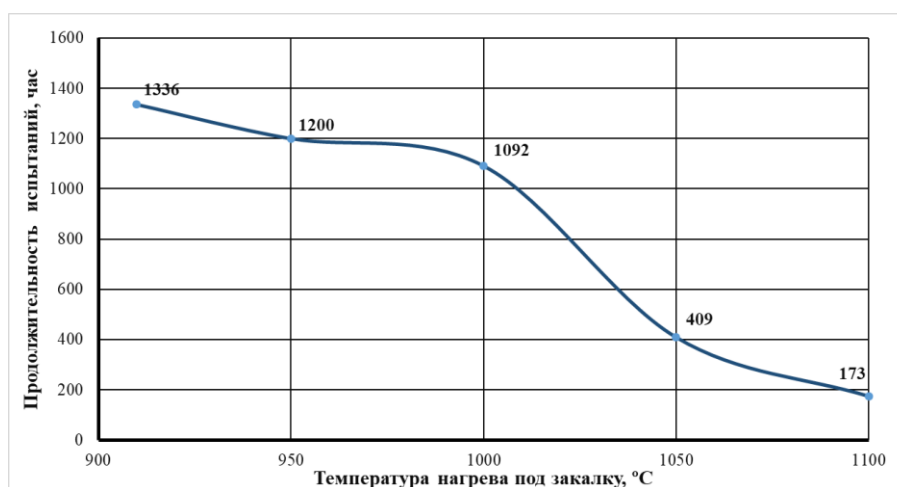


Рисунок 45 – Зависимость времени разрушения образцов из стали марки 26ХМФБ-2 от температуры нагрева под закалку, напряжение 650 МПа

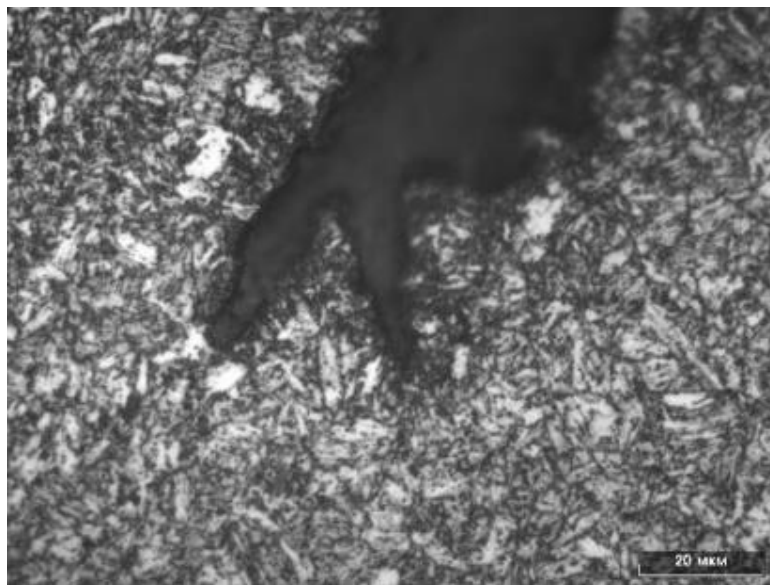


Рисунок 46 – Микроструктура разрушенных образцов из стали марки 26ХМФБ-2, после проведения испытаний (термическая обработка закалка 910°С и отпуск 720 °С), 1440 часов

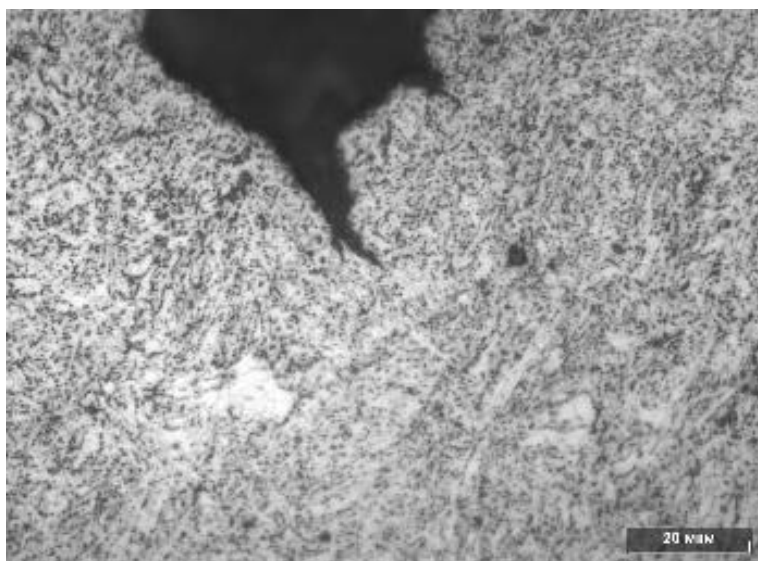


Рисунок 47 – Микроструктура разрушенных образцов из стали марки 26ХМФБ-2, после проведения испытаний (термическая обработка закалка 1100 °С и отпуск 720 °С), 188 часов

Результаты испытаний образцов по методу D стандарта NACE0177 коррелируют с результатами, полученными по методу А. Наиболее высокие коэффициенты интенсивности напряжений (K_{ISSC}) наблюдаются в случае аустенитизации от 910÷1000 °С, а наименьший - после нагрева 1100 °С (рисунок 48).

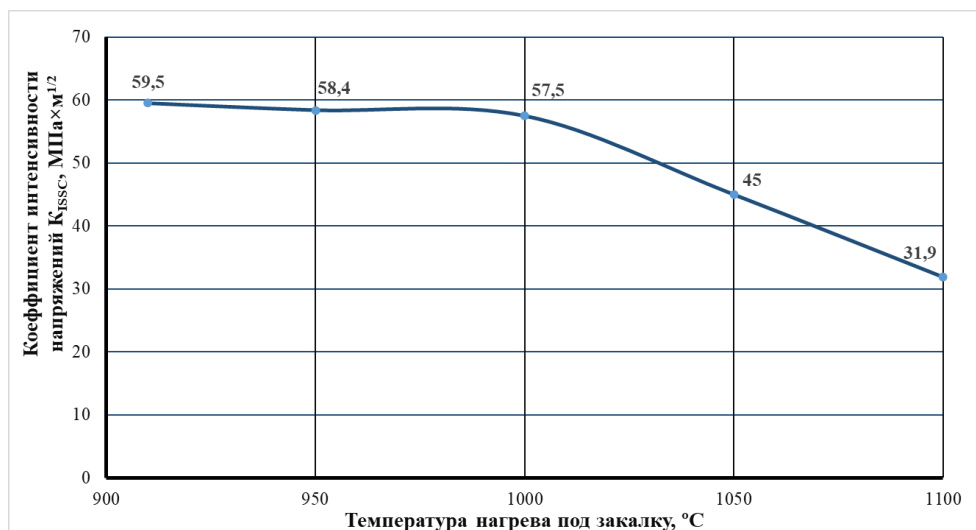


Рисунок 48 – Зависимость коэффициента интенсивности напряжений от температуры нагрева под закалку

Таким образом, наиболее низкое сопротивление коррозии в агрессивных сероводородсодержащих средах для стали марки 26ХМФБ-2 имеет место, когда при термической обработке формируется крупное аустенитное зерно. Следует подчеркнуть, что с этой закономерностью коррелирует и ударная вязкость. После закалки от 1100 °С сталь имеет низкую ударную вязкость, особенно при отрицательных температурах испытания (минус 60 °С).

4.5 Выводы по главе 4

1. Исследование микроструктуры сталей марок 26ХМФБ-1 и 26ХМФБ-2 после закалки от 910 °С показало, что обе стали характеризуются мелким зерном исходного аустенита. Причем зерно в стали марки 26ХМФБ-2 мельче, что может быть обусловлено повышенным содержанием молибдена и ванадия.

2. Анализ ТКД двух исследуемых марок показывает, что устойчивость переохлажденного аустенита близка между собой, несмотря на разницу в химическом составе по содержанию карбидообразующих элементов.

3. После закалки и отпуска в интервале температур $680\div 720$ °С экспериментальная сталь марки 26ХМФБ-2 имеет больший уровень пределов текучести и прочности, но несколько меньшую пластичность. Обе стали имеют низкую температуру вязко-хрупкого перехода после отпуска при температуре $700\div 720$ °С.

4. Испытания на СРН показывают, что сталь марки 26ХМФБ-2 имеет сопротивление разрушению после отпуска при температуре $700\div 720$ °С выше, чем сталь марки 26ХМФБ-1.

5. Интенсивный рост аустенитного зерна и одновременное значительное увеличение разноструктурности стали марки 26ХМФБ-2 наблюдается при температуре аустенитизации выше 1000 °С. В случае аустенитизации при $1050\div 1100$ °С и закалке бейнитно-мартенситная структура характеризуется наличием крупных пакетов и реек.

6. Повышение температуры аустенитизации от 910 до 1000 °С сопровождается некоторым уменьшением предела текучести ($\sigma_{0,7}$) и предела прочности (σ_B) высокоотпущенной стали. Дальнейшее повышение температуры аустенитизации вплоть до 1100° С приводит к росту прочностных свойств. Уровень характеристик пластичности высокоотпущенной стали не зависит от температуры аустенитизации перед закалкой.

7. В высокоотпущенном состоянии наименьшее значение ударной вязкости, как при комнатной, так и при отрицательной (минус 60 °С) температурах наблюдается в случае аустенитизации при 1100 °С.

8. Испытания на стойкость к СРН по методу А и D выявили одинаковую закономерность. Судя по изменению времени до разрушения и коэффициента интенсивности напряжения варьирование температуры аустенитизации при нагреве под закалку от 910 до 1000 °С оказывает незначительное влияние на сопротивление высокоотпущенной стали СРН, заметное снижение которого наблюдается при повышении температуры аустенитизации до $1050\div 1100$ °С.

5. ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ РАЗРАБОТАННЫХ КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ ОБСАДНЫХ ТРУБ С ПОВЫШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ

На основании проведенных исследований для опытно-промышленного опробования в рамках данной работы были подобраны заказы на производство обсадных труб в хладостойком исполнении и в стойком к СРН.

5.1 Опытное-промышленное опробование разработанного химического состава стали для производства обсадных труб с нормируемым пределом текучести свыше 862 МПа в хладостойком исполнении

До настоящего времени в условиях АО «ВТЗ» для производства обсадных труб группы прочности Q125 по API 5CT [33] и групп прочности свыше P110 в хладостойком исполнении применяли сталь марки 25ХМ1ФБА. Данная марки 25ХМ1ФБА имеет повышенное по сравнению с другими серийными содержание молибдена (от 0,55 до 0,65 мас.%) и хрома (от 1,10 до 1,30 мас.%) в сочетании с комплексным легированием ванадием (от 0,06 до 0,08 мас.%) и ниобием (от 0,03 до 0,05 мас.%). Это обеспечивает получение заданных механических свойств, но повышает себестоимость изготовления НЛЗ.

На основании результатов, полученных при лабораторных исследованиях опытных марок стали, был проработан вопрос о замене стали марки 25ХМ1ФБА повышенной себестоимости на сталь с меньшим уровнем легирования. Согласно результатам лабораторных исследований опытных сталей (см. глава 3) был разработан химический состав рационально легированной марки стали 26ХМФБ, отвечающий требованиям экспортного сбытового заказа.

Отличия в химическом составе между сталями марок 25ХМ1ФБА и 26ХМФБ приведены в таблице 26. Так, в стали марки 26ХМФБ увеличено содержание марганца до 0,50÷0,75 мас.%, уменьшено содержание следующих элементов: углерода до 0,23÷0,27 мас.%, хрома до 0,90÷1,05 мас.%, молибдена до

0,30÷0,35 мас.%, ванадия до 0,04÷0,06 мас.% и допустимое содержание серы до 0,003 мас.%.

Таблица 26 – Марочные химические составы сталей марок 26ХМФБ и 25ХМ1ФБА

Марка стали	Массовая доля элементов, %														
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	N	As	Sn	Cr	V	Nb	Mo	Al
				не более											
26ХМФБ (код 4460-6)	0,23- 0,27	0,17- 0,37	0,50- 0,75	0,012	0,003	0,20	0,20	0,008	–	–	0,90- 1,05	0,04- 0,06	0,03- 0,05	0,30- 0,35	0,020- 0,040
25ХМ1ФБА (код 4461-8)	0,25- 0,28	0,17- 0,25	0,45- 0,60	0,010	0,005	0,25	0,25	0,012	0,010	0,010	1,10- 1,30	0,06- 0,08	0,03- 0,05	0,55- 0,65	0,020- 0,040
Требования API 5СТ для группы Q125	Не более														
	0,35	–	1,35	0,020	0,010	0,99	–	–	–	–	1,50	–	–	0,85	–

Для подтверждения экономической целесообразности опробования предложенной марки стали был проведен сравнительный расчет плановой себестоимости производства единицы продукции в ЭСПЦ из сталей марок 26ХМФБ и 25ХМ1ФБА, согласно которому в результате замены серийной стали марки 25ХМ1ФБА на более рационально легированную достигается снижение себестоимости изготовления трубной заготовки на 4976 руб/т (на 13,5 %).

Обобщив вышеизложенные данные, можно заключить, что сталь марки 26ХМФБ является перспективной для промышленного опробования в рамках выполнения текущего заказа.

Для выполнения заказа на производство обсадных труб размером Ø244,48×13,84 мм группы прочности Q125 применяли две марки стали: серийную сталь марки 25ХМ1ФБА(8 плавов) и опытную сталь марки 26ХМФБ(6 плавов). Обсадные трубы размером Ø244,48×13,84 мм были прокатаны на ТПА 159-426 из НЛЗ диаметром 340 мм согласно действующей на АО «ВТЗ» технологии. Термическую обработку первого опытного контейнера труб из стали марки 26ХМФБ (плавка № 250699) проводили на УТОТ № 1 по следующему режиму:

- нагрев под закалку и выдержка при температуре 910^{±20} °С;
- закалочное охлаждение в ванне;
- отпуск при температуре 620^{±15} °С.

Остальные требования к проведению термической обработки были выполнены согласно принятым на заводе технологической инструкции ТИ 03.1.12 и технологической карте № ТК-ЦЗЛ-02-22.

Результаты испытаний труб приведены в таблицах 27 и 28.

Таблица 27 – Механические свойства опытного контейнера труб размером Ø244,48×13,84 мм из стали марки 26ХМФБ

№ трубы	№ плавки-партии	Количество труб в партии, шт.	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Работа удара по Шарпи при температуре 0°С, Дж Т (10×10 мм)				Доля вязкой составляющей в изломе, % (сред.)
						1	2	3	ср.	
17(1)	250699-11	126	1020	951	27,2	130,6	129,5	134,1	131,4	100,0
27(2)			1062	1007	27,6	–				–
50(1)			1048	1000	27,4					
<i>Требования стандарта API 5CT, PSL-3 [2] для группы прочности Q125</i>			≥931	862÷965	≥14,0	≥30				≥75

Таблица 28 – Результаты контроля твердости и разброса твердости опытного контейнера труб размером Ø244,48×13,84 мм из стали марки 26ХМФБ

№ плавки-партии	№ трубы	Твердость HRC ¹⁾												Максимальный разброс значений твердости, HRC
		вблизи наружной поверхности				середина толщины стенки				вблизи внутренней поверхности				
		1	2	3	ср.	1	2	3	ср.	1	2	3	ср.	
250699-11	17(1)	31,4	31,5	31,2	31,4	21,3	31,2	31,8	28,1	31,2	31,3	31,5	31,3	3,3
	27(2)	31,3	31,4	31,7	31,5	33,0	33,8	32,6	33,1	30,9	31,3	29,7	30,6	2,5
	50(1)	30,0	31,5	31,5	31,0	32,7	32,5	33,3	32,8	32,5	31,7	31,1	31,8	1,8
<i>Требования стандарта API 5CT, PSL-3 [2] для группы прочности Q125</i>													≤ 4,0	

¹⁾ Контроль проводили в одном квадранте.

После проведения термической обработки труб из стали марки 26ХМФБ по выбранному режиму фактические значения предела текучести были повышены относительно уровня требований стандарта API 5CT [33] для группы Q125 (от 862 до 965 МПа).

Следует отметить, что отпуск при температуре 620^{±15} °С обеспечил выполнение требований стандарта API 5CT [33] с заданным интервалом по пределу текучести от 862 до 1034 МПа.

По результатам испытаний опытного контейнера труб был скорректирован режим термической обработки основного объема труб из стали 26ХМФБ для обеспечения выполнения требований стандарта API 5CT [33]. С целью снижения прочностных свойств температура отпуска была повышена на 30÷35 °С.

Термическую обработку основного объема труб размером Ø244,48×13,84 мм из сталей 26ХМФБ и 25ХМ1ФБА проводили на УТОТ № 1 по следующим режимам:

	26ХМФБ	25ХМ1ФБА
- нагрев под закалку и выдержка при температуре, °С	910 ^{±20}	890 ^{±20}
- отпуск при температуре, °С	655 ^{±15}	670 ^{±15}

Результаты контроля прокаливаемости труб из стали марок 26ХМФБ (плавка № 250697, тр.№49(1)) и 25ХМ1ФБА (плавка № 250713, тр.№ 24(2)) по методике стандарта API 5СТ [33] приведены в таблице 29.

Таблица 29 – Результаты контроля прокаливаемости труб размером Ø244,48×13,84 мм из сталей 26ХМФБ и 25ХМ1ФБА после закалки в ванне

Сталь марки	Замеры по сечению	Твердость HRC															
		I квадрант				II квадрант				III квадрант				IV квадрант			
		1	2	3	ср.	1	2	3	ср.	1	2	3	ср.	1	2	3	ср.
Требования к прокаливаемости (не менее): HRC_{min} (50 % мартенсита) не менее 33,5 HRC_{min} (90 % мартенсита) не менее 40,9																	
26ХМФБ	наруж	48,1	47,5	48,6	48,1	46,3	45,9	47,6	46,6	47,2	46,9	48,9	47,7	46,3	48,1	47,4	47,3
	серед	45,3	46,2	47,0	46,2	48,0	45,1	46,3	46,5	47,7	48,0	45,3	47,0	47,0	46,5	47,3	46,9
	внутр	43,3	45,3	44,0	44,2	43,0	42,9	43,7	43,2	44,8	42,1	41,9	42,9	45,0	42,1	42,5	43,2
Требования к прокаливаемости (не менее): HRC_{min} (50 % мартенсита) не менее 34,5 HRC_{min} (90 % мартенсита) не менее 42,1																	
25ХМ1ФБА	наруж	51,8	49,0	48,5	49,8	48,7	47,7	50,8	49,1	50,4	53,2	51,6	51,7	48,8	49,7	49,9	49,5
	серед	47,6	50,8	47,8	48,7	49,7	50,7	51,4	50,6	46,9	48,8	48,3	48,0	48,6	47,6	49,3	48,5
	внутр	47,8	47,8	50,2	48,6	48,8	45,2	47,2	47,1	48,2	45,5	49,8	47,8	48,9	49,5	48,3	48,9

После закалки в ванне с большим запасом по твердости обеспечивается выполнение требований стандарта API 5СТ к прокаливаемости для труб группы прочности Q125 (не менее 50 % мартенсита) из обеих марок стали. Средние значения твердости по толщине стенки превышают твердость, соответствующую содержанию в структуре 90 % мартенсита. Это дает основание на возможность изготовления сероводородостойких труб групп прочности С90 и Т95 по стандарту API 5СТ.

Результаты сдаточных испытаний механических свойств основного объема труб согласно требованиям заказа приведены в таблицах 30 и 31.

В результате обработки труб из менее легированной стали марки 26ХМФБ значения предела текучести находились в нижней половине интервала группы

прочности Q125 (по PSL-3). Средние значения поглощенной энергии, определенной при испытаниях на ударный изгиб поперечных образцов размером 10×10 мм при температуре 0 °С, составляют не менее 160 Дж (при норме $KV_{0^{\circ}C} \geq 30$ Дж), что выше, чем у труб из стали 25ХМ1ФБА.

Результаты сдаточных испытаний показали, что применение как серийной (25ХМ1ФБА), так и опытной (26ХМФБ) марки стали обеспечило выполнение требований заказа к комплексу механических свойств.

Таблица 30 – Механические свойства труб размером Ø244,48×13,84 мм

№ трубы ¹⁾	Плавка-партия	Количество труб в партии, шт.	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	KV ₀ °C, Дж T (10×10 мм)				Сред. ДВС, %
						1	2	3	ср.	
трубы из стали 26ХМФБ										
3(2)	250695-11	64	931	868	28,1	152,3	167,6	160,5	160,1	100,0
31(1)			965	903	29,7					
60(2)			965	896	29,3					
9(1)	250700-11	136	958	875	30,5	187,4	186,0	183,4	185,6	100,0
40(1)			958	903	30,7					
121(2)			958	909	30,7					
6(1)	250696-11	110	965	916	29,9	178,6	177,5	186,6	180,9	100,0
18(2)			972	916	29,7					
32(1)			951	889	30,9					
5(1)	250697-11	132	945	882	28,5	185,7	185,9	184,3	185,3	100,0
51(2)			945	889	29,3					
117(2)			958	903	29,5					
8(2)	250698-11	128	938	875	30,9	186,0	184,5	184,8	185,1	100,0
42(1)			945	882	30,3					
105(2)			938	889	30,9					
трубы из стали 25ХМ1ФБА										
15(1)	250714-11	136	1027	958	25,6	109,8	107,9	108,3	108,7	90,0
56(2)			1020	938	31,5					
125(1)			1020	945	31,1					
3(1)	245397А-11	44	1020	945	25,8	131,6	126,5	132,9	130,3	100,0
20(2)			986	910	28,3					
40(1)			1000	917	26,8					
8(2)	250713-11	136	1041	958	30,1	106,8	108,1	106,6	107,1	90,0
49(1)			1027	958	29,7					
130(2)			1027	951	29,3					
8(2)	250710-11	128	1000	924	31,9	125,0	133,0	129,6	129,2	100,0
44(1)			1007	931	29,1					
121(2)			1027	951	30,5					
6(1)	250711-11	60	1000	903	29,5	122,8	131,5	137,5	130,6	100,0
32(2)			1041	958	30,7					
51(1)			986	903	31,1					
1(1)	246076А-11	24	1007	910	27,6	122,4	118,8	117,4	119,6	100,0
10(2)			1020	945	28,5					
24(1)			986	938	28,9					
Требования стандарта API 5CT, PSL-3 [2] для группы прочности Q125			≥931	862÷965	≥14,0	≥30				≥75

¹⁾ В обозначениях номеров труб: (1) - передний конец трубы, (2) - задний конец трубы.

Таблица 31 – Результаты контроля твердости и разброса твердости опытной партии труб размером Ø244,48×13,84 мм

№ плавки-партии	№ трубы ¹⁾	Твердость HRC ²⁾												Максимальный разброс значений твердости, HRC
		наружная поверхность				середина толщины стенки				внутренняя поверхность				
		1	2	3	ср.	1	2	3	ср.	1	2	3	ср.	
трубы из стали 26ХМФБ														
250695-11	3(2)	28,2	29,7	28,8	28,9	29,2	29,6	29,3	29,4	29,2	29,3	29,0	29,2	0,5
	31(1)	27,9	28,1	28,6	28,2	28,9	29,3	29,0	29,1	30,2	30,4	29,8	30,1	1,9
	60(2)	28,3	27,5	27,9	27,9	29,3	29,0	28,7	29,0	30,5	29,8	29,3	29,9	2,0
250700-11	9(1)	25,7	26,8	26,1	26,2	28,3	29,7	28,8	28,9	26,5	27,0	26,1	26,5	2,7
	40(1)	25,5	25,9	27,1	26,2	28,5	29,5	28,7	28,9	27,1	26,3	26,8	26,7	2,7
	121(2)	26,0	25,3	25,9	25,7	28,8	29,3	28,1	28,7	26,3	27,5	27,0	26,9	3,0
250696-11	6(1)	25,8	27,2	26,9	26,6	30,2	29,0	29,0	29,4	26,2	26,1	26,9	26,4	3,0
	18(2)	26,5	27,0	27,0	26,8	29,6	29,5	29,3	29,5	26,5	26,0	26,7	26,4	3,1
	32(1)	25,3	26,5	25,9	25,9	28,0	29,5	29,0	28,8	26,7	27,5	26,6	26,9	2,9
250697-11	5(1)	26,2	26,1	26,2	26,2	29,6	29,5	30,4	29,8	27,7	28,5	27,4	27,9	3,6
	51(2)	26,7	26,9	26,3	26,6	29,1	28,6	29,3	29,0	27,4	26,5	27,1	27,0	2,4
	117(2)	26,5	26,3	26,8	26,5	29,8	28,5	29,3	29,2	26,9	27,1	27,4	27,1	2,7
250698-11	8(2)	25,5	26,7	26,5	26,2	28,1	27,9	29,3	28,4	26,0	26,1	26,5	26,2	2,2
	42(1)	26,3	27,0	26,5	26,6	29,8	28,5	28,1	28,8	27,0	26,3	26,1	26,5	2,3
	105(2)	25,1	26,3	26,2	25,9	27,7	28,1	27,5	27,8	26,0	26,7	26,1	26,3	1,9
250699-12	10(2)	26,8	27,2	27,2	27,1	28,8	29,0	28,7	28,8	25,5	26,4	25,3	25,7	3,1
	50(1)	26,9	28,1	26,9	27,3	31,9	30,8	30,8	31,2	28,3	28,4	27,9	28,2	3,9
	100(2)	26,5	27,0	26,8	26,8	28,5	29,2	28,8	28,8	26,7	26,7	26,0	26,5	2,3
трубы из стали 25ХМ1ФБА														
250714-11	15(1)	31,9	31,2	31,3	31,5	35,3	35,6	35,6	35,5	32,2	33,6	34,2	33,3	4,0
	56(2)	31,6	32,0	31,4	31,7	30,0	33,8	33,0	32,3	32,7	32,4	30,5	31,9	0,6
	125(1)	30,4	29,6	30,9	30,3	34,9	34,0	33,2	34,0	31,6	32,5	33,1	32,4	3,7
250713-11	8(2)	31,5	31,2	31,8	31,5	34,2	34,0	34,1	34,1	32,3	33,0	33,2	32,8	2,6
	49(1)	31,4	32,0	31,7	31,7	34,3	34,0	34,5	34,3	32,7	33,2	33,4	33,1	2,6
	130(2)	31,7	31,5	31,3	31,5	33,8	32,7	32,9	33,1	31,8	32,8	32,6	32,4	1,6
250710-11	8(2)	27,0	31,1	29,8	29,3	29,5	30,2	31,5	30,4	28,4	33,3	29,4	30,4	1,1
	44(1)	27,7	25,1	25,7	26,2	22,4	23,5	22,8	22,9	22,6	22,5	25,8	23,6	3,3
	121(2)	28,7	29,4	28,0	28,7	25,5	23,4	27,2	25,4	27,0	24,4	25,8	25,7	3,3
250709-11	10(1)	26,8	29,4	23,3	26,5	31,5	29,7	27,0	29,4	25,6	26,8	24,1	25,5	3,9
	50(2)	29,9	31,5	27,6	29,7	25,5	29,4	26,0	27,0	30,1	27,6	27,9	28,5	2,7
	82(1)	28,8	29,6	27,0	28,5	27,9	33,8	31,5	31,1	30,8	29,4	29,4	29,9	2,6
250712-11	11(1)	27,7	29,4	29,0	28,7	31,2	31,5	33,0	31,9	29,0	27,7	28,2	28,3	3,6
	49(2)	28,0	29,7	26,3	28,0	30,5	32,4	27,7	30,2	28,8	29,2	27,9	28,6	2,2
	79(1)	26,7	25,8	25,5	26,0	30,1	27,7	26,9	28,2	25,2	24,1	23,7	24,3	3,9
250711-11	6(1)	25,7	26,3	25,5	25,8	26,5	28,1	27,8	27,5	27,3	26,2	26,9	26,8	1,0
	32(2)	26,7	28,4	25,9	27,0	29,3	28,7	28,6	28,9	25,7	26,0	25,5	25,7	3,2
	51(1)	28,3	27,9	27,5	27,9	29,8	30,7	32,0	30,8	28,4	31,3	29,6	29,8	2,9
246076А-11	1(1)	26,6	27,3	27,7	27,2	29,8	28,8	29,5	29,4	26,4	26,0	25,7	26,0	3,4
	10(2)	27,2	29,4	28,8	28,5	30,5	31,4	30,7	30,9	28,8	29,0	29,0	28,9	2,4
	24(1)	28,3	29,0	27,8	28,4	29,6	31,5	30,7	30,6	27,4	28,4	29,0	28,3	2,3
245397А-11	3(1)	26,3	25,5	27,2	26,3	29,3	28,0	31,6	29,6	27,3	26,8	26,6	26,9	3,3
	20(2)	26,6	27,9	26,0	26,8	30,1	29,8	29,6	29,8	28,1	27,7	29,0	28,3	3,0
	40(1)	28,6	27,7	26,4	27,6	30,5	30,7	29,8	30,3	26,3	26,6	27,0	26,6	3,7
Требования стандарта API 5СТ для группы прочности Q125		—												≤ 4,0
¹⁾ В обозначениях номеров труб: (1) - передний конец трубы, (2) - задний конец трубы. ²⁾ Контроль проводили в одном квадранте.														

После термической обработки труб из серийной стали марки 25ХМ1ФБА полученные значения предела текучести находятся в верхней половине заданного интервала для группы прочности Q125 и имеется существенный запас по пределу прочности. Средние значения поглощенной энергии составляют не менее 107 Дж (при норме $KV_{0\text{ °C}} \geq 30$ Дж).

Максимальный разброс значений твердости по толщине стенки соответствует заданным требованиям для труб из обеих марок стали. В трубах из стали марки 25ХМ1ФБА получена как более высокая твердость, так и больший разброс ее значений.

С целью гарантированного получения заданных требований к трубам из рекомендованной стали марки 26ХМФБ при дальнейшем выполнении подобных заказов необходимо повысить уровень прочностных свойств. Для этого рекомендуется установить температуру отпуска, равную $645^{\pm 15}$ °С, что на 10 °С ниже фактической температуры, опробованной на опытной партии.

Дополнительно были проведены сериальные испытания на ударный изгиб полноразмерных продольных и поперечных образцов из стали марки 26ХМФБ в интервале температур от минус 60 до +20 °С. Зависимость работы удара, ударной вязкости и ДВС продольных и поперечных образцов от температуры испытания показана на рисунке 49 (указаны единичные и средние значения).

Стоит отметить, что в проекте новой редакции ТУ 14-3Р-82 для группы прочности Q125 есть требования к $KCV_{-60\text{ °C}}$ как для продольных, так и для поперечных образцов, в то время как требования к ДВС отсутствуют.

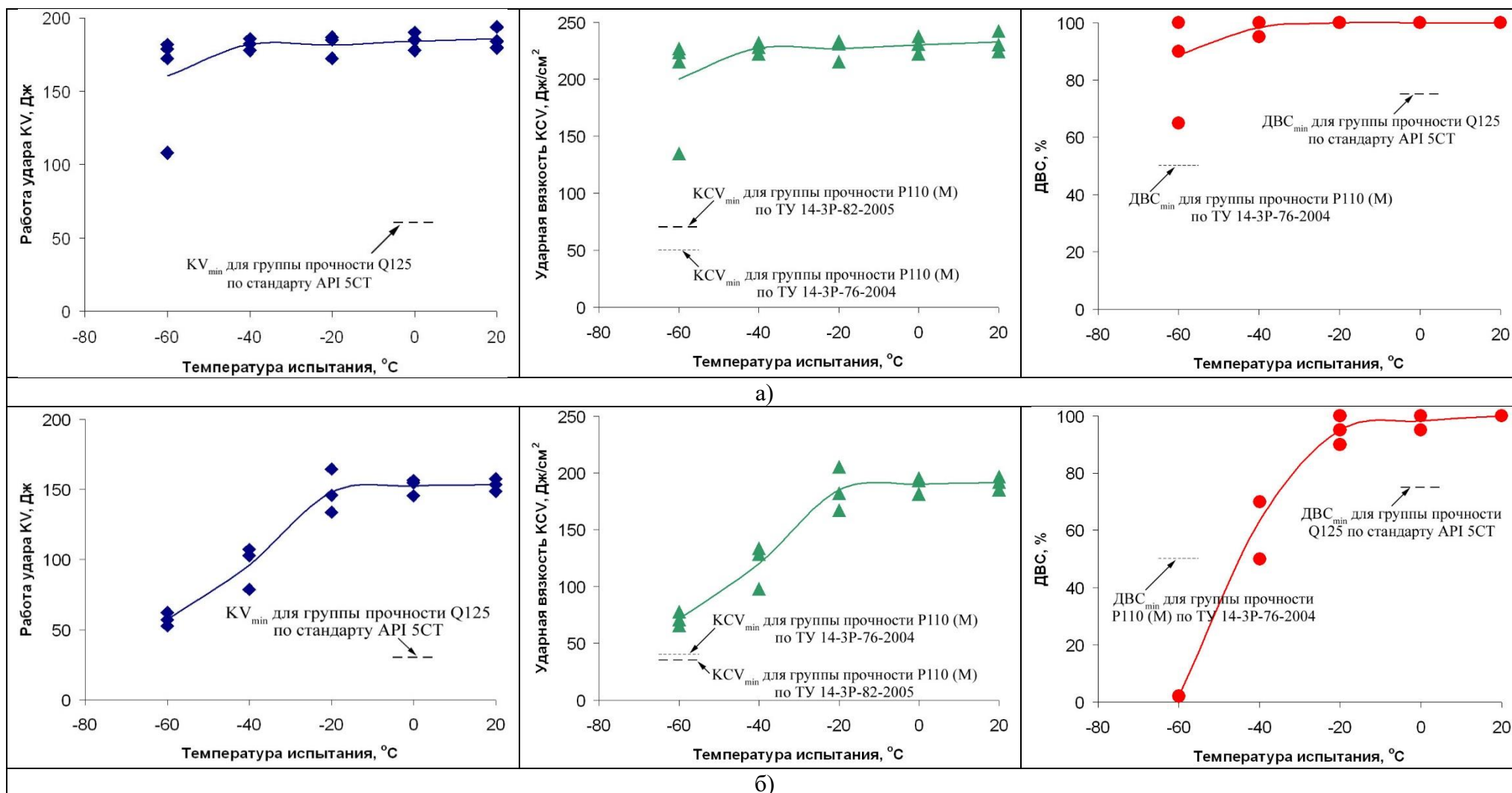


Рисунок 49 – Серийные кривые работы удара, ударной вязкости и ДВС продольных (а) и поперечных (б) образцов от обсадных труб размером $\varnothing 244,48 \times 13,84$ мм группы прочности Q125 из стали марки 26ХМФБ

Одновременно для продольных и поперечных образцов выполнены требования:

– к работе удара $KV_{0^{\circ}C}$ и $DVC_{0^{\circ}C}$ по стандарту API 5CT, PSL-3 [2] для группы прочности Q125 (температура испытания $0^{\circ}C$);

– к ударной вязкости $KCV_{-60^{\circ}C}$ по ТУ 14-3Р-82 для группы прочности Q125 (температура испытания $-60^{\circ}C$).

Во всем интервале температур испытания получены высокие средние значения ударной вязкости и ДВС. При температуре испытания $-60^{\circ}C$ для продольных образцов значения $KCV_{-60^{\circ}C}$ составили более 200 Дж/см^2 . Для поперечных образцов получены удовлетворительные значения $KCV_{-60^{\circ}C}$ более 70 Дж/см^2 , что указывает на вязкий механизм разрушения.

На рисунке 50 приведена микроструктура продольных и поперечных образцов из стали 26ХМФБ.

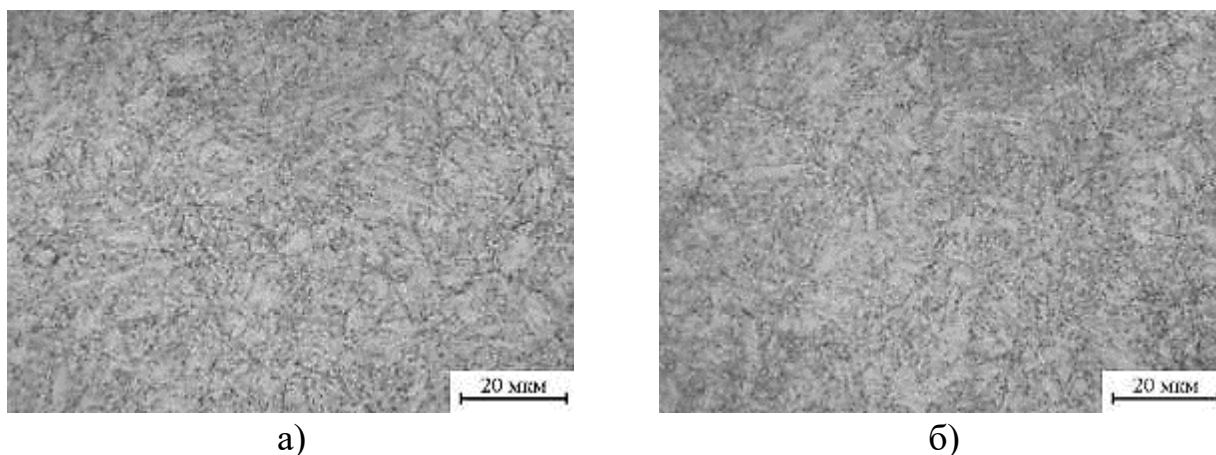


Рисунок 50 – Микроструктура ударных образцов от труб размером $\text{Ø}244,48 \times 13,84 \text{ мм}$ из стали 26ХМФБ: а - продольные (L); б - поперечные (Т)

Микроструктура стали после окончательной термической обработки труб практически полностью состоит из сорбита отпуска. Также в структуре наблюдается небольшое (до 5 %) количество избыточного феррита, который не оказал отрицательного влияния на прокаливаемость и механические свойства.

5.2 Опытное-промышленное производство обсадных труб с нормируемым пределом текучести свыше 758 МПа в коррозионно-стойком исполнении

Производство опытно-промышленной партии осуществлялось в рамках заказа «ОМЗ» (спец. ОМЗ-3/189 Лукойл-Коми и ОМЗ-3/188 Газпромнефтьшельф) на трубы $\varnothing 244,48 \times 10,03$ мм, $\varnothing 244,48 \times 11,05$ мм и муфтовых труб $\varnothing 273 \times 30$ мм группы прочности Р110 по ТС 1009-2018/ТС1187-2018 (объем ≈ 107 тн. и 1572 тн.). Для производства муфтовых заготовок использовалась – НЛЗ собственного производства.

Требуемый и фактический химический состав всех плавок, используемых для выполнения рассматриваемых заказов, приведен в таблице 32.

Таблица 32 - Химический состав

Наименование	Массовая доля элементов, %															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	V	Al	Nb	N	H	Ca/S
Требования ТС 1009/1	-	-	-	$\leq 0,030$	$\leq 0,030$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
СТО ТМК 0043 ¹⁾	$\leq 0,35$	--	$\leq 1,20$	$\leq 0,015$	$\leq 0,003$	0,40-1,20	$\leq 0,15$	$\leq 0,15$	0,25-0,85	$\leq 0,010$	--	--		$\leq 0,008$		$\geq 1,0$
Разработанный состав 26ХМФБА-2 ¹⁾	0,26-0,29	0,17-0,35	0,50-0,60	$\leq 0,012$	$\leq 0,002$	0,45-0,60	$\leq 0,15$	$\leq 0,15$	0,75-0,85	$\leq 0,010$	0,12-0,14	0,020-0,035	0,035-0,055	$\leq 0,008$	≤ 2 ppm	$\geq 1,0$
285151	0,26	0,21	0,53	0,008	0,002	0,48	0,07	0,15	0,76	0,002	0,12	0,022	0,036	0,005	1 ppm	-
290984	0,28	0,22	0,53	0,008	0,002	0,49	0,08	0,12	0,76	0,00	0,12	0,024	0,038	0,0066	1 ppm	1,0
290985	0,27	0,26	0,54	0,008	0,002	0,50	0,08	0,14	0,76	0,00	0,12	0,025	0,038	0,0065	1 ppm	1,0
290986	0,27	0,24	0,53	0,011	0,002	0,48	0,09	0,13	0,77	0,00	0,13	0,023	0,039	0,0069	1 ppm	1,0
290987	0,27	0,23	0,53	0,008	0,002	0,49	0,08	0,13	0,77	0,00	0,13	0,025	0,038	0,0051	1 ppm	1,0
290988	0,27	0,24	0,53	0,007	0,002	0,49	0,09	0,12	0,77	0,00	0,12	0,028	0,039	0,0060	1 ppm	1,0
290989	0,26	0,21	0,54	0,008	0,002	0,47	0,07	0,11	0,76	0,00	0,12	0,026	0,037	0,0060	1 ppm	1,0
290990	0,26	0,26	0,52	0,006	0,002	0,50	0,08	0,11	0,75	0,00	0,12	0,027	0,038	0,0059	1 ppm	1,0
290999	0,27	0,24	0,53	0,008	0,002	0,52	0,10	0,12	0,77	0,004	0,12	0,021	0,040	0,0058	1 ppm	1,0
291000	0,27	0,23	0,53	0,007	0,002	0,51	0,07	0,15	0,77	0,004	0,12	0,024	0,040	0,0069	1 ppm	1,0
285193	0,27	0,24	0,53	0,008	0,002	0,53	0,09	0,14	0,78	0,003	0,12	0,024	0,039	0,005	1 ppm	-
390048	0,27	0,26	0,53	0,007	0,002	0,52	0,09	0,11	0,78	0,004	0,12	0,026	0,039	0,0072	1 ppm	1,0
390009	0,27	0,26	0,52	0,007	0,002	0,50	0,008	0,13	0,77	0,010	0,12	0,027	0,038	0,006	1 ppm	1,0
Муфтовые трубы $\varnothing 273 \times 30$ мм НЛЗ собственного производства																
380262	0,28	0,22	0,53	0,007	0,002	0,51	0,09	0,13	0,78	0,009	0,12	0,023	0,039	0,0059	1 ppm	1,0

Примечание: ¹⁾ Sn \leq 0,015; As \leq 0,010%, Zn \leq 0,005%, Bi \leq 0,001%, Pb \leq 0,015%, H \leq 2 ppm, O \leq 25ppm, B \leq 0,005%, Ca \leq 0,006%

Из проведенного экспресс-анализа видно, что химический состав всех плавок полностью соответствует требованиям нормативной документации заказа.

Результаты контроля качества макроструктуры НЛЗ диаметром $\varnothing 340$ мм из стали разработанного состава марки 26ХМФБ-2 приведены в таблице 33.

Таблица 33 - Результаты исследования макроструктуры

№ плавки	Диаметр заготовки, мм	№ ручья-заготовки	Дефекты макроструктуры, балл		
			ЦП	ОЛ	ЛПТ осев
<i>Требования СТО ТМК 56601056-0043-2017</i>			$\leq 3,0$	$\leq 2,0$	$\leq 2,0$
285151	Ø340	1-02	1,0	1,5	0,5
290984	Ø340	1-02	1,0	1,5	0,5
290999	Ø340	1-02	1,0	0,5	0,5
291000	Ø340	2-05	1,0	0,5	0,5
390048	Ø340	2-04	0,5	0,5	0
		3-04	1,0	0,5	0,5
		4-04	1,0	0,5	0
390009	Ø340	1-04	1,0	1,0	1,0
		2-04	1,0	0,5	0
		3-04	0,5	0,5	0
		4-04	0,5	0,5	0,5
380262	Ø340	1-04	0,5	0,5	1,0
		2-04	0,5	0,5	0
		3-04	1,0	0,5	0,5
		4-04	1,0	0,5	0

По результатам контроля макроструктуры заготовки Ø340мм из разработанной стали марки 26ХМФБ-2 имеют высокое качество.

Дополнительно были изготовлены образцы для проведения исследований на загрязненность стали неметаллическими включениями по ГОСТ 1778, метод Ш6. Результаты исследования приведены в таблице 34.

Таблица 34 - Результаты оценки неметаллических включений

Объект исследования	Плавка-партия, № трубы	Балл	Неметаллические включения, не более, балл					
			ОТ	ОС	СП	СХ	СН	С
<i>Требование СТО ТМК 0043</i>		<i>ср. балл</i>	<i>1,5</i>	<i>1,0</i>	<i>1,0</i>	<i>1,0</i>	<i>1,5</i>	<i>0,5</i>
		<i>max балл</i>	<i>2,5</i>	<i>2,5</i>	<i>2,5</i>	<i>2,5</i>	<i>2,5</i>	<i>2,5</i>
заготовка Ø340мм	285151/2-5	ср. балл	0,5	0	0	1,0	0,5	0
	285151/3-5	ср. балл	0,5	0	0	0,2	0,5	0
трубы Ø244,48×11,05мм	290984-2.1 тр. 150	ср. балл	0,5	0	0	0,3	0,6	0
		max балл	0,5	0	0	1,0	1,0	0
	290985-1.1 тр. 1	ср. балл	0,5	0	0	0,2	0,5	0
		max балл	0,5	0	0	0,5	0,5	0
	290987-2.1 тр. 137	ср. балл	0,5	0	0	0,3	0,5	0
		max балл	0,5	0	0	0,5	0,5	0
	290988-2.1 тр. 157	ср. балл	0,5	0	0	0,3	0,5	0
		max балл	0,5	0	0	0,5	0,5	0
заготовка Ø340мм	390048/4-4	ср. балл	0,5	0	0	0,1	0,5	0
	390009/1-5	ср. балл	0,5	0	0	0,2	0,5	0

Анализ полученных исследовательских результатов показал, что требования СТО ТМК 0043 по загрязненности стали неметаллическими включениями как на заготовках (оценка проводилась на перекованных образцах), так и на готовых трубах выполняются на всех рассмотренных плавках.

Прокат труб осуществлялся в рамках действующей технологии из следующих плавков:

- трубы размером $\text{Ø}244,48 \times 10,03 \text{ мм}$ – в объеме 43,3 тн., одна плавки 285151;

- трубы размером $\text{Ø}244,48 \times 11,05 \text{ мм}$ – в объеме 1609,2 тн., 12 плавков (291000, 390048, 290999, 290990, 290989, 290988, 290987, 290986, 290985, 290984, 390009, 285193);

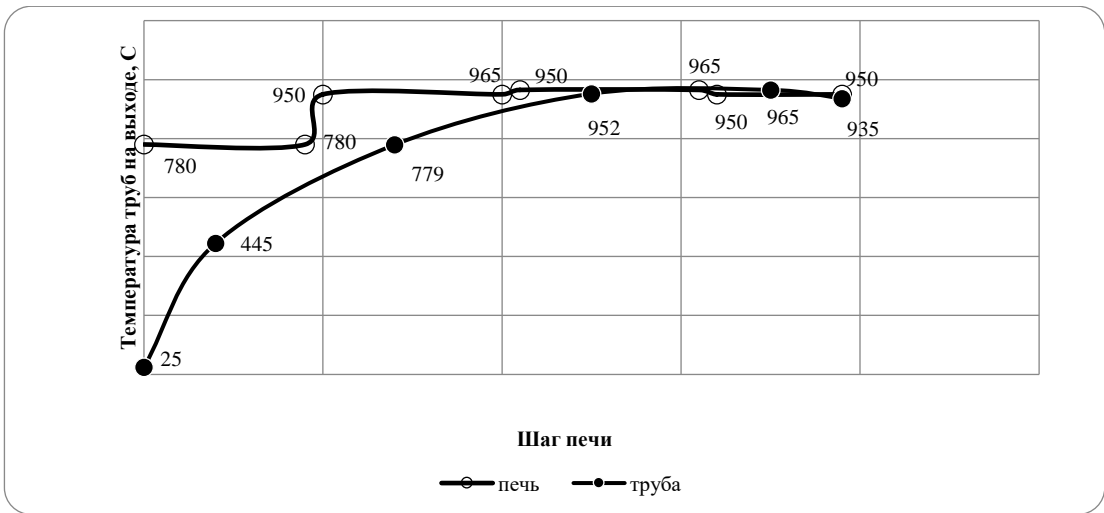
- муфтовые трубы $\text{Ø}273 \times 30 \text{ мм}$ – в объеме 151,1 тн., 1 плавка (пл. 380262).

Термообработка опытной партии в количестве 18 труб размером $\text{Ø}244,48 \times 10,03 \text{ мм}$ плавки 285151 осуществлялась на участки термической обработки труб №2 по следующему режиму:

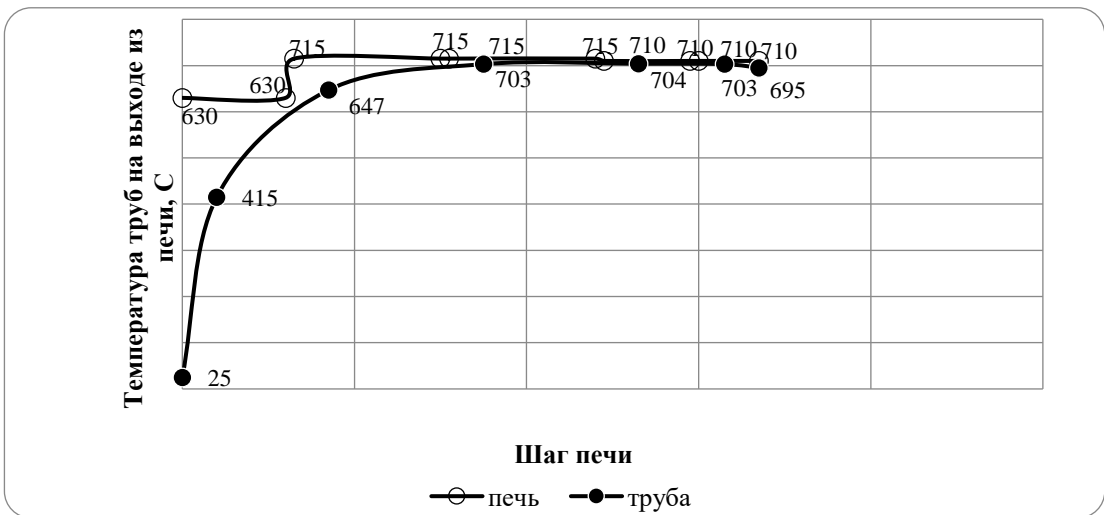
- посад труб в закалочную печь(ЗП) через шаг, цикл шагания 64 сек;
- посад труб в отпускную печь(ОП) шаг в шаг, цикл шагания 128 сек;
- температура труб на выходе из ЗП: $935^{+15} \text{ }^{\circ}\text{C}$;
- температура труб на выходе из ОП: $695^{+10} \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Учитывая необходимость получения коррозионных характеристик, термообработка труб проводилась по удлиненному циклу с выдержкой при отпуске не менее 1,5 часов.

Фактическая температура труб на выходе из закалочной печи составила $928 \div 938 \text{ }^{\circ}\text{C}$, на выходе из отпускной печи в интервале $694 \div 700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (рисунок 51). Выдержка в закалочной печи составила 30 минут, выдержка в ОП составила 90 минут. Температура воды в закалочном спрейерном устройстве составила $18,1 \text{ }^{\circ}\text{C}$, температура труб после закалки составила $84 \div 123 \text{ }^{\circ}\text{C}$.



Закалочная печь



Отпускная печь

Рисунок 51 – Фактические температуры труб при нагреве в закалочной и отпускной печах

После закалки в спрейерном устройстве был произведен отбор патрубков для проведения замеров твердости для контроля прокаливаемости, приведённые в таблице 35.

Таблица 35 - Результаты проведения замеров твердости для контроля прокаливаемости

Плавка-партия	№ трубы	Замеры по сечению	Твердость HRC, ед.											
			I квадрант			II квадрант			III квадрант			IV квадрант		
			1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
$HRC_{min}=52*0,26+21=34,5$ (50% мартенсита) $HRC_{min}=59*0,26+29=44,3$ (95% мартенсита)														
<i>сдаточные испытания</i>														
285151-1.1	8(2)	наруж	45,9	46,1	45,4	45,8	46,0	46,0	45,7	45,8	46,0	46,1	46,2	45,8
		серед	48,4	48,9	48,0	47,7	47,6	48,5	49,0	48,8	48,4	48,1	48,6	49,0
		внутр	47,8	47,0	47,2	47,5	47,1	47,6	48,0	48,3	47,8	47,9	47,5	48,1
<i>дополнительные испытания</i>														
285151-1.1	11(1)	наруж	45,3	44,5	45,1	46,0	46,2	46,0	45,1	46,0	46,4	46,0	46,3	46,3
		серед	48,2	48,3	47,7	48,4	48,1	48,0	48,1	50,5	48,8	48,4	48,8	48,6
		внутр	46,3	46,8	47,2	48,3	48,0	49,0	47,0	47,7	47,5	49,6	49,1	50,2

Анализ результатов, приведенных в таблице 35, показывает, что твердость металла после закалки превышает нормируемое значение, соответствующее твердости металла при содержании в микроструктуре не менее 95% мартенсита. Среднее значение твердости на испытываемых трубах составляет 47,3 единиц HRC.

После термообработки по указанным режимам закалки и отпуска от труб были отобраны пробы для проведения сдаточных испытаний согласно требованиям заказа. Результаты дополнительных и сдаточных механических испытаний представлены в таблице 36.

Таблица 36 - Механические свойства трубы после проведения термообработки

Закл.	№ трубы	Плавка-партия	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	отношение σ_t/σ_b	Относительное удлинение, %	Поглощенная энергия KV ⁰ (Г), Дж			
							1	2	3	ср.
<i>Требования заказа</i>			≥ 793	$758 \div 828$	-//-	≥ 15	≥ 16			
удов	3(1)	285151-1.1	869	819	0,94	29,0	90,8	87,6	89,7	89,4
удов	11(2)		905	822	0,91	28,2				

Примечание: разрывные испытания проводились на полосовых образцах

Анализ полученных результатов механических характеристик, приведенных в таблице 36, показывает, что значения прочностных характеристик находятся на верхнем допуске требований нормативной документации, однако, не превышают 822 МПа.

Для оценки равномерности полученных свойств в партии и по сечению труб приведены дополнительные испытания на растяжения, результаты в таблице 37.

Таблица 37 - Результаты дополнительных испытаний

№ трубы	Плавка-партия	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Разброс предела текучести, МПа	Соотношение σ_t/σ_b	Относительное удлинение, %
<i>Требования заказа</i>		≥ 793	$758 \div 828$	≤ 30	-//-	≥ 15
3(1)	285151-1.1	877	819	5	0,93	21,1
		876	818		0,93	19,9
		869	823		0,95	21,4
5(2)	285151-1.1	868	816	8	0,94	23,6
		872	824		0,95	22,1
		871	824		0,95	21,4
8(1)	285151-1.1	876	811	29	0,93	23,0
		885	825		0,95	20,2
		872	822		0,94	21,6
11(2)	285151-1.1	880	828	14	0,95	22,2
		885	827		0,94	21,9
		877	822		0,94	22,0
13(1)	285151-1.1	872	821	6	0,94	21,9
		880	827		0,94	21,0
		876	826		0,94	21,4
16(2)	285151-1.1	876	828	10	0,95	20,2
		882	828		0,94	20,5
		878	825		0,94	22,0

Примечание: разрывные испытания проводились на цилиндрических образцах $\varnothing 6\text{мм}$

По результатам дополнительных механических испытаний на цилиндрических образцах получен средний уровень предела текучести 827 МПа, что находится ближе к верхнему диапазону требований НД ($758 \div 828$ МПа).

С учетом получения результатов механических характеристик на верхнем допустимом допуске по пределу текучести, термообработку основного объема труб проводили по скорректированному режиму.

Термообработка основного объема осуществлялась на УТОТ №2 по следующему режиму:

- посад труб в ЗП через шаг, цикл шагания балок 64сек;
- посад труб в ОП шаг в шаг, цикл шагания балок 128 сек;
- температура на выходе из ЗП: $935^{\pm 15}$ °С;
- температура после спрейера не должна превышать 120°С;
- температура труб на выходе из ОП: $700^{\pm 10}$ °С;

Фактическая температура труб на выходе из закалочной печи составила $917 \div 943$ °С (в среднем $933 \div 938$ °С), на выходе из отпускной печи – $697 \div 702$ °С.

Выдержка в ЗП составила ~16 мин, в ОП составила ~90 минут. Температура воды в закалочном спрейерном устройстве составило 18°C, температура труб после закалки составила 77÷109°C.

Результаты контроля труб на прокаливаемость представлена в таблице 38.

Таблица 38 - Результаты проведения замеров твердости для контроля прокаливаемости основного объема труб

№ плавки/партии/трубы	Замеры по сечению	Твердость HRC, ед.											
		I квадрант			II квадрант			III квадрант			IV квадрант		
		1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
95% мартенсита: HRC_{min} = 59*0,28+29 = 45,5													
290984-11 6(2)	наруж	47,6	47,3	47,2	47,9	47,6	47,4	49,5	49,9	49,3	48,7	48,3	47,9
	серед	49,6	48,7	48,3	50,4	51,0	49,8	50,7	50,1	51,4	50,5	49,8	50,1
	внутр	48,3	48,4	48,7	48,5	48,5	48,7	48,5	48,7	48,3	51,6	52,1	53,2
285193-11 16(2)	наруж	46,1	46,3	46,3	46,4	46,6	46,5	46,5	46,2	46,4	46,0	46,4	46,3
	серед	48,8	48,1	48,2	48,2	48,0	48,6	47,9	48,2	47,8	47,8	48,4	48,2
	внутр	47,9	47,4	47,8	48,1	48,5	48,3	48,2	47,6	47,5	47,7	48,0	47,5

Результаты проведенных испытаний показали, что выполняются как необходимые условия приемки (соответствие содержания в структуре мартенсита не менее 95%).

Результаты механических испытаний труб приведены в таблице 39. Необходимо отметить, что проведение разрывных испытаний осуществлялось на цилиндрических Ø9мм.

Таблица 39 - Результаты механических испытаний

Плавка, партия т/о	№ трубы	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Соотношение σ_t/σ_b	Относительное удлинение, %	Ориентация образцов	Ударная вязкость KCV ⁶⁰ , Дж/см ²				Доля вязкой составляющей в изломе, % среднее		
							1	2	3	сред			
Требования НД		≥ 793	758÷965	-	≥ 15	L	≥ 35				≥ 75		
						T	≥ 70				-		
290984	1.1	14	1	881	813	0,92	18,5	L	217,2	208,8	218,8	214,9	100,0
		58	2	884	832	0,94	17,9	T	165,2	165,0	154,2	161,5	
	2.1	107	1	840	773	0,92	20,3	L	214,2	223,7	195,5	211,1	96,7
		158	2	868	808	0,93	17,5	T	160,5	162,5	185,0	169,3	
290985	1.1	7	1	874	809	0,93	27,0	L	213,7	211,0	204,2	209,6	100,0
		50	2	872	802	0,92	28,0	T	128,5	149,5	135,8	137,9	
							T	82,9	86,1	87,0	85,3		
							L	129,3	131,6	119,9	126,9	80,0	

Плавка, партия т/о	№ трубы		Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Соотношение σ_T/σ_B	Относительное удлинение, %	Ориентация образцов	Ударная вязкость КСВ ⁶⁰ , Дж/см ²				Доля вязкой составляющей в изломе, % среднее	
								1	2	3	сред		
<i>Требования НД</i>			≥ 793	758÷965	-	≥ 15	L	≥ 35				≥ 75	
							T	≥ 70				-	
290986	2.1	111	1	879	811	0,92	28,0	T	92,4	90,9	93,0	92,1	
		L	125,9	124,5	121,4	123,9	80,0						
290986	1.1	11	1	890	821	0,92	20,9	L	223,5	233,0	218,2	224,9	95,0
		T	131,3	125,2	133,3	129,9							
	52	2	885	816	0,92	22,4							
	2.1	109	1	881	814	0,92	22,2	L	239,5	243,3	230,3	237,7	95,0
290987	1.1	12	1	866	804	0,93	28,8	T	145,0	142,7	137,3	141,7	
		L	230,3	232,0	223,3	228,5	96,7						
	41	2	867	800	0,92	29,6							
	2.1	109	1	869	809	0,93	29,6	L	236,8	215,7	225,5	226,0	96,7
290988	1.1	8	1	874	806	0,92	29,0	T	181,7	170,2	162,3	171,4	
		L	242,8	220,0	211,2	224,7	96,7						
	44	2	875	806	0,92	29,0							
	2.1	116	1	877	808	0,92	27,8	L	221,3	222,8	221,0	221,7	100,0
290989	1.1	6	1	893	823	0,92	27,8	T	124,8	153,7	151,2	143,2	
		L	263,0	254,0	257,0	258,0	100,0						
	41	2	889	824	0,93	27,6							
	2.1	124	1	859	797	0,93	29,0	L	286,0	271,0	268,0	275,0	100,0
290990	1.1	6	1	871	801	0,92	20,9	T	201,0	208,0	206,0	205,0	
		L	237,7	233,2	234,0	235,0	95,0						
	42	2	876	813	0,93	21,5							
	2.1	109	1	878	810	0,92	21,6	L	129,2	113,0	129,8	124,0	
290999	1.1	10	1	866	795	0,92	21,1	T	230,3	234,5	232,3	232,4	95,0
		L	118,7	126,0	133,0	125,9							
	43	3	846	775	0,92	22,4							
	2.1	118	1	851	777	0,91	22,2	L	232,5	236,0	230,5	233,0	95,0
285193	1.1	12	1	882	812	0,92	28,6	T	122,7	118,0	115,5	118,7	
		L	237,7	240,2	241,0	239,6	95,0						
	29	2	865	796	0,92	28,6							
	2.1	104	1	863	792	0,92	28,5	L	225,7	231,8	237,2	231,6	95,0
291000	1.1	22	1	867	805	0,93	28,0	T	112,0	119,3	126,3	119,2	
		L	232,0	224,0	215,0	223,7	100,0						
	53	2	854	791	0,93	27,4							
	2.1	114	1	794	758	0,95	28,8	L	241,0	208,0	211,0	220,0	100,0
390048	1.1	12	1	882	812	0,92	28,6	T	157,0	149,0	126,0	144,0	
		L	220,8	236,7	243,5	233,7	100,0						
	29	2	865	796	0,92	28,6							
	2.1	104	1	863	792	0,92	28,5	L	235,5	226,2	235,3	232,3	100,0
390048	3.2	8	1	884	828	0,94	25,2	T	169,0	119,3	129,7	139,3	
								L	230,0	227,3	229,2	228,8	90,0
390048	1.1	19	1	885	823	0,93	29,0	L	182,5	173,7	197,7	184,6	
390048	1.1	19	1	885	823	0,93	29,0	L	204,3	195,0	198,0	199,1	96,7

Плавка, партия т/о	№ трубы		Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Соотношение σ_t/σ_b	Относительное удлинение, %	Ориентация образцов	Ударная вязкость КСV ⁶⁰ , Дж/см ²				Доля вязкой составляющей в изломе, % среднее	
								1	2	3	сред		
<i>Требования НД</i>			≥ 793	758÷965	-	≥ 15	L	≥ 35				≥ 75	
							T	≥ 70				-	
							T	139,3	144,8	130,5	138,2		
	44	2	881	816	0,93	29,8							
390048	2.1	120	1	873	801	0,92	30,0	L	216,0	203,5	197,0	205,5	96,7
								T	147,3	153,3	142,3	147,6	
390009	1.1	3	1	881	813	0,92	23,1	L	243,2	240,3	230,7	238,1	95,0
								T	120,2	131,2	134,8	128,7	
	2.1	65	1	887	821	0,93	22,0	-					
								L	218,8	232,0	230,8	227,2	95,0
							T	142,5	135,5	126,8	134,9		

В таблице 40 приведены результаты дополнительных разрывных испытаний, проводившихся на цилиндрических образцах Ø9мм по периметру труб через 120°.

Таблица 40 - Результаты дополнительных механических испытаний

№ трубы	Плавка-партия	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Разброс предела текучести, МПа	Соотношение σ_t/σ_b	Относительное удлинение, %
<i>Требования заказа</i>		≥ 793	758÷965 (758÷828)*	$\leq 30^*$	-//-	≥ 15
14(1)	290984-1.1	894	825	19	0,93	21,4
		872	806		0,92	22,0
		890	825		0,93	22,6
58(2)		876	809	8	0,92	22,4
		872	807		0,93	20,8
		884	815		0,92	22,6
107(1)	-2.1	890	812	9	0,92	21,2
		893	821		0,92	21,4
		879	815		0,93	22,8
158(2)		888	825	5	0,93	19,7
		886	820		0,93	23,4
		886	822		0,93	23,4
6(1)	290989-1.1	899	828	5	0,93	23,4
		899	825		0,93	23,0
		894	823		0,92	22,8
41(2)		885	826	21	0,93	20,6
		867	814		0,93	20,6
		924	835		0,90	21,7

По результатам проведенных дополнительных испытаний, подтверждено соответствие металла труб требованиям заказа и СТО ТМК 0043.

Термическая обработка муфтовых труб Ø273×30мм проводилась на участке термической обработки труб №2 по следующему режиму:

- посад труб в ЗП через шаг, цикл шагания балок 150 сек;
- посад труб в ОП шаг в шаг, цикл шагания балок 300 сек;
- температура на выходе из ЗП: 935 ± 15 °С;
- температура труб на выходе из ОП: 690 ± 10 °С;
- температуру труб на выходе из ОП держать $690 \div 695$ °С.

Результаты механических характеристик муфтовых труб после проведения термообработки приведены в таблице 41.

Таблица 41 - Результаты определения прокаливаемости муфтовых заготовок

№ плавки/партии/трубы	Замеры по сеч.	Твердость HRC											
		I квадрант			II квадрант			III квадрант			IV квадрант		
		1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
PSL-1: $HRC_{\min} = 52 * 0,27 + 21 = 35,0$ (50% мартенсита)													
PSL-2: $HRC_{\min} = 59 * 0,27 + 29 = 44,9$ (95% мартенсита)													
380262-1.1 труба №49(2)	наруж	47,9	47,7	47,6	46,9	47,1	47,7	47,0	46,6	47,3	47,2	47,4	47,6
	серед	46,6	46,9	46,7	46,5	46,6	46,5	46,2	46,3	46,4	46,3	46,1	46,0
	внутр	46,5	47,1	46,9	46,7	47,0	47,1	46,2	47,1	46,9	47,3	46,9	47,0

Результаты проведенных испытаний показали, что выполняются как необходимые условия приемки (содержание мартенсита не менее 50%), так и рекомендуемые (содержание мартенсита не менее 95%).

Температура труб на выходе из ЗП составила в среднем $945 \div 949$ °С. Время выдержки при температуре аустенитизации составило 38 мин (ориентировочно с 24 шага). Цикл шагания соответствовал заданному значению (150 сек). Температура воды в закалочной ванне находилась на уровне 20 °С, общий расход воды – 2080 м³/час, время закалки – 100 сек. Температура трубы после закалки – $25 \div 34$ °С. Температура труб на выходе из ОП составляла $690 \div 700$ °С, что в целом удовлетворяло требованиям режима термообработки, время выдержки при температуре отпуска – 165 мин (с 34 шага). Цикл шагания балок ОП соответствовал заданному (300 сек). Нарушений технологии термической обработки зафиксировано не было.

В результате проведенной работы были получены следующие механические характеристики (таблица 42) муфтовых заготовок $\varnothing 273 \times 30$ мм из разработанной стали марки 26ХМФБ-2.

Таблица 42 - Результаты механических испытаний на растяжение

№ трубы	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Соотношение σ_t/σ_b	Относительное удлинение, %	Тип		Ударная вязкость KCV ⁻⁶⁰ , Дж/см ² Работа удара KV ⁰ , Дж				Доля вязкой составляющей в изломе, %			
					KCV _T ⁻⁶⁰		≥35				-			
					KCV _L ⁻⁶⁰		≥70				≥50			
					KV _T ⁰		≥36				≥75			
10(1)	888	828	0,93	20,5	KCV _L ⁻⁶⁰		233,0	244,8	222,9	233,6	100	100	90	96,7
					KCV _T ⁻⁶⁰		194,4	201,4	198,4	198,1				
					KV _T ⁰		154,0	161,0	166,3	160,4	100	100	100	100,0
35(2)	891	844	0,95	18,5	KCV _L ⁻⁶⁰		223,0	256,3	226,9	235,4	100	100	100	100
					KCV _T ⁻⁶⁰		192,4	198,4	187,4	192,7				
					KV _T ⁰		148,0	157,0	156,3	153,7	100	100	100	100,0

По результатам проведенных механических испытаний муфтовых труб Ø273×30 мм из разработанной стали марки 26ХМФБ-2, после термообработки был получен весь требуемый комплекс прочностных и вязкопластических характеристик.

Калибрование труб проводилось в соответствии с ТИ 03.1.06 с использованием штатной калибровки валков стана-рекалибратора 245,7 мм. Правка труб в соответствии с ТИ 03.1.14 и ТР-ЦЗЛ-09-08.

В соответствии с утвержденной программой от сдаточных патрубков обсадных труб и муфтовых заготовок были отобраны образцы для проведения коррозионных испытаний по NACE TM0177 (метод А, выдержка 720 часов) при нагрузке 0,85 от минимального предела текучести (нагрузка составляла 644 МПа), соответствующей требованиям нормативной документации для группы прочности С110/Р110SS. От каждой партии труб на испытания отбирали по одной трубе, из каждой трубы через 120 градусов по периметру вырезали образцы для коррозионных испытаний. Всего было подготовлено и испытано в условиях лаборатории АО «РусНИТИ» 114 образцов.

По результатам сдаточных испытаний в независимой лаборатории АО «РусНИТИ» все образцы от труб и муфтовых заготовок из разработанной стали марки 26ХМФБ-2 выдержали испытания при нагрузке 0,85 от минимального предела текучести.

5.3 Выводы по главе 5

1. Проведено успешное выполнение заказа «ТМК-IPSCO» на поставку обсадных труб размером $\text{Ø}244,48 \times 13,84$ мм группы прочности Q125 в хладостойком исполнении по стандарту API 5CT, PSL-3 для шельфа из экономно-легированной стали марки 26ХМФБ взамен применяемой ранее условиях АО «ВТЗ» стали марки 25ХМ1ФБА.

2. Сравнительный расчет плановой себестоимости производства единицы продукции в ЭСПЦ показал, что в результате замены серийной стали марки 25ХМ1ФБА на более рационально легированную сталь марки 26ХМФБ было достигнуто снижение себестоимости изготовления одной тонны трубной заготовки на 4976 руб/т (на 13,5 %).

3. Определен химический состав и режимы термической обработки стали для производства обсадных труб и муфт к ним в коррозионостойком исполнении с пределом текучести не менее 758 МПа.

4. Проведено успешное опытно-промышленное производство в рамках заказа «ОМЗ» (спец. ОМЗ-3/189 Лукойл-Коми и ОМЗ-3/188 Газпром-нефтьшельф) труб $\text{Ø}244,48 \times 10,03$ мм, $\text{Ø}244,48 \times 11,05$ мм и муфтовой заготовки $\text{Ø}273 \times 30$ мм группы прочности P110 по ТС 1009-2018/ТС1187-2018 в объеме 1679тн из стали 26ХМФБ-2 производства АО «ВТЗ».

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Легирование молибденом, ванадием и ниобием позволяет получить стали для высокопрочных обсадных труб, стойких к хрупкому разрушению и сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением, при условии комплексного учета основных факторов таких как температура аустенитизации, температура и продолжительность отпуска, дисперсность и однородность микроструктуры.

2. Показано, что увеличение содержания в хромомолибденовых сталях молибдена от 0,15 до 0,53 мас.% приводит к заметному росту прокаливаемости, пределов текучести и прочности, при этом сохраняется высокий уровень ударной вязкости при сниженных температурах вплоть до $-60 \div -80$ °С.

3. Легирование ниобием в высокоотпущенном состоянии стали с 0,32 мас.% молибдена способствует дополнительному повышению прочностных свойств до уровня, характерного для стали с 0,53 мас.% молибдена. При легировании ванадием стали, содержащей 0,32 мас.% молибдена, формируются более высокие прочностные характеристики, чем при легировании ниобием; однако такой эффект наблюдается лишь при отпуске $600 \div 660$ °С. Наибольшее упрочнение стали с 0,32 мас.% молибдена в высокоотпущенном состоянии обеспечивает комплексное легирование ниобием и ванадием.

4. При легировании сильными карбидообразующими элементами ударная вязкость высокоотпущенной стали с 0,32 мас.% Мо заметно изменяется. Присутствие в сталях ванадия приводит к существенному снижению ударной вязкости особенно в области отрицательных температур. По данным испытания при минус 60 °С легирование ванадием сопровождается снижением работы зарождения и в еще большей мере работы распространения трещины. Легирование ниобием влияет на ударную вязкость стали с 0,32 мас.% Мо в существенно меньшей мере, чем легирование ванадием.

5. Определено влияние температуры аустенитизации и отпуска на структуру и свойства, включая стойкость к растрескиванию в среде, насыщенной

сероводородом, хромомолибденовой стали марки 26ХМФБ-2 с микролегирующими добавками ванадия и ниобия.

6. Определен целевой химический состав стали марки 26ХМФБ и режимы термообработки для получения металла труб с гарантированным уровнем предела текучести не ниже 862 МПа в хладостойком исполнении. Это позволило успешно выполнить экспортный заказ на поставку обсадных труб размером $\varnothing 244,48 \times 13,84$ мм группы прочности Q125 в хладостойком исполнении по стандарту API 5CT, PSL-3 для шельфа, а сравнительный расчет плановой себестоимости производства единицы продукции показал, что в результате замены серийной стали марки 25ХМ1ФБА на более рационально легированную сталь марки 26ХМФБ было достигнуто снижение себестоимости изготовления одной тонны трубной заготовки на 4976 руб/т (на 13,5 %). В период с 2018 по 2022 год было выпущено свыше 20 тыс. т. с экономическим эффектом более 200 млн руб.

7. Определен химический состав и режимы термической обработки стали для производства обсадных труб и муфт к ним в коррозионно-стойком исполнении с пределом текучести не менее 758 МПа. Впервые в истории РФ проведено успешное опытно-промышленное производство в рамках заказа компании «Газпромнефтьшельф» труб $\varnothing 244,48 \times 10,03$ мм, $\varnothing 244,48 \times 11,05$ мм и муфтовой заготовки $\varnothing 273 \times 30$ мм группы прочности P110 по ТС 1009-2018/ТС1187-2018 в объёме 1679 т. из стали марки 26ХМФБ-2 производства АО «ВТЗ». Экономический эффект от реализации заказов данного вида продукции в объёме более 5 тыс. тонн составил более 125 млн руб.

Автор признателен научному руководителю д.т.н. Пышминцеву Игорю Юрьевичу, д.т.н. Смирнову Михаилу Анатольевичу и коллективу металлургов – термистов АО «РусНИТИ» под руководством к.т.н. Мальцевой Анны Николаевны за помощь в проведение исследований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Совершенствование производства стальных труб. Зимовец В.Г., Кузнецов В.Ю./ Под ред. проф. док. техн. наук А.П. Коликова – М. МИСИС 1996. - 480с.
2. Обсадные трубы для скважин <http://www.met-trans.ru/Chernyj-metalloprokat/Trubnyj-prokat/Truba-burilnaya-obsadnaya>.
3. Трубы Екатеринбург – труба обсадная. <http://www.td-ksm.ru/truby-obsadnye>.
4. Строительство нефтегазопромысловых объектов: учеб. пособие / В.Д. Гребнев, Г.П. Хижняк, Д.А. Мартюшев. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2013. – 100 с.
5. Шульте Ю.А. Хладнстойкие стали / Ю.А. Шульте. – М.: Металлургия, 1970. – 224 с.
6. Солнцев Ю.П., Титова Т.И. Стали для Севера и Сибири.-СПб.: ХИМИЗДАТ, 2002.-352с.
7. Одесский П.Д., Ведяков И.И. Малоуглеродистые стали для металлических конструкций.- М.: Интермет Инжиниринг, 1999.-220с.
8. Одесский П.Д., Ведяков И.И. Ударная вязкость сталей для металлических конструкций.- М.: Интермет Инжиниринг, 2003.-232с.
9. Микролегированные стали для северных и уникальных металлических конструкций/ П.Д. Одесский, Л.А. Смирнов, Д.В. Кулик.-М.: Интермет Инжиниринг, 2006.- 176с.
10. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкции на прочность.- М.: Машиностроение, 1981.-272с.
11. ТУ14-3Р-82 Трубы стальные бесшовные обсадные и муфты к ним в хладостойком исполнении для месторождений ПАО «Газпром».
12. Коррозия и защита металлов. Ч. 1: Химическая коррозия металлов: учебное пособие / Н.А. Азаренков, С.В. Литовченко, И.М. Неклюдов, П.И. Стоев. – Харьков: ХНУ, 2007. – 187 с.

13. Влияние химического состава и структуры на стойкость нефтепроводных труб к углекислой коррозии / А.В. Иоффе, М.А. Выбойщик, Е.А. Трифонова и др. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2010. – № 2. – С. 9 – 14.
14. Шакиров Э.И. Эксплуатация скважин коррозионного фонда «РН – Пурнефтегаз». Методы борьбы с коррозией / Э.И. Шакиров. // *Инженерная практика*. – 2010. – № 6. – С. 56 – 65.
15. Гудремон Э *Специальные стали*. Пер. с нем. М.:Металлургиздат, 1960, 1168с.
16. Blondeau R/ Problems related to use of low alloy steels in H₂S environments: industrial solutions// *Ironmaking and Steemaking*. 1981/ vol.18, №3. P.201-210.
17. Super-high strength low alloy steel OCTG with improved sour resistance / T. Omura, M. Numata, M. Ueda. // *Ferrum*. – Bulletin of the Iron and Steel Institute of Japan. – 2009. V. 14. № 9. – P. 575 – 579.
18. Смирнов А.Н., Зборщик А.М. *Внепечное рафинирование чугуна и стали: Учебное пособие*. – Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2012. – 186 с.
19. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов и др. – М.: Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.
20. *Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: Справочник т.2 Строение стали и чугуна*. Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А. Г. М.: Интермет инжиниринг, 2005, 528с.
21. *Материаловедение: учебник для вузов* / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. – Изд. 4-е перераб. и доп. – СПб: Химиздат, 2007. – 784 с.
22. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. *Модифцирование чугуна и стали*. М: *Металлургия*, 1986, 271 с.
23. Повышение коррозионной стойкости толстолистового проката путем внепечной обработки стали порошковой проволокой с РЗМ. Бродецкий И.Л., Троцан А.И., Белов Б.Ф. и др. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сборник научных трудов*. Днепропетровск. ПГАСА, 2009. с.3.

24. Чикалов С.Г. Производство бесшовных труб из непрерывнолитой заготовки/ Под науч. ред. А.П. Коликова.- Волгоград: Комитет по печати и информации. 1999.-416 с.
25. Кузнецов В.Ю., Кузнецова Е.Я., Куликова Л.В., Шевакин А.Ф. Разработка нормативно-технической документации для определения неметаллических включений в непрерывнолитой заготовки. Материалы конференции «Производство предприятий ТМК как одно из решения проблем ресурсо- и энергосбережения в энергетике России», г. Волжский, 2002, с.11-15.
26. Смирнов А.Н. и др. Непрерывная разливка сортовой заготовки: Монография. / А.Н. Смирнов, С.В. Куберский, А.Л. Подкорытов, В.Е. Ухин, А.В. Кравченко, А.Ю. Оробцев – Донецк: Цифровая типография, 2012. – 417 с.
27. Шепель Г.Г., Навныко П.П., Симоненко О.А. и др. Повышение качества трубной заготовки для горячедеформированных бесшовных труб. Сталь №8, 2002, с. 84-85.
28. Минаев А.А., Захур М, Коновалов Ю.В. Специфика использования катанной и непрерывнолитой заготовки для производства труб. Производство проката №4, 2005, с.29-37.
29. Либерман А.Л. Минимальные обжатия непрерывнолитых заготовок для получения качественного проката. Metallurg №4, 1993, с.31-34.
30. Марченко К.Л., Кузнецов В.Ю., Фадеев М.М. и др. Опыт использования непрерывнолитой заготовки из углеродистой стали при производстве бесшовных труб. Сталь № 8, 2003, с.53-54.
31. Луценко А.Н., Монида В.А., Никифоров В.В. и др. Совершенствование технологии сортовой прокатки при переходе на непрерывнолитую заготовку. Бюллетень «Черметинформация» №2, 2003, с.31-33.
32. Основы термической обработки стали: учебное пособие/ Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г. – М.: «Наука и технологии», 2002.-519с.
33. Стандарт API Spec 5CT/ISO 11960:2008 Нефтегазовая промышленность. Стальные трубы, применяемые в качестве обсадных и насосно-компрессорных труб для скважин.

34. Пат. 2437954 Российская Федерация, МПК С 22 С 38/50, С 22 С 38/28. Коррозионностойкая сталь для нефтегазодобывающего оборудования / С.Г. Чикалов, В.И. Тазетдинов, С.А. Ладыгин и др. – № 2010133671/02; заявл. 11.08.2010; опубл. 27.12.2011, Бюл. № 36. – 10 с.
35. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа / Л.М. Утевский, Е.Э. Гликман, Г.С. Карк. – М.: Metallurgia, 1987. 222 с.
36. Софрыгина О.А. Повышение технологических и эксплуатационных свойств высокопрочных трубных сталей за счет рационального легирования и микролегирования. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук / О.А. Софрыгина. – Екатеринбург, ФГАОУ ВПО «УрФУ им. Б.Н. Ельцина», 2012. – 24 с.
37. ASTM E112-10. Стандартные методы определения средней величины зерна.
38. Тихонцева Н.Т. Разработка химических составов и режимов термической обработки высокопрочных труб в сероводородостойком исполнении. Автореферат диссертации на соискание уч. степени к.т.н. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2007, 24 с. 178
39. Ашихмина И.Н. Изучение закономерностей структурообразования при термической обработке высокопрочных труб повышенной эксплуатационной надежности из Cr-Mo-V сталей. Автореферат диссертации на соискание уч. степени к.т.н. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2008, 19 с.
40. High corrosion resistance OCTG supporting gas-fields development / Y. Fujii. // Ferrum. – Bulletin of the Iron and Steel Institute of Japan. – 2009. V 14. № 9. – P. 568 – 572.
41. Коррозионное растрескивание сталей / И.И. Василенко, Р.К. Мелехов. – Киев: Наукова думка, 1977. – 265 с.
42. Фокин М.Н., Жигалова К.А. Методы коррозионных испытаний металлов.- М.: Metallurgia, 1986.-80с.

43. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. Пер. с англ. / Под ред. Бернштейна М.Л., Ефименко С.П. М.: Металлургия, 1989.576с.
44. NACE Standard TM0177-2005. Standard Test Method. Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments. Houston, TX: NACE, 2005. 37 p.
45. www.handle.dtic.mil/100.2/ADA109388 – Ricker R. E., Duquette D. J. The role of the Environment on time depend crack growth: Technical Report. Troy, NY: Rensselayer Polytechnic Institute, 1981. 19 p.
46. ГОСТ 31446-2017 (ИСО 11960:2017) Трубы стальные, применяемые в качестве обсадных и насосно-компрессорных труб для скважин.
47. Каталог нефтегазопроводных труб компании Sumitomo Metal Industries, Ltd // 2011, 36 p. (www.sumitomo.com).
48. Каталог нефтегазопроводных труб компании JFE Steel Corporation № E1E-012-09 // 2011, 40 p. (www.jfe-steel.co.jp).
49. Каталог нефтегазопроводных труб компании «Voest Alpine» (www.vatubulars.com).
50. Каталог нефтегазопроводных труб компании Tenaris // 2011, 118 p. (www.tenaris.com).
51. Tenaris – Specification for Deep Well Grades TN 140DW and TN 150DW // 2006, 9 p.
52. Пат. 2352647 Российская Федерация, МПК С21D 8/10, С22С 38/12. Труба нефтяного сортамента повышенной прочности / Ю.В. Бодров, А.И. Брижан, П.Ю. Горожанин. – № 2007133476/02; заявл. 06.09.2007, опубл. 20.04.2009, Бюл. № 11.
53. ГОСТ 633-80 Трубы насосно–компрессорные и муфты к ним. Технические условия.
54. Пат. 2070585 Российская Федерация, МПК С21D 9/14, В21D 37/00. Способ изготовления высокопрочных труб / Л.М. Клейнер, В.А. Алешин, В.А. Данилов. – № 94042581/02; заявл. 02.12.1994, опубл. 20.12.1996.
55. ТУ 14-1-5016-91. Заготовка трубная катаная и ковкая из стали 08Х2Г2ФА. Технические условия.

56. Медь в черных металлах: под ред. И. Ле Мэя, Л.М.-Д. Шетки, пер. с англ. / под ред. Банных О.А. – М.: Metallurgia, 1988. – 312 с.
57. Пат. US2009010794 Steels for sour service environments / Turconi Gustavo Lopez; Fukui Toshihiko; Garcia Alfonso Izquierdo / Tenaris Tenaris Connection LTD, опубликован 08.01.2009 г.
58. Пат. JP2000119798 High strength steel excellent in sulfide stress cracking resistance and steel pipe for oil well use / Asahi Hitoshi; Yamazaki Shingo; Nose Koichi / Nippon Steel, опубликован 25.04.2000 г.
59. Пат. JP2007009249 Method for producing steel pipe for oil well excellent in sulfide-stress cracking resistance / Ito Takahito; Takabe Hideki / Sumitomo Metal Industries, опубликован 18.01.2007 г.
60. Пат. CN101724785 Ultrahigh-strength hydrogen sulfide corrosion resistant oil well pipe and production method thereof / Jinbao Guo; Guanghong Yin / Baoshan Iron & Steel, опубликован 09.06.2010 г.
61. Пат. CN101929313 High-strength hydrogen-sulfide environmental corrosion-resistant seamless petroleum casing pipe and manufacturing method thereof / Dagan Pan / Baoshan Iron & Steel, опубликован 29.12.2010 г.
62. Особенности микроструктуры и распределения химических элементов в непрерывно литой трубной заготовке / Д.А. Силин, И.Н. Веселов, С.Ю. Жукова, Н.Т. Тихонцева, В.М. Фарбер // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2006. – № 4. – С. 37 – 40.
63. Гудремон, Э. Специальные стали: в 2 т. / Э. Гудремон. – М.: Металлургиздат, 1959. – Т. 1. – 952 с.; Т. 2. – 953 – 1638 с.
64. Super-high strength low alloy steel OCTG with improved sour resistance / T.Omura, M.Numata, M.Ueda // Ferrum. – Bulletin of the Iron and Steel Institute of Japan. – 2009. V. 14. № 9. – P. 575 – 579.
65. ГОСТ1778 Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений.

66. Andrews K.W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures / K.W. Andrews // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1965. – v. 203. – Pp. 721–727.
67. Barralis J. & Maeder G. Métallurgie Tome I: Métallurgie Physique. Collection Scientifique ENSAM, 1982, 270 p.
68. Günther E. Die rechnerische Ermittlung der Umwandlungspunkte Ac1 und Ac3 / E. Günther, G. Radomski, B. Oheim // NeueHütte. – 1970. – Jg. 15. – H. 1. – S. 18–21.
69. Hougardy H.P. Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen. Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1984, p. 229.
70. Kariya N. High Carbon Hot-Rolled Steel Sheet and Method for Production Thereof. European patent Application EP 2.103.697.A1, 23.09.2009, 15 p.
71. Kasatkin O.G. et al. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel. Metal Science and Heat Treatment, 26:1-2, January-February 1984, 27-31.
72. Trzaska J., Dobrzański L.A. Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels // Journal of Materials Processing Technology 192–193 (2007) 504–510
73. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка: Справочник // Пер. с венг. И. Артингер. – М.: Metallurgiya, 1982. – 312 с.
74. Пикеринг, Б.Ф. Физическое металловедение и разработка сталей / Б.Ф. Пикеринг. – М.: Metallurgiya. 1982. 184с.
75. Shang, C. Recrystallization behavior of high Nb-bearing line pipe steel / C. Shang, C. Miao, J. Fu, S.V. Subramanian. // International Conference on Pipeline Technology. – Proceedings. Beaconsfeld, UK: Scientific Surveys Ltd, 2009. – P. 21-31.
76. Миронов С.Ю. Анализ пространственного распределения ориентировок элементов структуры поликристаллов, получаемого методами просвечивающей электронной микроскопии и обратно рассеянного пучка электронов в сканирующем электронном микроскопе / С.Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, М.М.

Мышляев, А.В. Корнева // Физика твердого тела. – 2005. – т. 47, вып. 7. – С. 1217-1225.

77. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.

78. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть 1. / М.А. Штремель. – М.: МИСиС, 1999. – 384 с.

79. Рентгенографический и электронно-оптический анализ/ Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, А.П. Расторгуев. – М.: МИСиС, 2002. – 360с.

80. ГОСТ1497 Металлы. Методы испытаний на растяжение.

81. ASTM A 255 Стандартные методы определения закаливаемости стали.

82. ГОСТ 9013-59 (ИСО 6508-86) Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу

83. ГОСТ4543Metalлопродукция из конструкционной легированной стали. Технические условия.

84. Kobayashi K., Kondo K. Comparison of sour environmental severity by DCB. Eurocorr 2015, Graz.

85. Матросов Ю.И. Сталь для магистральных трубопроводов / Ю.И. Матросов, С.А. Литвиненко, С.А. Голованенко. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.

86. Coarsening Kinetics of Multicomponent MC-Carbides in High-Strength Low-Alloy Steels / K. Miyata, T. Omura, T. Kushida, Y. Komizo // Metallurgical and Materials Transformation A. – 2003. Vol. 34A, no. 8. – P. 1565 – 1573.

87. Metallurgical design and development of C125 Grade for mild sour service application / A. Di Schino, G. Porcu, M. Longobardo, G. Turconi // Corrosion NACEexpo. – 2006/ – Paper no. 06125. 14 p.

88. Cox T.B., Low I.R. An Investigation of The Plastic Fracture of AISI 4340 and Nickel-200 Grade Maraging Steel // Metallurgical Transaction, 1974, vol.56, №6, PP 1457-1470.

89. Di Schino, A. Metallurgical desing and development of C125 Grade for mild sour service application / A. Di Schino, G. Porcu, M. Longobardo, G. Turconi // Corrosion NACExpо, – 2006, № 06125-1. – P.14.

90. Уткин, И. Ю. Отчет о научно-исследовательской работе «Исследование кинетики фазовых превращений аустенита применительно к различным скоростям охлаждения металла после нагрева под закалку» Москва 2017.

91. Asahi H., Sogo Y., Ueno M., Higashiyama H. Metallurgical factors controlling SSC resistance of high strength low alloy steels // Corrosion. 1989. Vol. 45. P. 519.

92. Asahi H., Ueno M. Effect of austenite grain size on SSC resistance of low alloy martensitic steels // ISIJ Intern. 1992. Vol. 32 (9). P. 1021–1026.

93. Grobner P.J., Sponseller D.L., Cias W.W. Development of higher strength H₂ S resistant steels for oil field application // Mater. Perfor. 1975. Vol. 14, No. 6. P. 33–43.

94. Kobayashi K., Kondo K. Comparison of sour environmental severity by DCB: Proc. Eurocorr'2015 (Graz, Austria. Sept. 6–10, 2015). P. 115–123.

95. Дергач Т.А. Научное обоснование выбора низколегированной стали и технологии изготовления нефтегазопроводных труб повышенной коррозионной стойкости: Сб. науч. тр. «Строительство, материаловедение, машиностроение», сер. «Стародубовские чтения». 2012. С. 202–210.

96. Mendibide C., Sourmail T. Composition optimization of high-strength steels for sulfide stress cracking resistance improvement // Corrosion Sci. 2009. Vol. 51. P. 2878–2884.

97. Grobner P.J., Sponseller D.L., Diesburg D.E. The effect of processing variables on mechanical properties and sulfide stress cracking resistance of SAE 4135 steel modified with 0.75% Mo and 0.035 Nb // Trans. ASME J. of Engineering for Industry. 1976. Vol. 98 (2). P. 708–716.

98. Asahi H., Hirakami D., Yamasaki S. Hydrogen trapping behavior in vanadium added steel // ISIJ Intern. 2003. Vol. 43 (4). P. 527–533.

99. OCTG Materials and Corrosion in oil and gas production / Published by Sumitomo Metal Industries, April 2008. 82 p.
100. Heidersbach R. Metallurgy and corrosion control in oil and gas production. Wiley, 2018. 354 p.
101. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев А.П. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / 3-е изд. М. : МИСиС, 1994. 328 с.
102. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М. : МИСиС, 2005. 432 с.
103. Miyata K., Omursa T., Kushida T., Komizo Y. Coarsening Kinetics of Multicomponent MC- Carbides in High-Strength Low-Alloy Steels // Metallurgical and Materials Transformation A. 2003. Vol. 34A, No. 8. P. 1565–1573.

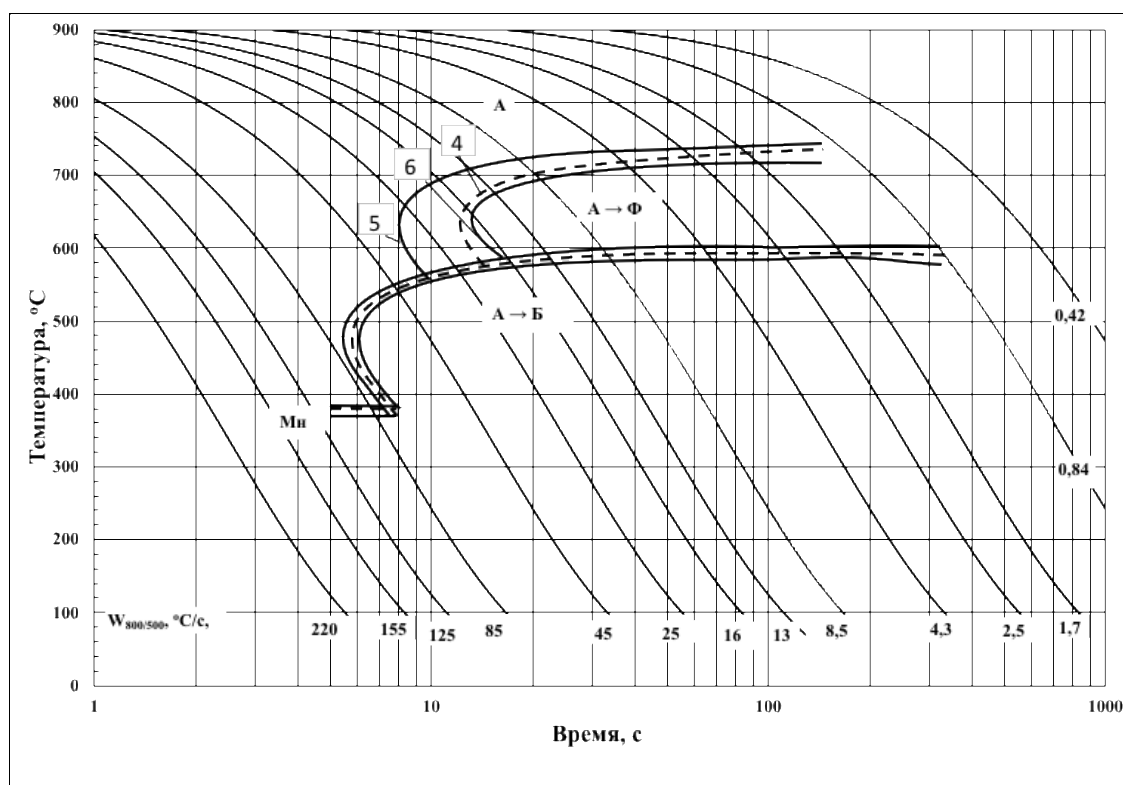
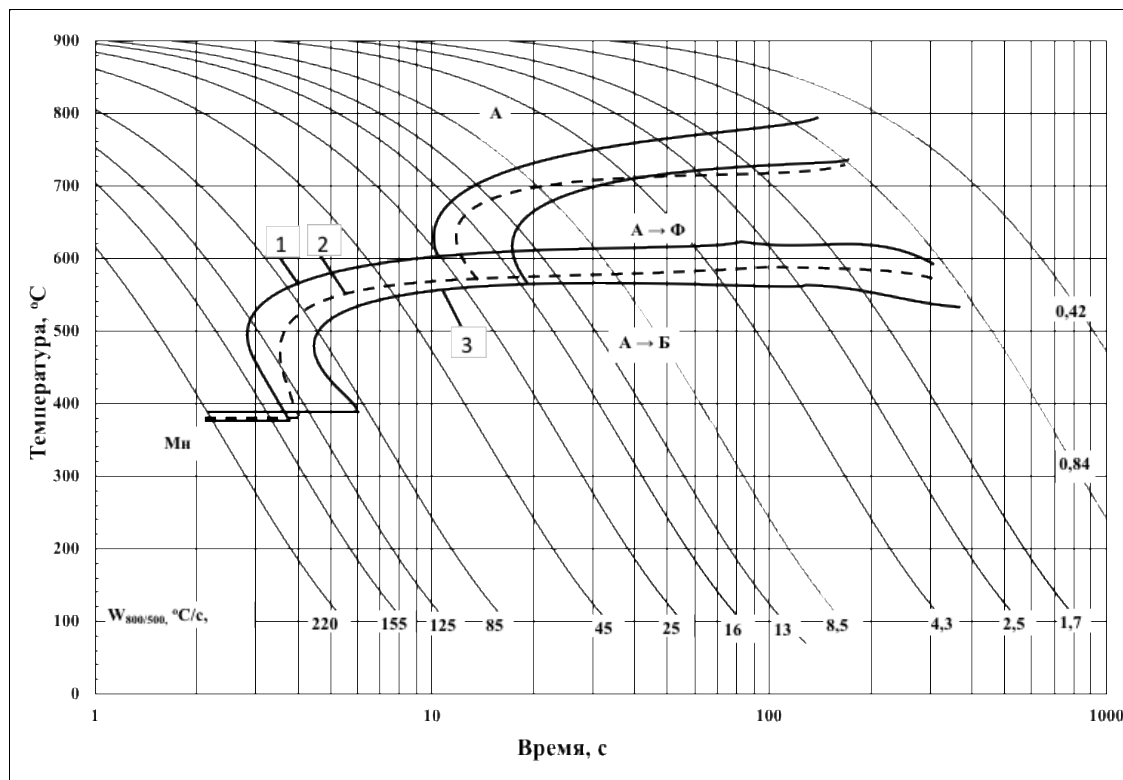
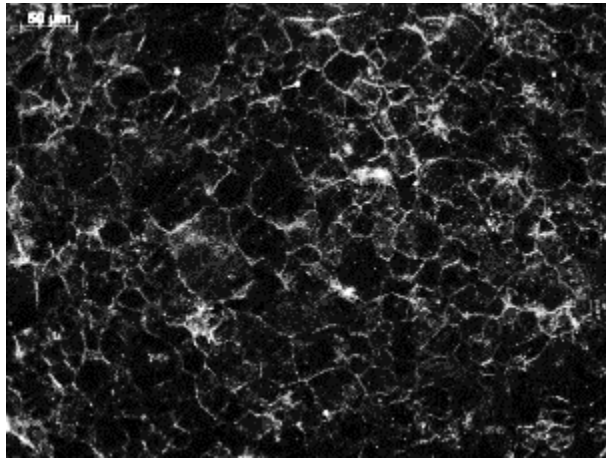
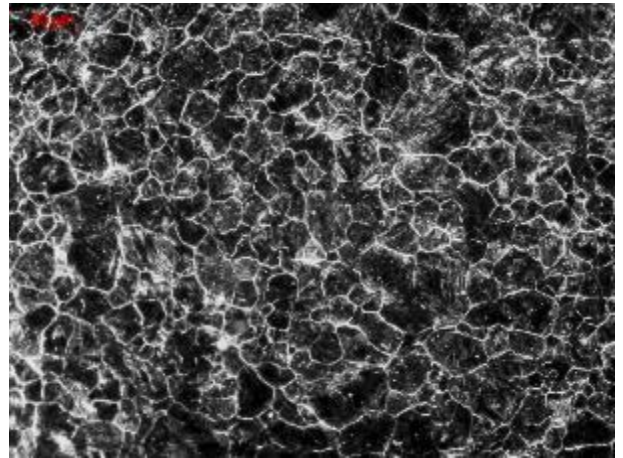


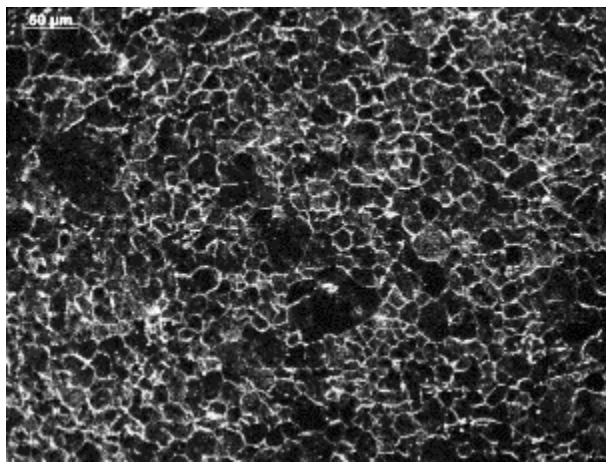
Рисунок 1 – Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита исследованных сталей 26ХМ-1 (1), 26ХМ-2 (2), 26ХМ-3 (3), 26ХМБ(4), 26ХМФ (5) и 26ХМФБ (6)



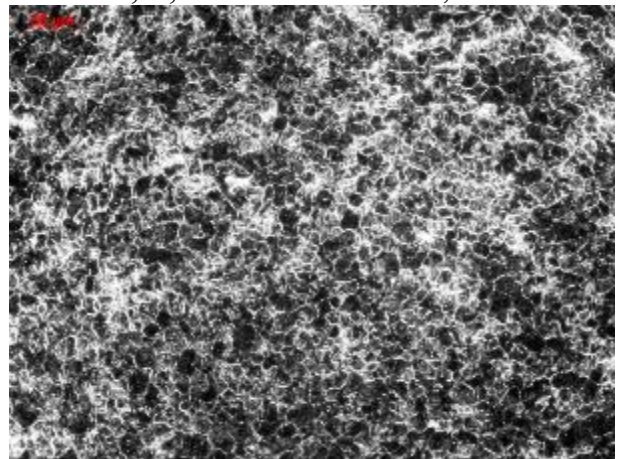
26XM-1: 0,15мас.%Mo



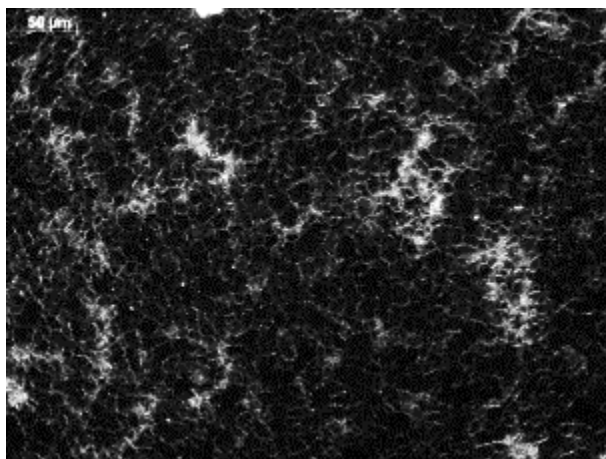
26XMФ; 0,36 мас.% Mo + 0,04 мас.%V



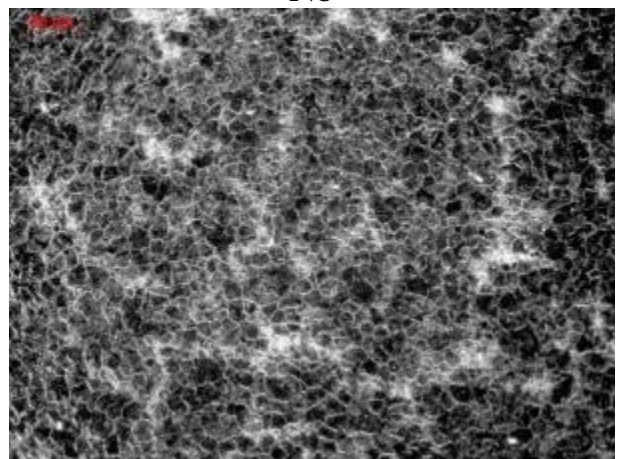
26XM-2: 0,34мас.%Mo



26XMБ; 0,35 мас.% Mo + 0,04 мас.% Nb



26XM-3: 0,53мас.%Mo



26XMФБ; 0,34 мас.% Mo + 0,04 мас.% V + 0,04 мас.% Nb

Рисунок 2 – Размер аустенитного зерна исследуемых сталей

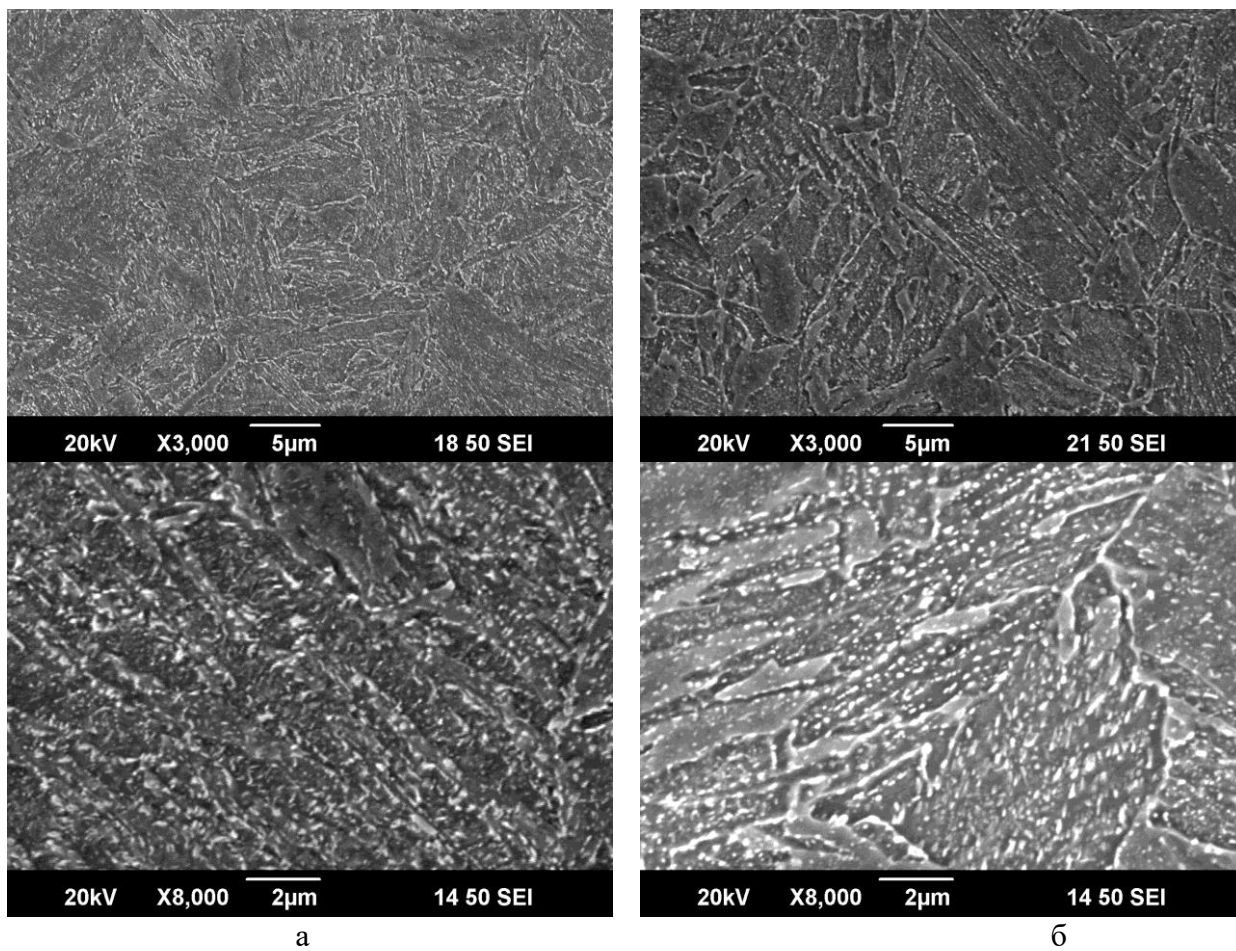


Рисунок 3 – Микроструктура в высокоотпущенном состоянии для стали 26ХМ-1 после закалки с 910 °С и одночасового отпуска при температурах 600 (а) и 660 °С(б)

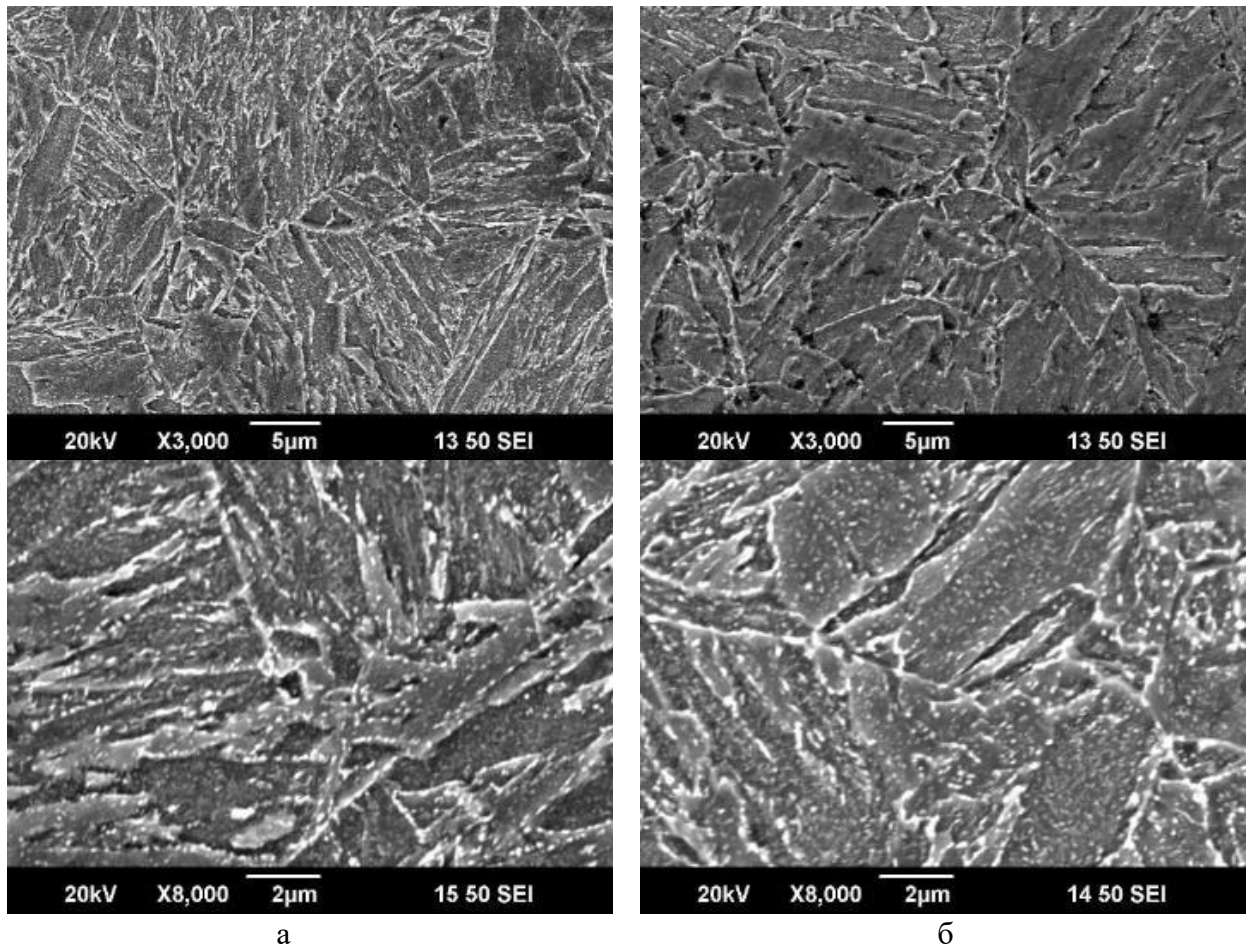


Рисунок 4 – Микроструктура в высокоотпущенном состоянии для стали 26ХМ-2 после закалки с 910 °С и одночасового отпуска при температурах 600 (а) и 660 °С(б)

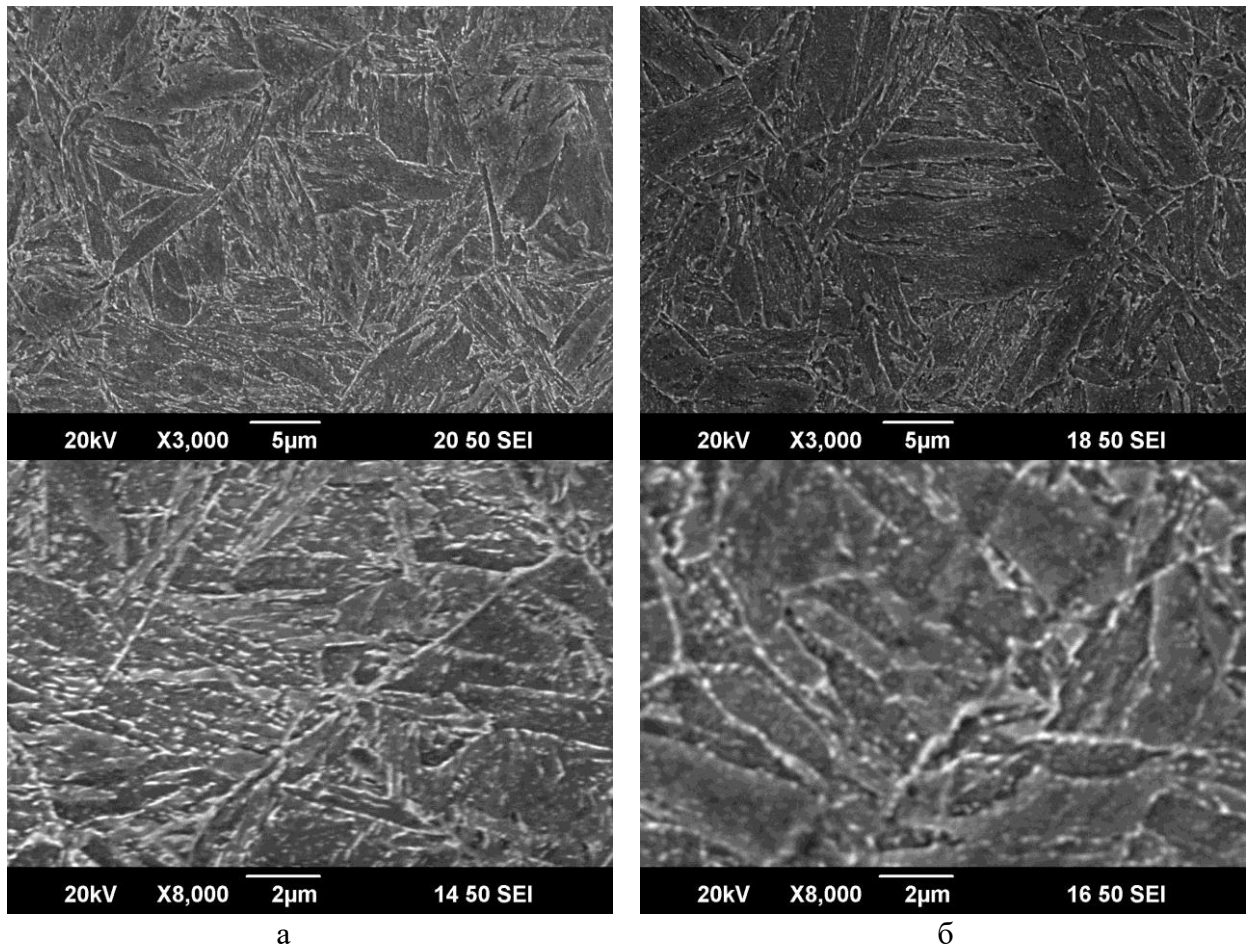
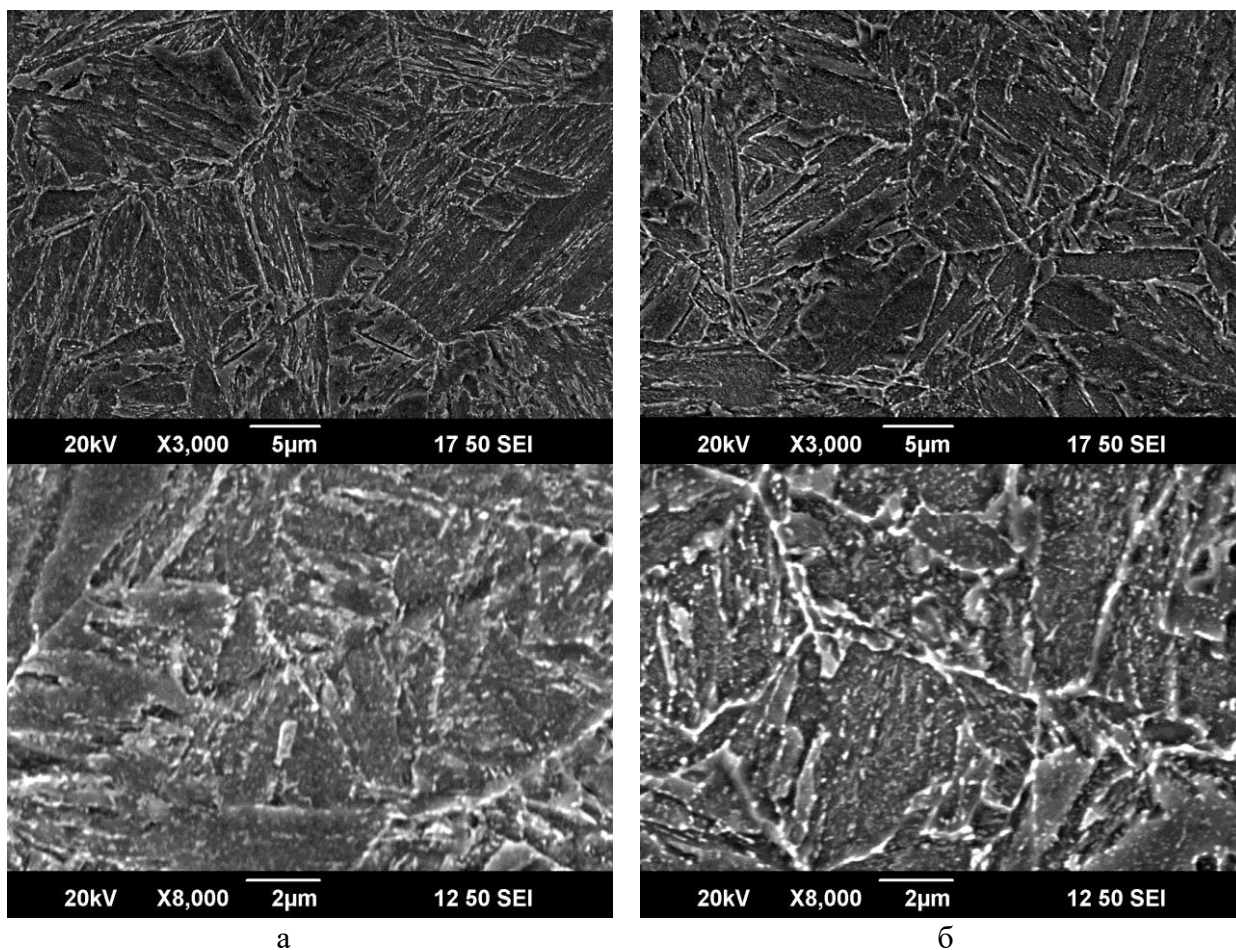
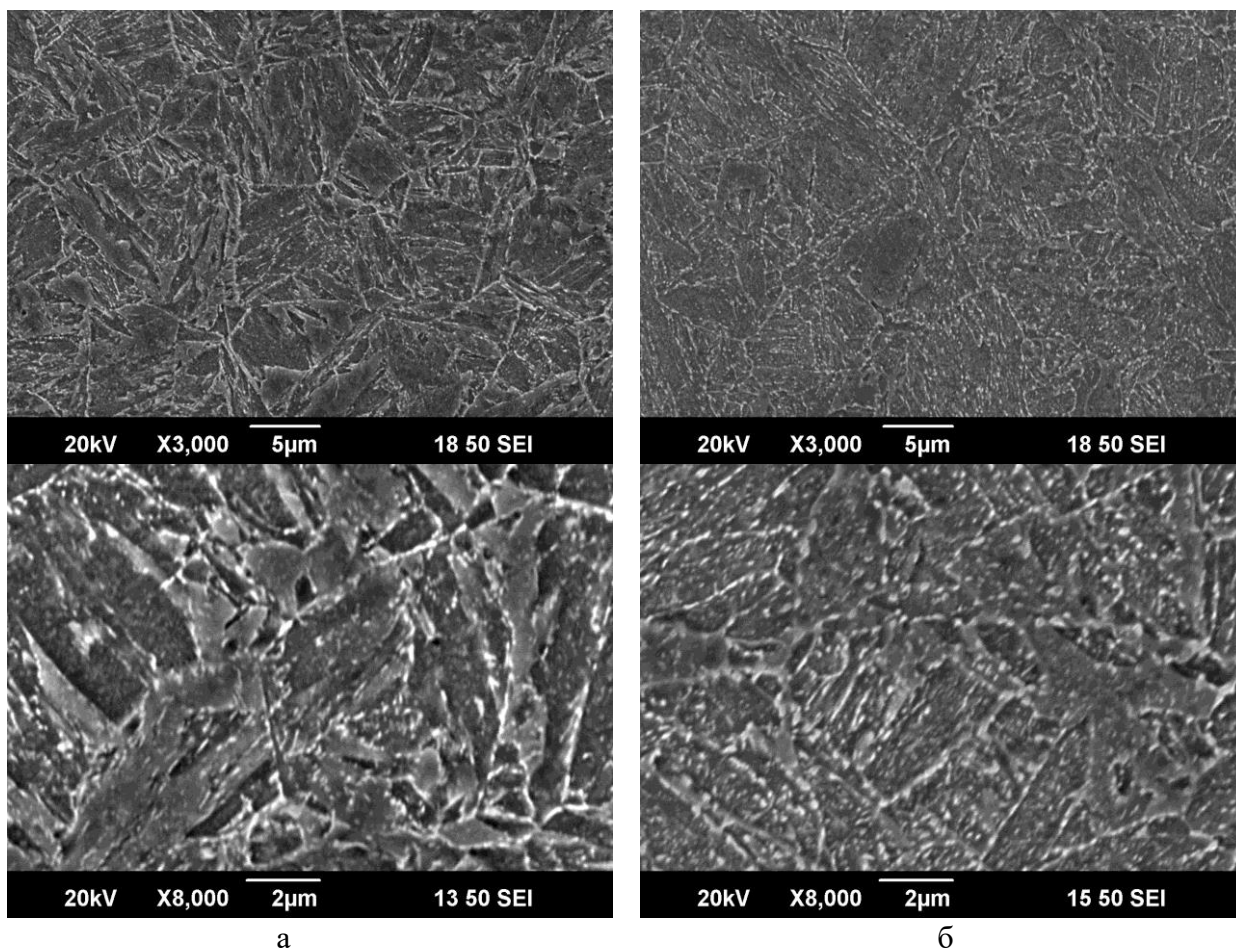


Рисунок 5 – Микроструктура в высокоотпущенном состоянии для стали 26ХМ-3 после закалки с 910 °С и одночасового отпуска при температурах 600 (а) и 660 °С(б)



а
б

Рисунок б – Микроструктура в высокоотпущенном состоянии для стали 26ХМФ после закалки с 910 °С и одночасового отпуска при температурах 600 (а) и 660 °С(б)



а
Рисунок 7 – Микроструктура в высокоотпущенном состоянии для стали 26ХМБ после закалки с 910 °С и одночасового отпуска при температурах 600 (а) и 660 °С(б)

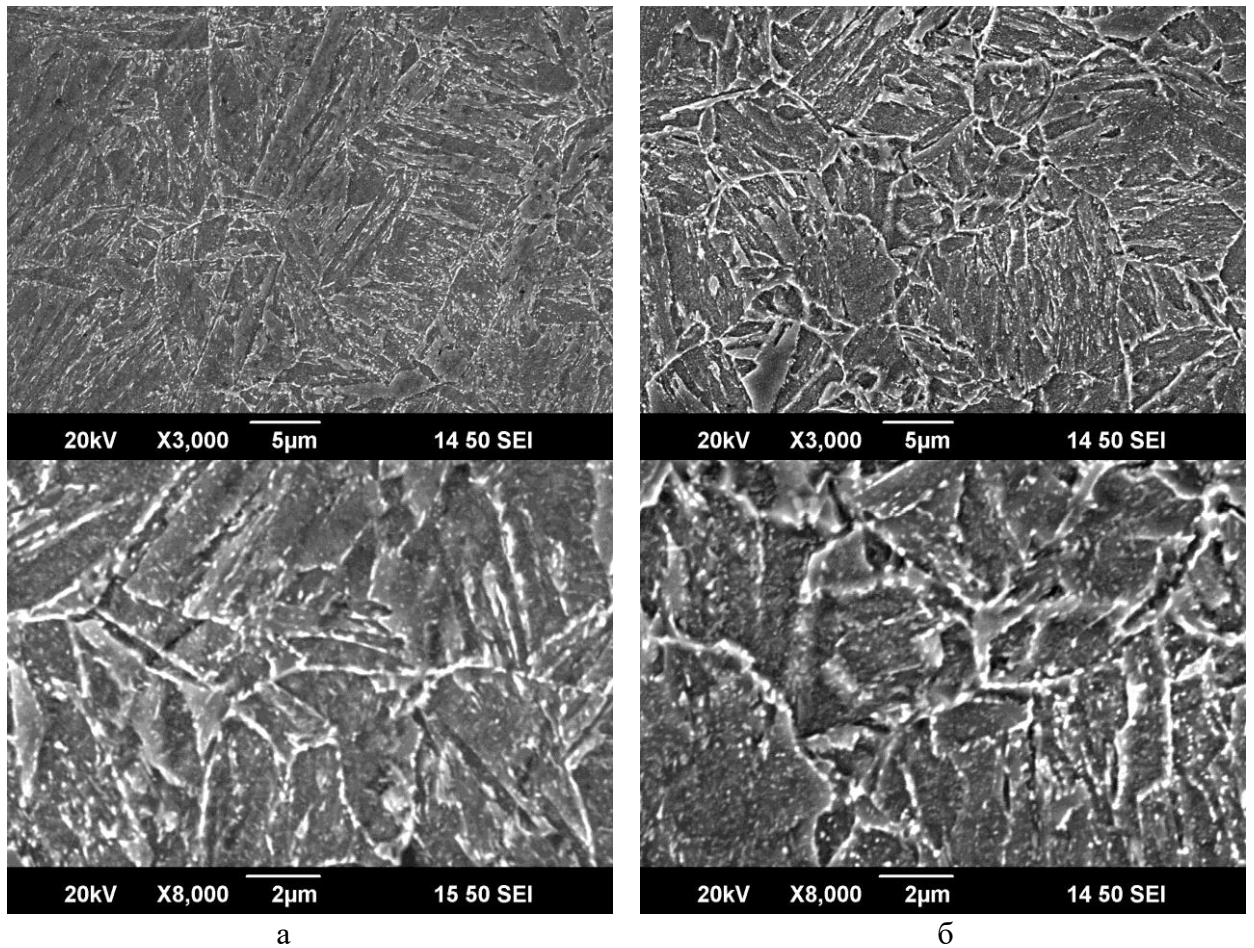


Рисунок 8 – Микроструктура в высокоотпущенном состоянии для стали 26ХМФБ после закалки с 910 °С и одночасового отпуска при температурах 600 (а) и 660 °С(б)

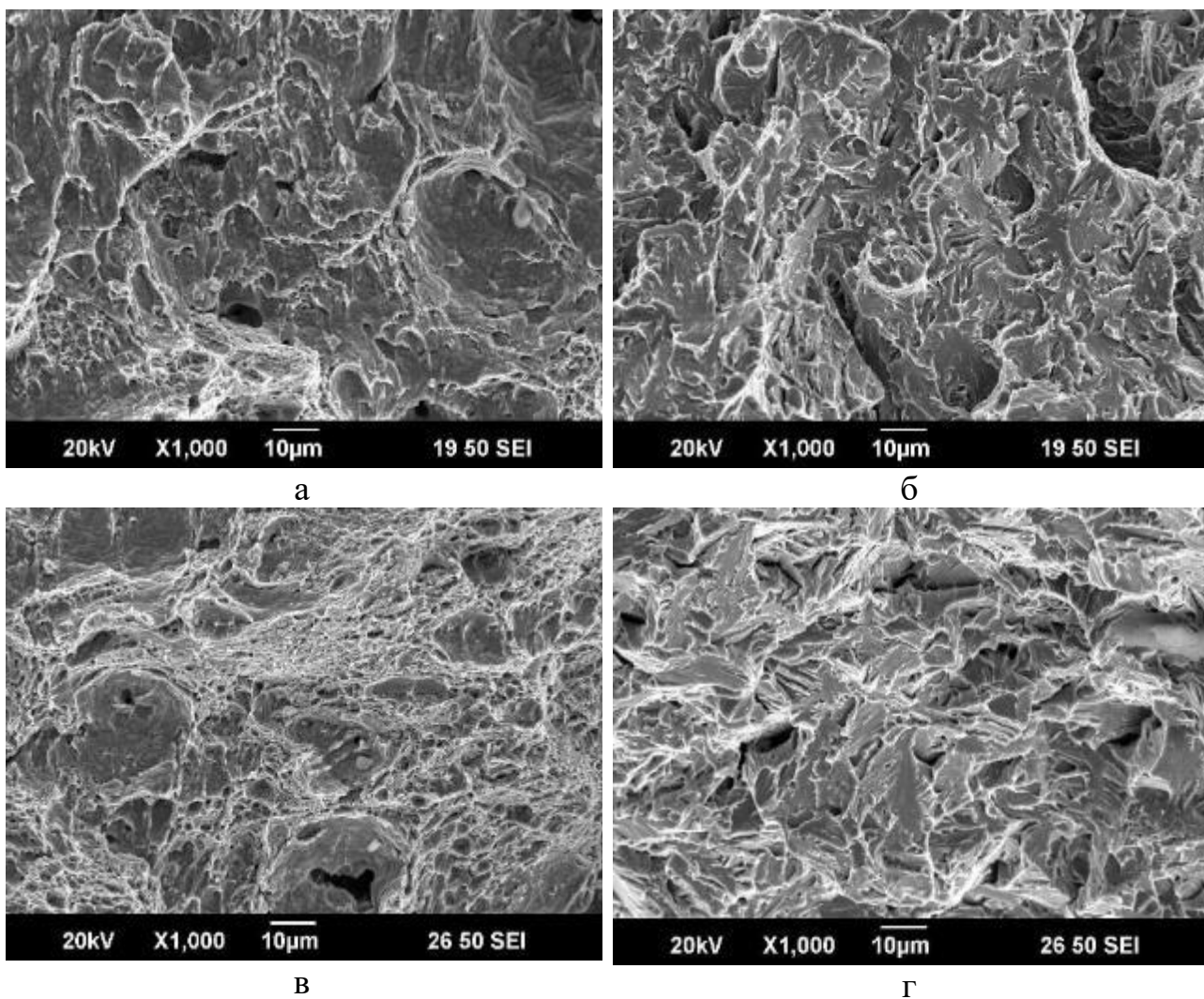
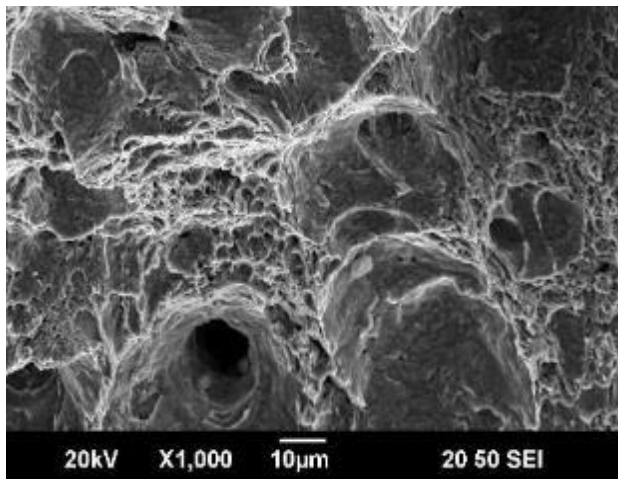
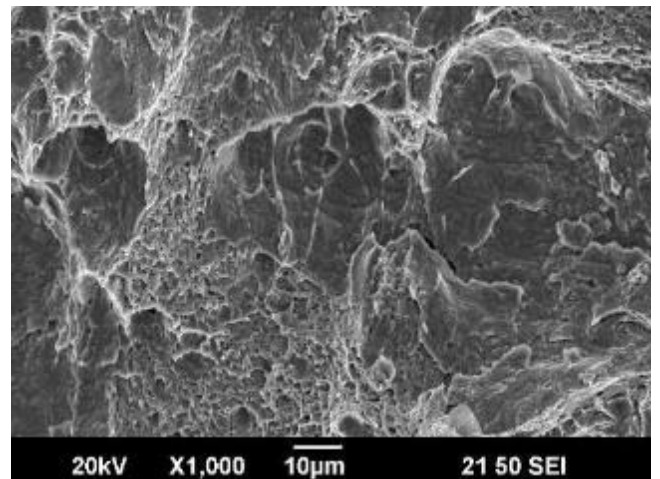


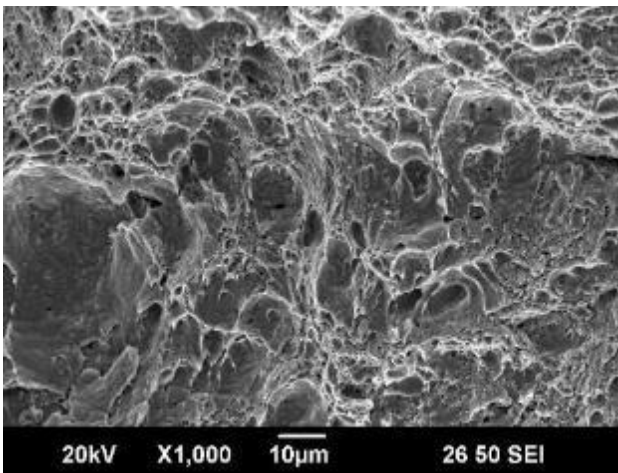
Рисунок 9 – Характерный вид излома ударных образцов из стали марки 26ХМ-3 (а, б) и 26ХМФ(в, г) после закалки и высокого отпуска при 600 °С (РЭМ): а и в - при температуре испытания минус 60 °С ,б и г – при температуре испытания минус 80 °С.



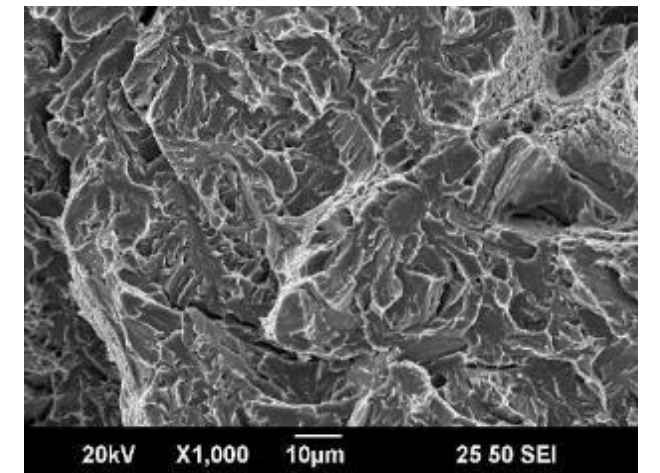
а



б

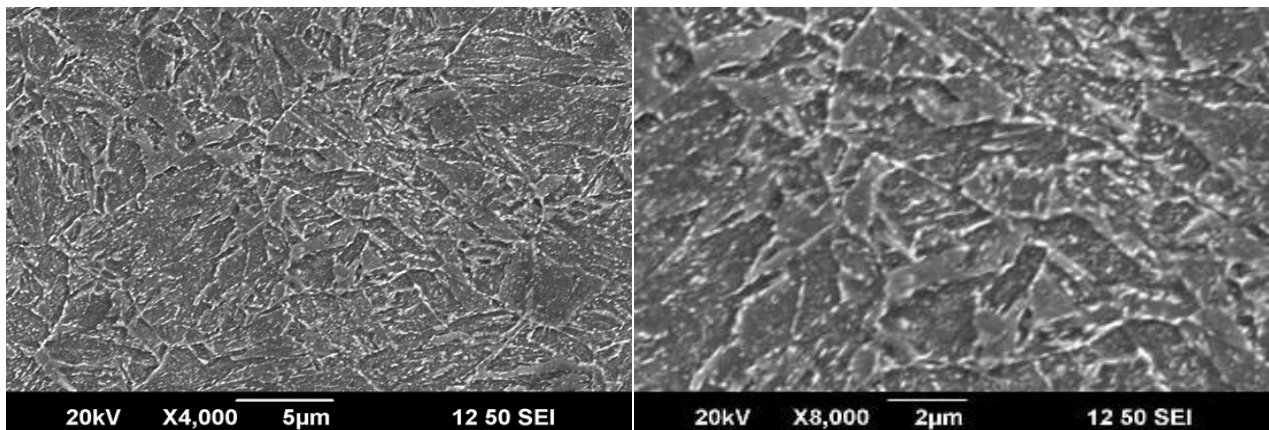


в



г

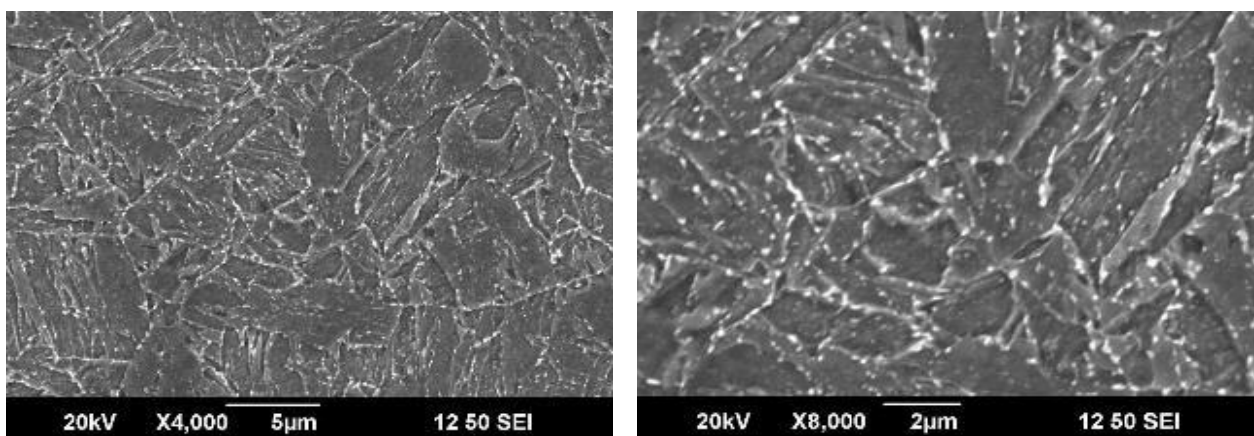
Рисунок 10 – Характерный вид излома ударных образцов из стали марки 26ХМ-3 (а, б) и 26ХМФ(в, г) после закалки и высокого отпуска при 660 °С (РЭМ): а и в - при температуре испытания минус 60 °С ,б и г – при температуре испытания минус 80 °С



а

б

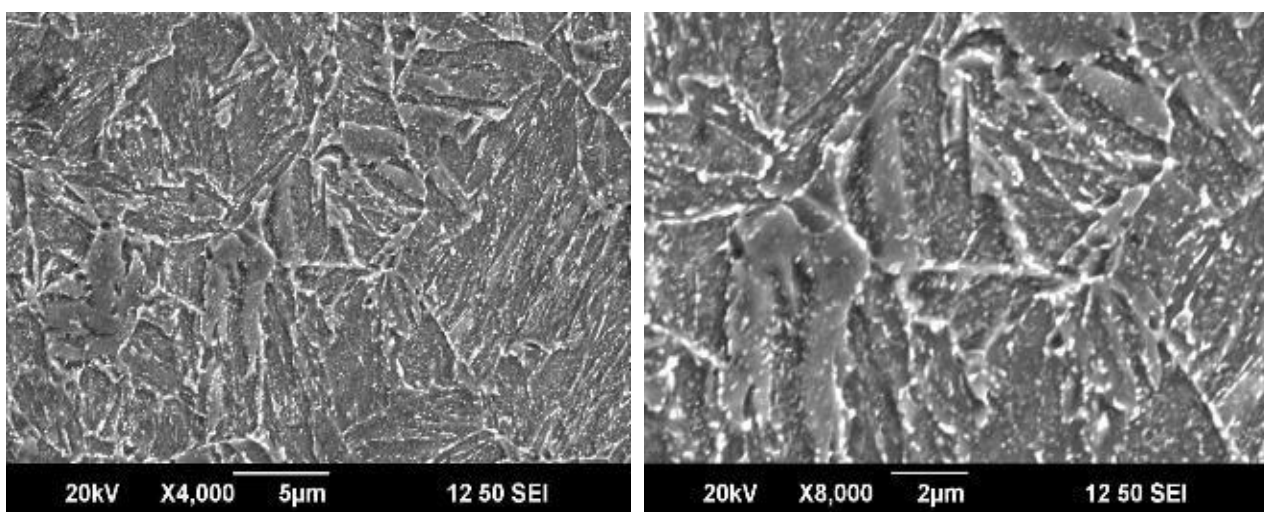
Рисунок 1 – Микроструктура стали 26ХМФБ-1 в высокоотпущенном состоянии (РЭМ), отпуск 680 °С



а

б

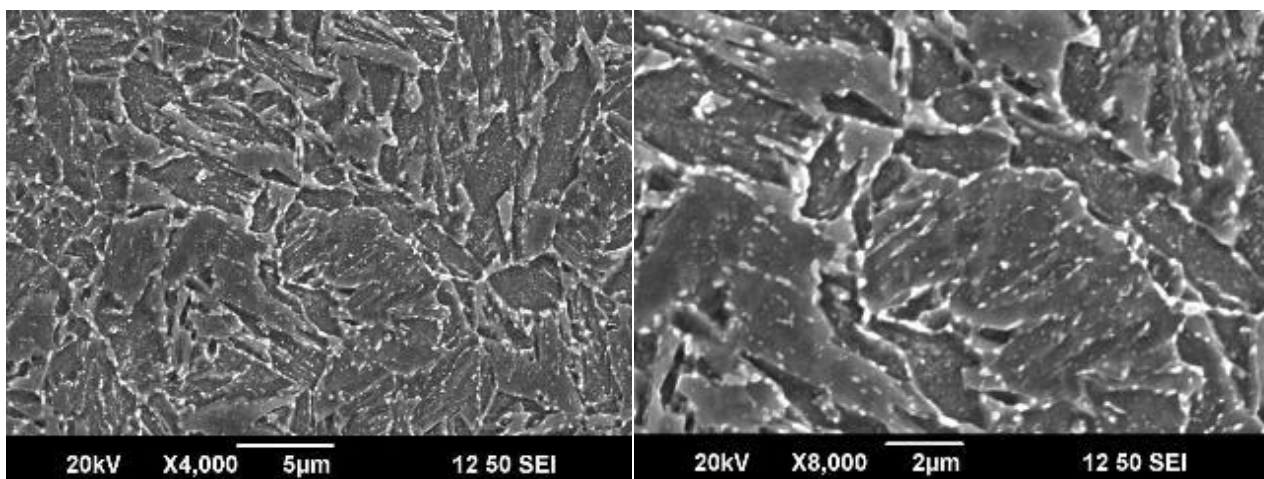
Рисунок 2 – Микроструктура стали 26ХМФБ-2 в высокоотпущенном состоянии (РЭМ)



а

б

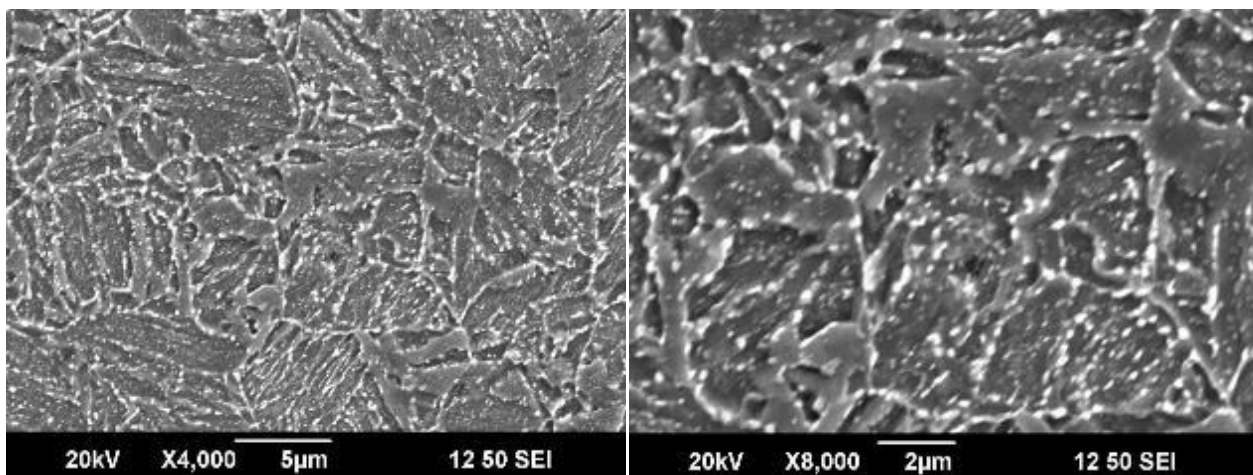
Рисунок 3 – Микроструктура стали 26ХМФБ-1 в высокоотпущенном состоянии (РЭМ), отпуск 700 °С



а

б

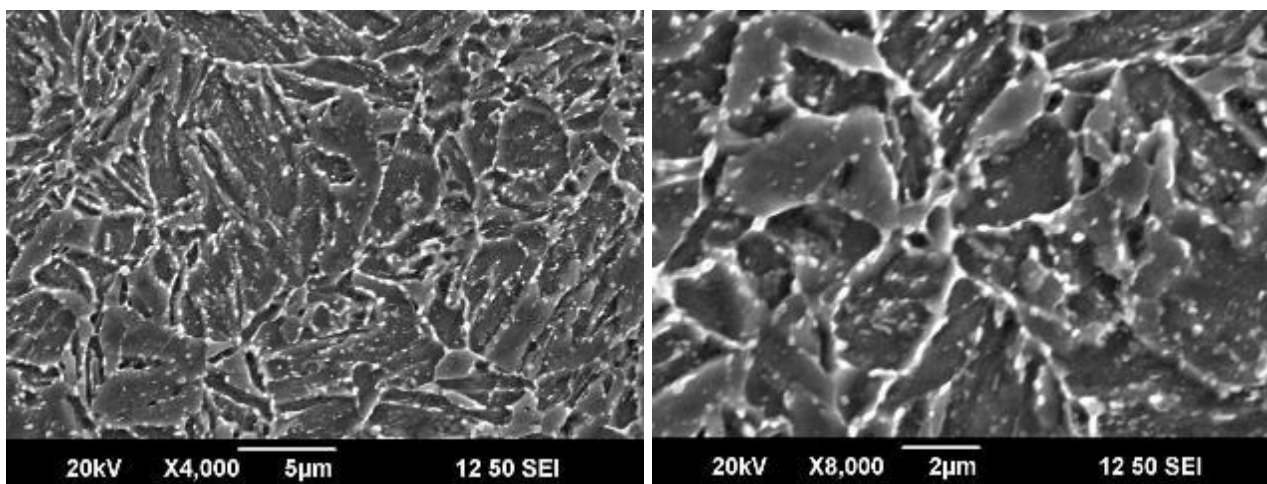
Рисунок 4 – Микроструктура стали 26ХМФБ-2 в высокоотпущенном состоянии (РЭМ)



а

б

Рисунок 5 – Микроструктура стали 26ХМФБ-1 в высокоотпущенном состоянии (РЭМ), отпуск 720 °С



а

б

Рисунок 6 – Микроструктура стали 26ХМФБ-2 в высокоотпущенном состоянии (РЭМ) отпуск 720 °С

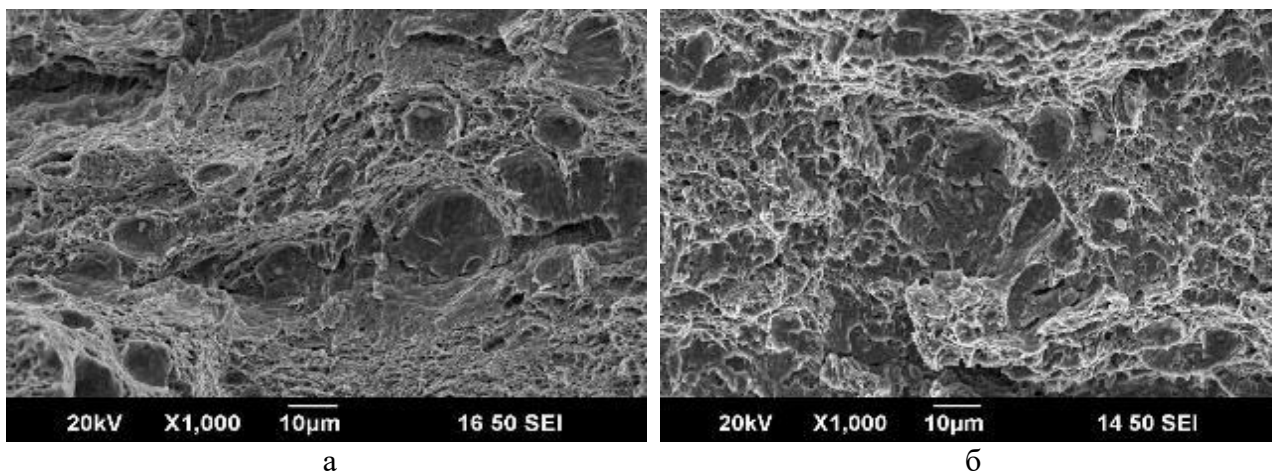


Рисунок 7 – Характерный вид излома ударных образцов при температуре испытания минус 60 °С, после закалки и высокого отпуска при 680 °С (РЭМ):
 а – из стали марки 26ХМФБ-1, б – из стали марки 26ХМФБ-2

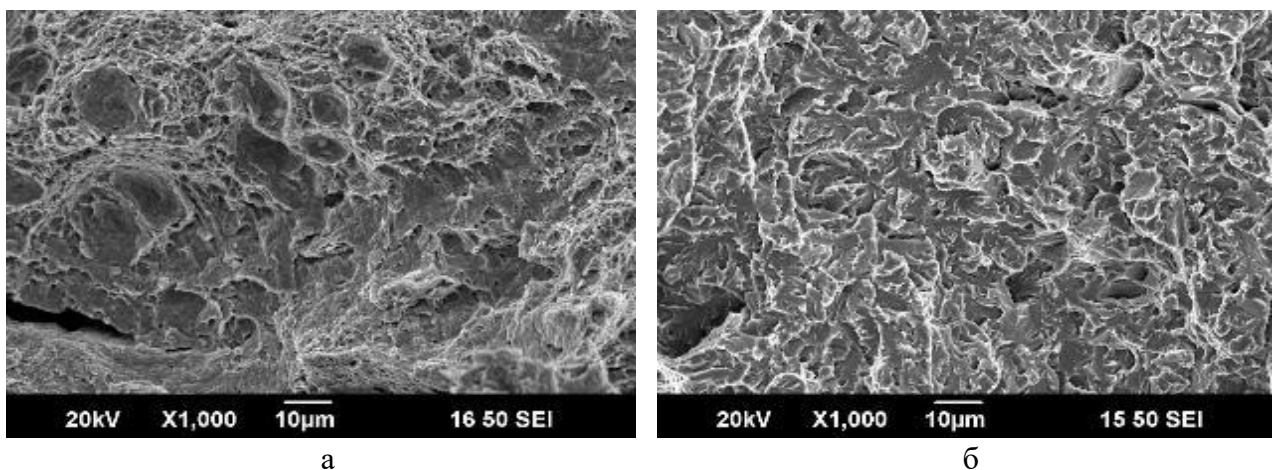


Рисунок 8 – Характерный вид излома ударных образцов при температуре испытания минус 80 °С, после закалки и высокого отпуска при 680 °С (РЭМ):
 а – из стали марки 26ХМФБ-1, б – из стали марки 26ХМФБ-2

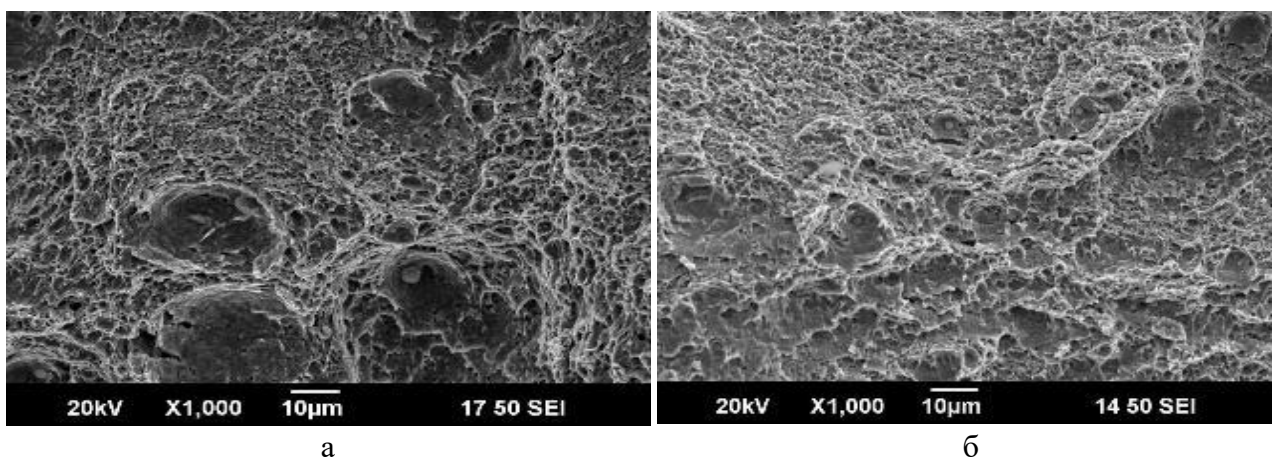
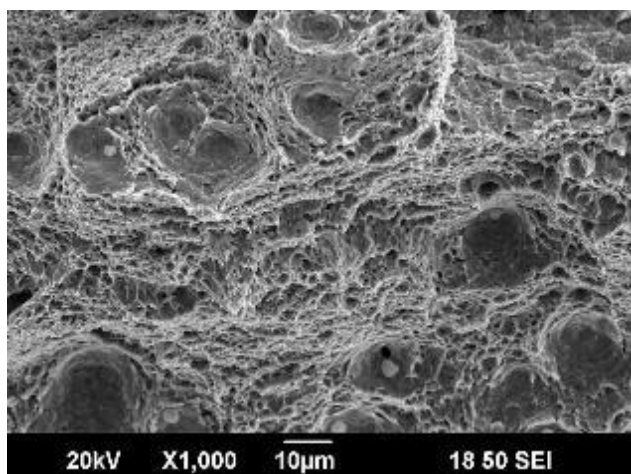
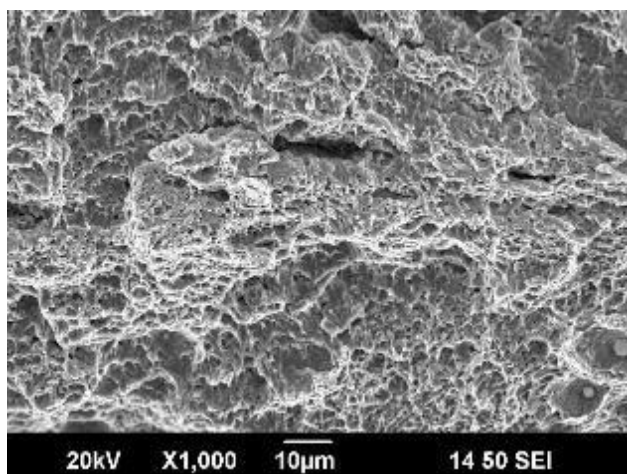


Рисунок 9 – Характерный вид излома ударных образцов при температуре испытания минус 60 °С, после закалки и высокого отпуска при 700 °С (РЭМ):
 а – из стали марки 26ХМФБ-1, б – из стали марки 26ХМФБ-2

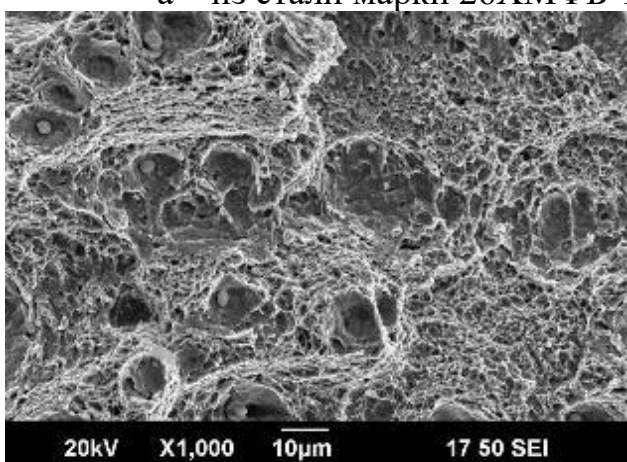


а

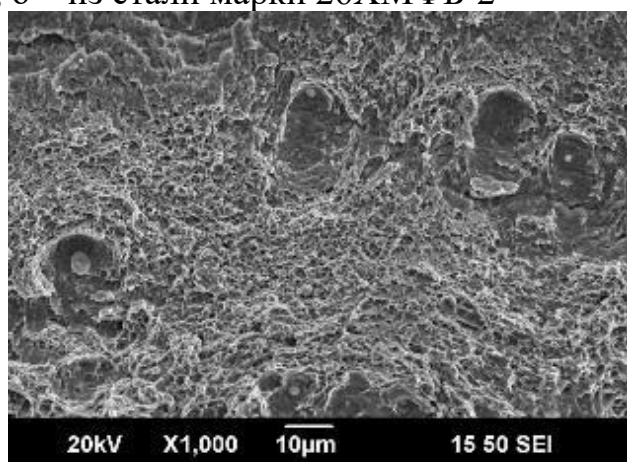


б

Рисунок 10 – Характерный вид излома ударных образцов при температуре испытания минус 80 °С, после закалки и высокого отпуска при 700 °С (РЭМ):
а – из стали марки 26ХМФБ-1, б – из стали марки 26ХМФБ-2

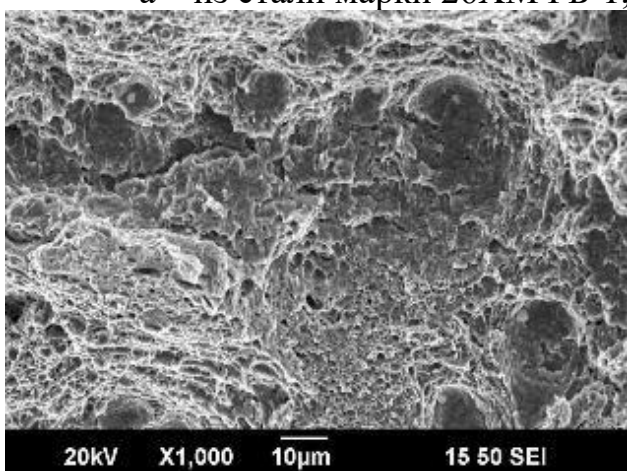


а

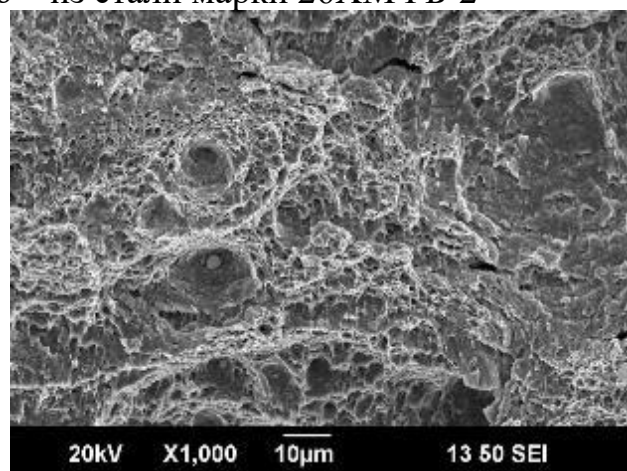


б

Рисунок 11 – Характерный вид излома ударных образцов при температуре испытания минус 60 °С, после закалки и высокого отпуска при 720 °С (РЭМ):
а – из стали марки 26ХМФБ-1, б – из стали марки 26ХМФБ-2



а



б

Рисунок 12 – Характерный вид излома ударных образцов при температуре испытания минус 80 °С, после закалки и высокого отпуска при 720 °С (РЭМ):
а – из стали марки 26ХМФБ-1, б – из стали марки 26ХМФБ-2

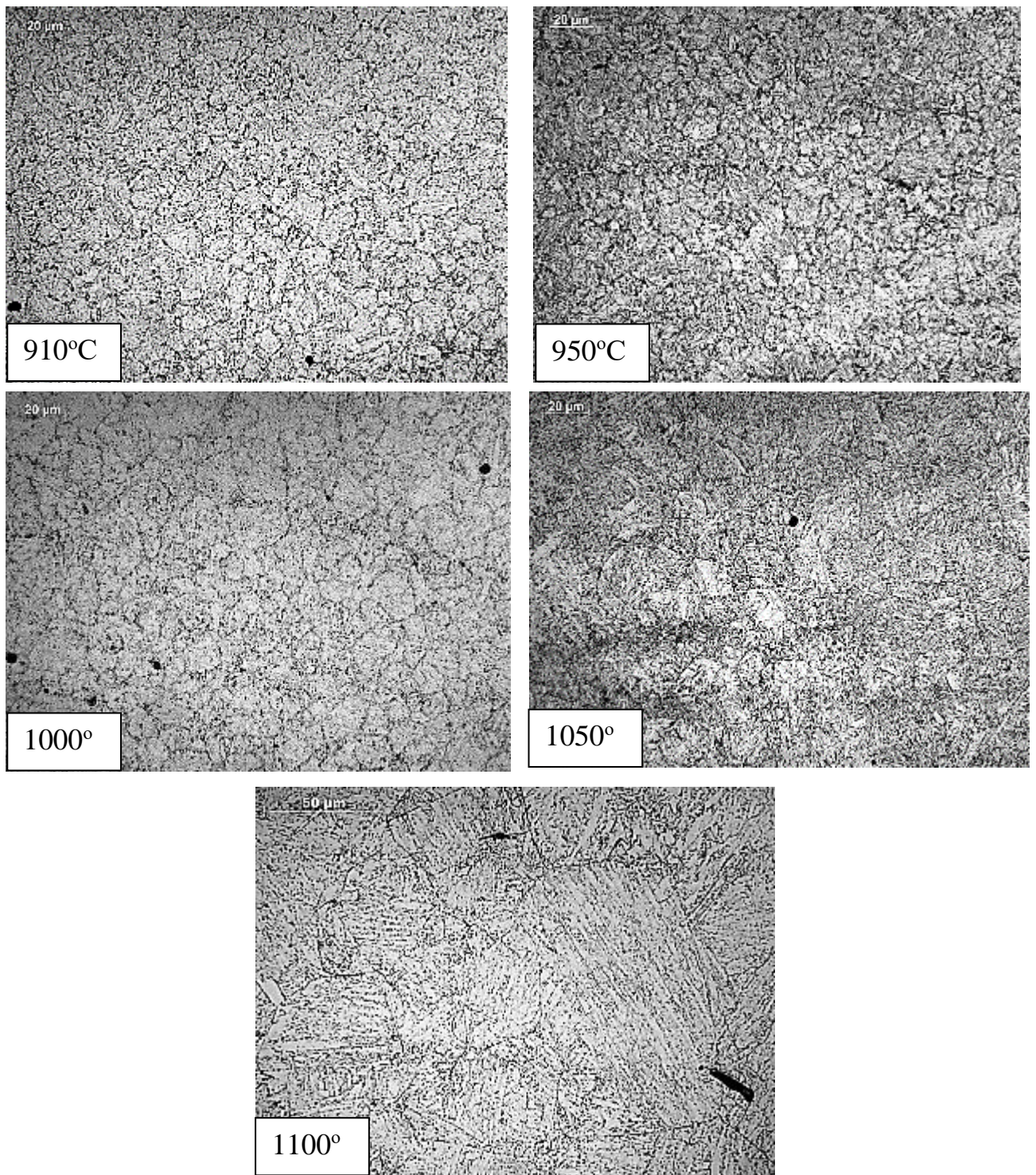


Рисунок 13 – Аустенитное зерно после закалки от 910÷1500 °С с выдержкой 30 минут и охлаждением в воде

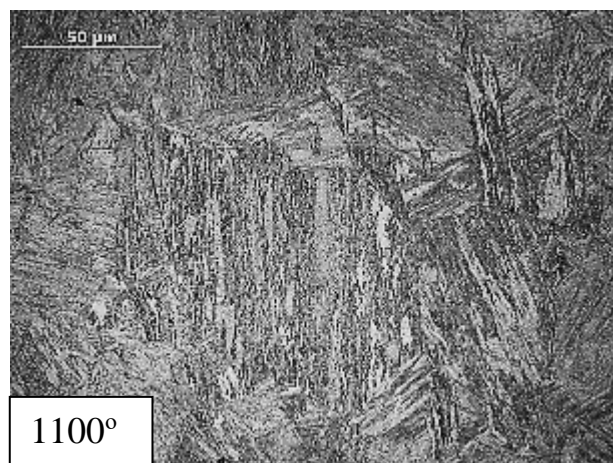
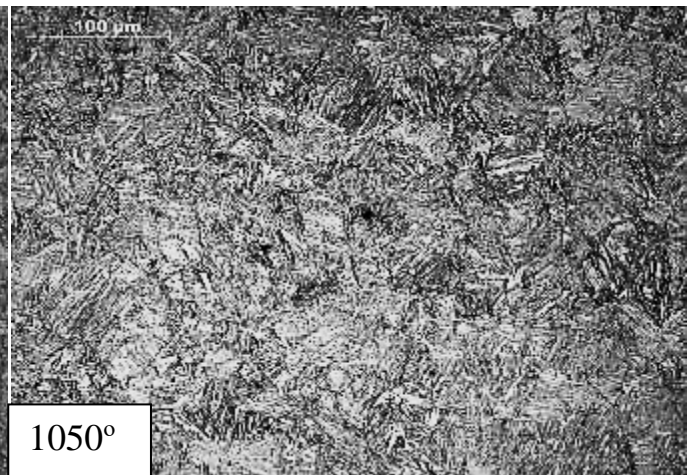
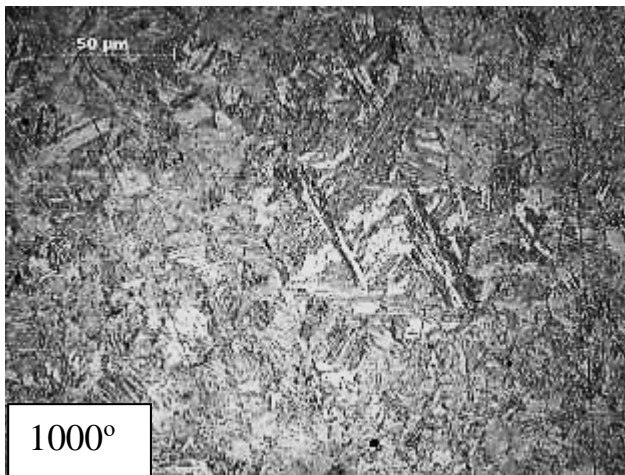
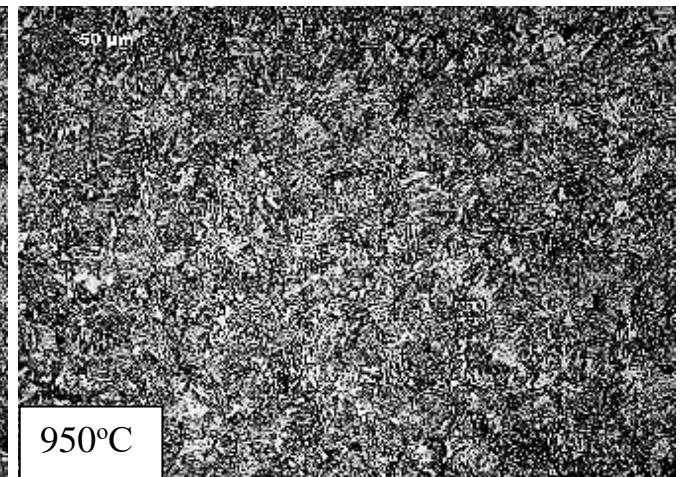
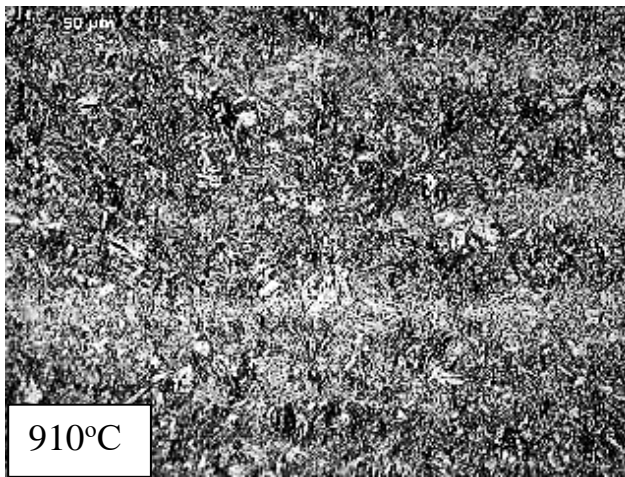


Рисунок 14 – Микроструктура стали 26ХМФБ-1 в закаленном состоянии от 910÷1100 °С

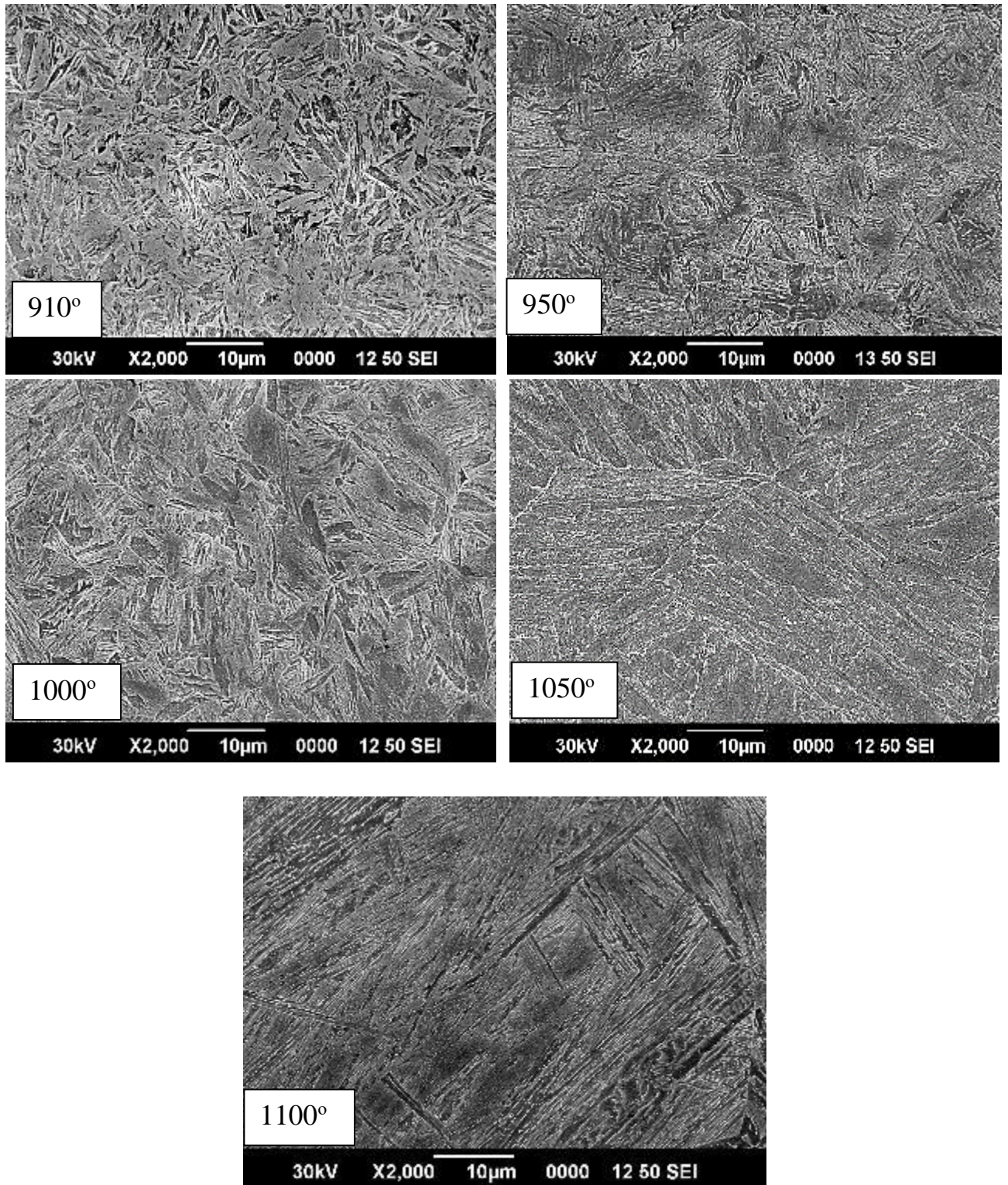


Рисунок 15 – Микроструктура стали 26ХМФБ-1 в закаленном состоянии (РЭМ)

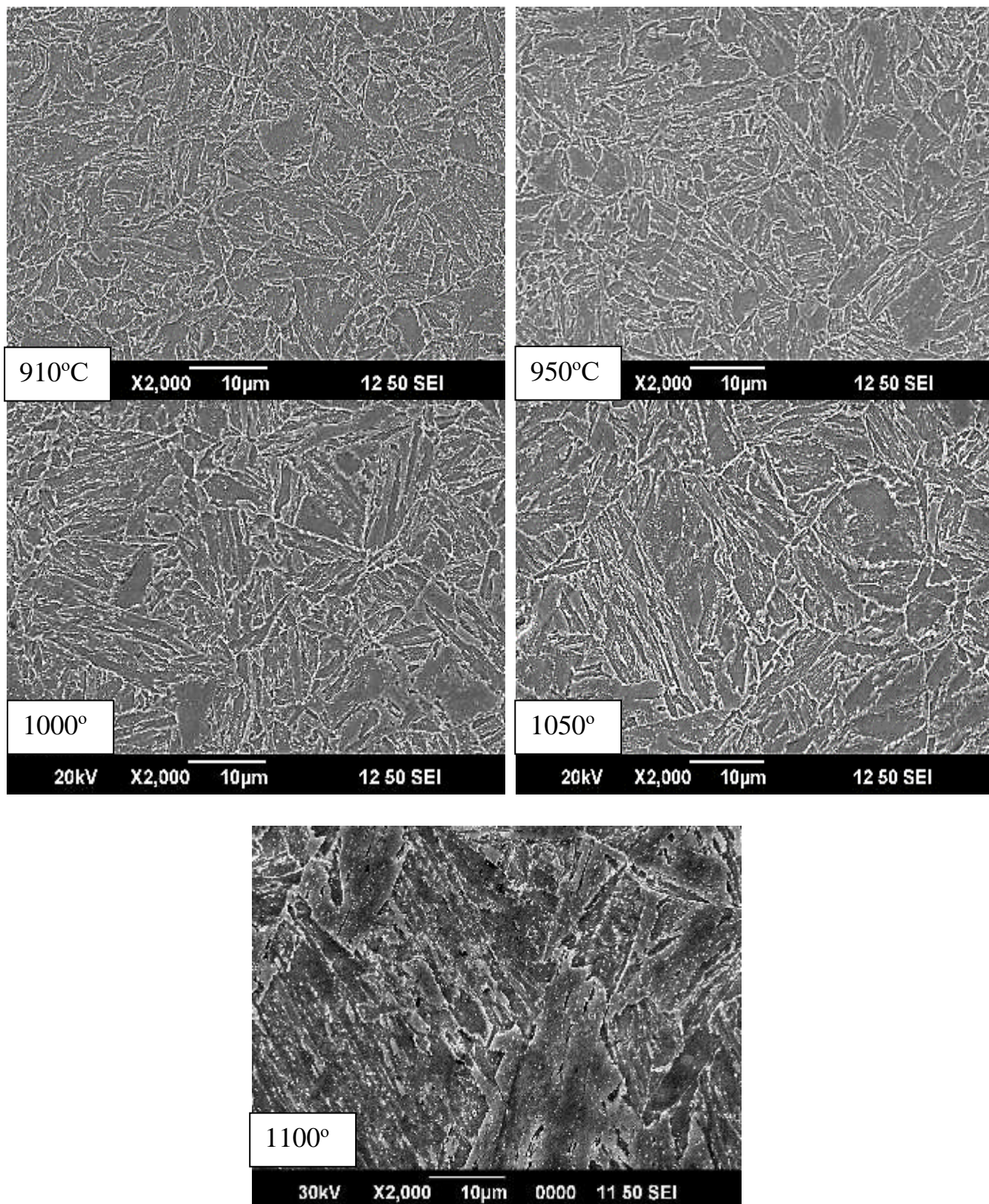


Рисунок 16 – Микроструктура закаленной стали 26ХМФБ-2 после отпуска при 720 °С (РЭМ)

АКТ

об использовании результатов диссертационной работы Ускова Дмитрия Петровича по теме «**Повышение эксплуатационных свойств высокопрочных комплекснолегированных сталей для обсадных труб в хладостойком и коррозионно-стойком исполнениях**», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 2.6.1 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

В связи с истощением традиционных месторождений развиваются масштабные проекты по освоению запасов нефти и газа с осложненными условиями добычи, что требует повышения эксплуатационных свойств скважинного оборудования и колонн обсадных и насосно-компрессорных труб. Кроме этого весьма перспективными представляются месторождения с так называемыми «кислыми» средами, то есть содержащими в значительных количествах сероводород и углекислый газ наряду с другими компонентами. Это предъявляет дополнительные требования к комплексу свойств стали для труб: наряду с высокой прочностью и пластичностью материал должен обладать повышенными характеристиками хладостойкости и стойкостью к сульфидному коррозионному растрескиванию. Вопросы связанные с разработкой химического состава и получаемых свойств обсадных труб, рассмотренные в диссертационной работе Ускова Д.П., являются актуальными.

В работе были рассмотрены применяющиеся стали для производства обсадных труб с повышенными эксплуатационными свойствами. Автором диссертации было проведено исследование влияния различных вариантов легирования на особенности строения структуры, механические свойства и стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию. На основании проведенного комплекса исследований, установлены рациональные базовые составы сталей для производства обсадных труб в хладостойком и коррозионностойком исполнении с минимальными нормируемыми пределами текучести 862 МПа и 758 МПа соответственно. Практически важным результатом стал вывод о положительном влиянии содержания молибдена и микролегирующих добавок ванадия и ниобия на структуру и свойства сталей в хладостойком и коррозионностойком исполнении.

Проведенные работы позволили успешно выполнить экспортный заказ на поставку обсадных труб размером $\varnothing 244,48 \times 13,84$ мм группы прочности Q125 в хладостойком исполнении по стандарту API 5CT для шельфа в объеме 1864 тн. При этом, сравнительный расчет плановой себестоимости производства единицы продукции показал, что в результате замены серийной стали марки 25ХМ1ФБА на более рационально легированную сталь марки 26ХМФБ было достигнуто снижение себестоимости изготовления одной тонны трубной заготовки на 4976 руб/т (на 13,5 %). Так же было проведено успешное опытно-промышленное производство в рамках заказа компании «Газпромнефтьшельф» труб $\varnothing 244,48 \times 10,03$ мм, $\varnothing 244,48 \times 11,05$ мм и муфтовой заготовки $\varnothing 273 \times 30$ мм группы прочности С110 в коррозионностойком исполнении по ТС 1009-2018/ТС1187-2018 в объеме 1679 тн. из новой разработанной стали производства АО «ВТЗ». Общий экономический эффект от внедренных предложений в период с 2018 по 2022 год составил более 325 млн. руб.

Главный инженер АО «ВТЗ»

Начальник ТО ТУ АО «ВТЗ»
кандидат технических наук

Зам. начальника ЦЗЛ АО «ВТЗ»
кандидат технических наук



Н.В. Трутнев

Е.С. Черных

М.Ю. Чубуков