

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ «ПРОМЕТЕЙ» ИМЕНИ И.В.
ГОРЫНИНА НАЦИОНАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО ЦЕНТРА
«КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»**

На правах рукописи

УДК 669.14.018.293:539.4

ГРНТИ 53.49



ЯКОВЛЕВА ЕКАТЕРИНА АЛЕКСАНДРОВНА

**«ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ
СТАРЕНИЮ ФЕРРИТНО-ПЕРЛИТНЫХ, ФЕРРИТНО-БЕЙНИТНЫХ И
БЕЙНИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ»**

Специальность: 05.16.01 – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
профессор
Хлусова Елена Игоревна

г. Санкт-Петербург

2021 г.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА	12
1.1 Механизмы деформационного старения стали	12
1.2 Методы определения склонности к деформационному старению	17
1.3 Склонность стали к деформационному старению после различных технологических схем производства и обработки	25
1.4 Влияние структуры стали, сформированной в процессе производства, на склонность к деформационному старению	28
1.5 Влияние деформационного старения на механические свойства и характеристики работоспособности стали и ее сварных соединений	31
1.6 Изменение свойств стали вследствие деформационного старения в процессе эксплуатации	37
1.7 Постановка задачи	40
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ	43
2.1 Материал для исследования	43
2.2 Методы исследований структуры	50
2.2.1 Исследование структуры методом оптической металлографии	50
2.2.2 Исследование с помощью просвечивающей электронной микроскопии	50
2.2.3 Исследование с помощью растровой электронной микроскопии	51
2.2.4 Рентгеноструктурные исследования	51
2.2.5 Метод дифракции нейтронов	52
2.2.6 Исследование микротвердости тела зерна и приграничной области	53
2.2.7 Расчетное определение диффузионной подвижности углерода при старении стали	53
2.3 Механические испытания	54
2.3.1 Испытания на растяжение	54
2.3.2 Испытания на ударный изгиб	55
2.3.3 Оценка склонности стали к деформационному старению	56
2.3.4 Испытания для определения критического раскрытия в вершине трещины ...	57
2.3.5 Определение склонности к коррозионному растрескиванию	58
2.3.6 Определение склонности к деформационному старению в ЗТВ реальных сварных соединений	60
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 2	60

ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЯХ.....	62
3.1 Статистический анализ результатов испытаний на деформационное старение судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 355 – 390 МПа с ферритно-бейнитной структурой.....	63
3.2 Исследование естественного старения низкоуглеродистой низколегированной судостроительной стали.....	68
3.3 Исследование склонности к деформационному старению низкоуглеродистой низколегированной стали в состоянии поставки	74
3.3.1 Низкоуглеродистая марганцевая сталь с гарантированным пределом текучести 235 МПа с ферритно-перлитной структурой.....	74
3.3.2 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 355 МПа с ферритно-бейнитной структурой.....	82
3.3.3 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 460 МПа с ферритно-бейнитной структурой.....	86
3.3.4 Низкоуглеродистая комплекснолегированная сталь с гарантированным пределом текучести 550 МПа с ферритно-бейнитной структурой	90
3.4 Исследование склонности к деформационному старению низкоуглеродистой низколегированной судостроительной стали после длительного хранения	100
3.4.1 Низкоуглеродистая марганцевая сталь с гарантированным пределом текучести 315 МПа с ферритно-перлитной структурой.....	100
3.4.2 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 390 МПа с ферритно-бейнитной структурой.....	102
3.5 Исследование влияние отпуска до и после деформационного старения на структуру и механические свойства низкоуглеродистой низколегированной стали	113
3.5.1 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 355 МПа с ферритно-бейнитной структурой.....	113
3.5.2 Низкоуглеродистая комплекснолегированная сталь с гарантированным пределом текучести 550 МПа с ферритно-бейнитной структурой	117
3.5.3 Низкоуглеродистая марганцевая сталь с гарантированным пределом текучести 315 МПа с ферритно-перлитной структурой после длительного хранения	121

3.5.4 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 390 МПа с ферритно-бейнитной структурой после длительного хранения	123
3.6 Оценка диффузионной подвижности углерода в процессе старения сталей различного химического состава	125
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 3.....	132
ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЯХ	138
4.1 Статистический анализ результатов испытаний на деформационное старение низкоуглеродистой легированной судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 500-750 МПа	139
4.2 Исследование влияния естественного старения на свойства стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа	143
4.3 Исследование влияния режимов закалки и отпуска на склонность к деформационному старению низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа	145
4.4 Исследование влияния повторного отпуска на склонность к деформационному старению низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа.....	160
4.5 Исследование склонности к деформационному старению низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа, изготовленной по различным технологиям	167
4.6 Определение полноты протекания высокотемпературного отпуска низкоуглеродистой легированной судостроительной стали с помощью параметра Холломона-Яффе.....	178
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4.....	179
ГЛАВА 5. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ.....	182
5.1 Оценка хладостойкости листового проката.....	183
5.2 Определение параметра трещиностойкости CTOD	189
5.3 Оценка склонности к коррозионному растрескиванию	191
5.4 Оценка склонности к деформационному старению металла зоны термического влияния сварных соединений низкоуглеродистых низколегированных и легированных сталей.....	194

5.5 Внедрение результатов работы	201
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 5.....	203
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ	204
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	208
Приложение А.....	219
Приложение Б	224
Приложение В.....	225

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Проблема повышения безопасности металлических конструкций ответственного назначения путем исключения хрупкого разрушения с каждым годом становится все более актуальной. Это относится, в том числе и к использованию судостроительных сталей, предназначенных для строительства судов ледового плавания, ледоколов и буровых установок, башен ветроэнергетических установок и других конструкций, эксплуатирующихся в Арктике¹.

Склонность к хрупкому разрушению может проявляться вследствие деградации свойств металла из-за возникновения локальных микронапряжений и развития процесса деформационного старения, как в основном металле, так и в сварных соединениях.

Известно, что процессы старения, которые приводят к изменению структурного состояния металла, протекают с течением времени. Старение обусловлено термодинамической неравновесностью исходного состояния и постепенным приближением структуры к равновесному состоянию в условиях достаточной диффузионной подвижности атомов внедрения. Сущность механизма старения конструкционных сталей с ОЦК-решеткой состоит в том, что примеси внедрения, находящиеся в твердом растворе α -фазы, осаждаются на дислокациях и препятствуют их свободному движению, что приводит к охрупчиванию металла.

Таким образом, если в процессе изготовления материала была создана неравновесная структура, что, например, весьма актуально для судосталей после термомеханической обработки, то эта неравновесность с течением времени будет устраняться путем протекания процесса старения – структура перейдет к более равновесному состоянию с соответствующим изменением механических свойств.

Пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе, сформировавшийся в результате термомеханической обработки низкоуглеродистой стали, с течением времени может распадаться с выделением частиц карбидов, оказывая влияние на изменение прочностных и вязко-пластических свойств и ухудшая технологичность стали при обработке в судокорпусном производстве.

¹ Часть настоящей работы, касающаяся низколегированных сталей, выполнена в рамках проекта «Энергоэффективные системы на основе возобновляемых источников энергии для арктических условий (EFREA)», финансируемого в рамках Программы приграничного сотрудничества «Россия – Юго-Восточная Финляндия 2014-2020», ID: KS1054.

Важные закономерности влияния холодной деформации при выполнении корпусных работ на судостроительных и судоремонтных предприятиях на склонность к охрупчиванию низколегированной стали были получены Горыниным И.В. еще в 1950-е годы, им изучено влияние степени предварительной деформации в широком диапазоне значений и температур последующего нагрева на свойства горячекатаной и холоднокатаной стали.

В настоящее время вопрос старения металла изучается в основном применительно к низкоуглеродистым низколегированным трубным сталям для магистральных газопроводов, которые изготавливаются контролируемой прокаткой или термомеханической обработкой. Для низкоуглеродистых легированных судосталей вопросы деформационного старения изучены еще меньше.

Исследования, выполненные И.В. Горыниным с сотрудниками в 1950-е годы для стали СХЛ-4 и более прочной хромоникельмолибденовой стали после закалки с отпуском и нормализации, показали, что высокопрочные легированные стали также проявляют склонность к старению при степенях наклепа в пределах значений равномерной деформации. Указывалось на близкий характер проявления деформационного старения с низколегированными сталями, однако был сделан вывод о влиянии типа исходной структуры.

В то же время, в работах С.Т. Кишкина в те же годы показано, что деформационное старение в зависимости от условий эксплуатации оказывает неоднозначное влияние на характеристики работоспособности легированной стали: сопротивление распространению трещины и коррозионное растрескивание. Дальнейшие исследования по этому вопросу в литературе не были отражены.

Учитывая, что в последние годы при изготовлении листового проката из высокопрочных легированных сталей все чаще используется закалка с прокатного нагрева с отпуском и термомеханическая обработка, то есть технологии термдеформационного упрочнения, способствующие созданию метастабильных состояний стали, вопросы предотвращения деградации механических свойств вследствие старения металла с неравновесной структурой при операциях гибки и правки листового и профильного проката в судокорпусном производстве, а также при его длительном хранении являются весьма актуальными.

Целью работы является определение возможности прогнозирования, снижения или предотвращения деградации механических свойств судостроительных сталей с различной структурой вследствие деформационного старения.

Для достижения поставленной цели были поставлены следующие **задачи**:

1. Для низколегированных сталей:

- определение взаимосвязи структуры стали со склонностью к деформационному старению;

- установление влияния естественного и деформационного старения на изменение структуры и свойств сталей, изготовленных с использованием термомеханической обработки;

- исследование влияние дополнительных обработок (отпуска) на изменение механических свойств стали после старения.

2. Для высокопрочных сталей:

- исследование склонности к деформационному старению;

- исследование влияния технологии изготовления на склонность к деформационному старению;

- исследование влияния режимов закалки и отпуска на склонность к деформационному старению;

3. Исследование работоспособности стали и ее сварных соединений после деформационного старения.

4. Разработка методических указаний по прогнозированию и оценке склонности судостроительной стали к деформационному старению.

5. Разработка рекомендаций для предотвращения или снижения деградации механических свойств низкоуглеродистых сталей в результате деформационного старения.

Объектом исследования являлся листовой прокат толщиной до 80 мм с гарантированным пределом текучести от 235 до 960 МПа низкоуглеродистой микролегированной низколегированной и легированной судостроительной стали с ферритно-перлитной, ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структурами.

Научная новизна работы.

1. Установлены закономерности изменения механических свойств судостроительных низкоуглеродистых сталей с ферритно-перлитной, ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структурами после естественного и деформационного старения и определены возможности предотвращения или снижения склонности к деформационному старению. Показано, что:

1.1. Низкоуглеродистые марганцевые ферритно-перлитные стали с содержанием никеля не более 0,4 % с долей перлитной составляющей в структуре менее 20% и размером зерна 15-20 мкм не проявляют склонности к деформационному старению, в том числе естественному.

1.2. Низкоуглеродистые марганцево-никелевые ферритно-бейнитные судостроительные стали проявляют склонность к деформационному старению при содержании в структуре более 25% речного бейнита.

1.3. Низкоуглеродистые легированные бейнитно-мартенситные судостроительные стали не проявляют склонности к естественному старению. Деформационное старение этих сталей выражается в изменении диаграммы деформирования при отсутствии заметного влияния на работу удара.

2. С учетом влияния легирования на коэффициент диффузии углерода показано, что старение низкоуглеродистых сталей при комнатной температуре возможно только за счет «трубочной» диффузии по ядрам дислокаций. При этом, в отличие от ферритно-бейнитных сталей, старение бейнитно-мартенситных сталей существенно лишь после предварительной деформации.

3. Установлено, что для предотвращения деформационного старения на этапе изготовления листового проката низкоуглеродистой низколегированной ферритно-бейнитной стали, необходимо формировать структуру с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии (не более 25 % речного бейнита).

4. Показано, что для предотвращения деформационного старения низкоуглеродистой легированной мартенситно-бейнитной стали Ni- Cr – Cu - Mo композиции, необходимо при высоком отпуске обеспечить завершение процессов выделения углерода из твердого раствора.

Практическая значимость работы: установлены закономерности изменения свойств низкоуглеродистых микролегированных низколегированных и легированных судостроительных сталей с пределом текучести от 235 до 960 МПа, предназначенных для длительной эксплуатации в сложных условиях, вследствие деформационного старения, даны рекомендации по прогнозированию склонности к деформационному старению и ее снижению или предотвращению посредством формирования заданной структуры на этапе производства листового проката; разработаны методические указания по прогнозированию и оценке склонности судостроительной стали к деформационному старению.

Методы и методология исследования. Задачи, поставленные в работе, были решены путем определения механических свойств стали и характеристик ее работоспособности. Структура стали исследована с использованием методов оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и метода дифракции нейтронов.

Методологической основой служили основные положения теории структурных и фазовых превращений, практики термической и термомеханической обработки стали, а также современные научные труды отечественных и

зарубежных ученых в области металловедения и, в частности, деформационного старения стали.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Взаимосвязь склонности к деформационному старению со структурой низколегированных и легированных судостроительных сталей.
2. Механизм деформационного старения низколегированных и легированных судостроительных сталей, подтвержденный результатами структурных исследований и механических испытаний.
3. Способы снижения или предотвращения склонности низколегированных и легированных судостроительных сталей к деформационному старению.
4. Методические указания по прогнозированию и оценке склонности судостроительной стали к деформационному старению.

Личный вклад автора: в получении научных результатов, изложенных в работе, заключается в:

- постановке задач исследования;
- разработке плана и проведении экспериментов;
- обработке полученных экспериментальных данных;
- обработке диаграмм нагружения при испытаниях на растяжение;
- анализе и интерпретации полученных результатов исследования процессов старения стали, фрактографических и металлографических исследований;
- разработке методических указаний по прогнозированию и оценке склонности судостроительной стали к деформационному старению и практических рекомендаций;
- публикации результатов научных исследований.

Достоверность экспериментальных данных, полученных в работе, обеспечивается большим объемом выполненных экспериментов, использованием современного оборудования, результатами механических испытаний, проведенных на этом оборудовании в соответствии с требованиями ГОСТов и «Правил...» Российского морского регистра судоходства, применением взаимодополняющих методов исследования структуры, которые подтверждают полученные механические свойства и характеристики работоспособности исследуемых сталей.

Апробация работы. Основные результаты диссертационной работы были представлены и обсуждены на XI, XVII, XVIII конференциях молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии» (г. Санкт-Петербург, 2012 г.,

2018 г., 2019 г.); Международной конференции PDM 2013 Conference, (Финляндия, г. Лаппеенранта, 2013 г.); Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ-2018» (Москва, 2018 г.); XXIV Уральской школе металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (г. Магнитогорск, 2018 г.); Конференции молодых специалистов «Перспективы развития металлургических технологий» (г. Москва, 2019 г.); Международной конференции International Conference on Design and Manufacturing of Arctic Structures (DMAS – 2019) (г. Лаппеенранта, Финляндия, 2019 г.); Уральской школе-семинаре металлургов-молодых ученых (г. Екатеринбург, 2020 г.); Научных чтениях им. чл.-корр. РАН Ивана Августовича Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов» (г. Москва, 2020 г.); XIII Всероссийском молодежном научном форуме «Open Science 2020» (г. Гатчина, 2020 г.).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 15 научных работ, из них 4 статьи в журналах, рекомендованных перечнем ВАК, в том числе 1 публикация издана на английском языке и индексируется в международной базе данных в Scopus, получен патент RU 2653748 C1 «Хладостойкая свариваемая сталь и изделие, выполненное из нее (варианты)».

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, 5 глав, общих выводов по работе, списка литературы. Работа изложена на 226 страницах машинописного текста, содержит 85 рисунков, 44 таблицы, список использованных источников включает 115 наименований, 3 приложения.

ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

1.1 Механизмы деформационного старения стали

Явление механического (деформационного) старения стали (как естественного, так и искусственного) известно давно. В технической литературе определение старения стали представлено как изменение механических, физических и химических свойств в процессе вылеживания при комнатной температуре (естественное старение) или при нагреве (искусственное старение), а также при выдержке и эксплуатации при разных температурах после холодной пластической деформации (деформационное старение) [1, 2, 3].

Чаще под деформационным старением понимают изменение свойств металла во времени после холодной или «теплой» пластической деформации [2], которое может происходить как после деформации при комнатной температуре, так и в том случае, когда после деформации металл подвергается нагреву.

Так, Бауман в работе 1923 года установил, что значения ударной вязкости котельного железа снижаются с 12 кгм/см^2 – непосредственно после холодной деформации, до $3,5 \text{ кгм/см}^2$ после естественного старения в течение 100 дней. В работах Бауэра, Стромейера и Херти 1907 года также представлены исследования, подтверждающие протекание процессов естественного и искусственного старения.

В конце 40-х – начале 50-х годов прошлого века появились работы Коттрелла, описывающие механизм деформационного старения стали как направленную диффузию атомов углерода и азота под действием упругих напряжений из нормальных позиций внедрения в пересыщенном твердом растворе α -железа к дислокациям, с образованием у последних скоплений (атмосфер) этих атомов, блокирующих дислокации [4]. Исходя из основных представлений о строении материалов, в рамках работ [5, 6, 7] показано, что закрепление дислокаций атмосферами Коттрелла вносит большой вклад в изменение механических и технологических свойств металла.

Сам процесс старения обусловлен термодинамической неравновесностью исходного состояния в условиях достаточной диффузионной подвижности атомов: происходит взаимодействие атомов углерода и азота, находящихся в α -фазе, с дислокациями, введенными деформацией или в результате фазовых превращений. Авторы работы [8] в 1970-х годах показали, что деформационное старение наблюдается в тех случаях, когда концентрация примесных атомов превышает

10^{-4} % масс., и деформацией введено определенное количество «свежих» дислокаций.

В ряде работ 1960-1970-х годов [9, 10, 11] выделяют три стадии деформационного старения в зависимости от степени блокировки дислокаций примесными атомами.

На первой стадии деформационного старения происходит образование атмосфер Коттрелла, связанное с образованием атмосфер атомов внедрения в поле напряжения дислокаций. Концентрация атомов внедрения на дислокациях и число точек их закрепления увеличивается, при этом происходит уменьшение их концентрации в твердом растворе, что в итоге приводит к охрупчиванию и увеличению длины площадки текучести на диаграмме растяжения. Предполагается, что на данной стадии происходит заполнение атомами внедрения позиций с максимальной энергией связи с дислокациями. При повторном нагружении в основном происходит отрыв дислокаций от атомов внедрения [10].

Вторая стадия деформационного старения может быть названа стадией образования сегрегаций, на ней продолжается миграция примесных атомов к дислокациям. Образование сегрегаций обусловлено размещением атомов внедрения на позициях с меньшей энергией связи с дислокациями. Для данной стадии характерно явление возврата: при осуществлении нагрева до более высоких температур, чем температура старения, часть примесных атомов переходит от дислокаций в нормальные позиции внедрения. Есть исследования, определяющие предельную концентрацию примесей в сегрегациях около дислокаций [12]. Вторая стадия старения характеризуется дальнейшим упрочнением, однако изменения длины площадки текучести на диаграмме растяжения не происходит. При этом в состаренном материале может присутствовать повышенное количество дислокаций, которые не освобождаются при повторном нагружении.

Последняя стадия характеризуется образованием стабильных выделений на дислокациях, имеющих явную границу раздела с матрицей. На третьей стадии охрупчивание стали усиливается, происходит рост не только предела текучести, но и временного сопротивления.

Продолжением третьей стадии в ряде случаев может быть стадия перестаривания, на которой происходит коагуляция выделившихся фаз.

Дислокации оказывают значительное влияние на протекание деформационного старения, однако определенное влияние имеют также границы зерен и субзерен, межфазные границы. Так, авторами работы [13] был проведен термодинамический анализ, подтверждающий возможность перехода примесных

атомов из зернограничных зон сегрегаций (где концентрация атомов углерода и азота повышена) к свежим дислокациям, внесенным пластической деформацией.

Нечаевым Ю.С. в работах последних лет [12, 14] раскрыты микромеханизмы взаимосвязи технологических процессов со старением металла магистральных газопроводов. Показано, что деформационное старение способствует образованию на границах зерен и на дислокациях сегрегационных нанофаз (карбонитридоподобных и карбидоподобных наносегрегаций углерода) с сегрегационной емкостью на один-полтора порядка выше, чем в модели «облаков» Коттрелла. Расчетами показано, что при плотности дислокаций $1 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$ предельное насыщение углеродом областей наносегрегаций на дислокациях может достигать 0,05 % С. Структура нанофаз близка к структуре цементита Fe_3C . При длительном старении наносегрегации могут служить «готовыми» зародышами выделений вторичных фаз.

Авторы работы [15] разделяют легирующие элементы на три группы, исходя из степени их влияния на деформационное старение: непосредственно вызывающие старение (азот, углерод, кислород и водород), оказывающие косвенное действие (Al, V, Ti, Nb, В, Cr, Мо, Si) и не вызывающие старения (сера).

Элементом, сильнее всего влияющим на склонность стали к деформационному старению, является азот, так как его энергия взаимодействия с дислокациями равна 147 кДж/моль, тогда как для углерода – 126 кДж/моль [8, 16]. Нитриды, сохранившиеся в структуре стали, способствуют развитию деформационного старения. Так, при деформационном старении высокочистого железа, легированного азотом, происходит частичное растворение когерентных или полукogerентных дисперсных выделений нитрида железа Fe_{16}N_2 . Авторы работы [17] связывают это явление с взаимодействием между частицами и дислокациями, которые в процессе деформации либо скапливаются около поверхности частиц, либо перерезают их. В виду того, что энергия связи атомов азота в нитриде железа меньше, чем энергия связи с дислокациями (0,4 эВ по сравнению с 0,8 эВ), то происходит их перенос к дислокациям с образованием атмосфер Коттрелла.

Элементами, увеличивающими интенсивность деформационного старения, являются медь и никель, а алюминий и кремний значительно снижают его эффект, что не противоречит представлениям о влиянии этих элементов на термодинамическую активность углерода. Считают, что титан, хром, ниобий, ванадий связывают углерод и азот в карбиды и карбонитриды и практически подавляют деформационное старение.

В работе [18] установлено, что сталь с ферритно-перлитной структурой системы микролегирования V–N является не склонной к деформационному старению в интервале температур от 0 до -60 °С, поскольку не наблюдается резкого снижения ударной вязкости в образцах Шарпи. При содержании в стали $\leq 0,06$ % С; 0,10 % V; 0,020 % N основная часть углерода оказывается связанной в карбиды перлитной составляющей, азот — в мелких дисперсных частицах нитридов (карбонитридов) ванадия, а оставшееся количество атомов внедрения в феррите, способное взаимодействовать с дислокациями, должно быть незначительным для деградации механических свойств при длительной эксплуатации. Однако выявлено, что по сравнению с ниобийсодержащей сталью исследуемый металл является более склонным к упрочнению при деформации в холодном состоянии, при этом особенно сильно изменяется предел текучести.

Алюминий, образуя нитрид алюминия, также может незначительно снизить склонность к деформационному старению. Неоднозначно влияние бора: введение его до 0,020 % значительно уменьшает склонность к деформационному старению, а при его содержании более 0,025 % бор служит причиной деформационного старения [8]. Бор в количествах (0,007...0,020 %) ослабляет деформационное старение, за счет нитридообразования, однако в больших количествах сам образует сегрегации на дислокациях [15].

Помимо легирования на склонность к деформационному старению оказывает влияние целый ряд факторов: термическая обработка, изменяющая концентрацию азота и углерода в твердом растворе α -железа, дисперсность карбидов и их распределение в феррите, а также размер зерен, протяженность межзеренных границ и размер структурных составляющих.

Деформационное старение, обусловленное взаимодействием находящихся в твердом растворе атомов углерода и азота с дефектами кристаллического строения, может получать развитие как в процессе изготовления труб, так и при их длительной эксплуатации [19].

В настоящее время технологические возможности производства позволяют обеспечить низкое содержание в стали азота, поэтому элементом, «ответственным» за протекание старения, становится углерод. После контролируемой прокатки образуется пересыщенный твердый раствор углерода в решетке α -железа, который с течением времени распадается с выделением карбидных частиц. При небольшом пересыщении углеродом происходит его полное осаждение на дислокациях, а если пересыщение велико, то углерод выходит на границы зерен. Эти процессы схематично изображены авторами на рисунке 1.1.1 [20].

Этот вывод частично подтверждает модель Коттрелла, которая достоверно применима лишь при малых пересыщениях феррита углеродом [21], т.е. на начальном этапе старения. Процесс старения был разделен на два этапа, которые заключаются в перемещении атомов углерода из твердого раствора феррита на границы зерен и последующем образовании карбидных частиц, при этом старение «по Коттреллу» выступает «нулевым» этапом.

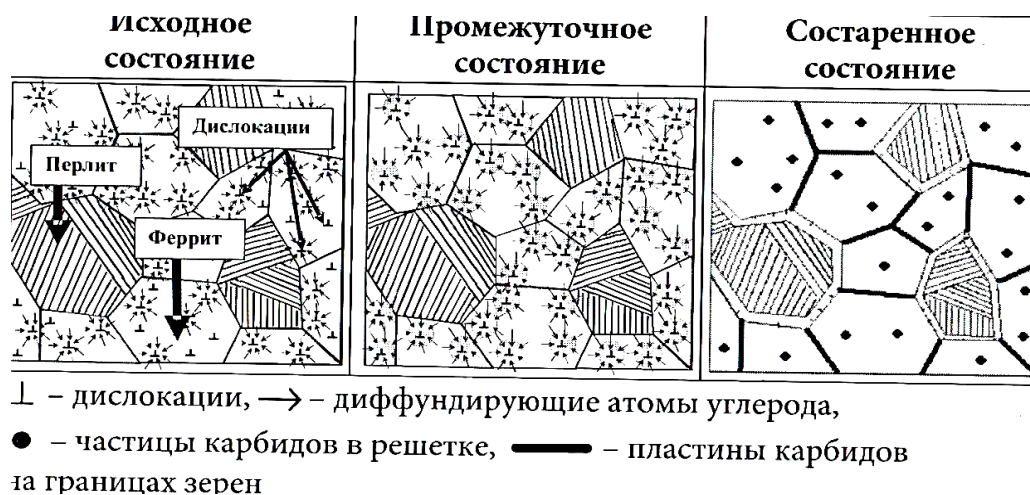


Рисунок 1.1.1 – Схема эволюции структуры трубных сталей в процессе эксплуатации [20].

Точка зрения авторов, которые изучали старение металла трубопроводов [22], несколько отлична. Если рассматривать процесс старения с позиции динамической нагрузки трубопровода, то он является неравновесным, многостадийным и последовательным. Процесс является неравновесным и обеспечивается высокой степенью пересыщения атомами углерода, состоящим из следующих стадий: 1 – диффузия атомов углерода на дислокациях, 2 – образование на дислокациях метастабильных наносегрегаций (кластеров), 3 – движение дислокаций с наносегрегациями к границам ферритных зерен.

В исследовании [23] показано, что границы зерен являются наиболее эффективными стоками, и миграция углерода в поле упругих напряжений имеет направленный процесс к границам зерен.

Таким образом, на склонность к деформационному старению влияют преимущественно углерод и азот, более сильное влияние азота связано с тем, что его энергия взаимодействия с дислокациями выше, чем у углерода. Информация о влиянии других примесей противоречива. Большая часть исследователей считает, что процесс старения является состоит из следующих стадий: 1 – образование атмосфер Коттрелла (диффузия атомов углерода и образование атмосфер атомов

внедрения в поле напряжения дислокации), 2 – образование на дислокациях сегрегаций атомов внедрения, 3 – образование на дислокациях стабильных выделений, при этом продолжается упрочнение стали, развивается охрупчивание. В зависимости от условий старения может наблюдаться стадия перестаривания, выражающаяся в коагуляции выделившихся фаз.

Кроме того, в процесс деформационного старения вклад вносят дислокации, межфазные границы, границы зерен и субзерен. Возможна как диффузия избыточных атомов углерода и азота к границам зерен и образование карбидов на них, так и отток примесных атомов при деформационном старении из сегрегаций приграничных зон к свежим дислокациям и их закрепление [24].

1.2 Методы определения склонности к деформационному старению

Существует несколько традиционных методов определения склонности к деформационному старению, в последние годы появляются и новые.

Испытание на ударный изгиб. Основная опасность деформационного старения для низкоуглеродистой стали заключается в возможности повышения ее склонности к хрупким разрушениям и часто в нормативно - технической документации оценивается по изменению работы удара или ударной вязкости.

Стандартное испытание на определение склонности стали к механическому старению проводится по ГОСТ 7268 и заключается в холодной деформации растяжением заготовок сечением 12x12 мм на величину $(10 \pm 0,5)$ % остаточного удлинения, из заготовок вырезают образцы на ударный изгиб, которые затем подвергают нагреву при температуре 250 °С и изотермической выдержке 1 час при этой температуре, допускается варьирование степени и способа деформации, температуры нагрева. Так, например, для судостроительных сталей согласно ГОСТ 52927 степень холодной деформации при старении должна составлять 5 %. Это обусловлено различием в величине относительного равномерного удлинения для стали разных классов прочности, что позволяет выполнить деформацию растяжением. Следует, однако, отметить, что для легированных высокопрочных сталей относительное равномерное удлинение может быть еще ниже и не превышать 2-4 % [25, 26].

В статье [27] были проведены исследования влияния предварительной деформации на температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} и $T_{кр2}$ и показано, что старение с деформацией 5 % повышает критические температуры не более, чем на

6 °С, в то время как при увеличении деформации до 10 % T_{50} и $T_{кр2}$ повышаются на ~20 °С.

Выбор температуры изотермической выдержки 250 °С может быть обоснован тем, что при отпуске в интервале температур 200-300 °С [28, 29] происходит переход от формирования очень мелких промежуточных карбидов к выделению более крупных частиц цементита, т. е. диффузионная подвижность углерода становится более заметной.

Показателем склонности к деформационному старению служит величина S , оценивающая снижение ударной вязкости после искусственного старения, и она не должна превышать 50 %.

Существует предположение, что испытания на ударный изгиб позволяют фиксировать лишь финальную стадию старения, когда карбидные выделения образуются уже на границах зерен и субзерен. В связи с этим необходимы иные методы определения склонности к старению, более чувствительные к его более ранним стадиям: метод внутреннего трения, метод измерения электросопротивления, измерение твердости, проведение испытаний на статическое растяжение.

Метод внутреннего трения. Измерение характеристик внутреннего трения, главным образом, характеристик его амплитудной зависимости, указывает на закрепление дислокаций атомами углерода и азота, образующимися по мере увеличения продолжительности старения «облака», сегрегации и выделения.

В монографии [8] установлено, что в ходе деформационного старения технического железа происходит уменьшение концентрации углерода и азота в твердом растворе в «свободном» состоянии, о чем можно судить по уменьшению высоты максимума внутреннего трения при 40°. Уменьшение пиков Снука, рисунок 1.2.1, и интенсивности амплитудной зависимости внутреннего трения ($tg\alpha$) характеризует протекание деформационного старения.

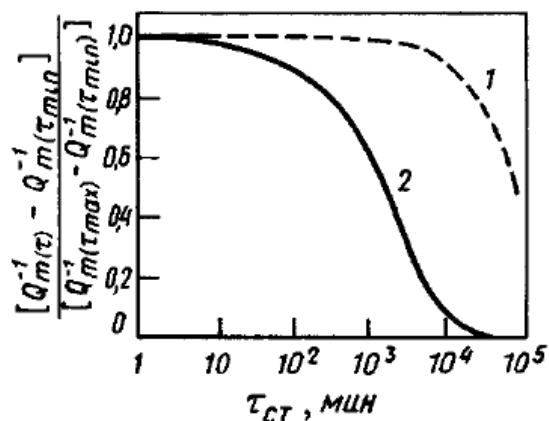


Рисунок 1.2.1 – Изменение углеродного максимума Снука в закаленном с 700 °С железе и в ходе старения при 44 °С: 1 –закалочного, 2 – деформационного ($\varepsilon=7\%$) [30]

На рисунке 1.2.2 показано, что на ранней стадии деформационного старения (еще до возникновения резкого предела текучести) происходит уменьшение $tg\alpha$. Сравнение изменения интенсивности амплитудной зависимости внутреннего трения, высоты пиков Снука и механических свойств позволяет определить 3 стадии старения [30].

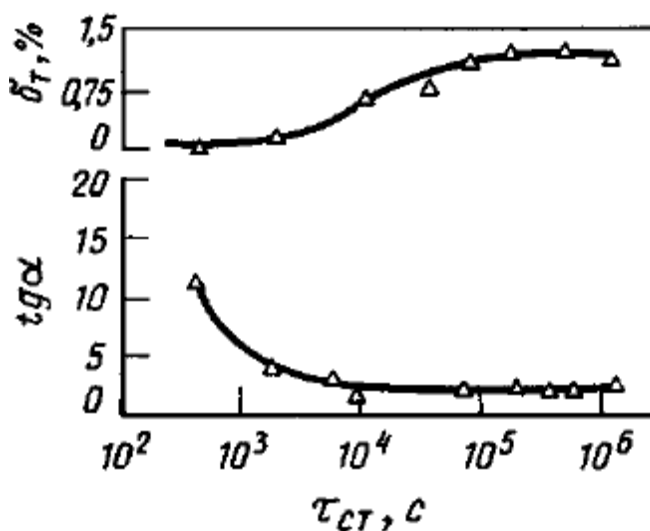


Рисунок 1.2.2 – Изменение интенсивности амплитудной зависимости внутреннего трения ($tg\alpha$) и деформации на площадке текучести железа с 0,0008 % (C+N) в ходе старения при комнатной температуре после $\varepsilon=0,9\%$.

Авторами [31] было установлено, что в конструкционных сталях с содержанием углерода менее 0,1 % с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами протекание процессов деформационного старения возможно

подтвердить с помощью исчезновения пика Снука на температурной зависимости внутреннего трения (ТЗВТ) и увеличением предела текучести.

Метод измерения электросопротивления подробно описывается в [30] и основывается на том, что в сплаве, подверженном деформационному старению, происходит образование атмосфер примесных атомов вокруг дислокаций и увеличивается удельное сопротивление с ростом концентрационной неоднородности в сплаве. На рисунке 1.2.3 [30] представлена схема, описывающая часть диаграммы состояния, включающей исследуемый сплав C (а), и ход кривой зависимости электросопротивления образцов, закаленных с различных температур после выдержки τ при каждой температуре (б). Уменьшение сопротивления соответствует выделению стабильной избыточной фазы β . Кривые, обозначенные $\tau_1, \tau_2, \tau_3, \tau_4$, соответствуют изменению электросопротивления при различных временах выдержки перед закалкой, причем $\tau_1 > \tau_2 > \tau_3 > \tau_4$.

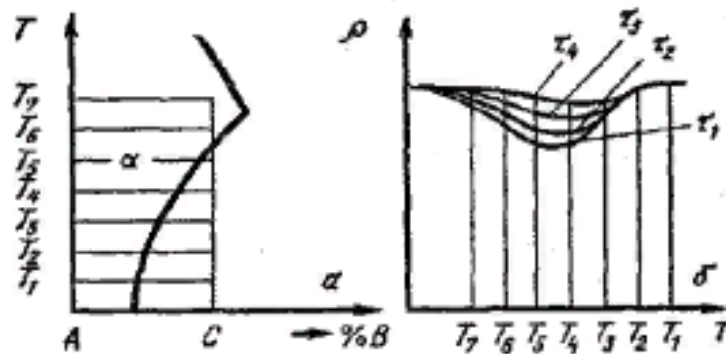


Рисунок 1.2.3 – Изменение электросопротивления в процессе старения [30].

Холодная пластическая деформация, которой подвергается сталь при испытании на старение, приводит к наклепу, искажению кристаллической решетки и, как следствие, к увеличению электросопротивления на несколько процентов. Далее при снижении температуры до абсолютного нуля электросопротивление состаренного металла будет стремиться к какому-то остаточному сопротивлению, в то время как ненаклепанного – к нулю.

Метод измерения твердости является удобным с точки зрения максимально быстрого проведения замеров. В процессе протекания деформационного старения твердость материала увеличивается, однако чувствительность этого метода крайне невелика, что позволяет отказаться от него в пользу более точных.

Проведение испытаний на статическое растяжение. Испытание на статическое растяжение (с записью диаграммы) исследовано в достаточно большом числе работ, изучающих причины изменения свойств в процессе старения [32-35], отмечается повышение прочностных характеристик, снижение пластичности, появление зуба и площадки текучести, однако единого критерия определения протекания процессов старения на данный момент не существует.

Так, например, изменение свойств трубных сталей при статическом растяжении в ходе старения исследовано достаточно детально в [36]. Показано, что для стали с различной структурой происходит повышение прочностных характеристик и снижение пластичности. В работе [37] вывод о склонности трубной стали 06Г2ФБ к деформационному старению сделан на основании данных, полученных при испытаниях на статическое и динамическое нагружение. Также выявлено, что деформационное старение приводит к снижению показателя деформационного упрочнения. Наибольший прирост предела текучести наблюдался в стали с ферритно-бейнитной структурой, с нагружением по схеме сжатие+растяжение.

Новые методы определения склонности стали к старению. Несмотря на достаточно большое количество методов, позволяющих в той или иной мере определить склонность материала к деформационному старению, существует необходимость прогнозирования деградации свойств в процессе эксплуатации материала. В попытке спрогнозировать склонность к деградации структуры и свойств сталей вследствие протекания старения рядом авторов предложены уникальные методики по определению склонности к старению.

В [38] авторами предложена методика моделирования процессов старения и оценки склонности к старению при испытании на замедленное разрушение. Испытания проводятся при одновременном воздействии напряжений, коррозионной среды и водорода. Выявлено, что в процессе длительной эксплуатации в течение 18-34 лет сталей типа 17ГС с твердорастворным механизмом упрочнения происходит снижение сопротивления замедленному разрушению более, чем в 5 раз.

Увеличение критической температуры хрупкости на 35 °С наблюдается в стали X80 в состояниях после наводораживания и наводораживания после деформационного старения (охрупчивание происходит вследствие развития межзеренного охрупчивания). В случае, если к воздействию наводораживания добавляется пластическая деформация (в статье рассмотрен пример малоциклового

усталости), наблюдается более заметное охрупчивание, особенно при температуре эксплуатации ниже минус 40 °С [39].

В работах [20, 40] была предложена методика релаксационных испытаний, задача которой состоит в определении механических характеристик, отражающих особенности сопротивления деформации в зернах и на их границах и в разделении вкладов в предел текучести, связанных с препятствиями, расположенными внутри зерен, и препятствиями, связанными с границами. Реально задача сводится к тому, чтобы с высокой точностью определить величину предела макроупругости. Предполагается, что уровень предела макроупругости служит, в том числе, мерой содержания углерода в решетке α -фазы и, соответственно, мерой старения стали. Степень старения (S) оценивали по формуле 1.2.1.

$$S = \frac{\Delta\sigma_0(t)}{\Delta\sigma_0^{max}} \cdot 100\%, \quad (1.2.1)$$

где $\Delta\sigma_0(t)$ – масштаб изменения величины предела макроупругости стали после ее эксплуатации в течение t лет, где $\Delta\sigma_0^{max}$ – максимальный масштаб изменения предела макроупругости в процессе старения. Было установлено, что величина уровня старения может изменяться в самом широком диапазоне и достигать в некоторых случаях максимума за 20-30 лет эксплуатации. Эту методику авторы предлагают использовать, в том числе для оценки технического состояния труб магистральных трубопроводов, т.к. процесс старения изменяет вид кривой релаксации напряжений.

Рядом исследователей предложено определение эффектов деформационного старения, которые проявляются на кривых растяжения в виде зуба, площадки текучести и ряда других особенностей [41]. Эффект упрочнения наблюдается вследствие блокировки дислокаций атмосферами примесных атомов, так как для начала скольжения дислокаций необходимо приложить большие напряжения. Величина зуба текучести характеризует напряжение, необходимое для отрыва дислокаций от атмосфер примесей, а площадка текучести соответствует напряжению, требуемому для движения свободных дислокаций [42, 43].

Авторами [15] предложена градация кривых растяжения по:

- наличию зуба текучести;
- проявлению деформации предтекучести;
- негладкой (не «горизонтальной») площадке текучести;
- отсутствию параболического участка $\sigma_T \approx \sigma_0$.

На рисунке 1.2.4 представлены шесть типов кривых, параметры которых характеризуют степень, закрепление и плотность дислокаций, механизм их отрыва от атмосфер примесных атомов и (или) дисперсных частиц.

Если значительная часть введенных деформацией дислокаций закрепляется примесными атомами так, что при нагружении после деформационного старения они не принимают участие в скольжении, то они являются стопорами для вновь образованных или для частично разблокированных дислокаций.

Кривые I и II, рисунок 1.2.4 а, б, характерны для случая слабого закрепления дислокаций примесными атомами, упругая деформация заканчивается образованием зуба или площадки текучести, при этом стадия параболического упрочнения имеет большую протяженность.

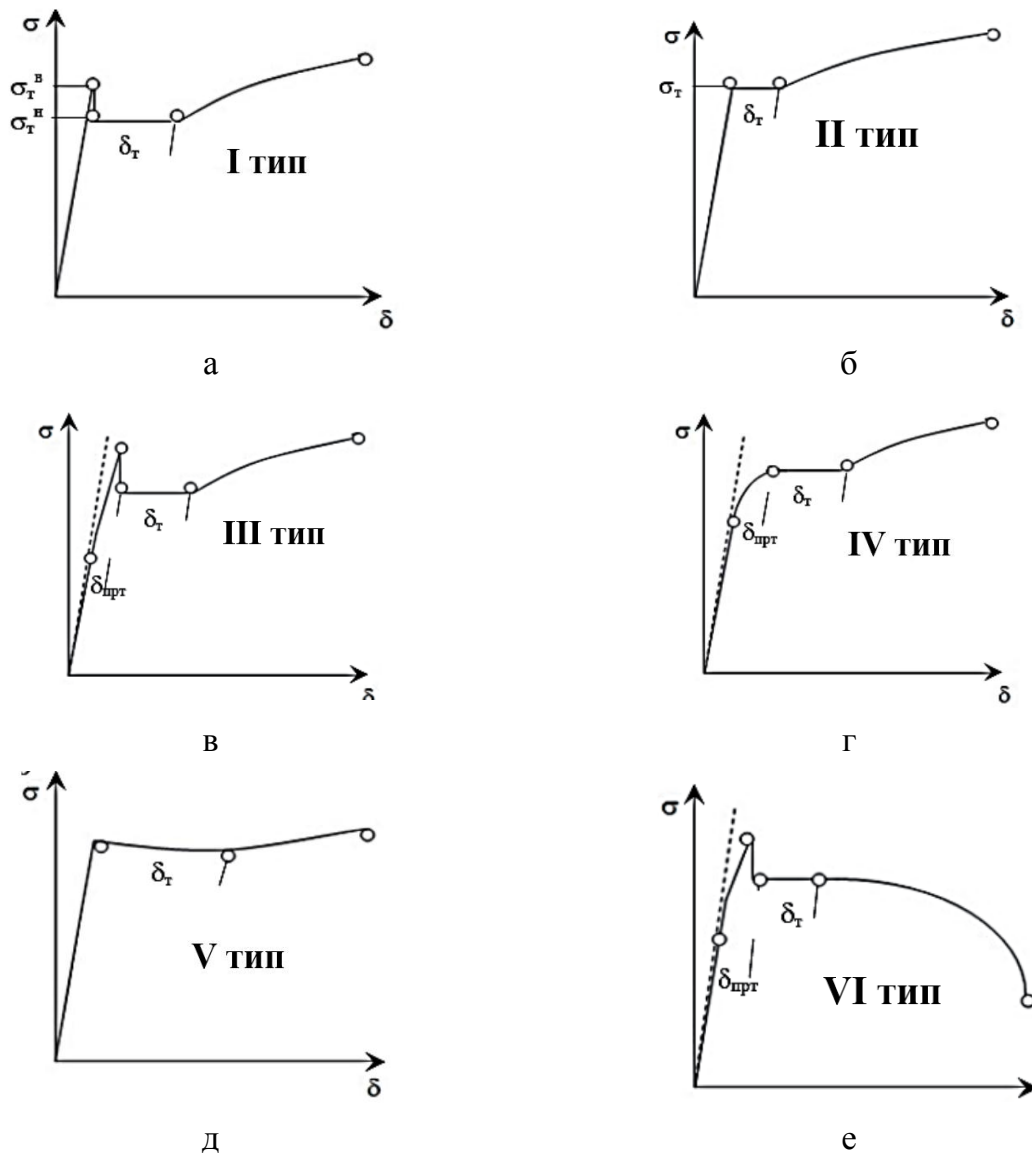


Рисунок 1.2.4 – Кривые растяжения сталей в условных координатах $\sigma=f(\delta)$: а – I тип, б – II тип, в – III тип, г – IV тип, д – V тип, е – VI тип [15].

В случаях III и IV, рисунок 1.2.4 в, г, кривые отклоняются от линейного хода, наблюдается явление предтекучности: возникновение на стадии упругой деформации участков металла, в которых протекает микропластичекая деформация величиной $\sim 0,2 \dots 1,0$ %. Это характерно для металлов, имеющих склонность к деформационному старению. В этом случае ресурса пластичности металла хватает для деформационного упрочнения на стадии равномерного пластического течения.

Максимальный эффект деформационного старения характеризуется максимальным закреплением дислокаций. Кривые V и VI, рисунок 1.2.4 д, е, характеризуются практически полным исчезновением равномерной стадии пластического течения при наибольшем приросте напряжений на площадке текучести.

В работе [44] предложено численное определения эффекта деформационного старения (ЭДС) по формуле 1.2.2.

$$D = 0,5 \cdot D_1 + 0,25 \cdot D_2 + 0,25 \cdot D_3 \quad (1.2.2)$$

Величина D_1 характеризует прирост предела текучести и определяется по формуле 1.2.3.

$$D_1 = \frac{\Delta\sigma_T}{\Delta\sigma_T^{max}} \quad (1.2.3)$$

Вклад изменения наклона равномерной параболической стадии в ЭДС определяется величиной D_2 по формуле 1.2.4, а вклад D_3 изменения протяженности равномерной стадии δ_p по формуле 1.2.5:

$$D_2 = \frac{\sigma_T}{\sigma_B} \quad (1.2.4)$$

$$D_3 = 1 - \frac{\delta_p}{\delta_p^{max}} \quad (1.2.5)$$

где δ_p^{max} - максимальная протяженность равномерной стадии деформации.

Максимальное закрепление дислокаций характеризуется максимальной величиной ЭДС: $D_1=1$ - за счет наибольшего прироста предела текучести, $D_2=1$ ($\sigma_T=\sigma_B$), $D_3=1$ за счет отсутствия равномерной стадии пластического течения, в этом случае, исходя из формулы 1.2.2 $D=1$. Установлено, что, если параметр ЭДС лежит в интервале $0 < D < 1$, то провести классификацию кривых $\sigma=f(\delta)$ по характеристикам деформационного старения можно условно. Данный подход позволяет оценить эффект деформационного старения, определяемый по кривой растяжения в результате изменения степени деформации и температуры выдержки, однако также не позволяет прогнозировать деградацию свойств.

Таким образом, наиболее доступным для всеобщего применения был и остается метод определения склонности к деформационному старению по

испытанию **на ударный изгиб**. Кроме того, с его помощью возможно сделать прогноз о протекании процессов старения в дальнейшем, рассчитав показатель C в соответствии с ГОСТ 7268. Возможно определять протекание деформационного старения стали по результатам испытаний на статическое растяжение (с записью диаграммы), однако до сих пор нет единых критериев, позволяющих оценить склонность к старению таким образом. Численное определение эффекта деформационного старения является перспективным методом в силу доступности и простоты реализации, однако, он не позволяет прогнозировать склонность к старению.

Метод измерения твердости является удобным и быстрым, однако, чувствительность этого метода крайне невелика. Методы измерения электросопротивления и внутреннего трения позволяют оценивать проявление старения на ранних этапах (образование атмосфер), но являются трудоемкими, поэтому в условиях промышленного производства их применение практически невозможно.

Методика релаксационных испытаний, задача которой состоит в определении с высокой точностью величины предела макроупругости, является перспективным методом определения склонности к старению, однако для ее реализации необходимо специфическое оборудование.

1.3 Склонность стали к деформационному старению после различных технологических схем производства и обработки

До начала 2000-х годов судостроительные низколегированные стали поставлялись в горячекатаном состоянии или после нормализации, реже – после контролируемой прокатки, трубные – преимущественно после контролируемой прокатки. Испытанию на деформационное старение по ГОСТ 7268 подвергали судостроительные стали с содержанием азота более 0,012 % [45].

В [46] отмечено, что холодная деформация высокопрочных сталей, как при растяжении металла, так и при изгибе оказывает значительное влияние на механические свойства стали, а последующий нагрев (старение) может дополнительно изменять механические свойства.

Так, выявлено, что для стали СХЛ-4 (10ХСНД) растяжение с 10 % деформацией приводит к повышению предела текучести на 20 кгс/мм^2 , временного сопротивления на 5 кгс/мм^2 , снижению относительного удлинения на $\sim 10 \%$, равномерного – на 8 %. Дополнительный нагрев при $250 \text{ }^\circ\text{C}$ привел к еще

большому упрочнению и снижению пластичности, при этом значения ударной вязкости снижались на 20-30 %.

Автор указывает на то, что стали, подвергнутые закалке с высоким отпуском, меньше реагируют на действие технологических факторов. В частности, при холодной гибке стали опасным является не снижение величины относительного равномерного удлинения, а ухудшение строения излома стали. Так, стали с ферритно-перлитной структурой и исходно высокими значениями относительного и равномерного удлинений оказались более склонными к хрупкости после холодной гибки, чем стали с перлитной структурой различной дисперсности, мелким зерном и изначально невысокими значениями δ и δ_p .

Высокопрочные легированные стали производились с использованием закалки с высоким отпуском. Отмечалось, что стали после закалки с отпуском проявляют склонность к деформационному старению [47] при испытаниях на растяжение и ударный изгиб.

В настоящее время низколегированные судостроительные и трубные стали преимущественно поставляются после термомеханической обработки (ТМО). При ТМО в стали создается и фиксируется при охлаждении большое количество несовершенств кристаллического строения, что делает кристаллическую структуру неравновесной и приводит к неравномерному распределению атомов углерода и азота, «ответственных» за процессы старения. Высокопрочные экономнолегированные стали часто производятся по технологии закалки с прокатного нагрева с отпуском, что способствует дополнительному упрочнению.

В процессе изготовления конструкций судостроительные и трубные стали подвергаются различным технологическим обработкам (холодная правка, гибка, сварка), и вследствие этого может проявляться склонность к деформационному старению.

Авторами [48] отмечено, что технология изготовления листового проката, определяющая концентрацию углерода в твердом растворе (степень пересыщения), размер зерна, содержание легирующих элементов и плотность дислокаций, а также условия эксплуатации существенно влияют на характерное время старения. При этом процессы старения наиболее интенсивно развиваются в сталях, изготовленных методом контролируемой прокатки [49].

В [50] была рассмотрена трубная сталь марки 05Г2ФБ, изготовленная по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, и выявлено, что слабая пластическая деформация (~2 %) с последующим кратковременным нагревом при 200 °С в течение 30 минут очень сильно инициирует

деформационное старение стали. Сделан вывод, что технологические процессы изготовления сварной трубы, такие как гибка, экспандирование и т.д., вносящие в металл повышенную плотность дефектов и несовершенств строения, способствуют протеканию деформационного старения.

Кроме того, в [51] показано, что склонность к деформационному старению возрастает при формировании в стали при аустенитизации крупнозернистой структуры и более полном растворении карбидов. Последующее ускоренное охлаждение приводит к уменьшению объемной доли игольчатого бейнита вследствие формирования большого количества реечного бейнита. Выявлено, что достаточную высокую склонность к деформационному старению низкоуглеродистые стали марок 06Г2ФБ и 07Г2МФБ проявляют даже тогда, когда из-за невысокой температуры аустенитизации часть углерода остается связанной в карбиды.

В работе [52] обсуждается, что быстрое охлаждение стали в процессе контролируемой прокатки способствует сохранению содержания углерода в феррите выше предела растворимости ($10^{-4}\%$ при комнатной температуре). Дальнейшие процессы гибки листа при производстве труб сопровождаются напряжениями и деформацией феррита, приводящими к тому, что сталь со структурой феррита начинает проявлять склонность к старению при комнатной температуре.

В работе [53] установлено, что дополнительный отжиг негативно сказывается на склонности стали с ферритно-перлитной структурой к деформационному старению в горячекатаном состоянии.

В [54] была исследована среднеуглеродистая низколегированная конструкционная сталь марки 37ХГФ с ферритно-перлитной структурой после горячей прокатки с охлаждением на воздухе и после термоулучшения (закалка в воде и высокий отпуск). Авторами показано, что деформационное старение после термоулучшения приводит к исчезновению равномерной стадии пластического течения.

Положительный эффект нормализации стали с преимущественно ферритной структурой выявлен в [8, 53]: уменьшение склонности к деформационному старению авторы связывают с измельчением зерна стали.

В [27] авторы сравнивали показатели склонности к деформационному старению для ферритно-перлитной стали с пределом текучести 460 МПа после ТМО и дополнительной термической обработки. В соответствии с требованиями европейских норм EN 10225 [55] образцы подвергались дополнительной

термической обработке (высокому отпуску при 580 °С), режимы которой имитировали термическую обработку узлов или частей конструкций после монтажной или ремонтной сварки (SPWHT – Simulation of post weld heat treatment) [56, 57]. Целью такого высокого отпуска является уменьшение остаточных напряжений, которые возникли в процессе сварки и могут негативно влиять на эксплуатационные характеристики сварного соединения, в том числе ударную вязкость и коррозионную стойкость. Было выявлено, что дополнительная термическая обработка повышает сопротивление стали процессам старения.

Влияние различных технологических операций на склонность холоднокатаного и горячеоцинкованного листового проката к естественному и искусственному (деформационному, термическому и термодформационному) старению представлено в работе [58]. Склонность металлопроката к старению определяли по результатам испытания образцов на растяжение. Было установлено, что с гарантией сохранения механических свойств холоднокатаный и горячеоцинкованный прокат из сталей DX52D, 08Ю, 10пс в состоянии поставки может храниться на складах в течение 3-6 месяцев. При этом горячеоцинкованный прокат 08пс ПМП начинает «стареть» уже через 10 дней. Технологические операции, сопровождающиеся нагревом и пластической деформацией, а также правка, разматывание и перематывание рулонов приводят к изменению механических свойств металлопроката.

Таким образом, в литературе приводятся довольно разноречивые данные о склонности стали, изготовленной по разным технологическим схемам, к деформационному старению, по легированным сталям информация практически отсутствует, что требует более детального рассмотрения.

1.4 Влияние структуры стали, сформированной в процессе производства, на склонность к деформационному старению

В зависимости от режимов обработки и особенностей легирования низкоуглеродистые судостроительные стали могут иметь ферритно-перлитную, ферритно-бейнитную и бейнитно-мартенситную структуру и разный размер зерна (структурного элемента). Известно, что тип структуры, морфология и доля основных фаз, распределение дефектов кристаллического строения оказывают большое влияние на свойства стали, в том числе на склонность стали к деформационному старению. Однако данные о том, сталь с какой структурой проявляет большую склонность к механическому старению, противоречивы.

В работах [19, 37, 59, 60] установлено (на примере трубных сталей), что большей склонностью к деформационному старению обладает сталь с ферритно-бейнитной структурой (по сравнению с ферритно-перлитной). Кроме того, неблагоприятно на стабильности свойств (в частности, статической трещиностойкости) сказывается наличие реечного бейнита и присутствие в структуре грубых участков МА-составляющей (мартенсито-аустенитных участков).

Схожие закономерности отмечены в работе [61]: показано, что низкоуглеродистая сталь марки 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой проявляет более высокую склонность к старению, связанную с преобладанием игольчатого бейнита в структуре, чем сталь той же марки с ферритно-перлитной структурой.

В конструкционных сталях с содержанием углерода менее 0,1 % (трубная сталь марки К60) в процессе длительной эксплуатации в течение 30 лет протекают процессы деформационного старения: изменения структурного состояния наблюдались как для сталей с ферритно-бейнитной, так и для сталей с ферритно-перлитной структурой. Однако стали ферритно-бейнитного класса теряют преимущества в уровне трещиностойкости и надежности, в том числе наблюдается рост соотношения σ_T/σ_B [31].

При этом существует и противоположная точка зрения. Исследования ряда ученых показывают, что стали с преимущественно бейнитной структурой сохраняют стабильность свойств по сравнению со сталями с ферритно-перлитной структурой.

Так, в работе [62] были рассмотрены углеродистые и низколегированные кремне-марганцовистые стали марок 09Г2С, 10Г2, 14ХГС, 15ХСНД, 19Г, 17ГС и сделан вывод, что с увеличением доли бейнита наряду с уменьшением в структуре ферритной и мартенситной фаз повышается сопротивление металла деформационному старению. Минимальное снижение ударной вязкости наблюдалось в стали с ферритно-бейнитной структурой, а коэффициент деформационного старения на 40 % ниже соответствующего показателя в стали с ферритно-перлитной структурой. В результате деформационного старения низколегированных ферритно-перлитных сталей наблюдается изменение дислокационной структуры: формируется ячеистая субструктура с неоднородным распределением дислокаций, в то время как в ферритно-бейнитных трубных сталях изменений дислокационной структуры не наблюдается.

Анализ изменения механических свойств трубных сталей с различной структурой, представленный в [36], показал, что минимальной склонностью к

изменению свойств в процессе старения обладает сталь с преимущественно бейнитной структурой.

Деформационное старение высокопрочных легированных сталей изучалось еще в 60-х годах Кишкиным С.Т. [47]. Было установлено, что при эксплуатации деталей из высокопрочных сталей в зонах концентрации напряжений возникают незначительные деформации, а последующий нагрев до 150-200 °С или хранение при 20 °С приводит к интенсивному деформационному старению.

В настоящее время процесс старения высокопрочных сталей с бейнитно-мартенситной структурой рассмотрен мало. Считается, что деформационное старение таких сталей может происходить при содержании азота более 0,008 %, а углерод в этом случае связан легирующими элементами в специальные карбиды. Однако еще в 60-х-70-х годах было выявлено, что высокопрочные стали с мартенситной структурой типа 30ХГСНА и ЭИ 643 с содержанием углерода 0,20 – 0,47 % проявляют склонность к механическому старению при незначительных деформациях (1-3 %) с последующим нагревом до 200 °С и даже при вылеживании при 20 °С. Деформационное старение высокопрочных конструкционных сталей приводит к повышению сопротивления пластической деформации при резком снижении способности к равномерной деформации и характеристик пластичности [47].

Для низкоуглеродистых сталей со смешанной структурой характерно возрастание плотности дислокаций к границам зерен, соседствующим с бейнитными и мартенситными кристаллами [63]. Атомы углерода и азота в процессе деформационного старения взаимодействуют в первую очередь с дислокациями в бейните и мартенсите, а также с границами этих кристаллитов. В связи с этим, в объеме, где после деформации возникла высокая плотность дислокаций, предполагается более интенсивное развитие деформационного старения.

Интенсивность протекания деформационного старения достаточно сильно зависит от размера зерна стали. В [20] показано, что зависимость времени старения от размера зерна имеет квадратичный характер (1.4.1, 1.4.2): чем мельче зерно, тем быстрее протекает старение.

$$\tau_1 = L^2 / D_{эфф}, \quad (1.4.1)$$

где τ_1 – время протекания процесса, L - характерный диффузионный путь ($L \sim d/2$), $D_{эфф}$ - величина эффективного коэффициента диффузии

$$D_{эфф} = D_v + a\rho_v D_c + (\delta/d)D_b, \quad (1.4.2)$$

где D_v , D_c , D_b – коэффициенты диффузии углерода в объеме зерна, по ядрам дислокаций и по границам зерен соответственно, a – ширина ядра дислокации, $\delta=2b$ – ширина граница зерна, d – размер зерна, ρ_v – плотность решеточных дислокаций.

Таким образом, если сравнивать горячекатаные, нормализованные стали со сталями после контролируемой прокатки, то характерное время старения последних оказывается в 4 раза меньше, чем для горячекатаных, и в 2,25 меньше, чем для нормализованных, исходя из среднего размера зерна. Сведения разных авторов о склонности стали с различной структурой к деформационному старению часто не совпадают.

1.5 Влияние деформационного старения на механические свойства и характеристики работоспособности стали и ее сварных соединений

Деформационное старение стали, связанное с блокировкой дислокаций атмосферами атомов углерода и азота и выделениями карбидных частиц, оказывает влияние на комплекс механических свойств, а также на характеристики работоспособности стали.

Достоверно известно, что процессы старения низкоуглеродистой стали сопровождаются повышением температуры вязко-хрупкого перехода, рисунок 1.5.1, при этом снижение ударной вязкости наблюдается уже после холодной пластической деформации, а последующее вылеживание при комнатной или повышенных температурах (100 – 300 °С) приводит к еще более значительному смещению температуры вязко-хрупкого перехода [8].

Анализ литературных данных показывает, что деформационное старение по-разному оказывает влияние на изменение свойств стали с различной структурой.

Стали с ферритно-перлитной структурой. В ферритно-перлитной стали вследствие протекания процессов старения происходят структурно-деградационные процессы: деформация и разрушение цементита в перлитных колониях, эволюция дислокационной субструктуры и образование карбидных выделений в объеме ферритных зерен, приводящие к деградации механических свойств, в том числе к снижению работы зарождения трещины, ударной вязкости, а также к снижению характеристик, отражающих сопротивление хрупкому разрушению: критической температуры хрупкости [64].

Исследования трех поколений трубных сталей ферритно-перлитного класса: углеродистой, стали типа 17ГС и 10Г2ФБ показали, что для стали 10Г2ФБ

изменений стандартных механических характеристик в течение срока эксплуатации, превышающих расчетный ресурс, не происходит, тогда как в сталях Ст4сп и 17ГС наблюдается снижение характеристик хладостойкости. При нуле градусов разрушение происходит по хрупкому транскристаллитному механизму, а порог хладноломкости лежит в области положительных температур [38].

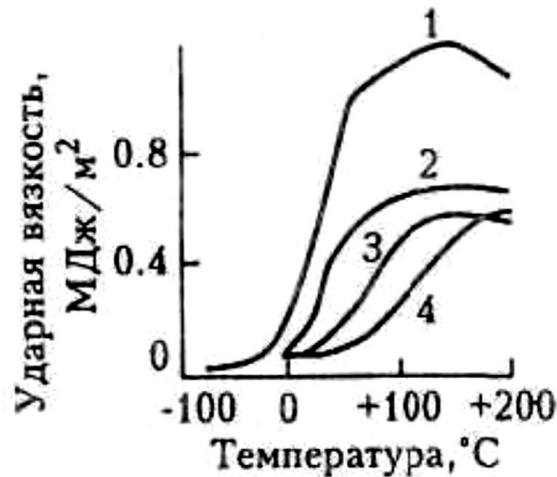


Рисунок 1.5.1 – Влияние деформационного старения на положение серийных кривых ударной вязкости низкоуглеродистой стали: 1 – исходное состояние; 2 – после холодной деформации на 10 %; 3 – с выдержкой после деформации в течение 1 месяца при 20 °С; 4 – с выдержкой после деформации в течение 1 ч. при 250 °С [8].

Исследования нормализованной стали марки 09Г2С, находящейся под нагрузкой до 0,75 от предела текучести при комнатной температуре в течение 10 лет, показали, что в структуре и морфологии ферритной и карбидной фаз не происходит существенных изменений. По мнению авторов [65], такое развитие процесса старения не привело к существенному изменению работы удара при комнатной температуре. При пониженных температурах имело место значительное охрупчивание, уменьшение доли вязкой составляющей в изломе, а также смещение температуры вязко-хрупкого перехода в сторону более высоких температур. Особенностью протекания деформационного старения нормализованной стали 09Г2С при постоянной нагрузке является то, что наиболее заметное развитие старения получает в первые 5 лет, причем оно ограничивается стадией закрепления дислокаций примесными элементами.

Под действием статических нагрузок деформационное старение проявляется также в снижении способности металла сопротивляться накоплению и развитию микрповреждений, определяемой с помощью коэффициентов деструкции и добротности [62], которые изменяются более интенсивно. Под действием циклических нагрузок в результате деформационного старения происходит снижение значений предела выносливости и уменьшение числа циклов до разрушения. Повышение степени деформации способствует более интенсивному сопротивлению металла накоплению локальных повреждений [62].

О протекании процессов старения трубных ферритно-перлитных сталей также возможно судить по повышению модуля упругости [66].

Следует отметить, что деформационное старение может применяться в качестве упрочняющей обработки, в частности ВН (Bake Hardening) для TRIP-сталей, предназначенных для наружных частей кузова автомобилей [68, 69] ВН-обработка заключается в том, что после штамповки, гибки, калибровки и т.п. изделие из TRIP - стали подвергают низкотемпературной обработке ≤ 250 °С, которая способствует развитию деформационного старения и дополнительному упрочнению. В то же время, при производстве стали для трубопроводов, деформационное старение является нежелательным процессом.

Стали с ферритно-бейнитной структурой. В [50] показано, что после старения трубной ферритно-бейнитной стали марки 05Г2ФБ происходит снижение общего удлинения, относительное равномерное удлинение становится равным нулю, а $\sigma_T^H \approx \sigma_B$. Параметры относительного сужения ψ и максимального напряжения S_k , описывающие большую пластическую деформацию, предшествующую разрушению образцов, сохраняют значения, близкие к таковым в исходном состоянии. Характерными величинами деформационного старения являются параметры предела текучести и длины площадки текучести, которые отличаются высокой чувствительностью к количеству и подвижности дислокаций, размерам частиц второй фазы и расстояниям между ними [15].

В то же время в работе [70] показано, что сталь 08Г2БФ с более высоким содержанием углерода обладает высокой термической устойчивостью к деформационному старению благодаря закреплению дефектов кристаллического строения последовательно выделяющимися частицами различных фаз.

В ряде работ отмечается, что деформационное старение сопровождается не только приростом предела текучести, соотношения σ_T/σ_B и снижением относительного полного и равномерного удлинения, но и уменьшением характеристик работоспособности, таких как СТОД (критическое раскрытие в

вершине трещины), свидетельствующих о значительной склонности к хрупким разрушениям.

Установлено, что для стали 06Г2ФБ с ферритно-бейнитной структурой деформационное старение приводит к снижению скорости деформационного упрочнения, повышению температуры вязко-хрупкого перехода и уменьшению величины критического развития трещины. [51, 71].

Авторами [20] было выявлено, что величина предела текучести после деформационного старения практически не меняется, но существенно изменяется предел макроупругости, температура хладноломкости смещается в сторону более высоких температур и происходит снижение трещиностойкости при комнатных температурах. Помимо этого, в трубных сталях после контролируемой прокатки авторы ожидают повышенную склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением после деформационного старения, связанную с границами зерен.

Данные об изменении свойств судостроительных ферритно-бейнитных сталей, которые несколько отличаются от трубных по композиции легирования, вследствие деформационного старения отсутствуют.

Стали с бейнитно-мартенситной структурой. В работе [47] на примере стали 30ХГСНА было установлено, что деформационное старение приводит к повышению прочностных характеристик, при этом характерной особенностью являлось резкое снижение способности к равномерной деформации при сохранении значительной локальной пластичности: относительное сужение снижалось на 5-8 %, тогда как относительное равномерное удлинение становилось близким к нулю, ударная вязкость при 20 °С после деформационного старения снижалась на 25-35 %, работа разрушения образцов с трещиной также снижалась на 25-35 %, а при увеличении степени деформации при старении снижение было еще более значительным. Кроме того, установлено, что влияние деформации на характеристики разрушения анизотропно.

Деформационное старение отрицательно влияет на трещиностойкость. В процессе деформационного старения происходит выделение и коагуляция карбидных частиц по границам зерен, что приводит к сдвигу температуры хладноломкости в сторону более высоких температур и снижению уровня трещиностойкости при комнатной температуре.

Для сталей после нормализации сдвиг температуры хрупко-вязкого перехода (T_{xp}) после длительного старения в процессе эксплуатации может достигать 90 °С, при этом трещиностойкость снижается в 2,5 раза. T_{xp} для сталей после

контролируемой прокатки и старения сдвигается до 50 °С, а трещиностойкость снижается в 1,7 раза, зависимости представлены на рисунке 1.5.2 [48].

Судостроительные стали подвергаются сварке для надежного соединения листов в конструкции. Однако в сварном шве и в зоне термического влияния (ЗТВ) в процессе сварки и охлаждения после нее происходят изменения структуры металла, которые сопровождаются ухудшением механических свойств по сравнению со свойствами основного металла.

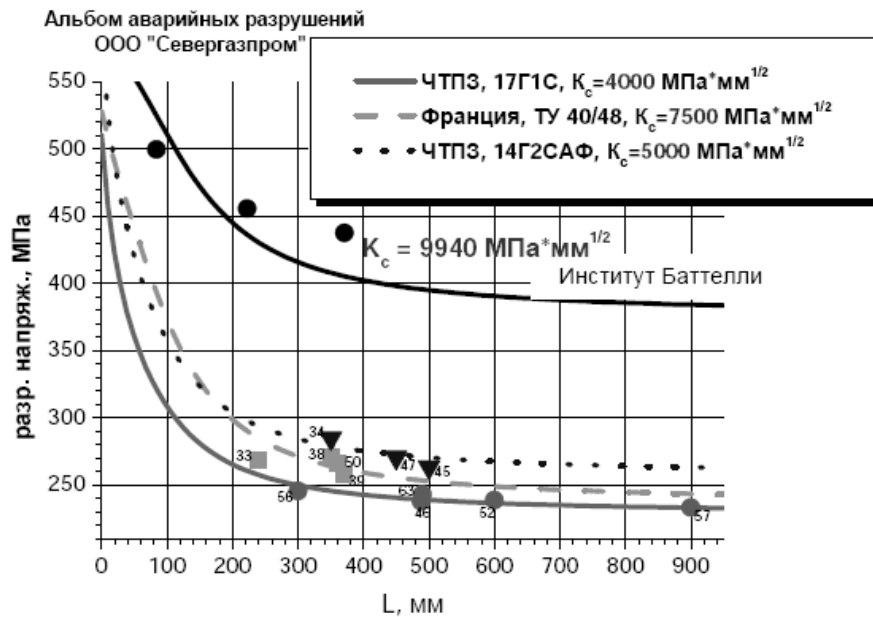


Рисунок 1.5.2 – Влияние старения на трещиностойкость. Анализ данных аварийных разрушений на объектах линейной части магистральных трубопроводов [48].

Поэтому ЗТВ сварного соединения может быть сильнее подвержена процессам деградации свойств, связанным с деформационным старением. К настоящему моменту выполнены исследования по старению зоны термического влияния сварных соединений трубных сталей.

В настоящее время испытания на склонность к деформационному старению металла шва и ЗТВ на практике применяются редко, однако в соответствии с ГОСТ 6996-66 [72] возможно оценивать стойкость против деформационного старения металла различных участков сварного соединения и зоны термического влияния.

Старение производится по стандартному режиму: заготовки подвергают деформации растяжением из расчета получения $(10 \pm 0,5) \%$ остаточного удлинения, что в ЗТВ возможно не для всех марок стали, и последующему равномерному нагреву при 250 °С в течение 1 часа с последующим охлаждением на воздухе.

Автором работы [62] показано, что минимальная концентрация и максимально гомогенное распределение сегрегаций углерода и азота в α -фазе обеспечивается при формировании в основном металле и ЗТВ сварных соединений преимущественно бейнитной структуры. Было отмечено, что изменение свойств в ЗТВ существенно зависит от структуры и фазового состава материала: с увеличением доли ферритно-карбидной смеси (бейнита) в структуре повышается сопротивление стали деформационному старению. Коэффициент деформационного старения, рассчитанный по ГОСТ 7268, в стали с преимущественно бейнитной структурой был на 40 % ниже соответствующего показателя для стали с ферритно-перлитной структурой.

Негативное влияние старения на ударную вязкость зоны термического влияния сварных соединений *стали 17ГС* представлено на рисунке 1.5.3.

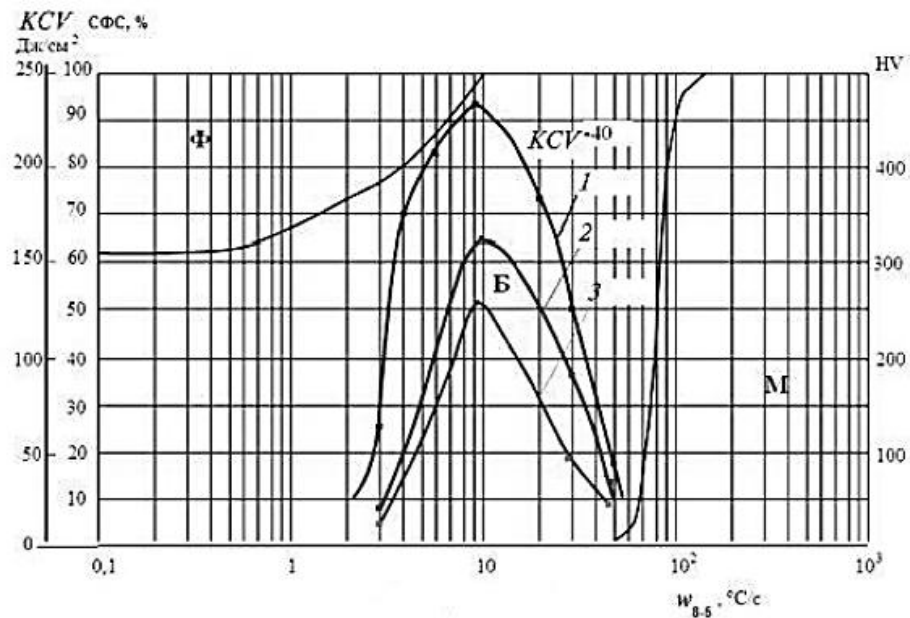


Рисунок 1.5.3 – Структурная диаграмма околошовного участка зоны термического влияния стали 17ГС с кривыми ударной вязкости металла до (1) и после деформационного старения со степенью 2 % (2) и 10 % (3) [62].

В ЗТВ структура в зависимости от скорости охлаждения в интервале температур 800-500 $^{\circ}\text{C}$ ($W_{8.5}$) меняется от ферритно-перлитно-бейнитной до бейнитно-мартенситной. При скорости охлаждения 3 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ наблюдается ~40 % феррита, с повышением скорости охлаждения до 8 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ - структура преимущественно бейнитная, содержание феррита ~3-5 %, мартенсита ~15 %. При максимальной скорости охлаждения порядка 50 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ содержание мартенсита повышается до 60 %. В ЗТВ, содержащей 40 % феррита и 60 % перлита (при $W_{8.5} \sim 3$ $^{\circ}\text{C}/\text{c}$) ударная вязкость снижается в 7,5 раз. При преимущественно бейнитной

структуре (при $W_{8.5} \sim 8$ °C/c) значения ударной вязкости после старения снизились ~ в 2 раза.

Сварные соединения испытывают не только дополнительный нагрев, но и деформацию, что еще больше должно усиливать склонность к старению.

Опыт сварки металла после длительного хранения стали категории прочности K65 рассмотрен в работе [73]. Отмечено, что изменение скорости охлаждения сварного шва оказывает существенное влияние на значения работы удара: при скоростях охлаждения до 50 °C/c обеспечиваются значения ударной вязкости $KCV^{-40} \geq 50 \text{ Дж/см}^2$, а в том случае, если сварка выполняется на металле, бывшем в эксплуатации, то нормативные значения KCV^{-40} обеспечиваются только при скоростях охлаждения 30 °C/c.

Таким образом, деформационное старение может приводить к снижению работы удара, трещиностойкости, пластичности, к повышению склонности к коррозионному растрескиванию под напряжением, что представляет серьезную проблему для обеспечения качества металлопроката, его сварных соединений и надежности эксплуатации различных конструкций в целом.

1.6 Изменение свойств стали вследствие деформационного старения в процессе эксплуатации

Охрупчивание и упрочнение являются наиболее важными следствиями деформационного старения стали, которое может проявляться как в процессе различных технологических операций, так и в ходе эксплуатации металла в конструкции. Несмотря на достаточно большой объем имеющихся исследований, в научно-технической литературе недостаточно сведений о возможности обеспечения стабильности механических свойств металла на весь период эксплуатации конструкции, в том числе предупреждения возможного старения.

В настоящее время в основном есть работы, посвященные анализу проблем безопасности и надежности магистральных нефтепроводов, длительно находящихся в эксплуатации (более 30 лет).

В [74] показано, что при длительной эксплуатации магистрального нефтепровода происходит прирост прочностных характеристик на 6-8%, снижение пластичности металла на 18-20% и снижение ударной вязкости в 1,5-2 раза.

В [75] показано, что в ходе длительной эксплуатации ~25-30 лет прочностные характеристики (σ_{∞} , $\sigma_{0.2}$) повышаются слабо, в то время как параметры, чувствительные к локальным структурным изменениям, снижаются

(работа разрушения, KCV, критическое раскрытие трещины CTOD, сопротивление замедленному разрушению в условиях воздействия коррозионной среды и водорода).

В статье [38] показано, что длительная эксплуатация в течение 18-34 лет трубных сталей типа 17ГС с ферритно-перлитной структурой снижает чувствительное к локальным структурным изменениям сопротивление замедленному разрушению более чем в 5 раз.

Авторами [76] установлено, что деградация свойств сталей с ферритно-перлитной структурой происходит из-за возникновения локальных микронапряжений, накопления микротрещин и развития процесса деформационного старения. Длительная эксплуатация магистральных трубопроводов практически не оказывает влияния на стандартные механические свойства, но приводит к снижению работы зарождения и распространения трещины, ударной вязкости, хладостойкости, критического раскрытия трещины.

Закономерности старения ферритно-перлитных сталей при длительной эксплуатации представлены в работе [77]. Показано, что деформационное старение является следствием деградации свойств ферритно-перлитных трубных сталей после длительной эксплуатации. Механизм этого процесса состоит в уменьшении концентрации атомов углерода и азота в свободном состоянии и уменьшении подвижности дислокаций, а также накоплении дефектов и внутренних микронапряжений.

В работе [66] представлено сравнение распределения ударной вязкости сварных соединений из стали 09Г2С после 30 лет эксплуатации и из аналогичной стали в состоянии поставки. Выявлено, что после естественного старения в процессе эксплуатации ударная вязкость ниже. При этом начинается хрупкое разрушение у сварного шва, охватывая ЗТВ, имеющую наименьшую ударную вязкость, а за 33 года эксплуатации величина модуля упругости вследствие старения и охрупчивания ЗТВ снизилась на 8,7 %.

Таким образом, сварные соединения в процессе эксплуатации охрупчиваются более интенсивно, чем основной металл, это связано с различным структурно-фазовым составом ЗТВ и, соответственно с различным сопротивлением хрупким разрушениям участков ЗТВ и различной склонностью к механическому старению.

Авторами ряда работ были представлены прогнозные оценки по времени и степени старения в процессе эксплуатации материала конструкции, основанные на том, что время старения трубных сталей зависит от таких факторов, как размер

зерна, температура эксплуатации и величина напряжений в стенке трубы. От размера зерна время старения зависит квадратично [20, 48], в то время как от температуры эксплуатации – экспоненциально. С повышением температуры с 20 °С до 40 °С характерное время старения уменьшается в 10 раз, при этом оно может быть в 2-3 раза меньше, чем характерное время старения при отсутствии напряжений. Влияние величины напряжений в стенке трубы сложно оценить однозначно, однако характерное время старения при их наличии может быть в 2-3 раза меньше, чем в отсутствии напряжений.

В работе [40] был произведен переход с эмпирического подхода по определению склонности к старению, основанного на анализе экспериментальных данных, к созданию физической модели, учитывающей большую часть измеряемых параметров. Авторами выбран новый параметр, обладающий высокой «чувствительностью» к старению – предел макроупругости. С помощью данной модели авторами было определено время, необходимое для реализации двух стадий старения при комнатной температуре: время протекания первого этапа составило 24 года, а время протекания второго, заключающегося в образовании и росте карбидных выделений – 1 год. В [22] расчетным путем было получено значение коэффициента диффузии углерода с участием дислокаций и реалистичное время старение ~24 года.

Для сталей с ферритно-бейнитной структурой выявлены следующие закономерности: в ходе длительной эксплуатации возрастают прочностные характеристики, в т. ч. соотношение σ_T/σ_B , а показатели надежности и трещиностойкости снижаются [31].

О снижении показателей пластичности для трубной стали X80 после старения свидетельствует работа [39]. В наибольшей степени эффект деформационного старения проявляется при пониженных температурах, а смещение критической температуры хрупкости составляет 30 °С.

Старение оказывает негативное влияние на коррозионную стойкость стали. Авторы [78] считают, что при длительной эксплуатации такие негативные изменения свойств стали, как охрупчивание и снижение прочности, обусловлены, в том числе, утоньшением стенки трубы в результате коррозионных процессов и перестариванием. Поэтому в работе было рекомендовано проводить периодическую аттестацию трубопроводов после 20 лет эксплуатации.

В [48] отмечено, что старение приводит к снижению коррозионной стойкости и способствует развитию коррозионного растрескивания под напряжением.

Для судостроительных сталей подобные исследования отсутствуют, а легированные стали с бейнитно-мартенситной структурой, предназначенные для особоответственных конструкций, и вовсе в литературе не рассматриваются.

1.7 Постановка задачи

Явление деформационного старения конструкционной стали обнаружено достаточно давно и было описано в монографиях начала 20 века. Оно подтверждалось как повышением предела текучести стали при естественном старении, так и понижением ударной вязкости после естественного и искусственного старения. Обобщенные данные применительно к судостроительным маркам стали были приведены в работе [46].

Было выявлено отрицательное влияние азота, углерода и кислорода на проявление склонности к деформационному старению. Однако роль каждого из этих элементов все еще остается не вполне ясной, поскольку кислород находится в стали, как правило, в связанном состоянии, а влияние азота и углерода отмечается при наличии их пересыщенных растворов.

Мнения о механизмах охрупчивания при старении не вполне совпадают у различных авторов, тем не менее, описывается 3 стадии: образование атмосфер Коттрелла, образование сегрегаций на дислокациях и образование стабильных выделений на дислокациях.

К настоящему моменту подробно изучено деформационное старение низкоуглеродистых трубных сталей с различной структурой, но данные о том, сталь с каким типом структуры является более склонной к старению, довольно противоречивы.

Сведения по склонности судостроительных сталей к естественному и искусственному деформационному старению практически отсутствуют. Тем не менее, для борьбы с опасной склонностью к деформационному старению было установлено важное значение получения мелкозернистой хорошо раскисленной стали и применения термической обработки.

В настоящее время все конструкционные, и особенно, судостроительные стали производятся с использованием глубокого раскисления, с обработкой измельчающими зерно элементами (в первую очередь алюминием) и в большинстве случаев – с микролегированием (ванадий, ниобий, титан), что оказывает косвенное влияние и на формирование мелкозернистой структуры.

Однако проблема склонности стали к деформационному старению все еще остается актуальной: старение проявляется даже при обеспечении высокого металлургического качества, низком содержании азота, углерода и кислорода. Охрупчивание и упрочнение являются наиболее важными и опасными следствиями деформационного старения стали, которое может проявляться как в процессе различных технологических операций при изготовлении судокорпусных конструкций (правка, гибка, сварка), так и в ходе эксплуатации металла в конструкции.

Работы, выполненные в этой области в последние годы, позволили установить некоторые новые особенности проявления склонности к деформационному старению низколегированных трубных сталей. Старение может приводить к снижению работы удара, трещиностойкости, пластичности, к повышению склонности к коррозионному растрескиванию под напряжением, что представляет серьезную проблему для обеспечения надежности эксплуатации различных конструкций. Сварные соединения испытывают дополнительный нагрев и деформацию, что еще больше должно усиливать склонность к старению. Установлено, что длительная эксплуатация магистральных трубопроводов приводит к снижению работы зарождения и распространения трещины, ударной вязкости, хладостойкости, значений критического раскрытия в вершине трещины.

Для судостроительных сталей различной прочности такие исследования практически отсутствуют. Учитывая, что термомеханическая обработка (ТМО) и закалка с прокатного нагрева с отпуском (ЗПН+О) листового проката судостроительных сталей внедрена достаточно недавно, и отсутствует статистика по склонности к деформационному старению этих сталей, представляет интерес исследовать особенности естественного и деформационного старения судостроительных сталей, изготовленных по технологии ТМО и ЗПН+О, включая их сварные соединения, определить допустимую степень деградации их свойств при эксплуатации и дать рекомендации по прогнозированию склонности стали с различной структурой к деформационному старению и способы его предотвращения или снижения.

Целью работы является определение возможности прогнозирования, снижения или предотвращения деградации механических свойств судостроительных сталей с различной структурой вследствие деформационного старения.

Поставлены следующие задачи:

1. Для низколегированных сталей:

- определение взаимосвязи структуры стали со склонностью к деформационному старению;

- установление влияния естественного и деформационного старения на изменение структуры и свойств сталей, изготовленных с использованием термомеханической обработки;

- исследование влияние дополнительных обработок (отпуска) на изменение механических свойств стали после старения.

2. Для легированных сталей:

- исследование склонности к деформационному старению;

- исследование влияния технологии изготовления на склонность к деформационному старению;

- исследование влияния режимов закалки и отпуска на склонность к деформационному старению;

3. Исследование работоспособности стали и ее сварных соединений после деформационного старения.

4. Разработка методических указаний по прогнозированию и оценке склонности судостроительной стали к деформационному старению

5. Разработка рекомендаций для предотвращения или снижения деградации механических свойств низкоуглеродистых сталей в результате деформационного старения.

Объектом исследования являлся листовой прокат толщиной до 80 мм с гарантированным пределом текучести от 235 до 960 МПа низкоуглеродистой микролегированной низколегированной и легированной судостроительной стали с ферритно-перлитной, ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структурами.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материал для исследования

Для исследования был выбран листовой прокат толщиной до 80 мм судостроительной стали промышленного производства нормальной, повышенной и высокой прочности с пределом текучести от 235 до 960 МПа. Исследуемая сталь предназначена для строительства морских и речных судов, ледоколов, нефтегазодобывающих платформ, башен ветроэнергетических установок и других сварных конструкций, в том числе эксплуатирующихся в условиях низких температур.

Основные требования к судостроительным сталям базируются на «Правилах классификации и постройки морских судов» [79] и «Правилах классификации, постройки и оборудования плавучих буровых установок и морских стационарных платформ» [80].

Правила классификации и постройки морских судов [79] включают раздел части XIII «Материалы», содержащий требования к химическому составу, технологии изготовления, качеству, механическим свойствам, свариваемости, объему и методам сертификационных испытаний Российского морского регистра судоходства (РМРС). Требования на поставку судостали в настоящее время нормируются ГОСТ Р 52927-2015 «Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности» [81].

Требования ГОСТ Р 52927 к химическому составу исследуемых сталей с гарантированным пределом текучести 235-500 МПа представлены в Приложении А, в таблице А.1, требования по механическим свойствам – в таблице А.2. Требования «Правил классификации и постройки морских судов» РМРС к химическому составу исследуемых сталей с гарантированным пределом текучести 550-960 МПа представлены в таблице А.3, к механическим свойствам – в таблице А.4.

Таким образом, судостроительные стали имеют в своем химическом составе измельчающие зерно элементы – алюминий, ванадий, ниобий, титан, стали нормальной прочности являются марганцевыми, стали повышенной прочности отличаются небольшими добавками никеля, реже меди и хрома, а стали высокой прочности – комплекснолегированные хромоникелевые с добавками меди и молибдена.

Все судостроительные стали в соответствии с принятой классификацией являются особовысококачественными ($P \leq 0,025\%$, $S \leq 0,015\%$), а фактическое содержание этих вредных примесей не превышает 0,005-0,010%. Максимальная массовая доля азота в стали – 0,008 %. Допускается (кроме марок стали с индексом «Arc» - с гарантированной работоспособностью и применяемых без ограничений в арктических конструкциях) массовая доля азота до 0,012% при условии, что $A1 / N \geq 2$, при этом прокат из стали всех марок, кроме марки А, с массовой долей азота от 0,009 % до 0,012 % должен быть подвергнут испытанию на ударный изгиб после механического старения.

Массовая доля мышьяка в стали не должна превышать 0,08%. По требованию Регистра в ковшевой пробе или при контрольном анализе в готовом прокате может быть определена массовая доля мышьяка, сурьмы, олова, цинка, свинца, при этом должно быть не более 0,02 % As, 0,010 % Sb, 0,010 % Sn, 0,010 % Zn, 0,005 % Pb.

Судостроительные стали в состоянии поставки, как правило, характеризуются смешанной структурой: ферритно-перлитной, ферритно-бейнитной, бейнитно-мартенситной или мартенситной.

Для того чтобы обеспечить значения предела текучести от 235 до 390 МПа в сочетании с хладостойкостью при температурах до минус 20°C достаточно обеспечить формирование мелкозернистой ферритной структуры с равномерно распределенной перлитной составляющей (не более 15...20%) [82]. Эта задача решается применением марганцевых сталей с добавками алюминия, ванадия, титана и/или ниобия для измельчения зерна. Содержание углерода для стали нормальной прочности категории D (испытания при температуре минус 20°C) ограничивается значением 0,21%, стали категории E (испытания при температуре минус 40°C) - значением 0,18%, для стали категории F (испытания при температуре минус 60°C) – значением 0,12%. Они производятся с использованием ТМО, реже - закалки с высоким отпуском. Минимальное значение содержания углерода в стали, подвергнутой ТМО, может составлять 0,05%.

Для ответственных элементов сварных конструкций используется сталь повышенной прочности с индексом W по ГОСТ Р 52927-2015, который указывает на то, что сталь обладает высокой свариваемостью, в том числе с высокой погонной энергией, и гарантированной сопротивляемостью слоистым разрушениям. Сталь с индексом W дополнительно подвергают испытаниям на растяжение образцов, вырезанных в направлении толщины листового проката (в

соответствии с новой редакцией Правил РМРС сталь с индексом W – сталь, свариваемая при высоких погонных энергиях сварки).

Высокопрочные судостроительные стали используются для ответственных конструкций (судов различного назначения, ледокольно-транспортного флота, морских буровых платформ, плавучих атомных станций, глубоководной техники для обслуживания морских технических сооружений), эксплуатирующихся в экстремальных условиях: при низких температурах (расчетные от +20 до минус 50°C); ветроволновых циклических нагрузках до 10^7 за весь период эксплуатации; ледовом и сейсмическом воздействии; коррозионном воздействии морской воды.

В связи с этим к сталям предъявляется целый ряд одновременно труднодостижимых требований [83, 84, 85]:

- широкий интервал прочностных характеристик (от 235 до 960 МПа) в сочетании с высокими пластичностью и вязкостью для листового проката толщиной до 70 мм (для отдельных элементов – до 130 мм);

- высокое сопротивление хрупким разрушениям, в том числе при температурах эксплуатации до минус 50°C;

- высокое сопротивление воздействию статических, динамических и циклических нагрузений;

- отсутствие коррозионно-механических повреждений при эксплуатации в морской воде (для плакированной стали – отсутствие коррозионно-эрозионных повреждений);

- сопротивляемость слоистым разрушениям основного металла и сварных соединений при растягивающих напряжениях в направлении толщины листа;

- достаточная технологичность при изготовлении элементов конструкций;

- высокая технологичность при сварке, обеспечивающая возможность изготовления конструкций крупными блоками при низких температурах (до минус 20°C) в условиях открытых стапелей или на морском шельфе в процессе сборки.

Известно [84], что высокие прочностные и вязкопластические характеристики стали при низких температурах, определяющие ее хладостойкость, зависят от структуры стали, получаемой при ТМО или закалке (закалке с прокатного нагрева) и отпуске.

Требуемый высокий уровень прочностных характеристик достигается за счет формирования в процессе производства низкоуглеродистой высокопрочной стали бейнитно-мартенситных структур с различным соотношением составляющих (реечного и высокотемпературного мартенсита, реечного и гранулярного бейнита).

Одновременно повысить прочностные и вязкопластические характеристики возможно только с помощью измельчения зерна и элементов субзеренной структуры.

Для высокопрочных сталей (с пределом текучести свыше 500 МПа) для этой цели используют закалку с высоким отпуском или высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО). Одной из разновидностей ВТМО является закалка с прокатного нагрева с отпуском. Сразу же после окончания деформации в результате регламентированного охлаждения достигается оптимальное структурное состояние: повышается однородность структуры, происходит ее измельчение, более равномерное распределение примесей, включений, что приводит к снижению склонности стали к отпускной хрупкости и повышению сопротивляемости хрупким разрушениям. Кроме снижения затрат на производство и улучшения механических характеристик, закалка с прокатного нагрева с отпуском позволяет снизить уровень легирования для высокопрочных сталей из-за особенностей структурообразования.

Кроме того, в работе были исследованы листы трубной стали класса прочности X80-X90, изготовленные с использованием термомеханической обработки с ускоренным охлаждением. Требования к химическому составу металла труб повышенных категорий прочности определены Международным стандартом ISO 3183:2015 [86] и представлены в Приложении А, таблице А.5. В таблице А.6 представлены требования к механическим свойствам основного металла труб, регламентированные ISO 3183.

Низкоуглеродистая низколегированная сталь. Исследования, выполненные в главе 3, были проведены на листах из низкоуглеродистой марганцевой стали марки **F32W** с гарантированным пределом текучести 315 МПа (толщина листа составляла 20 мм) и низкоуглеродистой марганцево-никелевой стали марки **F40W** с гарантированным пределом текучести 390 МПа (толщина листа – 40 мм), произведенных по технологии термомеханической обработки и длительно хранившихся на складе в течение 15 лет. Структура стали марки F32W ферритно-перлитная, рисунок 2.1.1 а, стали марки F40W – ферритно-бейнитная, рисунок 2.1.1 б.

Исследования проводились также на одной плавке низкоуглеродистой марганцевой стали марки **E** с гарантированным пределом текучести 235 МПа с ферритно-перлитной структурой, рисунок 2.1.1 в, изготовленной по **технологии термомеханической обработки**. Толщина листов составляла 80 мм.

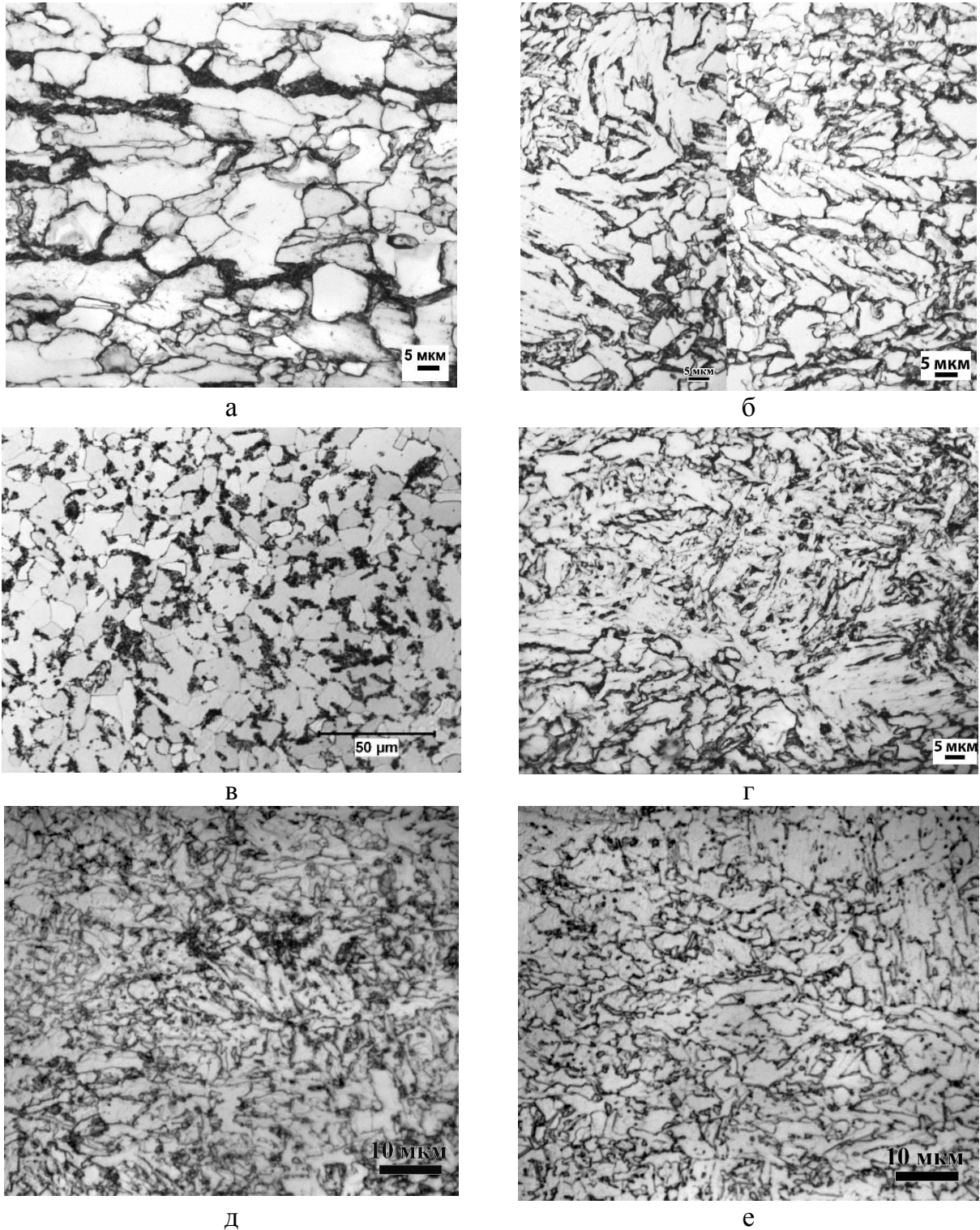


Рисунок 2.1.1 – Изображения типичной микроструктуры стали марок: а – F32W; б – F40W; в – E; г – F36W; д – 07Г2НДМФБТ прокат №1, е – 07Г2НДМФБТ прокат №2

Кроме того, была исследована низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь марки **F36W** с гарантированным пределом текучести 355 МПа с ферритно-бейнитной структурой, рисунок 2.1.1 г, толщина листа составляла 25 мм, и

марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 420-460 МПа с ферритно-бейнитной структурой, толщина листов также составляла 25 мм.

Для сравнительных исследований использованы листы толщиной 15 мм комплекснолегированной стали с гарантированным пределом текучести 550 МПа марки **07Г2НДМФБТ (X80)** с ферритно-бейнитной структурой, рисунок 2.1.1 д, е) которые отличались между собой содержанием вредных примесей.

В главе 4 исследована низкоуглеродистая легированная сталь. Сталь с нормируемым пределом текучести 500 МПа марки **E500W** изготовлена после закалки с прокатного нагрева с высоким отпуском при температуре 650°C в течение 8 часов. Толщина листа составляла 80 мм, структура стали бейнитно-мартенситная, представлена на рисунке 2.1.2 а.

Кроме того, для исследования были выбраны листы легированной стали с нормируемым пределом текучести 890 и 960 МПа толщиной 16-20 мм, изображения типичной микроструктуры листов представлены на рисунке 2.1.2 б – г.

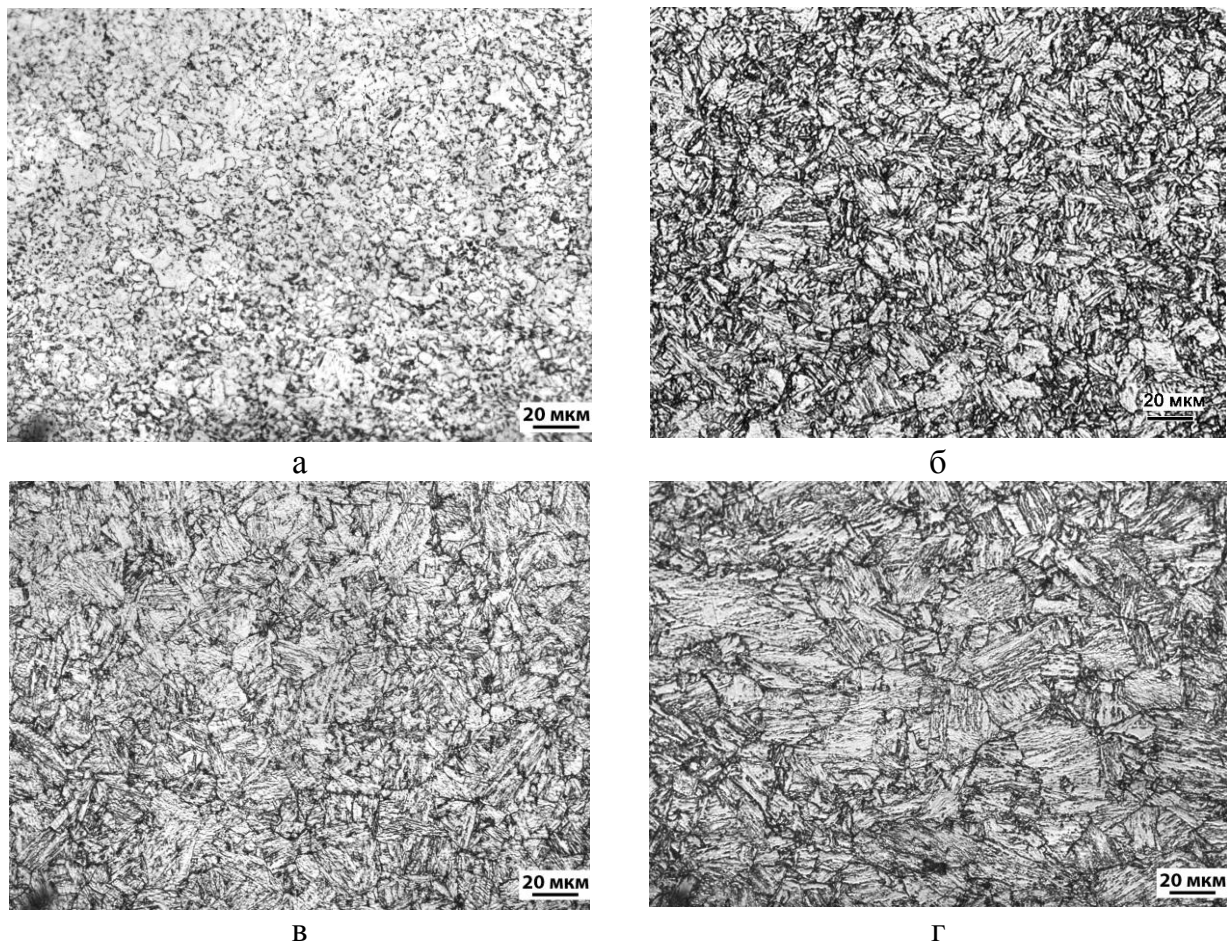


Рисунок 2.1.2 – Изображения типичной микроструктуры стали марок: а – E500W; б – A890; в – A960 (изготовленная по технологии закалки с отпуском); г – A960 (изготовленная по технологии закалки с прокатного нагрева с отпуском).

Статистическая обработка данных выполнена для низкоуглеродистых низколегированных сталей с гарантированным пределом текучести 355-390 МПа, а также для низкоуглеродистых экономнолегированных марок стали с нормируемым пределом текучести 620, 690 и 750 МПа.

Химический состав всех исследованных сталей представлен в таблице 2.1.1.

Таблица 2.1.1 – Фактический химический состав исследованных сталей

Марка стали	Предел текучести, не менее, МПа	Химический состав, масс.%												
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Mo	Nb	Ti+V
Е	235	0,11	0,27	0,83	0,008	0,005	0,23	0,2	0,2	0,03	0,008		0,033	0,05
F32W		0,08	0,28	0,86	0,005	0,005	0,02	0,2	0,02	0,05	0,008		0,032	0,04
F36W	355	0,05	0,23	1,15	0,004	0,002	0,01	0,59	0,08	0,027	0,008	-	0,028	-
E40	390	0,09	0,23	1,35	0,006	0,006	0,02	0,03	0,04	0,05	0,008	0,001	0,025	0,06
F40W		0,06	0,26	1,21	0,006	0,003	0,07	0,69	0,16	0,041	0,008	0,016	0,026	0,05
F40SW		0,06	0,26	1,21	0,006	0,003	0,07	0,69	0,16	0,041	0,008	0,016	0,026	0,05
F460W ^{Arc}	460	0,07	0,35	1,5	0,01	0,005	0,2	0,75	0,2	0,05	0,007	0,08	0,04	0,03
07Г2НДМФБТ прокат №1	555	0,055	0,21	1,88	0,009	0,003	0,02	0,39	0,163	0,031	0,008	0,26	0,048	0,043
07Г2НДМФБТ прокат №2		0,057	0,21	1,93	0,006	0,0014	0,02	0,38	0,153	0,024	0,0063	0,26	0,043	0,035
E500W	500	0,09	0,31	0,68	0,01	0,005	1,13	1,52	0,42	0,045	0,008	0,14	0,027	-
F620W ^{Arc}	620	0,10	0,28	0,66	0,007	0,003	2,96			0,03	0,007	0,24	0,027	0,01
F690W ^{Arc}	690	0,09	0,25	0,65	0,005	0,002	3,54			0,026	0,008	0,26	0,029	-
F750W ^{Arc}	750	0,08	0,27	0,69	0,005	0,005	3,69			0,012	0,008	0,27	0,036	-
A890	890	0,09	0,22	1,3	0,005	0,005	3,22			0,03	0,008	0,3	0,031	0,014
A960	960	0,1	0,31	1,2	0,012	0,005	5,1			-	0,008	0,45	-	0,04

Из листов были вырезаны заготовки 12x12x300 мм в направлении, регламентируемом ГОСТ Р 52927, указанном в таблице А2 (для стали марки Е вдоль направления прокатки, для остальных марок – поперек), заготовки отбирали от поверхности листового проката, кроме тех случаев, когда указано иное. Из центральной части заготовок (исключая захватные части) были изготовлены образцы для механических испытаний и структурных исследований. При

изготовлении образцов на ударный изгиб и для определения критического раскрытия в вершине трещины CTOD надрез был нанесен перпендикулярно поверхности листа.

2.2 Методы исследований структуры

2.2.1 Исследование структуры методом оптической металлографии

Анализ микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Axiovert 25CA (или Axiovert 40MAT). Размер зерна определяли методом секущих по ГОСТ 5639.

Механическим способом вырезали заготовки под шлифы из испытанных ударных и разрывных образцов таким образом, чтобы в подлежащей исследованию области сохранялась исходная структура металла.

Путем истирания поверхности образца проводили шлифовку с последовательным переходом к все более мелкозернистому абразивному материалу (электрокорунда).

Операции шлифовки производили последовательно: электрокорундовыми шкурками № 32, 16 и 8 (ГОСТ 6456-75); водостойкими шкурками «КЗ» № 4 и 5 (ГОСТ 10054-75); шкурками микронной зернистости M10, M28 (ГОСТ 10054-75) и с помощью синтетических алмазных паст 40/28, 28/20 и 20/14 (СТ СЭВ 206-75). Шлифы подвергали химическому травлению в 3-% спиртовом растворе азотной кислоты.

Выявление микроструктуры сводилось к обнаружению границ между отдельными структурными составляющими и получению между ними рельефа на поверхности шлифа, что позволяло выяснить расположение отдельных фаз, форму, размеры, ориентировку отдельных зерен.

2.2.2 Исследование с помощью просвечивающей электронной микроскопии

Исследования тонкой структуры проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEM-200CX с ускоряющим напряжением 120 кВ. Данный электронный микроскоп позволяет получать увеличения от $\times 46$ до $\times 480\,000$.

Подготовка образцов производилась по следующей схеме. Вначале с помощью фрезеровки изготавливались цилиндрические образцы диаметром 3 мм, которые в дальнейшем подвергались электроискровой резке на диски толщиной до 100 мкм. Затем на шлифовальной бумаге разной зернистости они доводились до толщины 12 мкм для снятия верхних искаженных слоев, которые затем утонялись

электролитическим способом на установке Metalthin. В качестве электролита использовался раствор хлорной кислоты HClO_4 (15 мл) в этиловом спирте (285 мл). Электрополировка проводилась при температуре электролита 10°C , при напряжении 53 В и токе 235 мА.

2.2.3 Исследование с помощью растровой электронной микроскопии

Анализ структуры стали и поверхности разрушения образцов выполнен с помощью растровых электронных микроскопов EM 535 фирмы «Philips» и «Stereoscan-150» после предварительной очистки образца растворителем в ультразвуковой камере. Для исследований использовался растровый двулучевой электронно-ионный микроскоп Quanta 200 3DFEG.

Физический принцип РЭМ основан на детектировании различных излучений, возникающих при воздействии на поверхность образца тонко сфокусированного пучка первичных электронов. Исследовали поверхность разрушения образцов на ударный изгиб и растяжение.

2.2.4 Рентгеноструктурные исследования

Рентгеноструктурные исследования проводили на многофункциональном рентгеновском дифрактометре «Rigaku Ultima IV». Дифрактометр оснащен комплексом управляющих программ и обрабатывающим комплексом PDXL (X-ray Powder Diffraction Software) с базой порошковых дифракционных стандартов PDF-2. Рентгенографирование осуществлялось в фокусирующей геометрии по схеме Брэгга-Брентано в фильтрованном $\text{CuK}_{\alpha 1}$ – излучении. Предварительно образцы размером $10 \times 10 \times 4$ мм подвергались электрополировке. В качестве эталона был использован образец армко-железа. Определяли параметр кристаллической решетки образцов в исходном и состаренном состоянии, а затем по формуле 2.2.4.1, справедливой для стали с низким содержанием углерода, указанной в [87], вычисляли весовое содержание углерода:

$$C = 31 \cdot \Delta a \quad (2.2.4.1)$$

где $\Delta a = a - a_0$, a – параметр решетки стали в исследуемом состоянии, Å; a_0 – параметр решетки образца эталона (армко-железа), Å; C – содержание углерода в твердом растворе, % вес.

Точность расчета параметров кристаллической решетки составляла $\pm 0,0005 \text{Å}$.

2.2.5 Метод дифракции нейтронов

Исследования выполняли в Объединенном институте ядерных исследований (ОИЯИ, г. Дубна) на нейтронном дифрактометре СКАТ.

Использование метода дифракции нейтронов для анализа структурного состояния сталей на протяжении производственного цикла актуально, т.к. из-за уникально высокой проникающей способности нейтронов становится возможным анализ представительных (размером до сотен миллиметров) объемов металла. Нейтронный текстурный эксперимент в значительной мере лишен недостатков рентгеновского метода, в частности, исследуемый объем в нейтронном эксперименте в 10^4 - 10^6 раз выше, чем в рентгеновском [88, 89].

Кроме того, вследствие высокой проникающей способности нейтронов, в нейтронном эксперименте измеряются полные полюсные фигуры, и поправки на дефокусировку не требуются. Идеальной формой образца для нейтронного эксперимента является сферическая. Однако результаты экспериментов, проведенных на образцах кубической или цилиндрической формы близки к результатам, полученным на идеальной сфере. В данном случае были использованы кубические образцы 20x20x20 мм. В силу высокой проникающей способности нейтронов нет никаких специальных требований для подготовки поверхности образца к эксперименту. Это также выгодно отличает нейтронный эксперимент от рентгеновского.

Измерения на дифрактометре СКАТ проводили по времяпролетной (time-of-flight) методике: «белый» импульс нейтронов при помощи нейтронновода падает на образец, нейтроны, упруго когерентно рассеянные на образце, детектируются в зависимости от длины волны и записываются во временные каналы анализирующего устройства по мере их поступления.

Временная развертка такого сигнала есть времяпролетный дифракционный спектр. Полное время пролета нейтрона с длиной волны λ определяется формулой (2.2.5.1)

$$t = \frac{m}{h} L \lambda, \quad (2.2.5.1)$$

где m – масса нейтрона, h – постоянная Планка, L – полная пролетная база. Поэтому в детекторе, расположенном под углом 2ϑ по отношению к падающему пучку, в силу условия Брэгга $\lambda = d_{hkl} \sin(\vartheta)$ во временных каналах, соответствующих временам $t_{hkl} = \frac{m}{h} L d_{hkl} \sin(\vartheta)$, будут наблюдаться дифракционные пики.

2.2.6 Исследование микротвердости тела зерна и приграничной области

Исследование твердости тела зерна и приграничной области проводили с помощью сканирующего нанотвердомера «НаноСкан-4D».

Были вырезаны образцы размером 10x10x4, заделаны в полимер и затем подвергнуты многократной шлифовке и полировке, том числе электролитической полировке.

С помощью нанотвердомера «НаноСкан-4D» проводили измерение микротвёрдости по Виккерсу по восстановленному отпечатку в соответствии с ГОСТ 9450-76.

Метод подобен тому, что используется в классических микротвердомерах. В качестве индентора используется четырёхгранная пирамида типа Виккерса с углом между противоположными гранями 136°. Измерения производятся по оптическим микрофотографиям. Твёрдость HV рассчитывается как отношение максимальной приложенной к индентору нагрузки к площади поверхности восстановленного отпечатка, измеренной по его изображению.

2.2.7 Расчетное определение диффузионной подвижности углерода при старении стали

Оценка диффузионных пробегов углерода при старении проводилась, исходя из расчетов, указанных в работе [90]. Были использованы следующие формулы для вычисления коэффициента объемной диффузии углерода D_C^α в α -фазе с учетом эффектов легирования элементами замещения (Mn, Si, Ni, Mo, Cr):

$$D_C = D_{C0} \exp\left(-\frac{Q_C}{RT}\right), \quad (2.2.7.1)$$

$$D_{C0} = 7.57 \times 10^{-9} \exp(0.79 \times 10^{-4} Q_C) \text{ (м}^2\text{с}^{-1}\text{)},$$

$$Q_C = 80000 + 24900 y_{Mn}^{0.4} + 17600 y_{Si}^{0.45} + 14000 y_{Ni}^{0.35} + 47500 y_{Mo}^{0.54} + (80230 y_{Cr} - 28160 y_{Cr}^2) \text{ (Дж/моль)},$$

где Q_C – эффективная энергия активации объемной диффузии углерода, y_X – атомная концентрация элемента X в твердом растворе ферритной фазы.

Для количественной оценки степени диффузионного перераспределения углерода в процессе естественного и искусственного старения рассматриваемых сталей использована средняя длина его диффузионного пробега \bar{R}_D , рассчитываемая по формуле:

$$\bar{R}_D = \sqrt{6D_c \tau_{TO}}, \quad (2.2.7.2)$$

где τ_{TO} – длительность соответствующей выдержки, сек.

2.3 Механические испытания

2.3.1 Испытания на растяжение

Испытание на статическое растяжение проводили при температуре 20_{-5}^{+10} °С в соответствии с ГОСТ 1497 на пятикратных цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 6 мм, рисунок 2.3.1.1, тип III №6. Испытания проводили на испытательных машинах Instron 5585 HJ 8633. На каждое состояния испытывали от двух до четырех образцов, полученные данные усредняли. В настоящей работе в зависимости от вида диаграммы растяжения определяли как условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ (с допуском на пластическую деформацию 0,2%), так и физический предел текучести σ_T , который оценивали по напряжению, соответствующему площадке или зубу текучести.

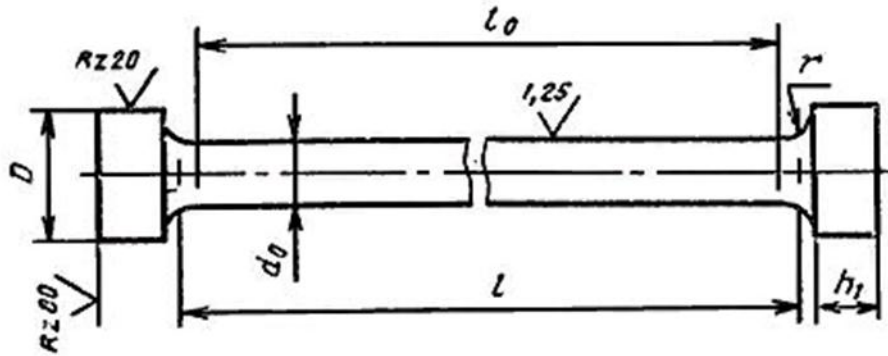


Рисунок 2.3.1.1 - Эскиз пятикратного цилиндрического образца для испытания на статическое растяжение.

Помимо предела текучести оценивали следующие характеристики:

- временное сопротивление;
- относительное общее и равномерное удлинение;
- относительное сужение.

Обработку, анализ и оценку результатов испытаний выполняли по ГОСТ 1497.

При статистической обработке результатов испытаний на растяжение листового проката в состоянии поставки использовались образцы в соответствии с ГОСТ Р 52927-2015.

2.3.2 Испытания на ударный изгиб

Работу удара определяли на маятниковом копре МК-06103300 Metrocom 300 с энергией разрушения 300 Дж. Испытания проводились при различных температурах от +20 до минус 80 °С. Для обеспечения требуемой температуры испытаний ниже комнатной образцы перед установкой на копер были переохлаждены в спиртовом растворе, охлажденном в жидком азоте. Степень переохлаждения обеспечивала требуемую температуру испытания и должна определяться экспериментальным путем. Температура переохлаждения образца составляла 2 – 4 °С. Ударные испытания проводили по ГОСТ 9454-78 на образцах с V-надрезом размером 10×10×55 мм (рисунок 2.3.2.1). Испытывали по три-шесть образцов на температуру, полученные данные усредняли.

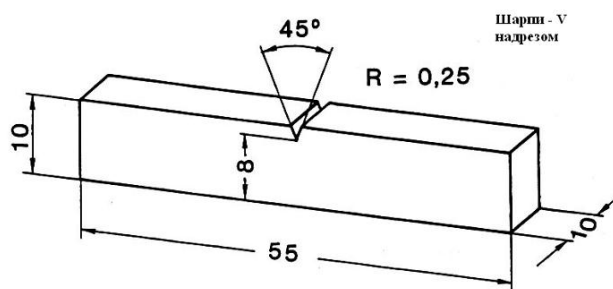


Рисунок 2.3.2.1 - Тип образца Шарпи с V - образным надрезом.

Испытания проводятся при ударе маятника со стороны противоположной концентратору, в плоскости его симметрии. Работа удара определяется по шкале маятникового копра.

При необходимости определяется ударная вязкость (КС) в Дж/см² по формуле:

$$КС = K/S_0, \quad (2.3.2.1)$$

где К – работа разрушения, Дж; S₀ – начальная площадь поперечного сечения образца в месте концентратора, см², вычисляемая по формуле:

$$S_0 = H_1 \cdot B, \quad (2.3.2.2)$$

Где H₁ – начальная высота рабочей части образца, см; B – ширина образца, см.

Обработку, анализ и оценку результатов испытаний выполняли по ГОСТ 9454-78.

2.3.3 Оценка склонности стали к деформационному старению

Склонность к деформационному старению оценивали как по изменению свойств, полученных при испытании на растяжение, так и по результатам испытаний на ударный изгиб.

Заготовки размером 12x12x300 мм сначала подвергались холодной пластической деформации. Имеющиеся литературные данные [8, 19, 91] показывают, что пластическая деформация низкоуглеродистых сталей при исследовании процессов деформационного старения может быть осуществлена по трем схемам: растяжением, прокаткой и сжатием, однако наиболее жестким условием нагружения считается – растяжение, оно и было рассмотрено в данной работе и рекомендуется ГОСТ 7268-82 [92].

Степень деформации регламентировалась ГОСТ 7268 – 10%, ГОСТ Р 52927 – 5%, «Правилами ...» РМРС - 5% остаточного удлинения, а для высокопрочных сталей была выбрана деформация в интервале 1 – 3%. Деформацию осуществляли на испытательной машине Р5, если при деформации возникала площадка текучести, то деформацию с указанной степенью производили за ней.

После холодной деформации заготовки подвергали изотермической выдержке при температуре, регламентируемой нормативной документацией – 250 °С в течение 1 часа, а для исследовательских целей – и при других температурах (350, 450°С) с различными временами выдержки. Более высокие температуры изотермической выдержки позволяли определить, как повышение диффузионной подвижности углерода в твердом пересыщенном растворе α -фазы сказывается на изменении склонности к деформационному старению, учитывая, что при этих температурах могут дополнительно развиваться процессы отпуска в стали как ухудшающие ее свойства из-за отпускной хрупкости, так и способные улучшить ее свойства вследствие повышения пластичности матрицы из-за дополнительного выделения третичного цементита из твердого раствора [93].

Нагрев заготовок после деформации производили в лабораторной муфельной печи, обеспечивающей равномерный нагрев образцов и поддержание постоянства температуры в течение необходимого времени выдержки по ГОСТ 7268-82. Из обработанных таким образом заготовок вырезали образцы на ударный изгиб, растяжение и СТOD.

Работу удара определяли на маятниковом копре с энергией разрушения 300 Дж после предварительного охлаждения образцов в термостате в смеси жидкого азота и этилового спирта. Температура контролировалась с погрешностью не более $\pm 1^\circ\text{C}$. При каждой температуре испытывали по 3 образца. Для испытаний

использовали образцы тип 11 с острым надрезом по ГОСТ 9454-78. По результатам испытаний на ударный изгиб был рассчитан показатель склонности к деформационному старению, определяемый по ГОСТ 7268 как отношение величины изменения ударной вязкости при старении к исходной ударной вязкости, выраженной в процентах:

$$C = \frac{K_C - K_{CA}}{K_C} \cdot 100\%, \quad (2.3.3.1)$$

где K_C – среднее значение ударной вязкости (работы удара) стали в исходном состоянии, Дж/см², K_{CA} – среднее значение ударной вязкости (работы удара) стали после старения, Дж/см².

При испытаниях на растяжение оценивали изменение вида диаграммы растяжения, вида излома, предела текучести, временного сопротивления, отношения σ_T/σ_B , относительного полного и равномерного удлинения. Критерии оценки стали, как склонной к деформационному старению, изложены в работе (раздел 5.5) и в разработанной методике.

Оценка изменения трещиностойкости при статическом нагружении после старения осуществлялась по величине критического раскрытия трещины CTOD на маломасштабных образцах.

2.3.4 Испытания для определения критического раскрытия в вершине трещины

Для определения деформационного параметра трещиностойкости (критического значения раскрытия вершины трещины CTOD) стали были использованы маломасштабные образцы, представленные на рисунке 2.3.4.1, с предварительно выращенной усталостной трещиной. Каждый образец охлаждают до требуемой температуры и нагружают монотонно возрастающей силой. Выращивание усталостной трещины проводилось на магнитно-резонансной машине «RUMUL TESTRONIC 250».

Образцы испытывали при управлении испытательной машиной Z100 при постоянной скорости перемещения траверсы, равной 0,6 мм/мин.

При испытаниях записывали диаграмму деформирования в координатах "нагрузка — перемещение траверсы".

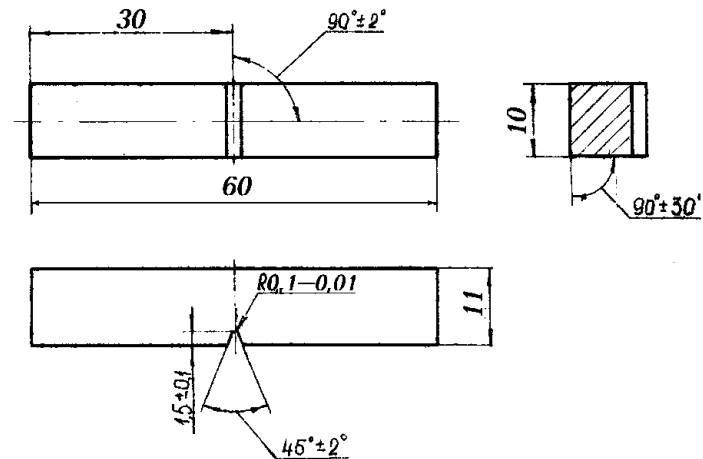


Рисунок 2.3.4.1 — Маломасштабный образец для определения параметра CTOD.

Определение нагрузки производилось штатным силоизмерителем машины с погрешностью $\pm 0.5\%$ от измеряемой величины. Определение перемещений траверсы производилось штатным датчиком на раме испытательной машины.

Для поддержания заданной температуры в течение всего испытания образцы находились в термокамере в ванне со спиртом. Измерения температуры производились штатным датчиком термокамеры.

2.3.5 Определение склонности к коррозионному растрескиванию

Определение склонности к коррозионному растрескиванию опытных образцов листового проката методом консольного изгиба при медленном последовательном ступенчатом нагружении проводили по аттестованной методике РД5.АЕИШ.3635-2013 в двух средах: искусственной морской воде (3,5% раствор NaCl) и на воздухе. Определяемые при испытании разрушающие напряжения в среде и на воздухе сравнивали между собой, что позволило судить о склонности материала к коррозионному растрескиванию.

Испытания проводят на призматических образцах с предварительно выращенной усталостной трещиной, вырезанных поперек направления проката. Эскиз образцов представлен на рисунке 2.3.5.1.

Надрез глубиной 1,5 мм нанесен протяжкой от поверхности листа. Общая глубина надреза с предварительно выращенной усталостной трещиной составлял примерно 3 мм. Усталостные трещины на образцах выращивали на резонансной машине RUMUL Cracktronic при ступенчато уменьшающемся изгибающем моменте. Образцы перед выращиванием трещины были обезжирены ацетоном.

Максимальная нагрузка в нетто-сечении образцов не превышала половину предела текучести стали.

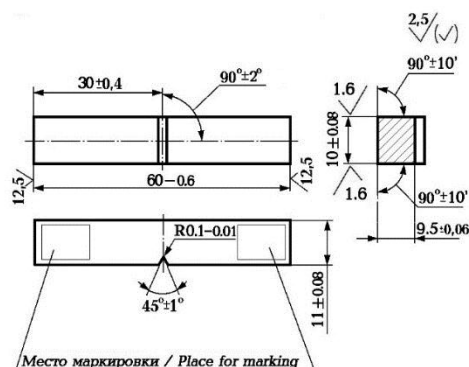


Рисунок 2.3.5.1 — Образец для испытаний на коррозионное растрескивание консольным изгибом.

Испытания проводят на консольных рычажных установках, оснащённых индикаторами прогиба, схема которой представлена на рисунке 2.3.5.2. Для испытаний в коррозионной среде применяли герметичные резиновые ячейки, монтируемые на образец в месте надреза. Замена испытательного раствора в коррозионных ячейках должна осуществляться ежедневно.

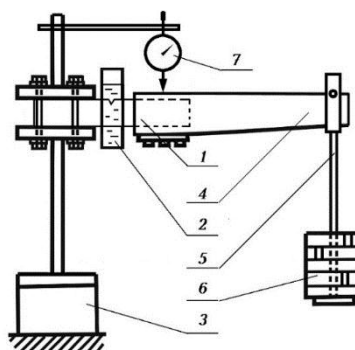


Рисунок 2.3.5.2 — Схема консольной установки:

1 — образец, 2 — коррозионная ячейка, 3 — станина, 4 — рычаг, 5 — подвес, 6 — груз, 7 — индикатор прогиба.

Оценка склонности стали к коррозионному растрескиванию проводится на основании отношения средних арифметических значений номинальных разрушающих напряжений для образцов каждой из серий. Сталь считается не

склонной к коррозионному растрескиванию в данных условиях испытаний, если выполняется отношение: $\beta_{\sigma} = \sigma_{sc} / \sigma_c > 0,85$.

2.3.6 Определение склонности к деформационному старению в ЗТВ реальных сварных соединений

Испытания различных участков сварного соединения стали на стойкость против механического старения проводят в соответствии с ГОСТ 6996-66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств».

Заготовки подвергали искусственному старению по стандартной методике: холодная деформация растяжением из расчета $(5 \pm 0,5)$ % остаточного удлинения в пределах расчетной длины, а затем равномерному нагреву в течение 1 часа при температуре 250 °С с последующим охлаждением на воздухе. Из рабочей части заготовок вырезали образцы на ударный изгиб, рисунок 2.3.6.1

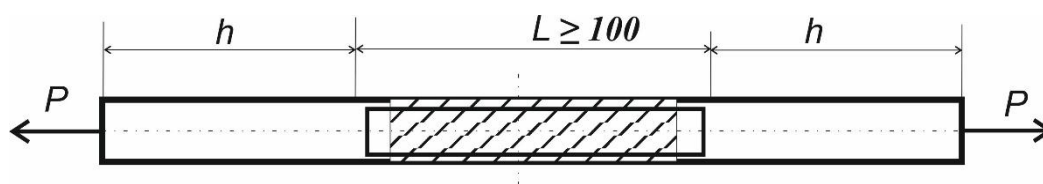


Рисунок 2.3.6.1 – Эскиз заготовки для определения склонности к деформационному старению в ЗТВ реальных сварных соединений.

Надрез на образцы носили по линии сплавления и на расстоянии 2 мм от линии сплавления, рисунок 2.3.6.2.

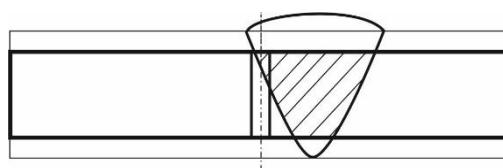


Рисунок 2.3.6.2 – Расположение надреза на образцах.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 2

Предложен комплекс исследований и испытаний низкоуглеродистой низколегированной и легированной судостроительной стали и ее сварных соединений для определения склонности к деформационному старению и ее работоспособности после старения. Вышеперечисленные методы испытаний, а

также детальное изучение структуры методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурным фазовым анализом и методом дифракции нейтронов позволяют выполнить поставленные цели и задачи диссертационной работы и обеспечить высокую достоверность полученных результатов.

ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЯХ

В настоящей главе обобщены результаты исследований и испытаний низкоуглеродистой низколегированной стали различной композиции легирования с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами, изготовленной с использованием ТМО или закалки (закалки с прокатного нагрева) с отпуском, при оценке их склонности к деформационному старению по режимам, представленным в ГОСТ Р 52927-2015 [81], «Правилах...» Российского морского регистра судоходства [79, 80] или в соответствии с требованиями ГОСТ 7268. Данные получены при сертификационных испытаниях листового проката на металлургических заводах, а также при выполнении государственных контрактов «Арктическая сталь», «Арктическая сталь-2», «Металл» и «Магистраль».

Уделено внимание исследованию процессов естественного старения в результате длительного хранения металла, изготовленного с использованием термомеханической обработки, на складах в течение 12-15 лет. Выполнены исследования, позволяющие определить склонность к деформационному старению стали после длительного хранения (естественного старения) и дать рекомендации по ее дальнейшему использованию в производстве.

Установлено влияние типа структуры и морфологических особенностей бейнита на процессы старения судостроительной низколегированной стали различной композиции легирования. С целью оценки возможности предотвращения или снижения склонности к деформационному старению рассмотрено влияние отпуска, выполненного на разных этапах: непосредственно после ТМО, после длительного хранения, а также после провоцирующих испытаний, вызывающих искусственное деформационное старение.

Полученные закономерности легли в основу разработанной с непосредственным участием автора методики испытаний для прогнозирования склонности к деформационному старению низкоуглеродистых низколегированных сталей с различной структурой.

3.1 Статистический анализ результатов испытаний на деформационное старение судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 355 – 390 МПа с ферритно-бейнитной структурой

При исследовательских и сертификационных испытаниях судостроительной низколегированной стали повышенной прочности с пределом текучести 355-390 МПа с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурами, изготовленной по технологии ТМО и закалки с прокатного нагрева с отпуском, были получены данные о склонности листового проката к деформационному старению (в соответствии с режимами по ГОСТ Р 52927-2015 [81] и «Правил классификации постройки морских судов» Российского морского регистра судоходства [79]).

В таблице 3.1.1 приведен химический состав исследуемых сталей с указанием технологии производства и их структуры. Содержание азота во всех плавках не превышало 0,008 %.

Таблица 3.1.1 – Химический состав исследуемых сталей, масс. %.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Ti	Mo	Nb	V	Структура	Технология
E40 (08ГФБТ)	0,09	0,23	1,35	0,006	0,006	0,02	0,03	0,04	0,05	0,008	0,003	0,001	0,025	0,057	Ф-П-Б	ТМО
F40SW (08ГНФБ)	0,06	0,26	1,21	0,006	0,003	0,07	0,69	0,16	0,041	0,008	0,003	0,016	0,026	0,012	Ф-Б	ТМО, ЗПН+О
F36W	0,07	0,27	1,21	0,005	0,002	0,02	0,63	0,03	0,05	0,008	0,004	0,12	0,035	0,003	Ф-Б	ТМО
F40W	0,06	0,27	1,19	0,005	0,005	0,02	0,68	0,07	0,04	0,006	0,003	0,042	0,04	0,026	Ф-Б	ТМО

Проведенный статистический анализ массива данных, полученных по результатам испытаний низкоуглеродистой низколегированной стали на ударный изгиб до и после деформационного старения (испытания при температурах минус 40 или минус 60 °С соответственно категории хладостойкости стали), показал, что после старения наблюдается снижение значений работы удара в разной степени для стали с различной структурой, которая обусловлена технологией производства листового проката и композицией легирования.

Так, для судостроительной марганцевой стали марки E40 с ферритно-перлитной структурой (доля перлита превышает 20 %), толщиной 40 мм, изготовленной с использованием ТМО, после старения средние значения работы удара снижаются на ~100 Дж, почти на 50 %, (при нормируемых требованиях 46 Дж) по сравнению со значениями работы удара в состоянии поставки,

рисунок 3.1.1 а, б, а разброс между минимальным и максимальным значениями увеличивается.

Гистограммы распределения значений имеют несимметричную форму и отклоняются от нормального. При этом, если до старения наблюдается смещение гистограммы к максимальным значениям вправо, то после старения появляется асимметрия влево – к нижней границе значений.

Типичная структура стали марки E40 приведена на рисунке 3.1.2. Следует отметить, что в структуре стали этого производителя в силу выбранной композиции легирования и содержания углерода наблюдалось до 5-10 % бейнитной и более 20 % перлитной составляющей.

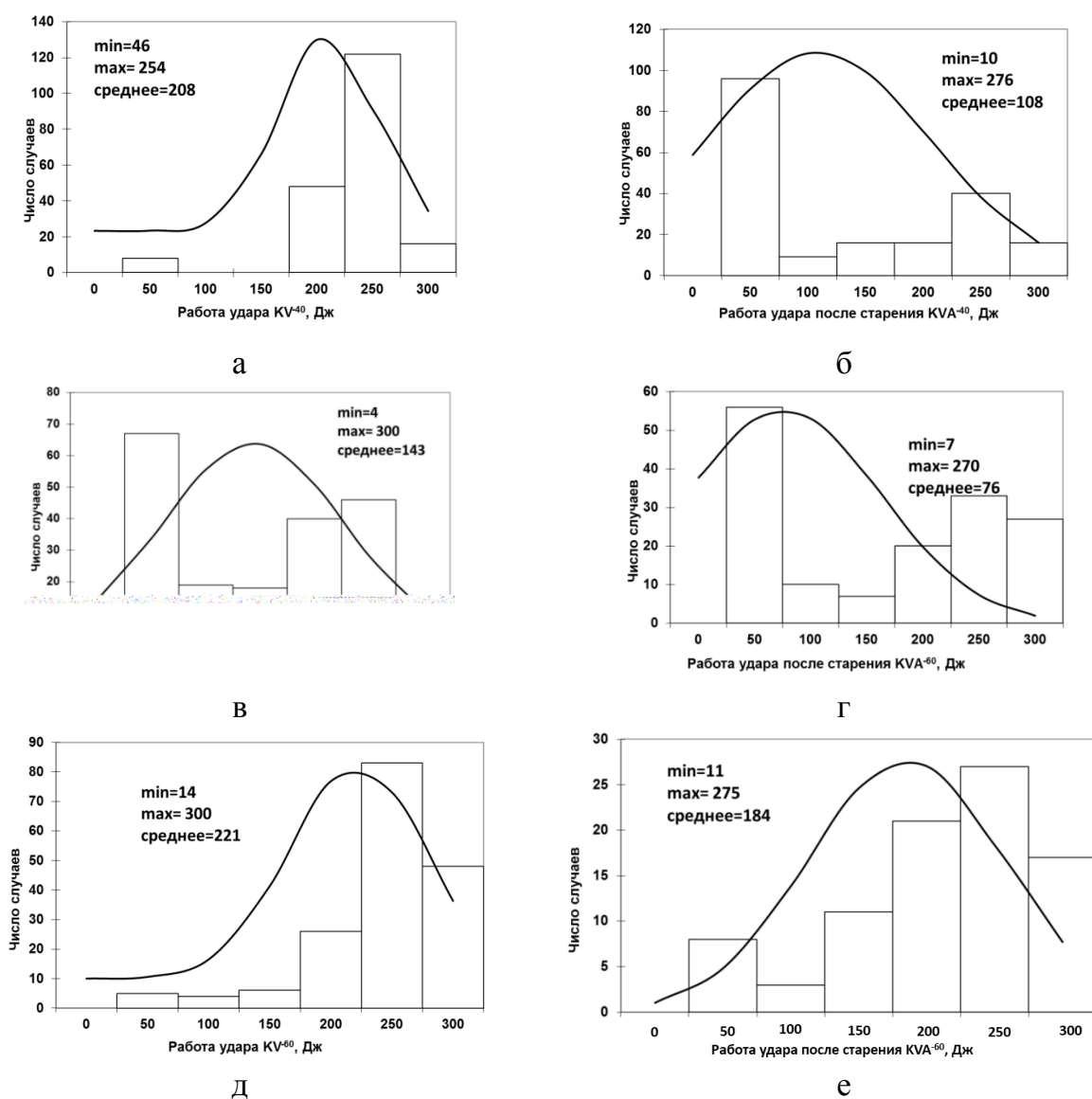


Рисунок 3.1.1 – Гистограммы распределения значений работы удара в состоянии поставки (а, в, д) и после деформационного старения (б, г, е): а, б - сталь марки E40; в, г – сталь марки F40SW, изготовленная по технологии ЗПН+О; д, е - сталь марки F40SW, изготовленная по технологии ТМО.

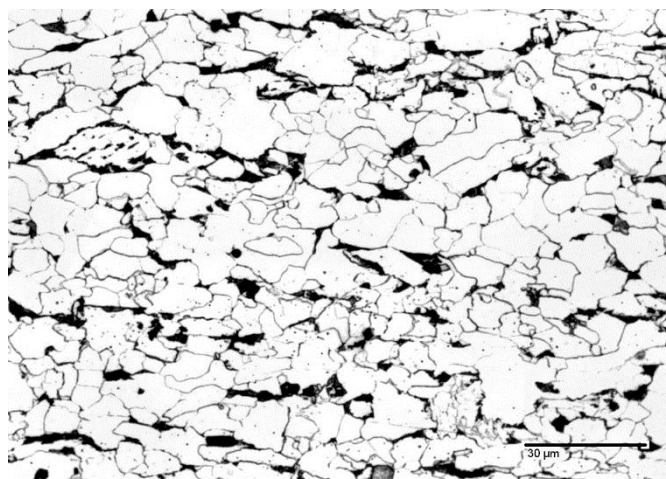


Рисунок 3.1.2 - Типичная микроструктура листов из стали марки E40 из выборки.

Для ферритно-бейнитной марганцево-никелевой стали марки F40SW, толщиной 25 мм, наблюдается существенная разница в склонности к старению в зависимости от технологии производства: закалки с прокатного нагрева с отпуском, рисунок 3.1.1 в, г, и термомеханической обработки, рисунок 3.1.1 д, е. Следует отметить, что химический состав стали при этом практически не отличался.

После закалки с прокатного нагрева с отпуском работа удара после старения по сравнению с состоянием поставки снижается в среднем со 143, рисунок 3.1.1 в, до 76 Дж, рисунок 3.1.1 г, то есть практически в 2 раза. Термомеханическая обработка привела к повышению средних значений работы удара и в состоянии поставки, и после старения до 221 и 184 Дж соответственно, рисунок 3.1.1 д, е, среднее снижение значений работы удара после старения не превышает 17 %.

На рисунке 3.1.3 а, б представлены гистограммы распределения значений работы удара для листов из марганцево-никелевой стали марок F36W и F40W с ферритно-бейнитной структурой, толщиной 25 мм, изготовленных с применением ТМО, не проявивших склонности к старению (снижение значений не превышало 9 %). После ТМО средние значения работы удара находились на уровне 250 Дж, при этом структура в большинстве случаев имела вид, показанный на рисунке 3.1.3 в, и представляла собой мелкозернистый квазиполигональный феррит с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии (с долей речного бейнита не более 15 %).

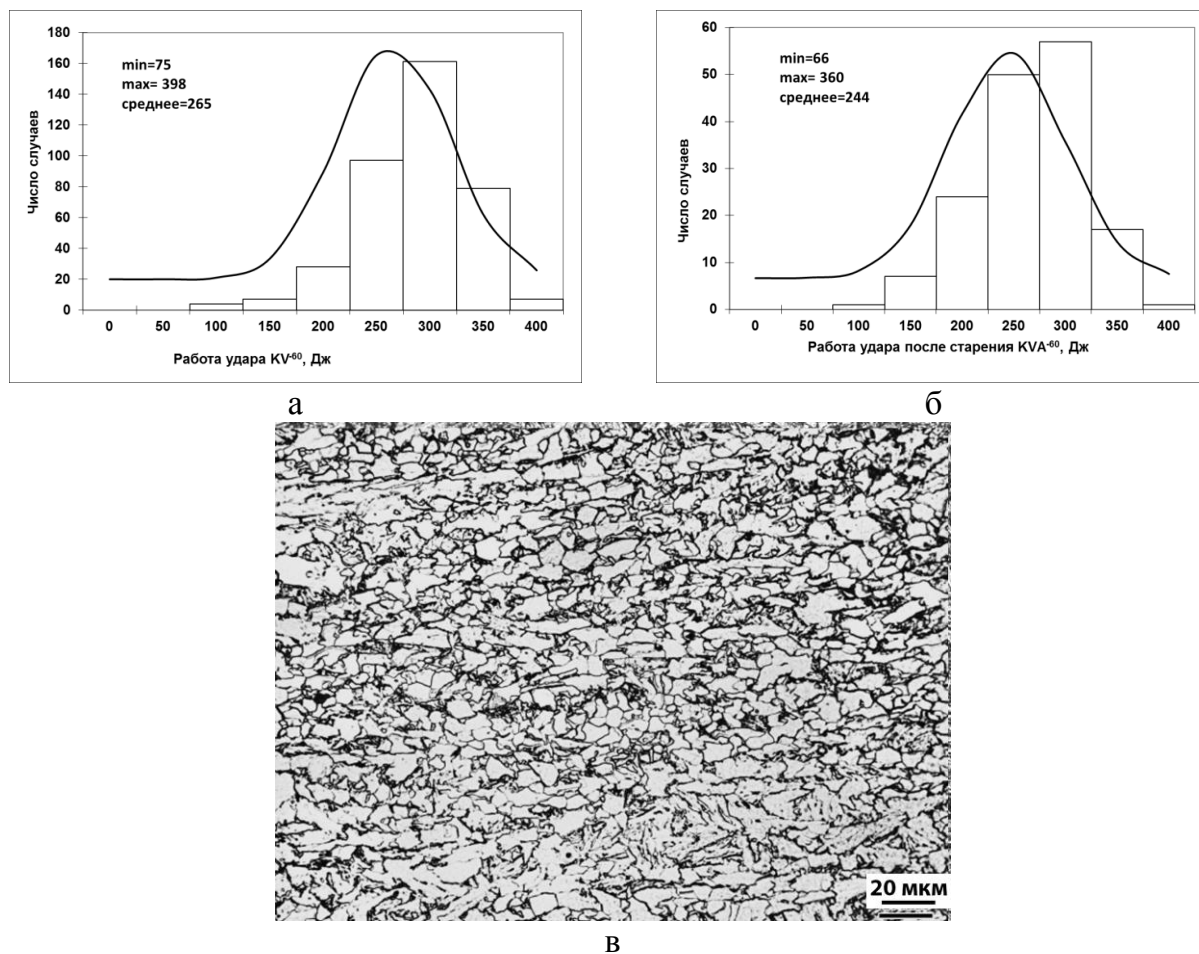


Рисунок 3.1.3 – Гистограммы распределения значений работы удара стали марок F36W и F40W, не проявивших склонность к старению: а - в состоянии поставки б - после деформационного старения, в – типичная микроструктура листов из выборки.

Анализ микроструктуры листов стали марок F36W и F40W, для которых наблюдалось снижение значений работы удара после старения, рисунок 3.1.4 а, б, в, показал, что все они имели ферритно-бейнитную структуру с долей бейнита речечной морфологии более 25 %, при этом средние значения работы удара после старения снижались с 238 до 92 Дж (более чем на 60 %), оставаясь, тем не менее, выше нормативных требований.

Таким образом, на основе статистической обработки данных показано, что для низкоуглеродистой низколегированной судостроительной стали повышенной и прочности с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурой в состоянии поставки наблюдается снижение работы удара после испытаний на деформационное старение, которая остается в пределах требований нормативной документации.

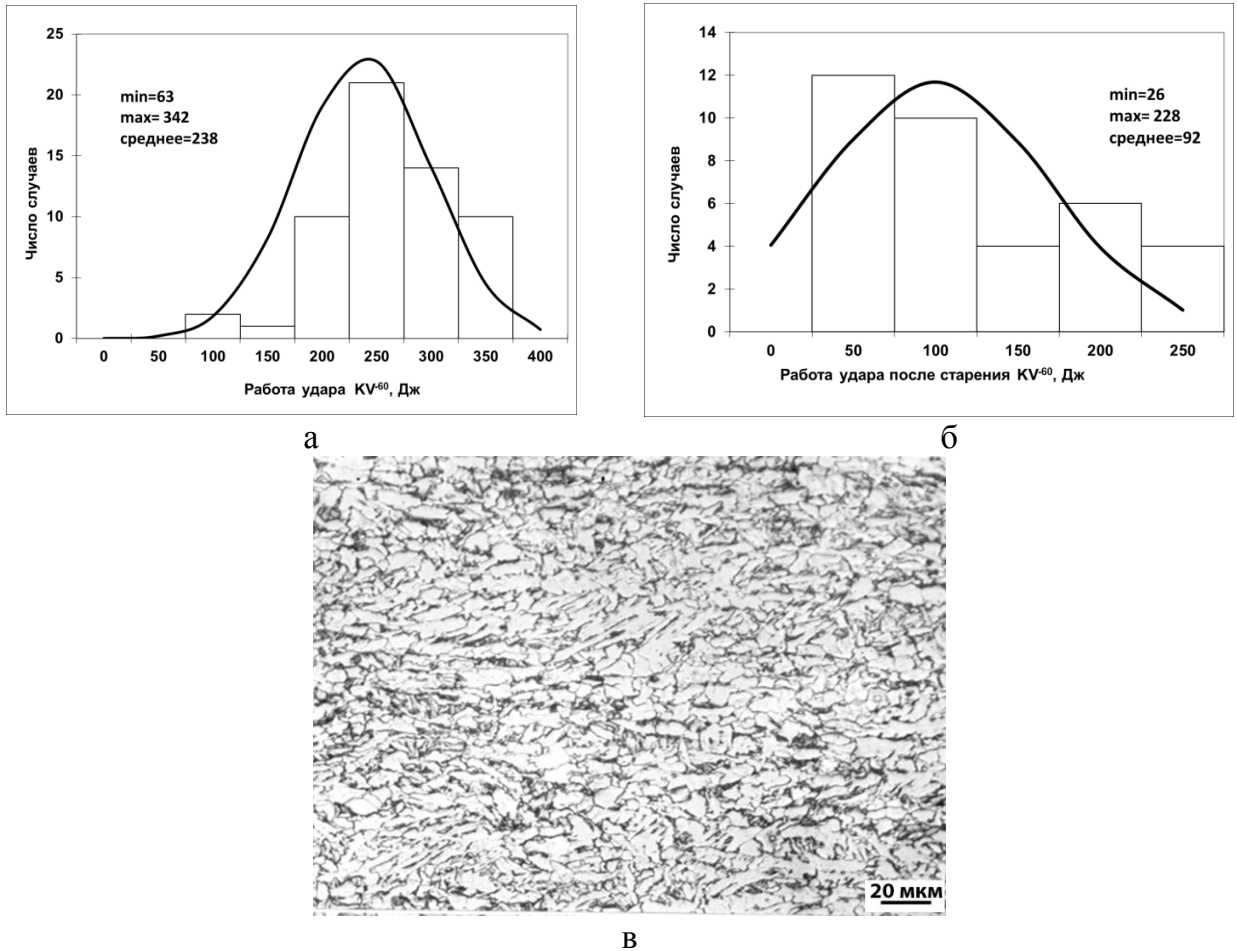


Рисунок 3.1.4 – Гистограммы распределения значений работы удара стали марок F36W и F40W, проявивших склонность к старению: а - в состоянии поставки б - после деформационного старения, в – типичная микроструктура листов из выборки.

Однако степень снижения значений работы удара зависит от типа структуры, обусловленной технологией производства, содержания углерода и композиции легирования, и может составлять от 9-17 до 50-60 %.

Для ферритно-перлитных сталей снижение работы удара после старения может достигать 50 %, и в этом случае, вероятно, обусловлено наличием бейнитной составляющей в структуре (около 5-10 %).

Для ферритно-бейнитных сталей, в структуре которых доля речного бейнита превышает 25 %, склонность к деформационному старению усиливается.

Выявленные закономерности требовали более подробных исследований, которые изложены ниже.

3.2 Исследование естественного старения низкоуглеродистой низколегированной судостроительной стали

Одной из задач исследования было определение возможности использования металла, длительно хранящегося на складах, и прогнозирование соответствия его механических свойств требованиям нормативной документации, в частности, требованиям ГОСТ Р 52927-2015.

В настоящее время листовой прокат толщиной до 60 мм из стали с гарантированным пределом текучести 315-460 МПа преимущественно изготавливается после термомеханической обработки (ТМО). ТМО листового проката для судостроительных сталей внедрена достаточно недавно. Первые поставки металла после термомеханической обработки были осуществлены примерно 12-15 лет назад, а листы судостали до сих пор хранятся на складах.

Как показано в п.3.1, стали с различным химическим составом и технологией производства проявляют различную склонность к старению. Представляло интерес исследовать особенности структуры и свойств ферритно-бейнитных и ферритно-перлитных сталей, изготовленных по технологии ТМО, после длительного хранения – естественного старения.

В данном разделе приведены исследования влияния длительного хранения (на протяжении 12-15 лет) на структуру и свойства листового проката судостроительной стали, частично отраженные в [94]:

- толщиной 20 мм с гарантированным пределом текучести 315 МПа марки F32W с ферритно-перлитной структурой (хранение на протяжении 15 лет);
- толщиной 40 мм с гарантированным пределом текучести 390 МПа марки F40W с ферритно-бейнитной структурой (хранение на протяжении 15 лет);
- толщиной 15 мм с гарантированным пределом текучести 550 МПа марки 07Г2НДМФБТ с ферритно-бейнитной структурой, которая была использована для изготовления одношовных электросварных труб (хранение на протяжении 12 лет).

Химический состав исследованных марок стали приведен в таблице 3.2.1 и соответствовал требованиям, предъявляемым нормативной документацией к стали марок F32W и F40W [81]. Содержание азота в исследуемых сталях составляло 0,008 %.

Результаты испытаний механических свойств листового проката в состоянии поставки и после длительного хранения представлены в таблице 3.2.2 и на рисунке 3.2.1 (средние значения).

Таблица 3.2.1– Химический состав низкоуглеродистой низколегированной стали марок F32W, F40W и 07Г2НДМФБТ, масс. %.

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Mo	Nb	Ti+V	$C_{экв}^2$
F32W	0,08	0,28	0,86	0,005	0,005	0,02	0,2	0,02	0,05	0,008		0,032	0,04	0,25
F40W	0,06	0,26	1,21	0,006	0,003	0,07	0,69	0,16	0,04	0,008	0,016	0,026	0,005	0,34
07Г2НДМФБТ	0,055	0,21	1,88	0,009	0,003	0,019	0,39	0,163	0,031	0,008	0,26	0,048	0,039	0,47

Таблица 3.2.2 - Механические свойства низкоуглеродистой низколегированной стали марок F32W и F40W, 07Г2НДМФБТ (средние значения) в различном состоянии.

Марка стали, состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	δ_5 , %	δ_p , %	KV (Тисп, °С), Дж	KVA (Тисп, °С), после мех. старения, Дж
F32W, состояние поставки	530	450	30,0	-	213 (-60)	219 (-60)
F32W, после естественного старения (длительного хранения)	580	450	22,4	12,4	279 (-60)	-
F40W, состояние поставки	590	485	27	-	243 (-60)	227 (-60)
F40W, после естественного старения (длительного хранения)	635	590	22,9	11,3	88 (-60)	-
07Г2НДМФБТ, состояние поставки	730	600	22,3	8,9	294 (-40)	234 (-40)
07Г2НДМФБТ после естественного старения (длительного хранения)	-	-	-	-	238 (-40)	-

Механические свойства листов в состоянии поставки удовлетворяли требованиям ГОСТ Р 52927-2015 и API-5L, в том числе работа удара при пониженных температурах, которая при температуре минус 60 °С (нормируемая температура испытаний на ударный изгиб для стали категории F) составляла для стали марки F32W на образцах, вырезанных от поверхности проката, 213 Дж и после механического старения 219 Дж, для стали марки F40W – 243 Дж и после механического старения 227 Дж, для стали марки 07Г2НДМФБТ – 294 и после механического старения 234 Дж. Таким образом, в состоянии поставки склонность к деформационному старению выявлена не была.

$${}^2C_{экв} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}, \text{ где } C, Si, Mn, Mo, V, Cr, Ni - \text{ массовые доли соответствующих легирующих элементов, в процентах.}$$

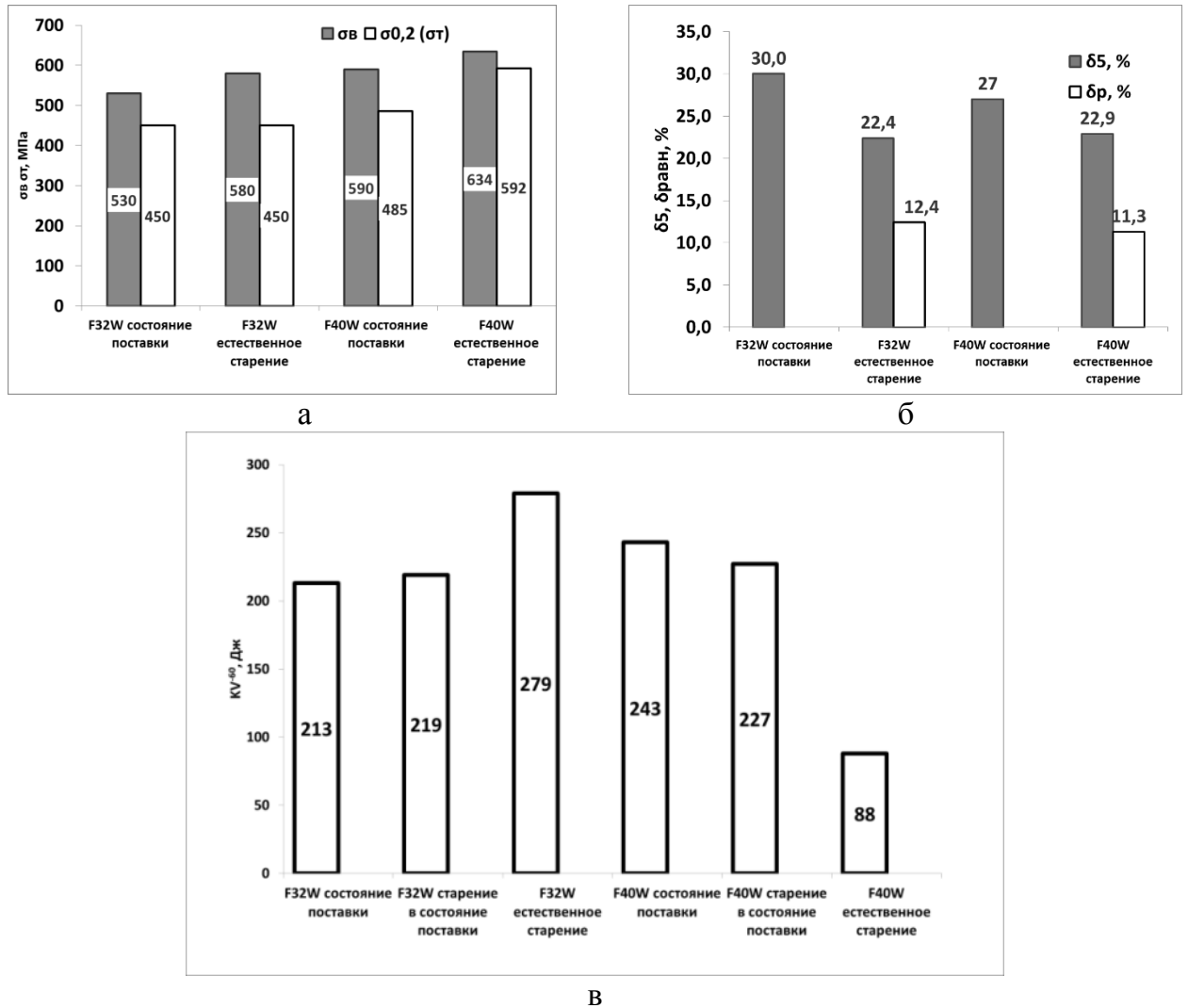


Рисунок 3.2.1 – Механические свойства судостроительной стали марок F32W и F40W в состоянии поставки и после естественного старения в течение 15 лет: а – значения временного сопротивления и предела текучести, б – значения относительного общего и равномерного удлинения, в - значения работы удара.

После длительного хранения листа стали марки **F32W** увеличились значения временного сопротивления на 50 МПа, при этом значения предела текучести остались на том же уровне, что и в состоянии поставки - 450 МПа, относительное удлинение снизилось до 22,4 %. Работа удара стали марки F32W с ферритно-перлитной структурой не снижается после длительного хранения в течение 15 лет и остается на уровне 280 Дж.

Для стали марки **F40W** после длительного хранения увеличиваются значения временного сопротивления с 590 до 634 МПа (на 7 %) и более значительно - предела текучести с 485 до 592 МПа, на 18 %, рисунок 3.2.1 а. Относительное удлинение снизилось с 27 до 22,9 %, рисунок 3.2.1 б) а значения работы удара - с 243 Дж до 88 Дж, на 60 %, рисунок 3.2.1 в.

Для выявления причин указанных явлений было проведено исследование микроструктуры стали, рисунок 3.2.2 а, б, и поверхности разрушения, рисунок 3.2.2 в, г, ударных образцов после естественного старения (длительного хранения).

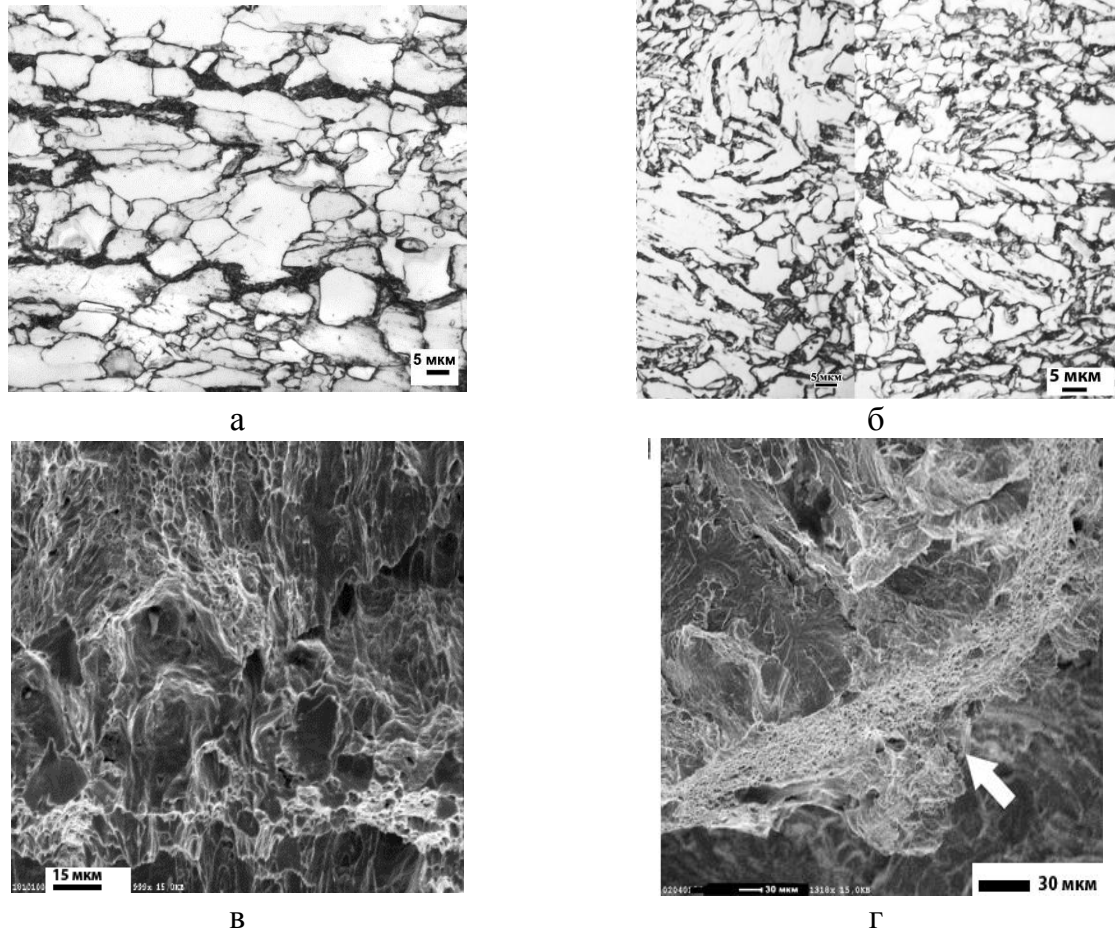


Рисунок 3.2.2 – Изображения микроструктуры (а, б) и поверхности разрушения³ образцов на ударный изгиб (в, г) судостроительной стали марок F32W (а, в) и F40W (б, г) после естественного старения в течение 15 лет

Структура стали марки **F32W** ферритно-перлитная, образована квазиполигональным ферритом с выраженной перлитной полосчатостью (доля перлита составляла не более 20 %), рисунок 3.2.2 а. Разрушение образцов на ударный изгиб после естественного старения происходило вязко по телу зерен с формированием чашечного рельефа на поверхности образца, рисунок 3.2.2 в.

В состоянии после естественного старения структура стали марки **F40W** ферритно-бейнитная, образована квазиполигональным ферритом, бейнитом гранулярной морфологии, и протяженными областями бейнита речной

³ Все исследования поверхности разрушения методом растровой электронной микроскопии выполнены совместно с к.т.н. Мотовилиной Г.Д.

морфологии, рисунок 3.2.2 б, и соответствует по соотношению структурных составляющих структуре стали в состоянии поставки [95] (после ТМО).

Разрушение от надреза образцов после естественного старения начинается вязко, 50 % общей площади излома занимает вязкое транкристаллитное разрушение. Ближе к долому половину поверхности разрушения занимают области микроскола, квазискола, скола и вязкого разрушения по границам кристаллитов реечного бейнита (отмечены стрелкой на рисунок 3.2.2 г), протяженность которых составляет 300-500 мкм.

С помощью нанотвердомера «Наноскан» было проведено измерение микротвердости в теле и приграничной области зерна для образцов из стали марки **F40W**, рисунок 3.2.3. Установлено, что микротвердость приграничной зоны выше на 0,65 ГПа, что свидетельствует о протекании процессов на границах зерен, в частности, о возможном карбидообразовании по границам.

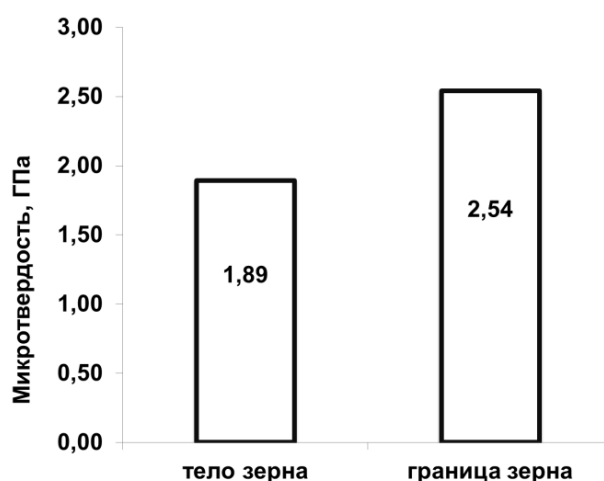


Рисунок 3.2.3 – Микротвердость в теле зерен и приграничных областей стали марки F40W.

Таким образом, низкоуглеродистая низколегированная сталь с гарантированным пределом текучести 315 МПа с ферритно-перлитной структурой (с долей перлита не более 20 %) не проявила склонности к деформационному старению, проявляющейся в снижении значений работы удара. Механические свойства при растяжении также изменились незначительно: временное сопротивление повысилось на 50 МПа, а относительное удлинение снизилось до 22,4 %.

В то же время для судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 390 МПа с ферритно-бейнитной структурой и протяженными областями бейнита реечной морфологии наблюдается повышение прочностных характеристик

на 15 % и снижение работы удара в 3 раза в результате длительного хранения. Выявленная проблема требовала подробного рассмотрения с целью оценки возможности предотвращения деградации свойств при длительном хранении и прогнозирования склонности стали различной композиции легирования к деформационному старению по режимам, установленным в ГОСТ Р 52927-2015 и «Правилах...» РМРС.

Были проведены испытания на ударный изгиб и исследование структуры и характера разрушения трубной стали марки **07Г2НДМФБТ** после длительного хранения в течение 12 лет, приведенные в таблице 3.2.2 и на рисунке 3.2.4.

Длительное хранение не оказало влияния на изменение структуры стали: сохраняется ферритно-бейнитная структура с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии, рисунок 3.2.4 а. Зона зарождения трещины в образце на ударный изгиб - заглаженная ~2000 мкм, рисунок 3.2.4 б.

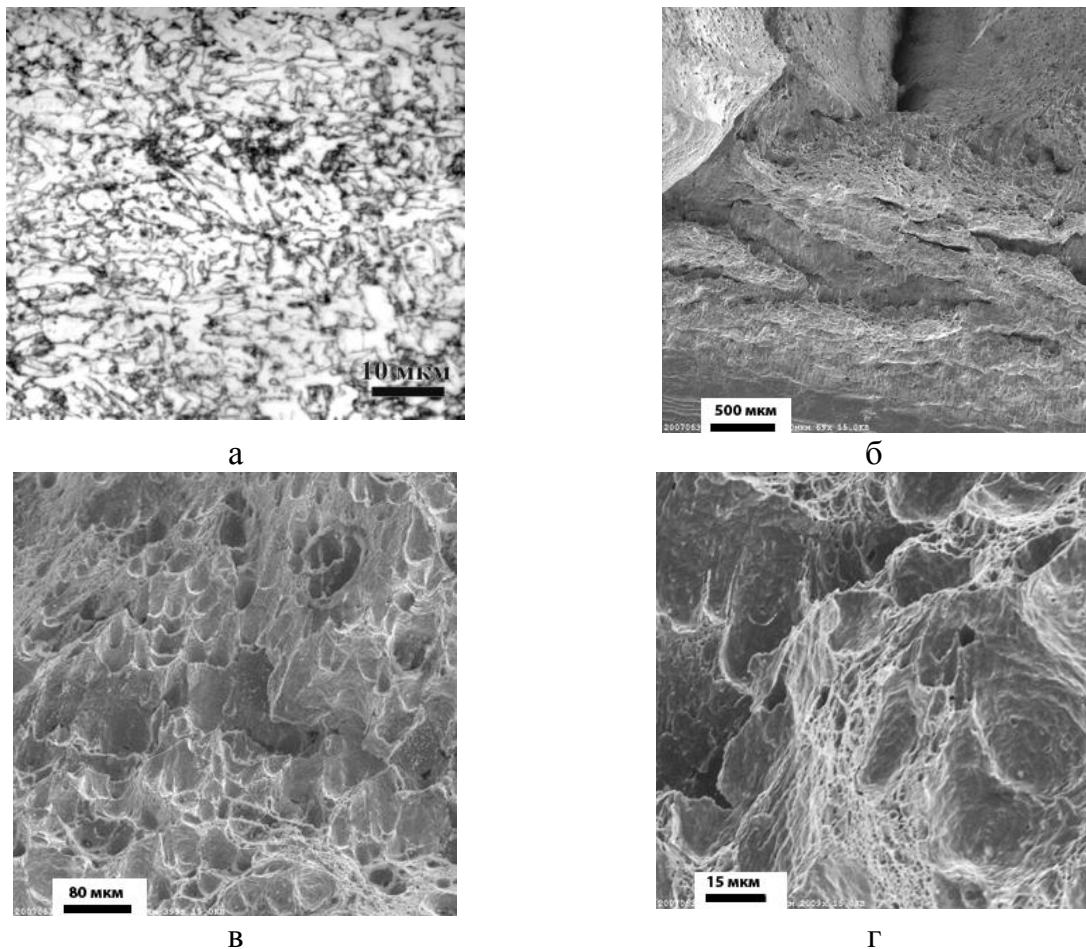


Рисунок 3.2.4 – Изображения микроструктуры (а) и поверхности разрушения (б, в, г) образцов стали марки 07Г2НДМФБТ при температуре минус 40°С после длительного хранения.

В изломе образца наблюдаются расщепления, ориентированные в направлении прокатки, 100 % общей площади излома занимает вязкое транскристаллитное разрушение, присутствуют участки среза, появляются участки облегчённого отрыва с заглаженным рельефом, характерные для состаренных состояний, рисунок 3.2.4 в, г. Значения работы удара при температуре испытаний минус 40 °С стали после длительного хранения совпадают со значениями работы удара после деформационного старения в состоянии поставки по режиму 5 – 10 %, 250 °С, а характер разрушения не изменяется.

Таким образом, для данной марки комплекснолегированной ферритно-бейнитной стали с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии после деформационного старения по режиму, регламентированному ГОСТ 7268, видимых изменений характера разрушения образцов не наблюдается, что дает возможность прогнозировать значения работы удара на ~15 лет.

Учитывая найденную закономерность проявления склонности стали к естественному старению в зависимости от типа структуры, дальнейшие исследования были посвящены такой оценке после испытаний на искусственное деформационное старение в состоянии поставки листового проката с различной структурой.

3.3 Исследование склонности к деформационному старению низкоуглеродистой низколегированной стали в состоянии поставки

3.3.1 Низкоуглеродистая марганцевая сталь с гарантированным пределом текучести 235 МПа с ферритно-перлитной структурой

Исследования выполнены для листового проката толщиной 80 мм низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 235 МПа марки Е с ферритно-перлитной структурой после ТМО, химический состав приведен в таблице 3.3.1.1.

Таблица 3.3.1.1 – Химический состав стали марки Е, масс. %.

С	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Nb	Ti+V	Сэкв
0,11	0,27	0,83	0,008	0,005	0,23	0,2	0,2	0,03	0,008	0,033	0,05	0,32

В зависимости от предъявляемых требований [81, 92] оценка склонности стали к деформационному старению может производиться после испытаний на

образцах, вырезанных из поверхности проката, по различным режимам. Заготовки из стали марки Е для проведения испытаний на склонность к деформационному старению были вырезаны из поверхности и середины (в исследовательских целях) по толщине четырех листов, подвергнуты деформации 5 % и изотермической выдержке при температуре 250 °С, которые осуществлялись в соответствии с ГОСТ Р 52927 и ГОСТ 7268. Результаты определения механических свойств стали в состоянии поставки (на растяжение и ударный изгиб при температуре минус 40 °С) и после деформационного старения (на ударный изгиб при температуре минус 40 °С) представлены в таблице 3.3.1.2.

Таблица 3.3.1.2 – Механические свойства стали марки Е в состоянии поставки и после старения.

Величина № проката	Состояние поставки										после мех. старения					
	σ_B МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ_5 , %	ψ , %	KV ⁻⁴⁰ (поверхность), Дж			KV ⁻⁴⁰ (середина), Дж			KVA ⁻⁴⁰ (поверхность), Дж			KVA ⁻⁴⁰ (середина), Дж		
Требования ГОСТ 52927	400- 520	235	22		41			41			41			41		
1	465	320	39	79	289	291	291	187	172	177	291	308	252	9,4	28,5	107
2	485	325	38	77	202	220	220	179	162	178	220	131	194	8,9	12,9	11,1
3	470	315	37	80	245	217	217	154	154	171	217	229	215	8,0	28,5	10,1
4	460	300	39	80	206	215	215	227	191	157	215	299	252	10,5	11,5	8,4

Как видно из таблицы 3.3.1.2, сталь полностью удовлетворяла требованиям ГОСТ Р 52927-2015, однако значения работы удара после деформационного старения, полученные на образцах, вырезанных из середины листа (в исследовательских целях), составили 8,0-28,5 Дж (с единичным значением 107 Дж), что существенно ниже требуемых.

Был рассчитан показатель склонности к деформационному старению низколегированной стали марки Е в соответствии с формулой 2.3.3.1 главы 2, приведенной в ГОСТ 7268-82 [92]. Считается, что сталь является склонной к старению, если показатель $C > 50\%$. Результаты расчета показателя склонности к деформационному старению приведены в таблице 3.3.1.3.

Таблица 3.3.1.3 – Значения показателя склонности к деформационному старению стали марки Е.

№ проката	С, %	
	поверхность	середина
1	2	73
2	15	94
3	3	90
4	0	95

Как видно из таблицы 3.3.1.3, исследуемая сталь является не склонной к старению, если проводить испытания на образцах, отобранных в соответствии с ГОСТ 7268 от поверхности листового проката (максимальное значение $C=15\%$). Для образцов, вырезанных из середины по толщине, показатель C увеличивается до 73-95 %, что свидетельствует о протекании процессов старения. Для определения причин указанных явлений были проведены исследования микроструктуры на образцах, вырезанных из поверхности и середины по толщине листового проката до и после старения.

Исследование микроструктуры, рисунок 3.3.1.1 а, в, д, ж, и поверхности разрушения ударных образцов, рисунок 3.3.1.1 б, г, е, з, вырезанных из поверхности и из середины по толщине листового проката 1, до и после деформационного старения, показало следующее.

Микроструктура стали ферритно-перлитная со средним размером ферритного зерна на поверхности проката ~20 мкм, рисунок 3.3.1.1 а, образована квазиполигональным ферритом, доля перлита ~20 %. После старения микроструктура не изменяется, рисунок 3.3.1.1 в.

В середине по толщине листового проката структура как до, так и после старения более крупнозернистая со средним размером ферритного зерна ~30-40 мкм, доля перлита выше и составляет ~30-40 %, рисунок 3.3.1.1 д, ж.

Разрушение образца, вырезанного от поверхности листового проката, в состоянии поставки происходило с образованием 100 %-го вязкого чашечного транскристаллитного излома, рисунок 3.3.1.1 б, значения работы удара образца составляют 291 Дж.

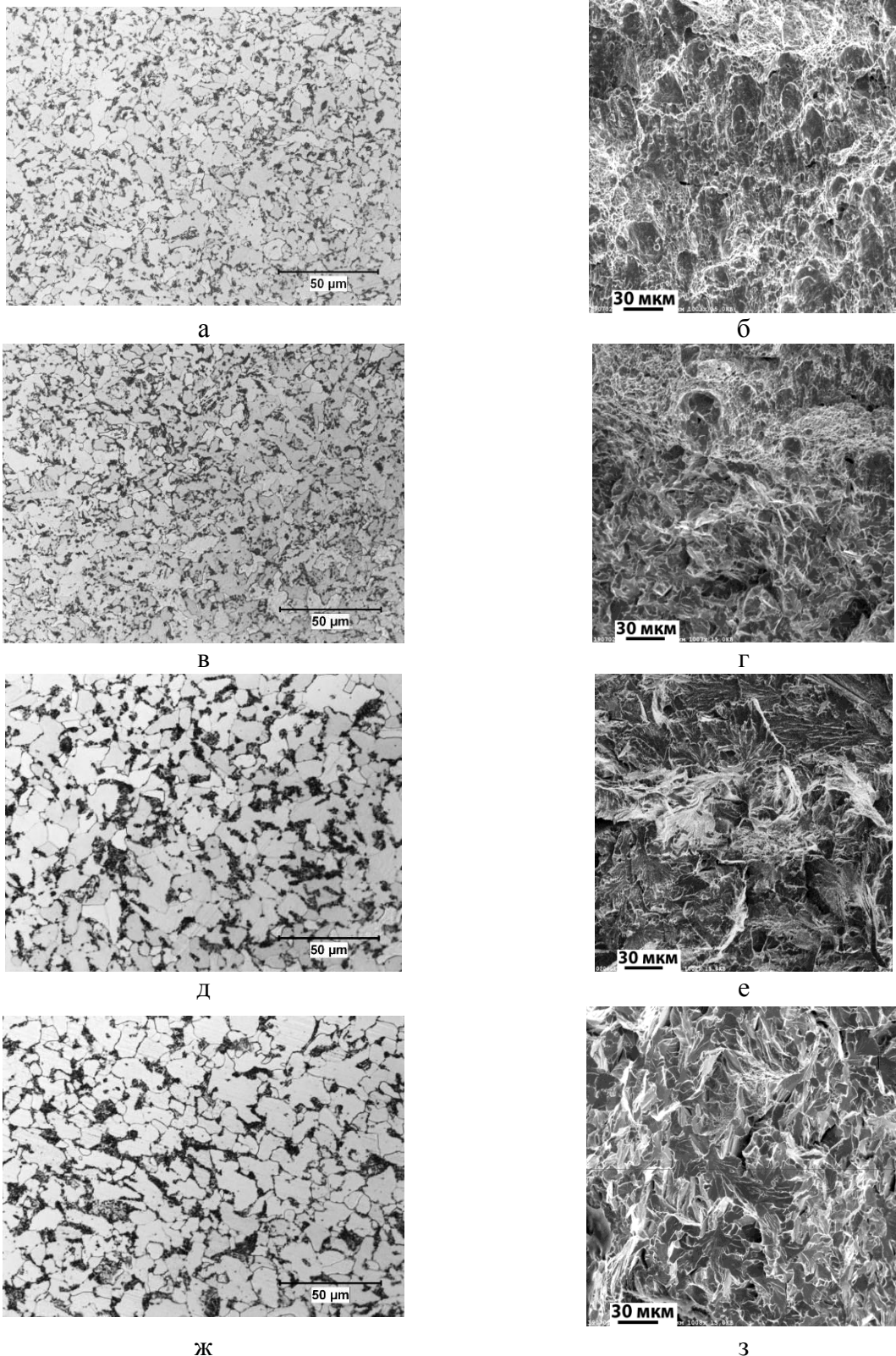


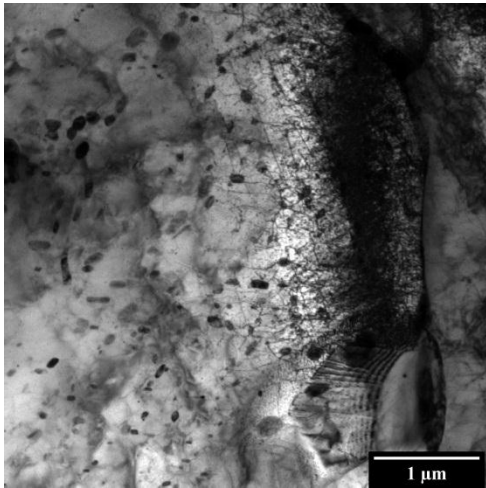
Рисунок 3.3.1.1 – Изображения микроструктуры (а, в, д, ж) и поверхности разрушения (б, г, е, з) стали марки Е: а, б – образец от поверхности листового проката ($KV^{40}=291$ Дж); в, г – образец после старения от поверхности листового проката ($KV^{40}=252$ Дж); д, е – образец из середины по толщине листового проката ($KV^{40}=177$ Дж); ж, з - образец из середины по толщине листового проката после механического старения ($KV^{40}=28,5$ Дж).

Образец от поверхности листового проката после старения от надреза разрушался вязко, работа удара составляла 252 Дж. Около 90 % общей площади излома занимает вязкое транскристаллитное разрушение с чашечным рельефом, перед доломом появляются области транскристаллитного квази- и микроскола (около 10 %), рисунок 3.3.1.1 г.

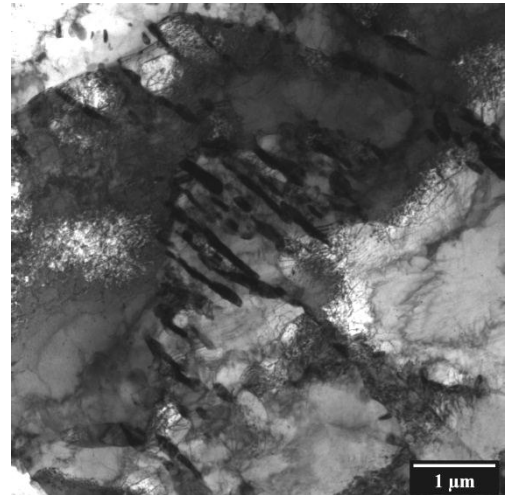
Особенность разрушения образца, вырезанного из середины листового проката, рисунок 3.3.1.1 е - появление протяженных областей вязкого зернограничного разрушения, а также наличие выраженной области перехода от вязкого транскристаллитного разрушения (около 50 % площади излома) к хрупкому по механизму транскристаллитного микросколом с расслоями (~50 % площади излома). После старения работа удара понизилась до 28,5 Дж и произошла смена механизма разрушения образца. Образец на ударный изгиб разрушался преимущественно сколом и микросколом (95 % общей площади излома) с расщеплениями по отдельным границам, рисунок 3.3.1.1 з.

Исследования, проведенные методом просвечивающей электронной микроскопии, показали, что на поверхности листового проката структура ферритно-перлитная, рисунок 3.3.1.2. В теле ферритных зерен наблюдаются мелкие карбидные выделения, рисунок 3.3.1.2 а, перлитная составляющая вырожденная, рисунок 3.3.1.2 б, в, в тройных стыках зерен имеются карбидные включения размером ~300 нм.

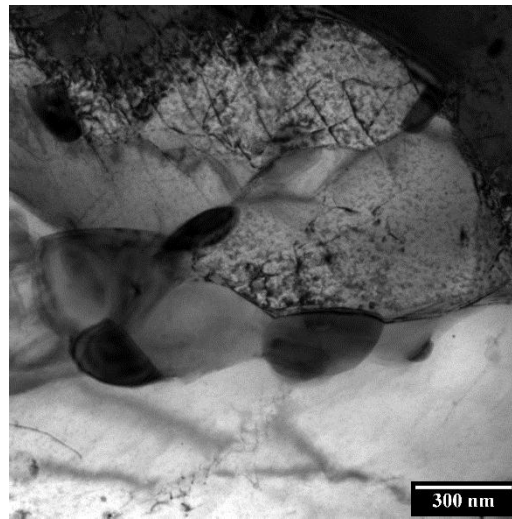
В середине по толщине листового проката, рисунок 3.3.1.3, микроструктура отличается большим размером зерна ~ в 1,5 – 2 раза, большим количеством перлитной составляющей – 30-40%. Ферритные зерна – ненаклепанные с малой плотностью дислокаций, присутствуют мелкие карбидные выделения, рисунок 3.3.1 а. На рисунке 3.3.1.3 б, в представлен вырожденный перлит, который практически не отличается от перлита, сформированного на поверхности листового проката.



а



б



в

Рисунок 3.3.1.2 – Феррит с карбидными включениями (а) и вырожденный перлит (б, в) в структуре образца от поверхности листа стали марки Е до старения ($KV^{-40}=291$ Дж), общий вид структуры, светлопольное изображение.

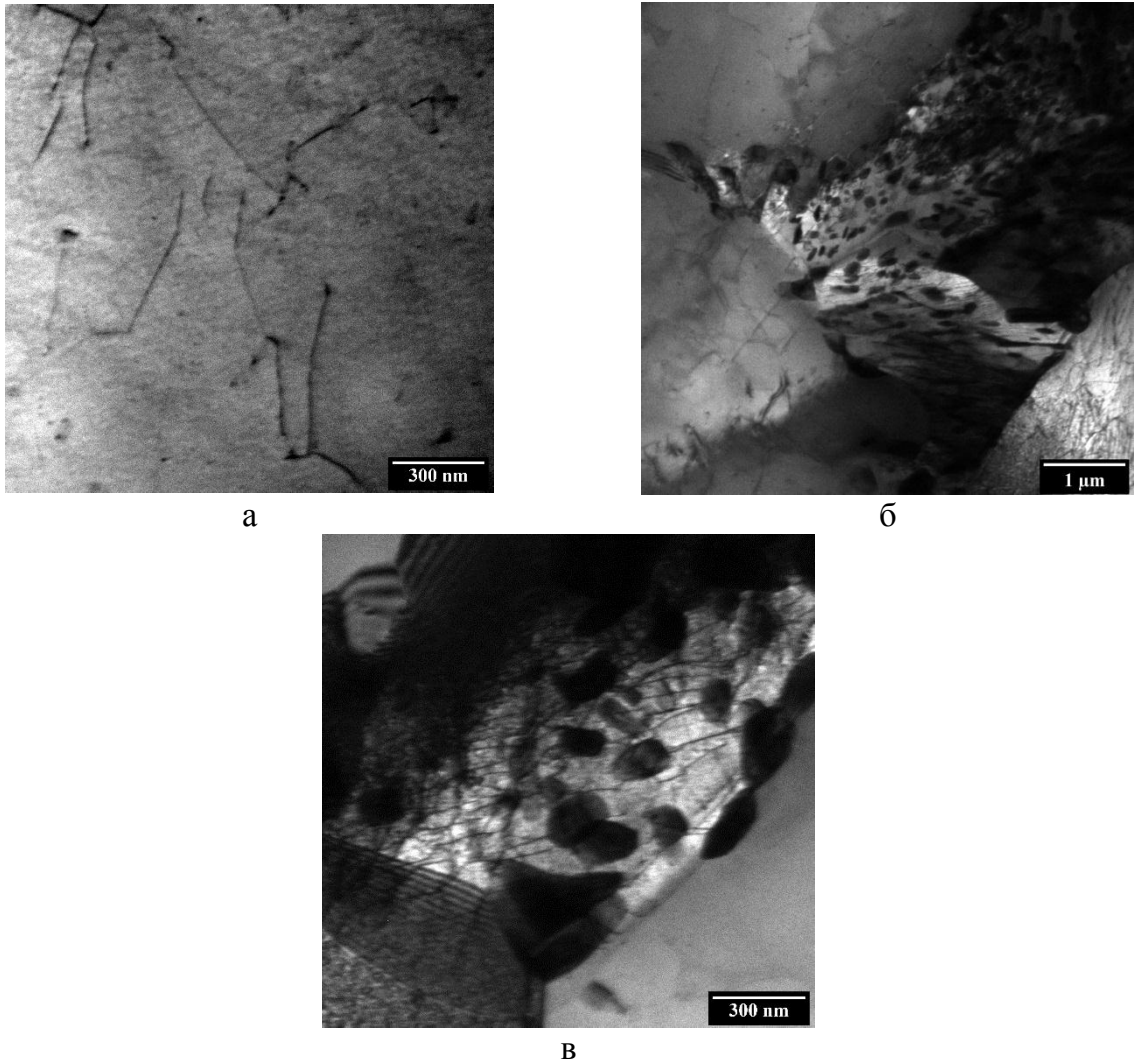


Рисунок 3.3.1.3 - Феррит с карбидными включениями (а) и вырожденный перлит (б, в) в структуре образца, вырезанного из середины листа стали марки Е до старения ($KV^{40} = 177$ Дж), общий вид структуры, светлопольное изображение.

После деформационного старения на образцах, вырезанных из середины по толщине листа, наблюдается снижение значений работы удара в ~ 20 раз, до 10 Дж, а также происходят изменения в структуре образцов, рисунок 3.3.1.4. В теле ферритных зерен увеличивается плотность дислокаций, которые закрепляются мелкими карбидными выделениями, рисунок 3.3.1.4 а, вырожденный перлит сохраняет свое строение, рисунок 3.3.1.4 б, на границах бывших аустенитных зерен, рисунок 3.3.1.4 в, г, происходит коагуляция карбидных выделений, увеличение их размеров.

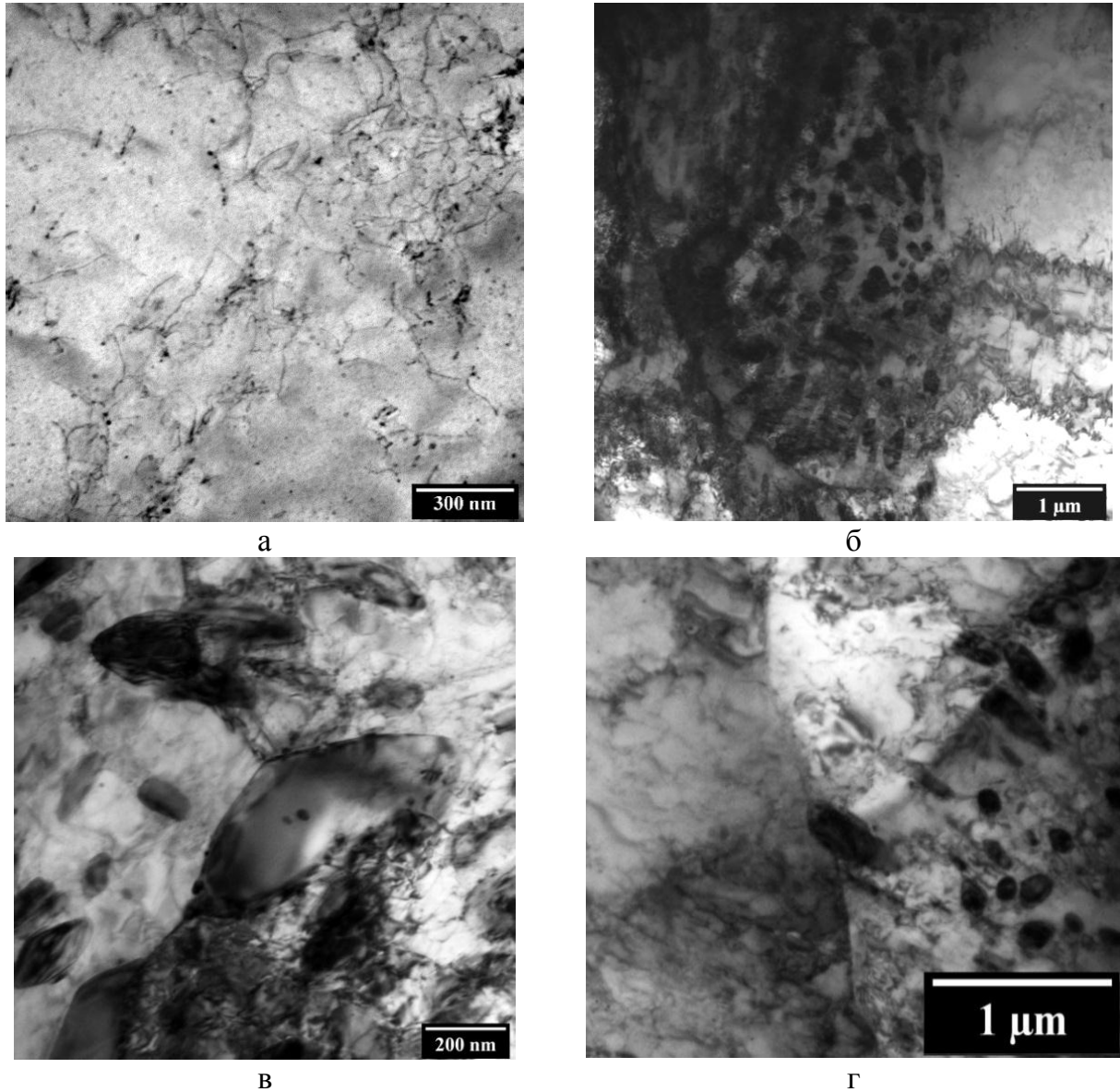


Рисунок 3.3.1.4 - Феррит с карбидными включениями (а) и вырожденный перлит (б), границы бывшего аустенитного зерна (в, г) в структуре образца стали марки Е, вырезанного из середины листа после старения ($KV^{-40}=9,4$ Дж), общий вид структуры, светлопольное изображение.

Таким образом, в ферритно-перлитной стали с увеличением доли перлита с 20 % до 30-40 % и размера ферритного зерна с ~20 мкм до 30-40 мкм склонность к деформационному старению возрастает, что проявляется в резком снижении значений работы удара ~ в 20 раз, при этом меняется механизм разрушения образцов с вязкого транскристаллитного до разрушения сколом.

3.3.2 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 355 МПа с ферритно-бейнитной структурой

Для исследования был выбран листовой прокат после ТМО толщиной 25 мм из низкоуглеродистой низколегированной марганцево-никелевой стали марки F36W с гарантированным пределом текучести 355 МПа с ферритно-бейнитной структурой в состоянии поставки.

Химический состав, приведенный в таблице 3.3.2.1, полностью соответствовал требованиям, предъявляемым нормативной документацией к стали марки F36W [81].

Таблица 3.3.2.1 – Химический состав низкоуглеродистой низколегированной марганцево-никелевой стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа, масс., %.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Nb	Сэкв
0,05	0,23	1,15	0,004	0,002	0,01	0,59	0,08	0,027	0,008	0,028	0,29

Результаты испытаний механических свойств листового проката в состоянии поставки представлены в таблице 3.3.2.2.

Таблица 3.3.2.2 — Механические свойства низкоуглеродистой низколегированной марганцево-никелевой стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа после ТМО и после деформационного старения после ТМО (средние значения).

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	KV_{cp}^{-60} , Дж	KVA_{cp}^{-60} после м/ст (5%, 250°C), Дж	KVA_{cp}^{-60} после м/ст (10%, 250°C), Дж	KVA_{cp}^{-60} после м/ст (5%, 450°C), Дж
610	498	24	236	111	100	122

Для определения склонности к деформационному старению заготовки подвергали деформации 5 % и изотермической выдержке при 250 и 450 °С и испытывали на ударный изгиб при минус 60°С, рисунок 3.3.2.1.

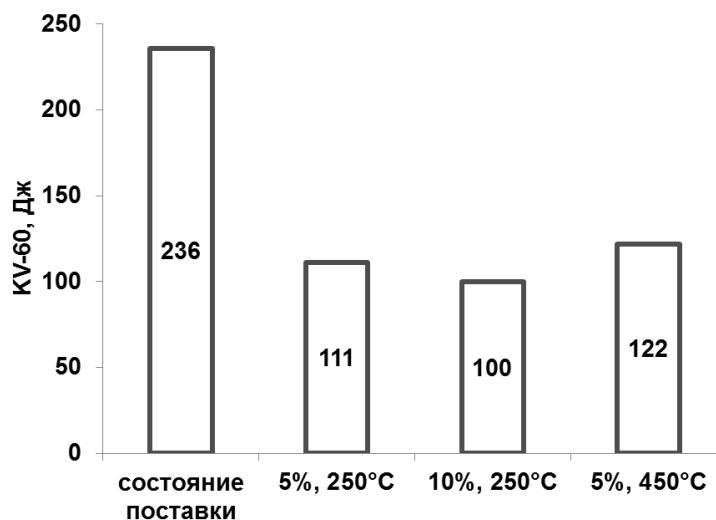


Рисунок 3.3.2.1 – Значения работы удара низкоуглеродистой низколегированной марганцево-никелевой стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа в состоянии поставки и после старения.

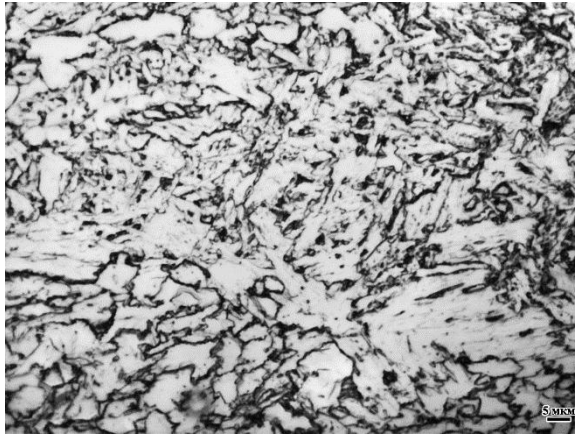
Показатель склонности к деформационному старению рассчитан по формуле 2.3.3.1 и приведен в таблице 3.3.2.3.

Таблица 3.3.2.3 – Показатель склонности к деформационному старению низкоуглеродистой низколегированной марганцево-никелевой стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа после различных режимов старения.

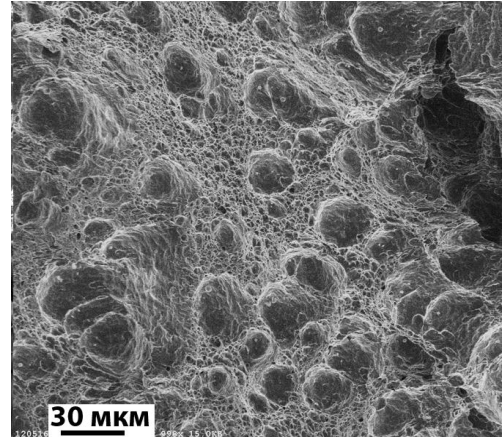
Режим	5 %, 250 °С	10 %, 250 °С	5 %, 450 °С
<i>C</i> , %	53	58	48

Несмотря на то, что данные по значению работы удара после старения существенно превышают требования нормативно-технической документации $KV^{60} > 50$ Дж, рассчитанный показатель определяет исследуемую сталь как имеющую склонность к старению ($C > 50$ %). С повышением температуры изотермической выдержки показатель *C* незначительно снижается.

Совместно с соавторами в [96] было исследовано влияние режимов старения на характер разрушения образцов. На рисунке 3.3.2.2 представлены изображения микроструктуры и поверхности разрушения образцов исследуемой стали в состоянии поставки и после старения по различным режимам.



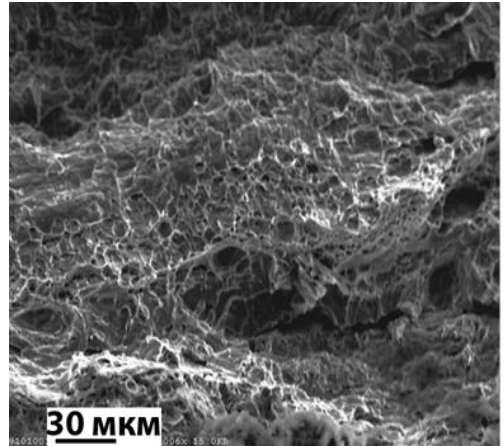
а



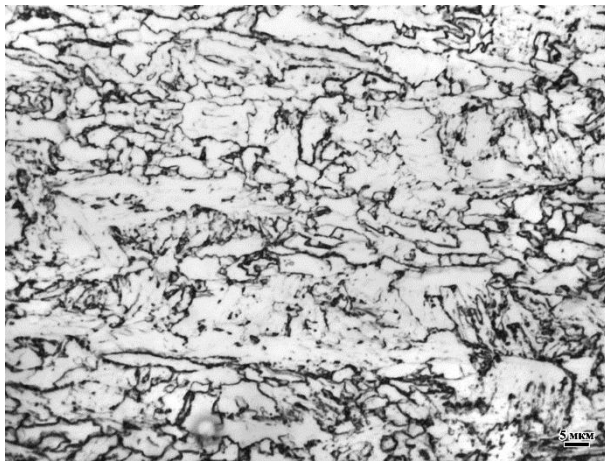
б



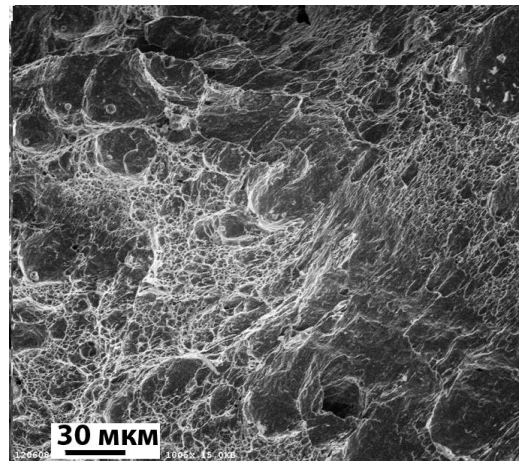
в



г



д



е

Рисунок 3.3.2.2 – Изображения микроструктуры (а, в, д) и поверхности разрушения (б, г, е) образцов низкоуглеродистой низколегированной марганцево-никелевой стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа в состоянии поставки (а, б), после старения по режиму 5 %, 250 °С (в, г), после старения по режиму 5 %, 450 °С (д, е).

Структура стали ферритно-бейнитная, рисунок 3.3.2.2 а, с большим количеством протяженных областей речного бейнита (более 25 %). Старение по

различным режимам не приводит к видимым изменениям в структуре образцов, рисунок 3.3.2.2 в, д.

Разрушение образцов на ударный изгиб в состоянии поставки, рисунок 3.3.2.2 б, от надреза происходило вязко по телу зерен. После старения по режиму 5 %, 250 °С, рисунок 3.3.2.2 г, в изломах образцов наблюдается вырожденный чашечный рельеф, при этом в изломе были выявлены протяженные области менее энергоёмкого вязкого зернограницного разрушения. Работа удара при этом снижается до 111 Дж по сравнению с состоянием поставки.

После старения по режиму 5 %, 450 °С разрушение образцов также происходило вязко с образованием вырожденного рельефа, рисунок 3.3.2.2 е, размер чашек мелкий и в целом более равномерный, чем после старения с температурой изотермической выдержки 250 °С, работа удара составляла 122 Дж.

Для подтверждения протекания процесса старения, заключающегося в том числе в выходе углерода из твердого раствора, был проведен рентгеноструктурный фазовый анализ. Эталонном для сравнения был взят образец армко-железа. Был рассчитан параметр решетки, весовое содержание углерода вычислено по формулам (2.2.4.1) главы 2. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа и расчетов приведены в таблице 3.3.2.4.

Таблица 3.3.2.4 – Содержание углерода в твердом растворе в низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа до и после старения.

	Образец	a, Å	C, % вес	KV ⁻⁶⁰ , Дж
1	Армко-железо	2,8675	-	-
2	F36W, состояние поставки	2,8693	0,05	236
3	F36W, старение, 5%, 250°С	2,8685	0,03	111

Выполненные исследования показывают, что после старения содержание углерода в твердом растворе уменьшается с 0,05 до 0,03 %, что может свидетельствовать о связывании углерода, находившегося в твердом растворе, с образованием кластеров или карбидных выделений.

Таким образом, марганцево-никелевая стали марки F36W с ферритно-бейнитной структурой и долей речного бейнита в структуре более 25% склонна к деформационному старению после ТМО, проявляющемуся в повышении

показателя C , определяемого по ГОСТ 7268, и в снижении значений работы удара KV^{-60} в ~ 2 раза. Протекание старения подтверждается результатами исследований, полученными методом рентгеноструктурного фазового анализа.

Повышение температуры изотермической выдержки с 250 до 450 °С также приводит к снижению значений работы удара после старения, которые составляли ~ 122 Дж, что несколько выше, чем после старения по стандартному режиму.

3.3.3 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 460 МПа с ферритно-бейнитной структурой

Для исследования была выбрана низкоуглеродистая низколегированная сталь с гарантированным пределом текучести 460 МПа марки F460W с химическим составом, представленным в таблице 3.3.3.1. Толщина листов составляла 25 мм.

Таблица 3.3.3.1 – Химический состав низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа.

Массовая доля химических элементов, масс%												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	Nb	N	Mo
0,07	0,35	1,5	0,01	0,005	0,2	0,75	0,2	0,05	0,03	0,04	0,007	0,08

Микроструктура стали ферритно-бейнитная с долей речного бейнита ~ 25 %, представлена на рисунке 3.3.3.1.

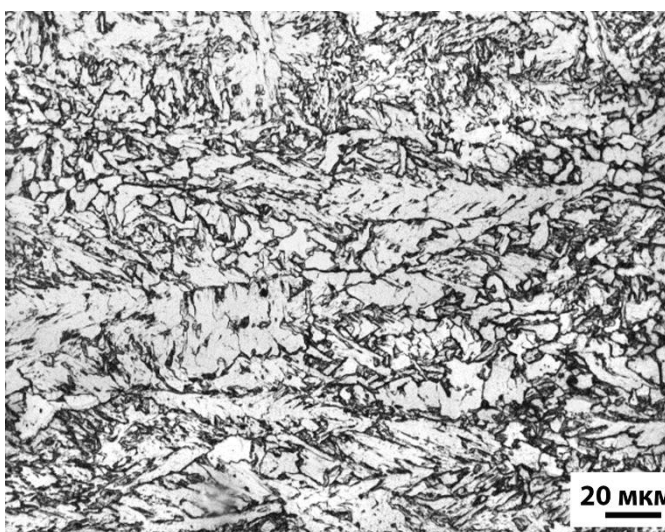


Рисунок 3.3.3.1 – Изображение микроструктуры опытного листа стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа.

Режимы деформационного старения, а также результаты определения механических свойств стали после обработки по этим режимам представлены в таблице 3.3.3.2. Для сравнения эффективности различных методик определения склонности к деформационному старению были выбраны режимы старения с различной продолжительностью выдержки.

Таблица 3.3.3.2 – Режимы деформационного старения и результаты механических испытаний стали марки F460W.

№ режима	Режим	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_{Т}$, МПа	δ_5 , %	δ_p , %	ψ , %	KV^{-60} , Дж			
							1	2	3	среднее
							средние значения			
1	исходное состояние (ТМО)	580	470	23	8,6	84	300	300	300	300
2	старение 5%+250°C, время выдержки 1 час	595	525	19	4,1	84	290	224	253	256
3	старение 5%+250°C, время выдержки 3 часа	655	655	15	0	82	200	203	195	199

По данным таблицы 3.3.3.2 были построены зависимости изменения предела текучести, временного сопротивления, относительного и равномерного удлинения после деформационного старения с разным временем изотермической выдержки. Зависимости представлены на рисунке 3.3.3.2.

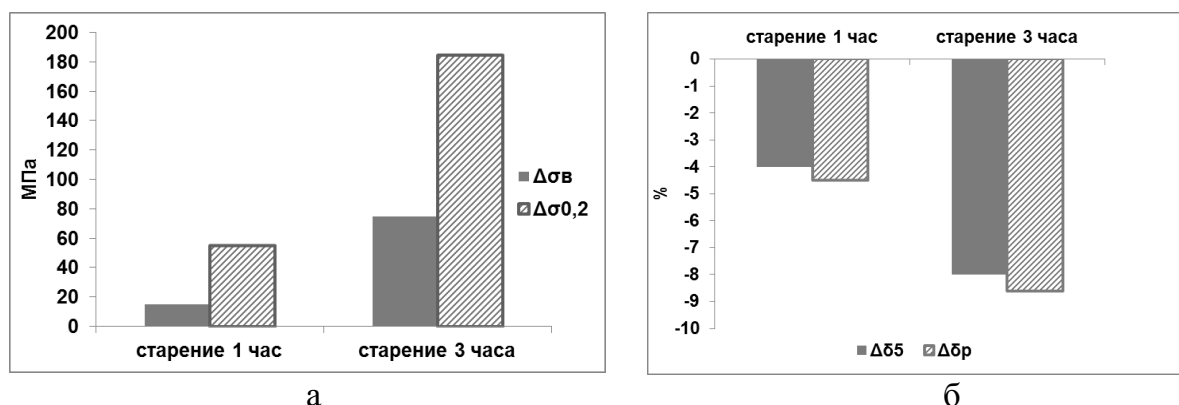


Рисунок 3.3.3.2 - Зависимости изменения механических свойств после деформационного старения с разной продолжительностью выдержки: а - предела текучести и временного сопротивления (повышение), б - относительного и равномерного удлинения (снижение) по отношению к свойствам в состоянии поставки.

После деформационного старения с продолжительностью изотермической выдержки 1 час значения временного сопротивления возросли на ~ 15 МПа, а предела текучести на ~ 12 %, снижение относительного и равномерного удлинения составило 4-4,5 %, рисунок 3.3.3.2. Работа удара снизилась на ~ 50 Дж.

Увеличение продолжительности выдержки до 3 часов привело к более заметному приросту предела текучести на ~ 39 %, а временного сопротивления на ~ 13 %. Значения работы удара снизились на ~ 100 Дж по сравнению с состоянием поставки, относительное удлинение - до 15 %, а относительное равномерное удлинение снизилось на 8,6 % до 0 %, что свидетельствует об исчерпании способности к пластической деформации.

Диаграммы растяжения представлены на рисунке 3.3.3.3.

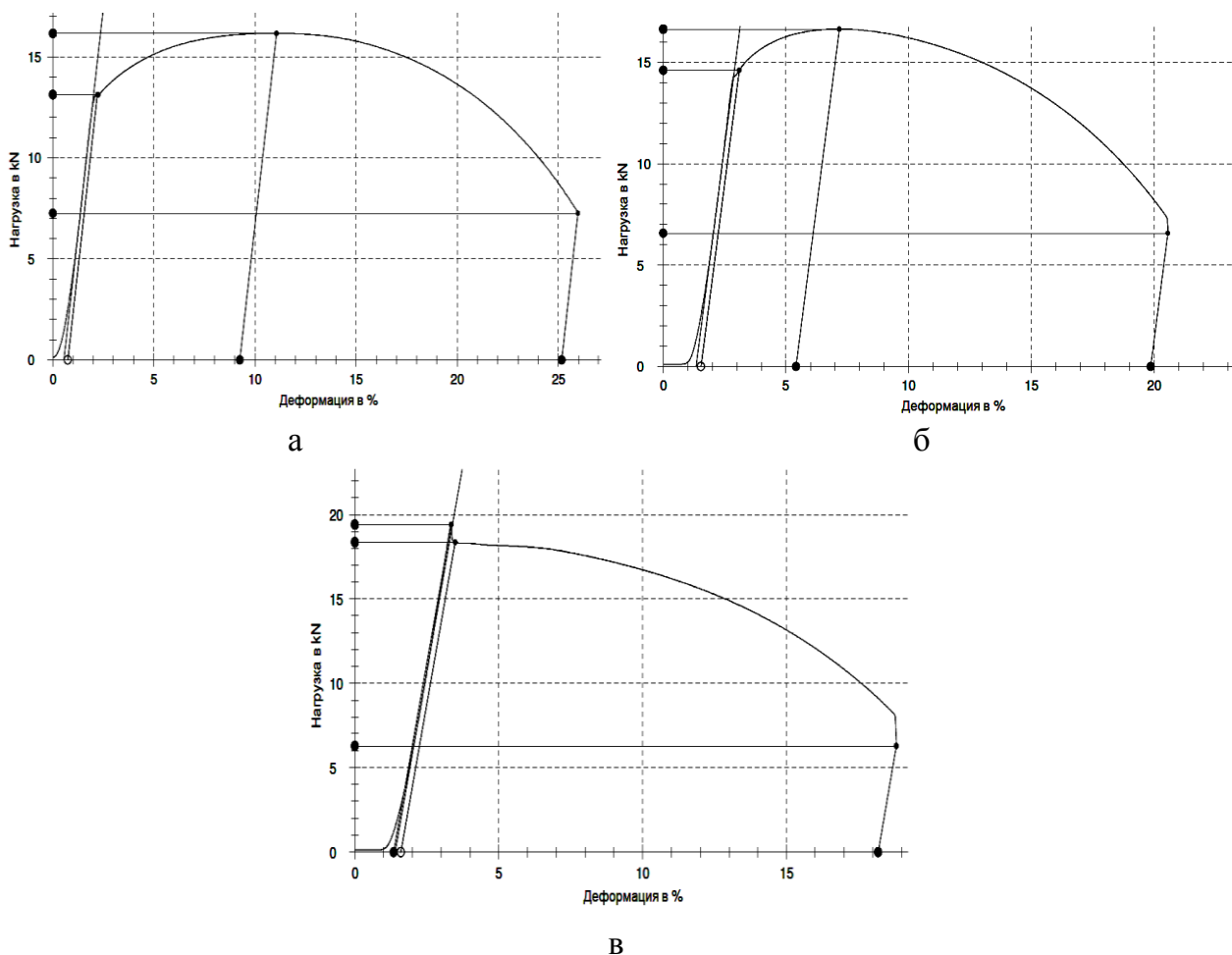


Рисунок 3.3.3.3 – Диаграммы растяжения образцов стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа:

а – в состоянии поставки (режим 1), б – после старения по режиму 5 %+250°C, 1 час, в - после старения по режиму 5 %+250°C, 3 час

После ТМО (режим 1 таблицы 3.3.3.2), рисунок 3.3.3.3 а, кривая на диаграмме растяжения имеет параболический вид с достаточно протяженной стадией равномерного удлинения.

Деформационное старение с продолжительностью выдержки 1 час (режим 2 таблицы 3.3.3.2 б) привело к сокращению протяженности стадии равномерного удлинения. После старения с продолжительностью выдержки 3 часа на диаграмме растяжения появился зуб текучести, стадия равномерного удлинения исчезла (рисунок 3.3.3.2 в). Отсутствие стадии равномерного удлинения дополнительно подтверждается измерением диаметра рабочей части образца вне зоны образования шейки, которое показывает, что диаметр этих областей сохраняется неизменным. Проявление эффекта деформационного старения связывают с недостатком для реализации пластического течения свободных дислокаций в результате их закрепления атмосферами примесных атомов и/или дисперсными частицами вторых фаз.

В соответствии с [44] был рассчитан эффект деформационного старения (D) по формулам 1.2.2-1.2.5. Обработкой, обеспечивающей минимальное закрепление дислокаций, было выбрано состояние поставки. По формуле 2.2.3.1 ГОСТ 7268 был рассчитан показатель склонности к деформационному старению (C), определяемый по изменению значений работы удара. Результаты определения ЭДС (D) и C представлены в таблице 3.3.3.3

Таблица 3.3.3.3 – Результаты определения (параметра деформационного старения (D) и показателя склонности к деформационному старению (C).

№ режима	D_1	D_2	D_3	ЭДС (D)	$C, \%$
2	0,29	0,88	0,53	0,497	15
3	1	1	1	1	34

Данные расчеты показывают, что максимальное закрепление дислокаций для данной стали наблюдается после старения с продолжительностью выдержки 3 часа (параметр ЭДС (D)=1), меньшая степень блокировки дислокаций (после старения с продолжительностью выдержки 1 час) характеризуется значением параметра ЭДС (D) в интервале $0 < D < 1$ (в данном случае ЭДС (D)=0,497).

Таким образом, для низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа с долей речного бейнита в структуре ~25 % старение с продолжительностью изотермической выдержки 1 час привело к снижению значений работы удара на ~ 50 Дж, относительного полного и равномерного

удлинения ~ на 4 % и незначительному упрочнению. Увеличение продолжительности выдержки до 3 часов привело к увеличению временного сопротивления на ~13 %, а предела текучести на ~39 %, снижению значений работы удара на ~100 Дж по сравнению с состоянием поставки, относительного полного удлинение с 23 % до 15 %, а относительное равномерное удлинение снизилось на 8,6 % до 0 %, что свидетельствует об исчерпании способности к пластической деформации.

3.3.4 Низкоуглеродистая комплекснолегированная сталь с гарантированным пределом текучести 550 МПа с ферритно-бейнитной структурой

Материалом для исследований послужила комплекснолегированная сталь марки 07Г2НДМФБТ, на базе которой возможно изготовление трубной стали класса прочности X80, после двухстадийной ТМО с последующим глубоким охлаждением до 250 – 350 °С. Исследования проводили на двух листах, несколько отличавшихся между собой по химическому составу, таблица 3.3.4.1. У проката № 1 наблюдалось большее содержание вредных примесей (P=0,009 %, S=0,003 %), а также большее содержание азота – 0,008, в то время как в прокате № 2 содержание этих элементов было 0,006 %, 0,0014 % и 0,0063 % соответственно. Все значения соответствовали требованиям нормативной документации.

Таблица 3.3.4.1 - Химический состав низкоуглеродистой комплекснолегированной сталь с гарантированным пределом текучести 550 МПа с ферритно-бейнитной структурой, масс. %.

№ проката	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Ti	Mo	Nb	V	B	As	Ca	Сэкв
1	0,055	0,21	1,88	0,009	0,003	0,019	0,39	0,163	0,031	0,008	0,016	0,26	0,048	0,027	0,0004	0,002	0,0014	0,47
2	0,057	0,21	1,93	0,006	0,0014	0,02	0,38	0,153	0,024	0,0063	0,012	0,26	0,043	0,023	0,0004	0,002	0,0015	0,47

Микроструктура листов в исходном состоянии представлена на рисунке 3.3.4.1.

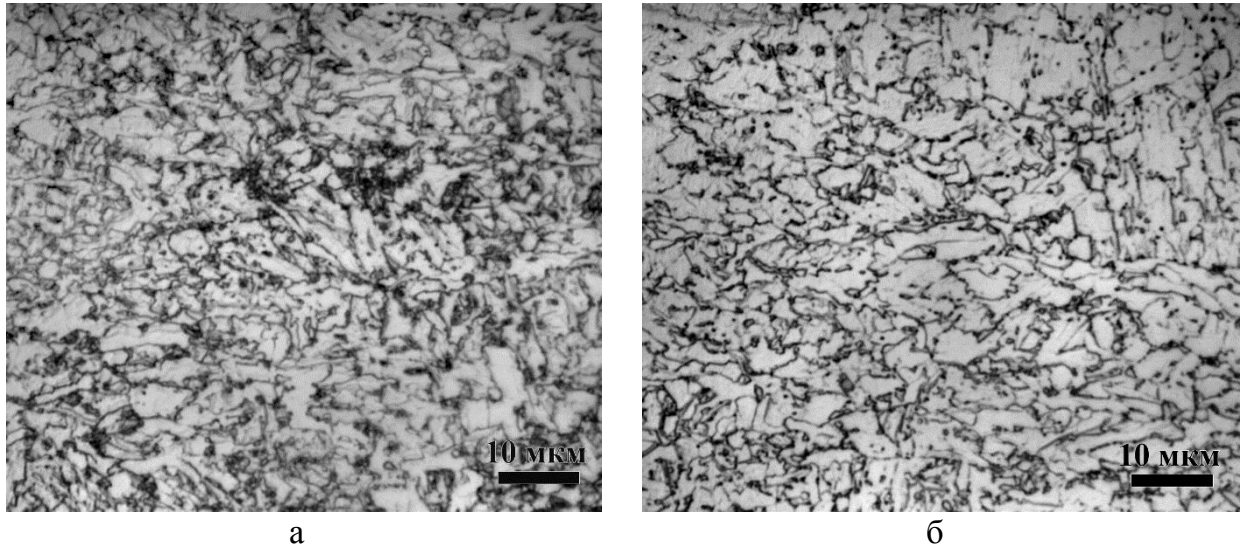


Рисунок 3.3.4.1 – Изображения микроструктуры листов стали 07Г2НДМФБТ в состоянии поставки после ТМО: а — прокат № 1, б — прокат № 2

Часть исследований, приведенных в этом разделе, представлена в работе [97]. Структура низколегированной стали марки 07Г2НДМФБТ ферритно-бейнитная, представлена квазиполигональным ферритом, гранулярным бейнитом, с незначительной долей (~15-20 %) речного бейнита. Свойства стали в состоянии поставки представлены в таблице 3.3.4.2.

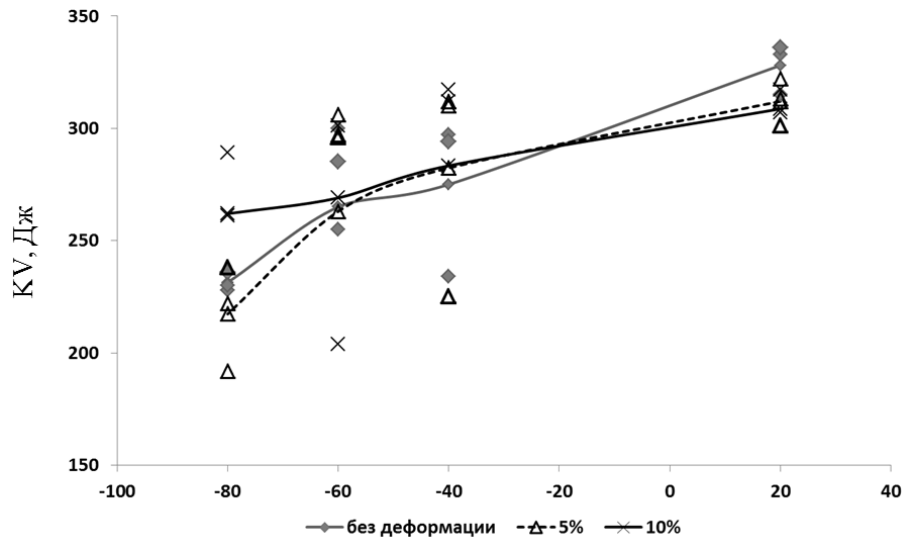
Таблица 3.3.4.2 – Механические свойства стали марки 07Г2НДМФБТ в состоянии поставки.

Мех. свойства № проката	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	$\sigma_{0,2} / \sigma_B$	δ_p , %	KV _{ср} , Дж			
						Тисп, °С			
						20	-40	-60	-80
1	602	730	22,3	0,83	8,9	328	275	311	231
2	629	730	22,3	0,86	7,9	322	300	277	263

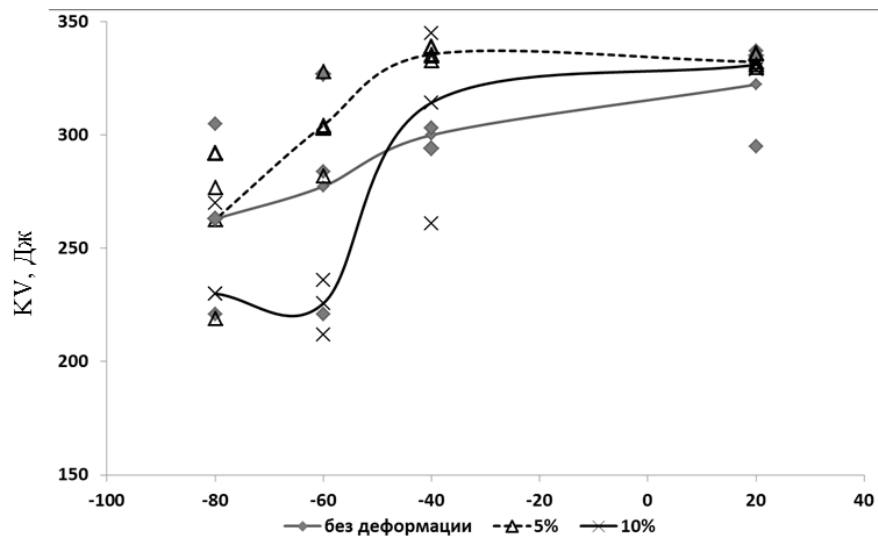
Были проведены исследования склонности стали марки 07Г2НДМФБТ к деформационному старению в широком интервале температур и деформаций. Заготовки подвергались деформации 5 и 10 %, часть из них - последующей изотермической выдержке при температурах 250, 350 и 450 °С в течение 1 часа, охлаждение проводили на воздухе.

Для оценки вклада в процесс старения температурной и деформационной составляющей при обработке были определены механические свойства стали как без деформации, так и после деформации 5 и 10 %.

Влияние холодной пластической деформации на работу удара при понижающихся температурах. Исследования влияния степени деформации проводились по результатам испытаний ударных образцов при понижающихся температурах. На рисунке 3.3.4.2 приведены зависимости значений работы удара от температуры испытаний при различных степенях деформации (без деформации, 5 и 10 %), изотермическая выдержка отсутствует.



а



б

б

Рисунок 3.3.4.2 - Зависимости работы удара от температуры испытаний при холодной пластической деформации стали 07Г2НДМФБТ: а – прокат № 1, б – прокат № 2.

Для проката № 1, не подвергнутого деформации, значения работы удара находились на высоком уровне даже при температуре испытаний минус 80 °С: $KV_{cp}^{-80}=230$ Дж. После холодной деформации 5 % растяжением снижения значений работы удара не наблюдалось, деформация 10 % способствовала появлению единичных снижений работы удара на 100 Дж, однако средние значения находились на высоком уровне $KV_{cp}^{-80}=211$ Дж.

Прокат № 2 обладал более высокими значениями работы удара в состоянии поставки при пониженных температурах. Так, средние значения составили $KV_{cp}^{-80}=263$ Дж, т.е. на 30 Дж выше. Холодная деформация 5 % растяжением не привела к изменению значений работы удара, однако после испытаний при пониженных температурах средние значения работы удара KV были выше на 50 Дж, чем для проката № 1. После деформации 10 % при температуре испытаний минус 60 °С значения работы удара снизились до 226 Дж, т.е. на ~50 Дж.

Разброс значений работы удара между испытаниями, проведенными на недеформированных образцах и образцах с различной степенью деформации, составил порядка 50 Дж (единичные снижения значений работы удара составляли 100 Дж). Это объясняется тем, что деформация способствует диффузии примесей к границам зерен. Более широкий разброс значений работы удара в прокате № 1 также можно объяснить более высоким содержанием фосфора и азота.

Влияние режимов деформационного старения на изменение механических свойств. Были выбраны режимы с деформацией 5 и 10 % и изотермическими выдержками 250, 350 и 450 °С. Проведены испытания на ударный изгиб образцов после старения стали 07Г2НДМФБТ, прокат № 1, и построены зависимости значений работы удара от степени деформации при разных температурах изотермической выдержки, рисунок 3.3.4.3.

Результаты испытаний при комнатной температуре значительных различий не выявляют.

При температурах испытаний ниже 20 °С после изотермической выдержки 250 °С с увеличением степени деформации наблюдается снижение работы удара, разница значений между состоянием поставки и состаренным составляет 50-70 Дж. При повышении температуры изотермической выдержки до 350 и 450 °С эта разница становится более существенной и составляет более 100 Дж.

Если без выдержки наибольший разброс значений работы удара при степени деформации 5 % для проката № 1 наблюдался при температуре испытаний минус 60 °С (от 220 Дж до 310 Дж), то изотермическая выдержка при 250 °С с

деформацией 10 % приводит к увеличению разброса значений работы удара при всех температурах испытаний.

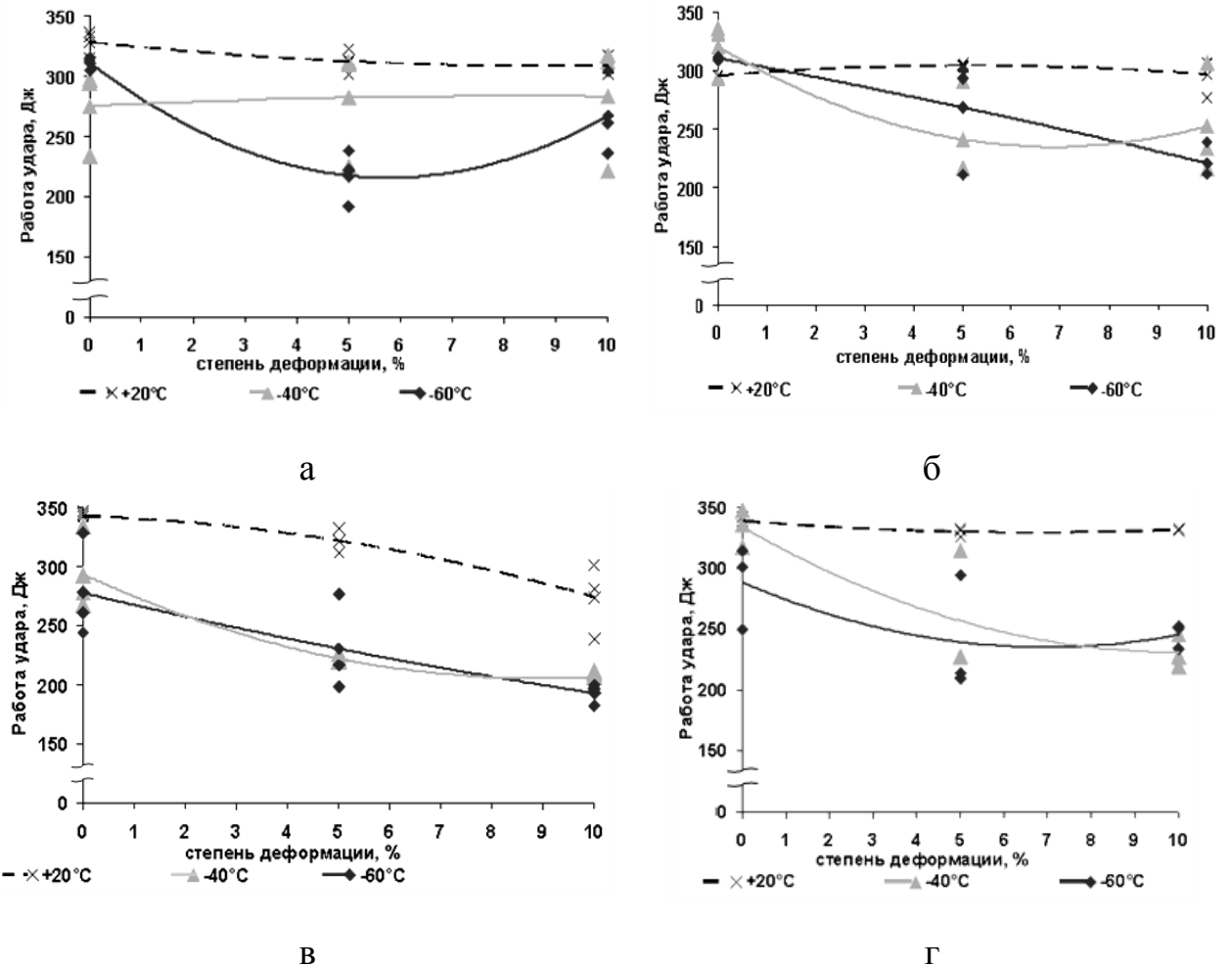


Рисунок 3.3.4.3 - Зависимость работы удара проката №1 стали 07Г2НДМФБТ от степени деформации после изотермической выдержки при различных температурах: а—без выдержки; б—250 °С; в—350 °С, г—450 °С.

После изотермической выдержки при 350 °С наблюдается разброс значений работы удара ~100 Дж между испытаниями при комнатной и пониженными температурами, при этом влияние степени деформации на разброс значений отсутствует. Для изотермической выдержки при 450 °С закономерности схожие.

Таким образом, повышение температуры изотермической выдержки приводит к увеличению разброса значений работы удара, полученных после испытаний при комнатной и пониженных температурах, по сравнению со значениями, полученными после холодной деформации без выдержки. Абсолютные значения работы удара остаются очень высокими (более 200 Дж).

Исследования микроструктуры листового проката до и после старения по различным режимам показали, что с увеличением степени деформации после

изотермической выдержки при температуре 450 °С в структуре происходит активизация процесса карбидообразования по границам зерен.

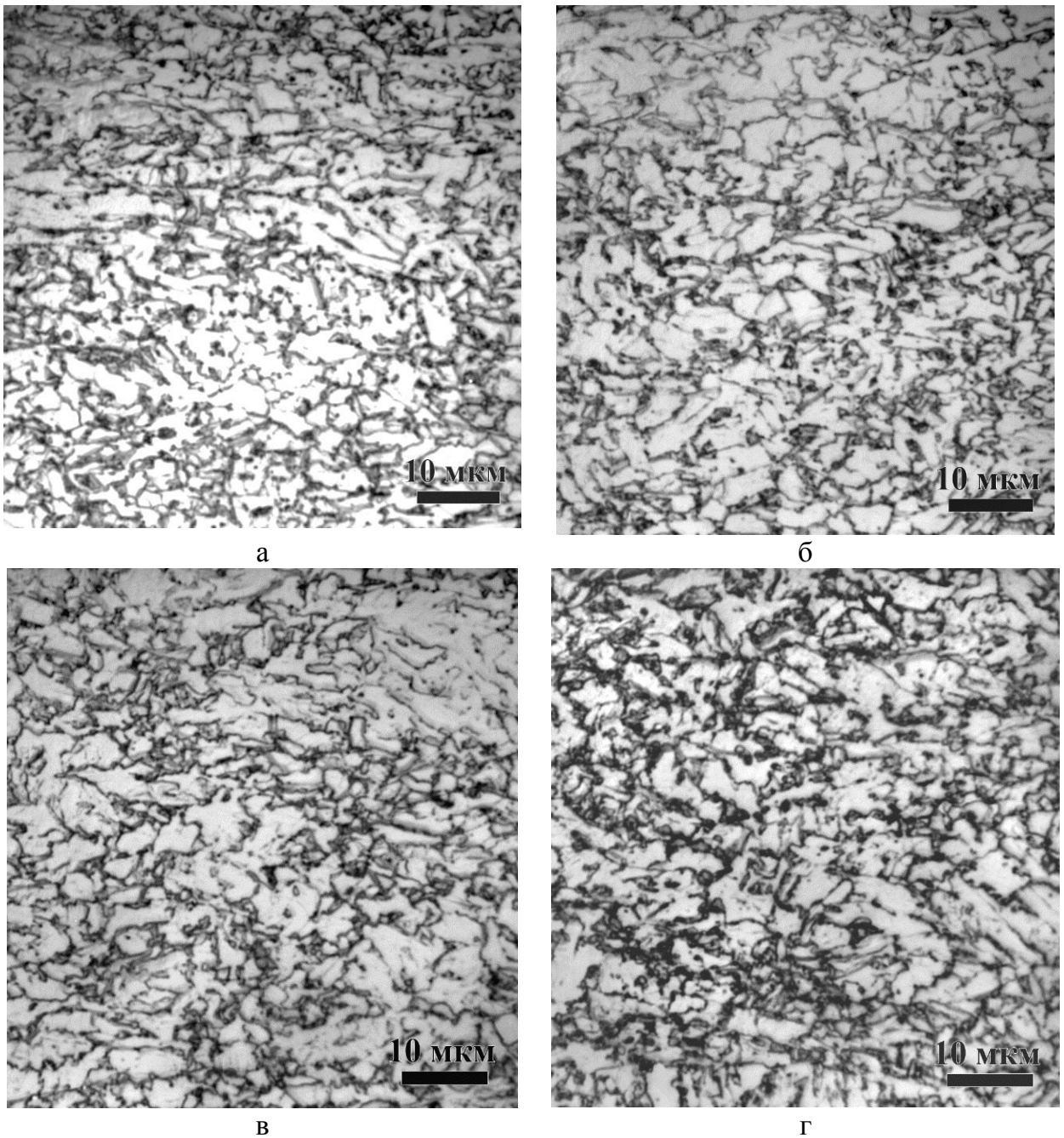


Рисунок 3.3.4.4 – Изображения микроструктуры стали марки 07Г2НДМФБТ, прокат № 1, после изотермической выдержки 30 минут, а – деформация 10 %, 250 °С; б—без деформации, 450 °С; в—деформация 5 %, 450 °С; г—деформация 10 %, 450 °С.

После деформации 10 % с выдержкой при 450 °С наблюдается декорирование границ зерен мелкодисперсными карбидами, которые формируют цепочки. Количество их по сравнению с состоянием без деформации, после

старения по режимам: 10 %, 250 °С; 5 %, 450 °С, рисунок 3.3.4.4 а, б, в, заметно увеличивается, рисунок 3.3.4.4 г. При степени деформации 10 % процесс образования карбидов протекает более интенсивно, чем при деформации 5 %. Можно предположить, что более высокая степень деформации и повышение температуры изотермической выдержки способствует более активному выделению цементита и, соответственно, снижению значений работы на ~ 20 Дж.

Исследование характера разрушения ударных образцов, подвергнутых старению по различным режимам, методами растровой электронной микроскопии показало, что образцы в состоянии поставки и после старения по режиму 5 %, 250 °С, рисунок 3.3.4.5 а, б, разрушались вязко по телу зерен, без трещин и расщеплений.

Увеличение степени деформации до 10 % с выдержкой при 250 °С приводит к появлению в изломе образцов участков вязкого зернограничного разрушения и снижению значений работы удара при минус 40 °С с 294 Дж до 234 Дж, рисунок 3.3.4.5 в.

После старения по режиму 5 %, 450 °С, рисунок 3.3.4.5 г, доля вязкого зернограничного разрушения увеличивается, и появляются трещины и расщепления по границам бывших аустенитных зерен, работа удара KV^{-40} снижается до 228 Дж.

Особенностью разрушения образцов после старения со степенью деформации 10 % и с изотермической выдержкой при 450 °С, рисунок 3.3.4.5 д, является наличие участков хрупкого зернограничного разрушения, протяженных областей вязкого зернограничного разрушения и более крупных трещин по границам бывших аустенитных зерен, что ведет к снижению значений работы удара до 214 Дж.

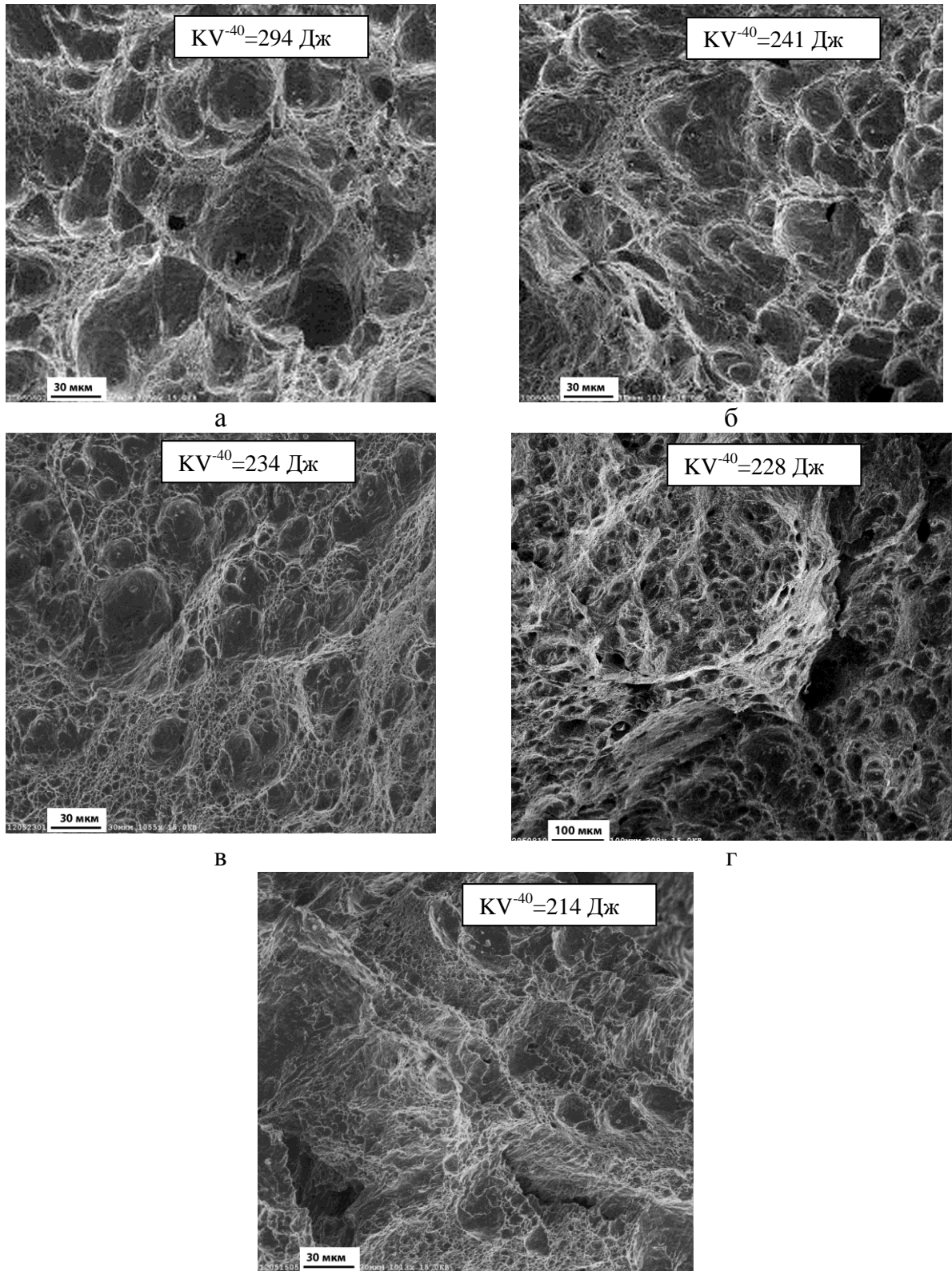


Рисунок 3.3.4.5 – Изображения поверхности разрушения стали марки 07Г2НДМФБТ (прокат № 1) а - в исходном состоянии; после механического старения (деформация, и выдержка при температуре, °С): б – 5 %, 250, в – 10 %, 250, г – 5 %, 450, д – 10 %, 450.

Сравнительные измерения микротвердости в теле и на границах зерен, рисунок 3.3.4.6, показали, что после старения с деформацией 10 % и с изотермической выдержкой при температуре 250 °С в приграничных областях по сравнению с телом зерна происходит увеличение микротвердости на 60-70 Н/мм², а после старения с деформацией 10 % и изотермической выдержкой при 450 °С – на 30-70 Н/мм².

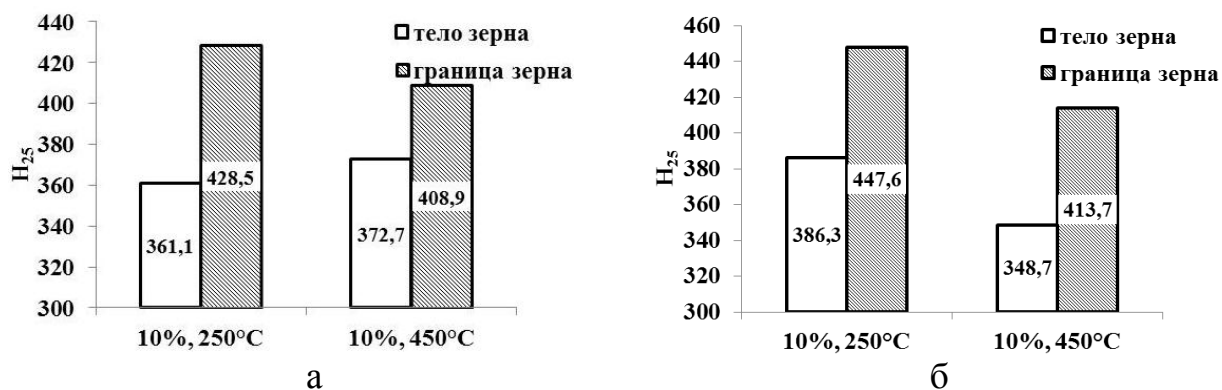


Рисунок 3.3.4.6 – Результаты измерения микротвердости: а – прокат № 1, б – прокат № 2 (средние значения из 20 измерений на состояние).

Полученные результаты можно объяснить с привлечением данных по изотермам сегрегирования примесей в стали [98]. Так, при 200 °С наблюдается активная сегрегация углерода, а температура 400 °С характерна для наиболее сильного обогащения границ зерен фосфором.

После пластической деформации 5 – 10 % в сочетании с нагревом от 250 °С до 450 °С наблюдается декорирование границ зерен и субзерен, предположительно связанное с активизацией диффузии примесных элементов и углерода с повышением температуры и степени деформации. Однако вследствие высокой дисперсности структуры это не приводит к значительному изменению механических свойств, в первую очередь работы удара, в том числе при пониженных температурах.

Таким образом, комплекснолегированная сталь марки 07Г2НДМФБТ с ферритно-бейнитной структурой и преимущественно гранулярным бейнитом склонности к деформационному старению при использовании различных режимов проведения испытаний не проявила.

Проводя сравнение полученных результатов для стали марки 07Г2НДМФБТ с данными для стали марки F36W, можно заметить, что легирование стали никелем оказывает заметное влияние на склонность стали к деформационному старению, рисунок 3.3.4.7, если формируется структура с большой долей речного бейнита.

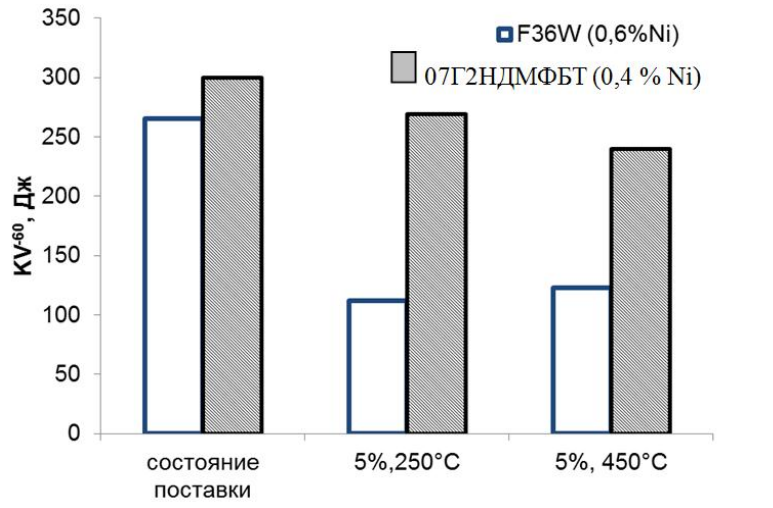


Рисунок 3.3.4.7 – Влияние содержания никеля на работу удара низколегированной стали после различных режимов старения.

Повышение содержания никеля от 0,4 до 0,6 % в сочетании с микролегированием ниобием в количестве 0,028 % в стали марки F36W (против комплексного легирования титаном, ниобием и ванадием в количестве 0,087 % в стали 07Г2НДМФБТ) после ТМО способствует образованию более 25 % речного бейнита наряду с гранулярным, что приводит к снижению работы удара после старения, которая, тем не менее, остается выше требований нормативной документации.

Таким образом, формирование в процессе производства стали F36W протяженных областей речного бейнита (более 25 %), вытянутых в направлении прокатки, усиливает склонность к деформационному старению.

Завершая раздел 3.3, следует отметить следующее. Режимы старения, регламентируемые ГОСТ 7268 и ГОСТ Р 52927-2015, различаются степенью деформации (10 и 5 % соответственно). Деформирование со степенью 10 % приводит к усилению процессов старения, проявляющихся в повышении прочностных характеристик, снижении значений работы удара и пластичности, что связано с более интенсивным протеканием процесса образования карбидов, чем после деформации 5 %. Однако в силу особенностей структуры судосталей [25, 26] деформацию со степенью 10 % не всегда возможно реализовать.

Повышение температуры изотермической выдержки с 250 до 450 °C приводит в большинстве случаев к снижению значений работы удара, что связано с более активным образованием карбидов цементитного типа на границах зерен и их укрупнением.

Выявлено, что в стали с более низким содержанием вредных примесей (P, N) разброс значений работы удара после старения ниже.

Установлено, что на склонность к деформационному старению оказывают влияние тип и морфология структуры стали. Склонность к старению проявляют как ферритно-перлитные, так и ферритно-бейнитные стали в том случае, если доля структур речного типа (перлита или речного бейнита) составляет более 25 %. Если α -фаза характеризуется преимущественно гранулярной морфологией, то склонность к деформационному старению стали с такой структурой практически не проявляется как в состоянии поставки, так и после естественного старения, что было продемонстрировано в разделе 3.2.

3.4 Исследование склонности к деформационному старению низкоуглеродистой низколегированной судостроительной стали после длительного хранения

Настоящие исследования выполнены с целью оценки возможности использования в производстве судостроительной стали различной композиции легирования и с разной структурой, полученной в состоянии поставки, после длительного хранения. Листовой прокат, хранившийся на складах, при последующем использовании в производстве подвергается гибке, а также повторной правке. В связи с этим особый интерес представляло изучение склонности такой стали (после длительного естественного старения) к дополнительному деформационному старению по режимам искусственного старения.

3.4.1 Низкоуглеродистая марганцевая сталь с гарантированным пределом текучести 315 МПа с ферритно-перлитной структурой

Испытания проводили на листовом прокате толщиной 20 мм ферритно-перлитной стали марки F32W с гарантированным пределом текучести 315 МПа, полученном термомеханической обработкой, после длительного хранения на складе в течение 15 лет (см. раздел 3.2).

В состоянии поставки склонность к деформационному старению при испытании ударных образцов не проявлялась. После длительного хранения снижения значений работы удара также не произошло (см. раздел 3.2). Затем из металла после длительного хранения вырезали заготовки, которые деформировали со степенью 5 %. После деформации заготовки подвергались изотермической

выдержке при температуре 250 °С в течение 1 часа в соответствии с требованиями ГОСТ 7268 и ГОСТ Р 52927.

Значения работы удара после старения при температуре минус 60 °С образцов длительно хранившейся стали составили 274, 286 и 283 Дж, в среднем - 281 Дж, что свидетельствует об отсутствии протекания процессов старения после провоцирующих испытаний.

Методами оптической и растровой электронной микроскопии были изучены микроструктура и характер разрушения образцов на ударный изгиб из стали, длительно хранившейся на складах и затем подвергнутой деформационному старению, рисунок 3.4.1.1.

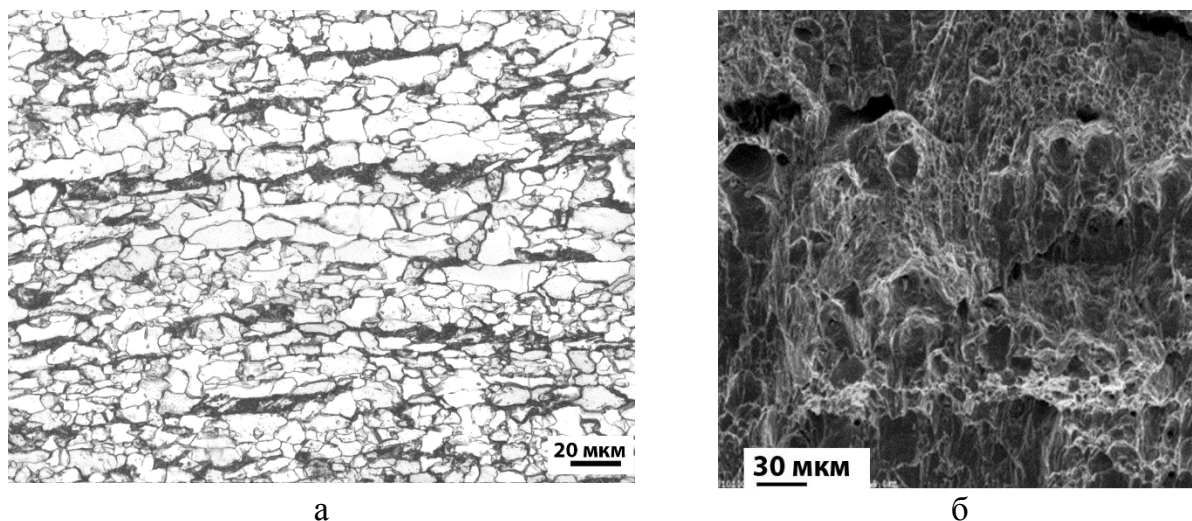


Рисунок 3.4.1.1 – Изображения микроструктуры (а) и поверхности разрушения (б) образцов из стали марки F32W, хранившейся в течение 15 лет, после дополнительного искусственного старения.

Микроструктура стали в исходном состоянии - ферритно-перлитная с выраженной перлитной полосчатостью и долей перлита не более 20 %, после дополнительного искусственного старения не изменилась, рисунок 3.4.1.1 а. Образцы на ударный изгиб после дополнительного искусственного старения разрушались вязко по механизму вязкого транскристаллитного разрушения с формированием на поверхности чашечного рельефа, рисунок 3.4.1.1 б.

Таким образом, низкоуглеродистая низколегированная сталь марки F32W с гарантированным пределом текучести 315 МПа с ферритно-перлитной структурой и долей перлита не более 20 %, высокого металлургического качества, не проявила склонности к деформационному старению после длительного хранения (~ 15 лет) и может подвергаться различным технологическим операциям (правка, гибка).

3.4.2 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 390 МПа с ферритно-бейнитной структурой

Испытания ферритно-бейнитной стали марки F40W с гарантированным пределом текучести 390 МПа проводили на листовом прокате толщиной 40 мм, полученном термомеханической обработкой, после длительного хранения на складе в течение 15 лет.

В состоянии поставки склонность к деформационному старению при испытании ударных образцов не проявлялась: средние значения работы удара находились на высоком уровне и составляли при минус 60 °С 243 Дж, старение привело к снижению значений работы удара до 227 Дж. После длительного хранения на складе в течение 15 лет значения работы удара снизились до 88 Дж, таблицы 3.2.2 и 3.4.2.1.

Из металла после длительного хранения вырезали заготовки, которые деформировали со степенью 5 и 10 %, что соответствовало требованиям ГОСТ 7268, ГОСТ Р 52927 и «Правил...» РМРС. После деформации заготовки подвергались изотермической выдержке при температурах 250 и 450 °С в течение 1 часа. Средние значения механических свойств, в том числе работы удара в состоянии поставки, после естественного и искусственного старения приведены в таблице 3.4.2.1 и на рисунке 3.4.2.1.

Сравнение результатов испытаний на ударный изгиб после старения с деформациями 5 % и 10 % с последующей изотермической выдержкой при 250 и 450 °С, рисунок 3.4.2.1, показало следующее. Старение с деформацией 5 % с выдержкой при 250 °С после длительного хранения приводит к снижению работы удара при температуре испытаний минус 60 °С в 2 раза - до 44 Дж, что ниже требуемых значений. При температуре испытаний минус 40 °С значения работы удара несколько выше и составляют 69 Дж.

Деформация 10 % с выдержкой как при 250 °С, так и при 450 °С, приводит к еще более существенному снижению работы удара (KV^{-60}) – до недопустимых значений 32-35 Дж. При температуре испытаний минус 40 °С после деформации 10 % и изотермической выдержки при 450 °С значения работы удара выше на 20 Дж, чем после выдержки при 250 °С.

Таблица 3.4.2.1 – Механические свойства листового проката толщиной 40 мм стали с гарантированным пределом текучести 390 МПа после длительного хранения и дополнительного искусственного старения (средние значения).

Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2} (\sigma_T)$, МПа	$\sigma_{0,2} (\sigma_T) / \sigma_B$, МПа	δ_5 , %	δ_p , %	Ψ , %	KVA^{-40} Дж	KV^{-60} , Дж (KVA ⁻⁶⁰ после старения, Дж)
Требования ГОСТ 52927	510-660	390	-	20	-	-	-	50
состояние поставки	590	485	0,82	27			-	243 (227)
после длительного хранения	634	592	0,92	22,9	11,3	71,8	99	88
после длительно-го хранения+ 5%, 250°C	645	590	0,92	22,0	10,9	72	69	(44)
после длительного хранения +10%, 250°C	662	617	0,93	21,8	8,1	73,3	37	(35)
после длительного хранения+ 10%, 450°C	686	686	1,0	17,1	0	77,9		(33)

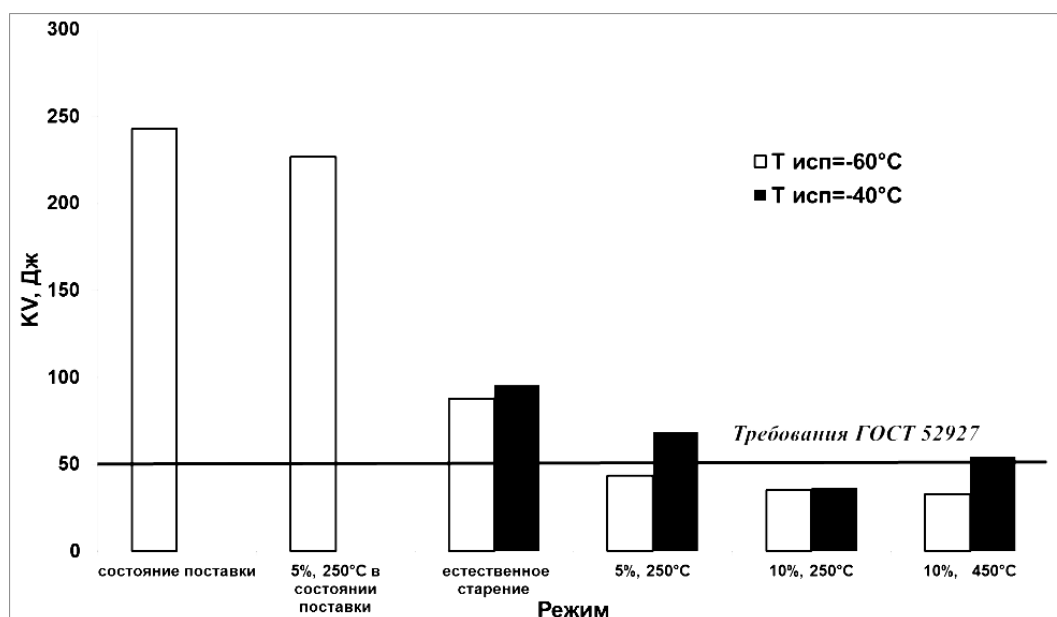


Рисунок 3.4.2.1 – Зависимость средних значений работы удара от температуры испытаний и выбранного режима старения для низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 390 МПа.

Таким образом, искусственное старение с деформацией 5 % и 10 % и выдержкой при температурах 250 и 450 °С после длительного хранения (естественного старения) понижает значения работы удара при температуре испытаний минус 60 °С в 2,5-3 раза по сравнению с образцами после естественного старения или в 6,5-7 раз по сравнению с образцами в состоянии поставки.

Структура стали образована квазиполигональным ферритом, бейнитом гранулярной морфологии, и протяженными областями бейнита речной морфологии (более 25 %) и не отличается от структуры в состоянии после длительного хранения, рисунок 3.4.2.2.

В изломах образцов после искусственного старения по указанным режимам 65 – 70 % поверхности разрушения занимает хрупкое транскристаллитное разрушение, по типу скола и квазискола, рисунок 3.4.2.2 б, г, с участками вязкого зернограничного разрушения и расслоями по отдельным границам. Особенностью разрушения образца после старения по режиму 10 %, 450 °С является наличие участков излома с цепочками плоских карбидных выделений размерами 15 – 50 мкм, распределенных по границам речного бейнита (отмечены стрелками на рисунке 3.4.2.2 г), что, по-видимому, связано с процессами распада остаточного аустенита при указанных температурах.

Исследование структуры методом растровой электронной микроскопии образцов на ударный изгиб, рисунок 3.4.2.3, показало, что после естественного старения (длительного хранения в течение 15 лет) в структуре металла на рейках видны выделения, предположительно карбиды, рисунок 3.4.2.3, а (оценка диффузионной подвижности углерода при естественном старении дана в разделе 3.6).

Последующее искусственное старение при 450 °С с деформацией 10 % после длительного хранения практически не изменяет структуру по сравнению с состоянием после естественного старения, рисунок 3.4.2.3 б, но наблюдается повышенная травимость границ в речном бейните.

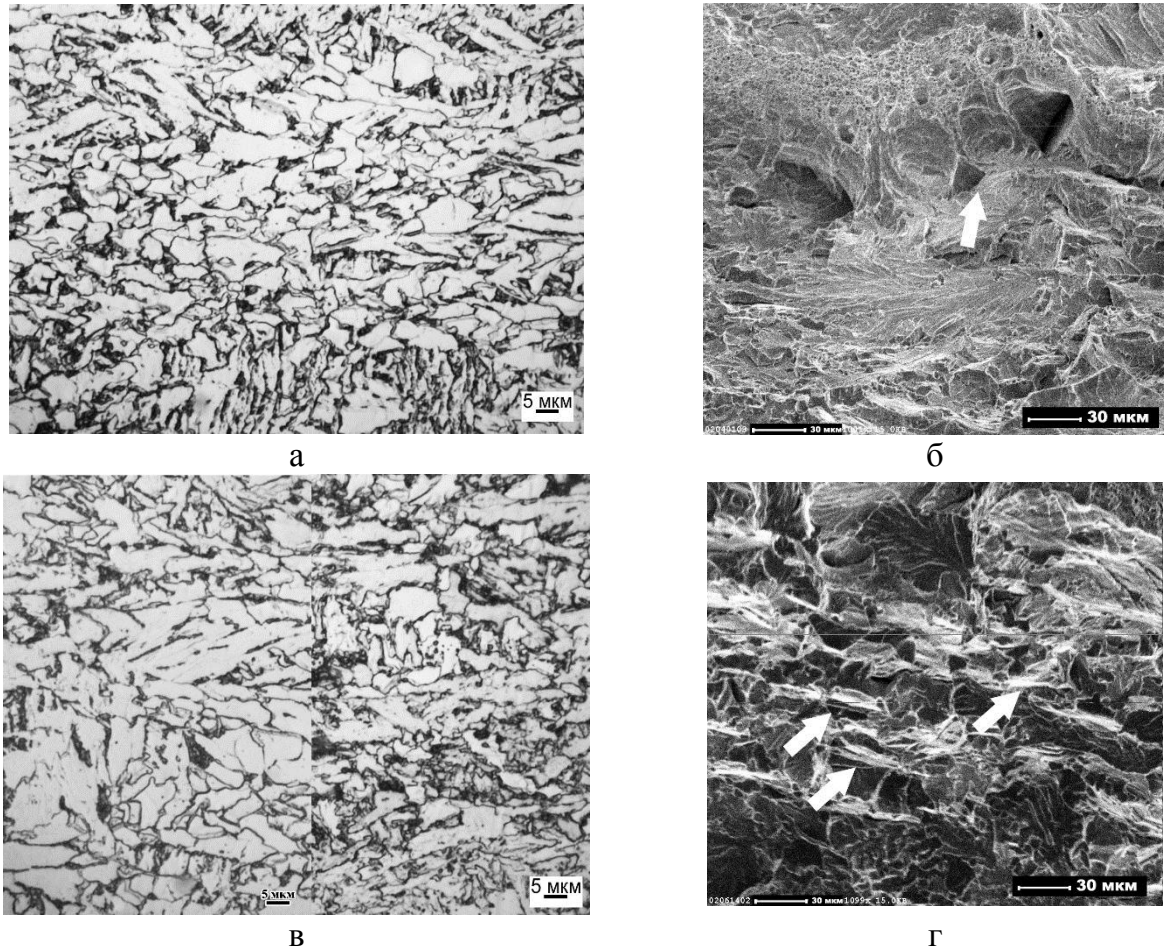


Рисунок 3.4.2.2 – Изображения микроструктуры низколегированной стали (марки F40W) с гарантированным пределом текучести 390 МПа (а, в) и характера разрушения изломов ударных образцов (б, г) после длительного хранения и дополнительного искусственного старения по режимам: а, б - 10 %, 250 °С, в, г – 10 %, 450 °С.

Для определения влияния дополнительного искусственного старения на прочностные и пластические характеристики стали марки F40W, подвергнутой длительному хранению, из состаренных по различным режимам заготовок были изготовлены цилиндрические образцы на растяжение и проведены испытания с построением диаграмм деформирования. Результаты испытаний представлены в таблице 3.4.2.1.

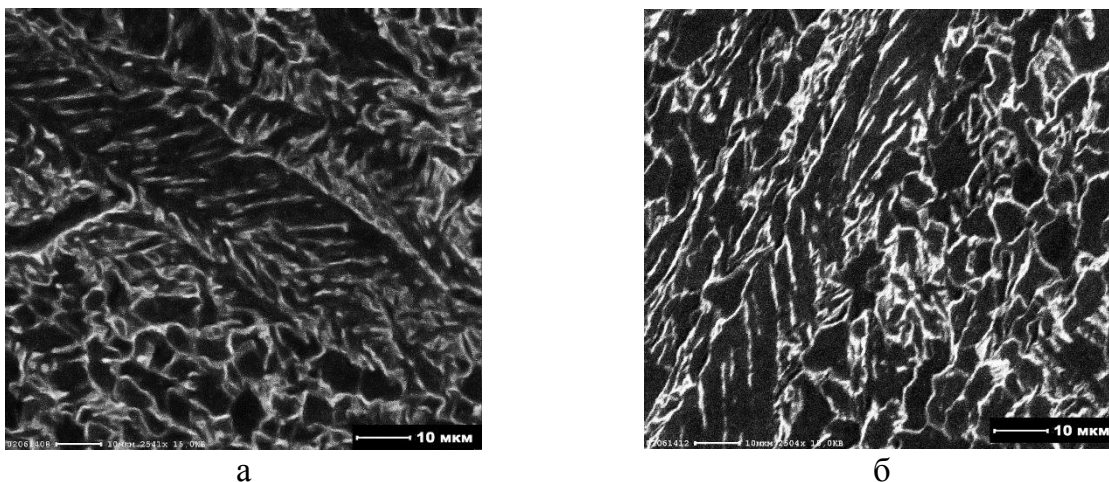
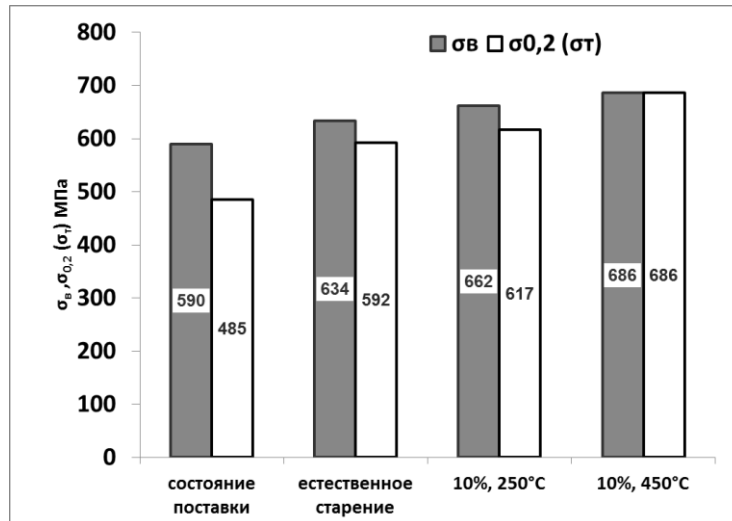


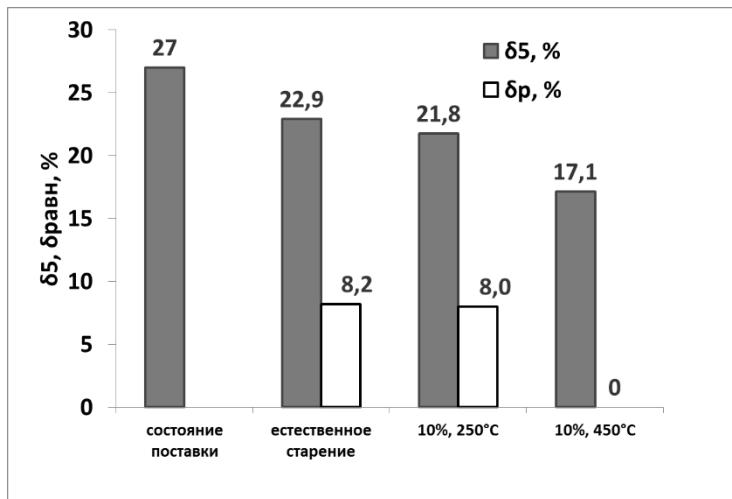
Рисунок 3.4.2.3 – Фотографии участков микроструктуры стали марки F40W, полученные с помощью растровой электронной микроскопии: после естественного старения (а) и после обработки по режиму 10 %, 450 °С (б).

Искусственное старение с деформацией 10 % и выдержкой при 250 °С привело к повышению предела текучести и временного сопротивления на 25-28 МПа по сравнению с состоянием после длительного хранения и на 70-130 МПа по сравнению с состоянием поставки. Соотношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{\sigma}$ в состоянии поставки составляло 0,82, естественное старение привело к повышению соотношения до 0,92. Искусственное старение с деформацией 10 % и выдержкой при 250 °С способствовало незначительному повышению значения $\sigma_{0,2}/\sigma_{\sigma}$ до ~0,93, рисунок 3.4.2.4 в.

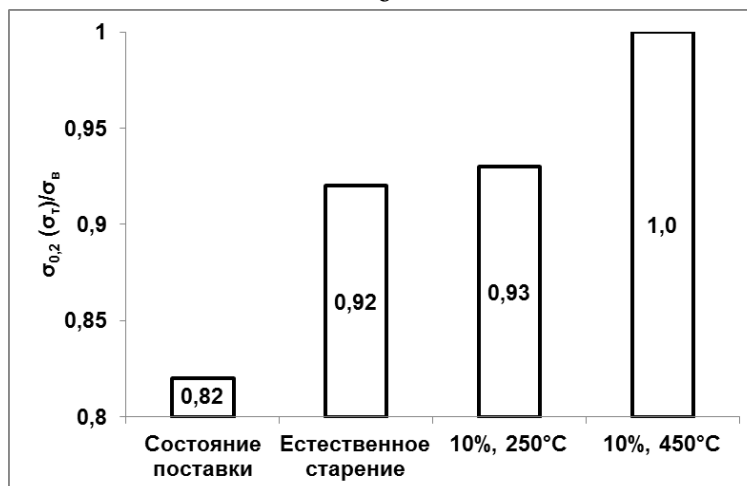
После старения с деформацией 10 % с выдержкой при 450 °С предел текучести возрастает на 94 МПа, а временное сопротивление на 69 МПа по сравнению с состоянием после длительного хранения, что выше, чем после выдержки 250 °С, рисунок 3.4.2.4 а, а значение $\sigma_T/\sigma_{\sigma} = 1$. Одновременно с упрочнением при деформационном старении снизились характеристики пластичности. Относительное равномерное удлинение после старения с температурой выдержки 450 °С становится равным нулю, рисунок 3.4.2.4 б.



а



б



в

Рисунок 3.4.2.4 – Прочностные (а), пластические характеристики (б) и соотношение предела текучести к временному сопротивлению (в) стали марки F40W после естественного и дополнительного искусственного старения.

После дополнительного старения по режиму 10 %, 250 °С на диаграмме растяжения появляется небольшой зуб текучести, площадка текучести становится волнистой, рисунок 3.4.2.5 б.

Старение по режиму 10 %, 450 °С резко усиливает эффект деформационного старения. Предел текучести возрастает до 686 МПа и сравнивается с временным сопротивлением. Диаграмма растяжения изменяет свой вид: отсутствует стадия равномерной деформации, присутствует только сосредоточенная, появляется зуб текучести, рисунок 3.4.2.5 в.

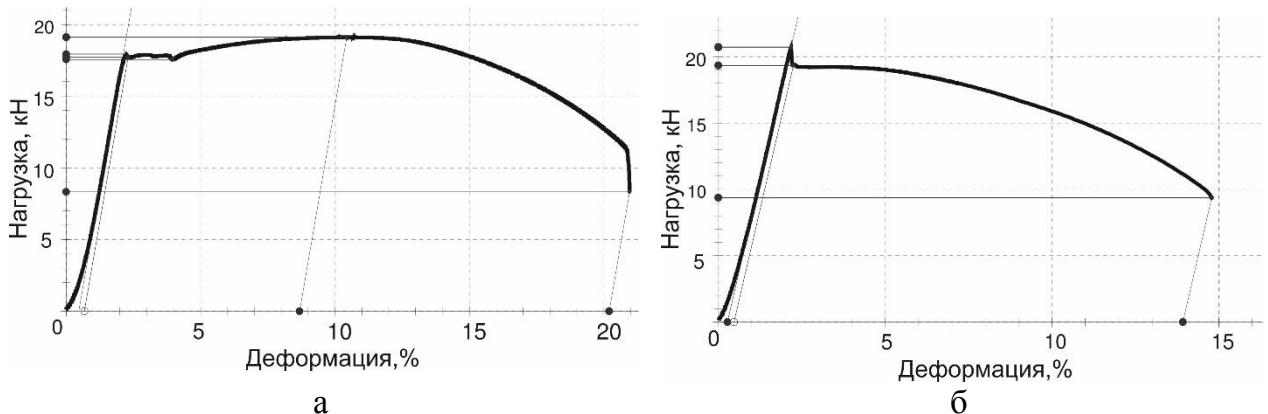


Рисунок 3.4.2.5 – Диаграммы растяжения образцов стали марки F40W после длительного естественного и последующего искусственного старения: а – 10 %, 250 °С, б – 10 %, 450 °С.

Появление зуба и площадки текучести наиболее часто наблюдается для металлов с ОЦК-решеткой. Плавный переход от упругой к пластической деформации в отсутствие зуба и площадки текучести наблюдается в том случае, если до начала испытаний на растяжение в металле имеется достаточно большое количество подвижных незакрепленных дислокаций.

Дисперсные выделения карбидов и карбонитридов после старения способны блокировать дислокации, имеющиеся в стали до деформации. В этом случае для начала движения дислокаций надо приложить напряжение, гораздо большее, чем требуется для перемещения дислокаций, свободных от карбидов, выделяющихся в дислокационных узлах. После того, как верхний предел текучести будет достигнут, происходит отрыв части дислокаций от своих атмосфер и карбидных выделений с последующим перемещением. Спад напряжений – образование зуба текучести, происходит потому, что свободные от примесных атмосфер более подвижные дислокации могут скользить некоторое время под действием меньших напряжений, пока их торможение не вызовет начала обычного деформационного упрочнения.

Исследование характера разрушения образцов на растяжение показало, что после естественного старения (длительного хранения), рисунок 3.4.2.6 а и старения при 250 °С, рисунок 3.4.2.6 б, наблюдаются вытянутая форма излома и трещины расщепления, ориентированные в направлении прокатки, что характерно для металла после термомеханической обработки.

Отсутствие трещин расщепления после старения при 450 °С, рисунок 3.4.2.6 в, указывает на изменение структуры стали в процессе изотермической выдержки после деформации, обусловленное развитием процесса отпуска. Образцы во всех трех случаях разрушались по механизму вязкого транскристаллитного разрушения с образованием на поверхности изломов вырожденного чашечного рельефа, рисунок 3.4.2.6 г, д, е.

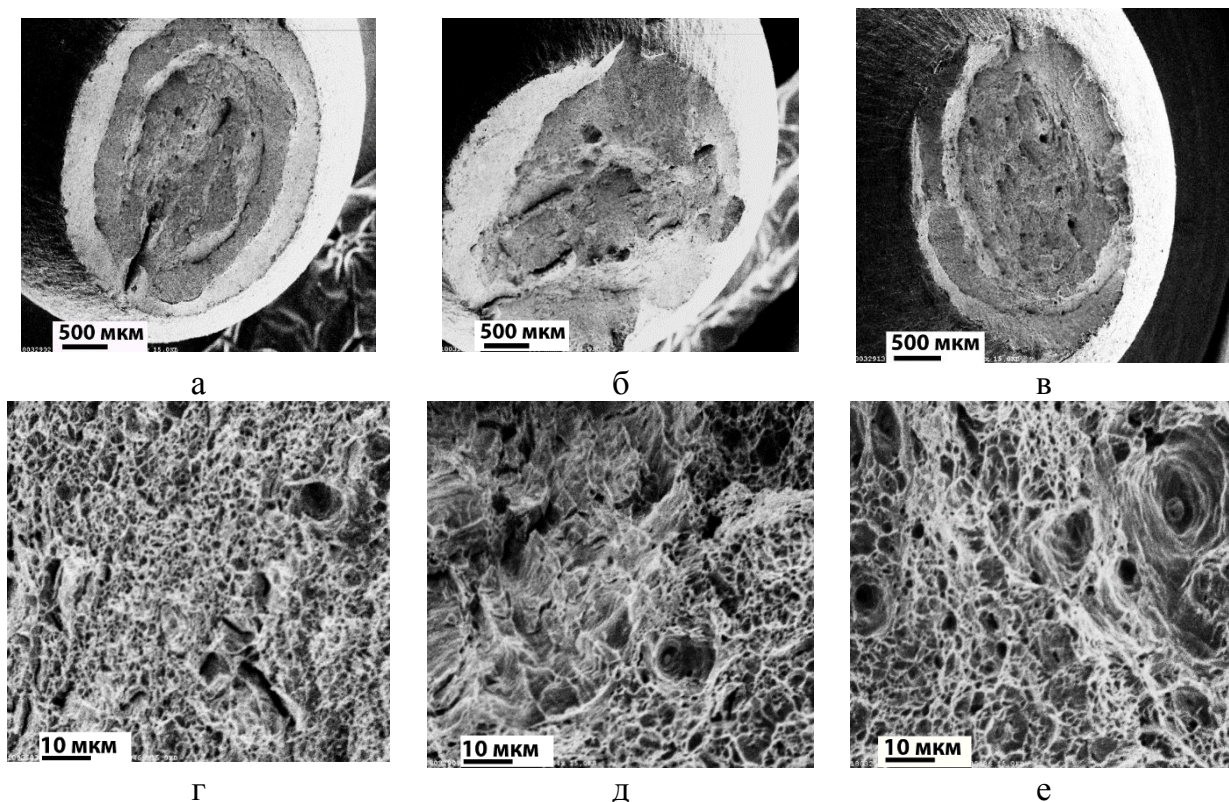


Рисунок 3.4.2.6 – Изображение поверхности разрушения образцов на растяжение стали марки F40W: а, г – естественное старение; б, д – старение 10 %, 250 °С; в, е – старение 10 %, 450 °С.

Для уточнения особенностей структурных изменений вследствие старения были проведены исследования методами просвечивающей электронной микроскопии, представленные на рисунке 3.4.2.7.

После естественного старения структура стали ферритно-бейнитная, с содержанием феррита до 30 %, образована преимущественно бейнитом речной

морфологии с выделениями аустенито-мартенситных участков по границам отдельных реек. Бейнит реечной морфологии с плотностью дислокаций $2,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в исследуемом образце занимает до 65 % общей исследованной площади фольг, рисунок 3.4.2.7 а. Мелкие кристаллиты бейнита гранулярной морфологии распределены среди зёрен феррита, рисунок 3.4.2.7 б, в. Выделения карбидной фазы со средним размером $\sim 10\text{-}15$ нм видны на дислокациях в теле ферритных зерен и кристаллитов гранулярного бейнита, что, безусловно, связано с протеканием естественного старения металла в течение 15 лет. Малое содержание зернограничных выделений объясняет сохранение значений ударной вязкости на достаточно высоком уровне – 88 Дж при минус 60 °С.

Последующее старение с деформацией 10 % и температурой изотермической выдержки 250 °С, рисунок 3.4.2.7 г-е, приводит к увеличению плотности дислокаций в реечном бейните до $3,38 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ и способствует образованию на сетке дислокаций карбидов со средними размерами ~ 14 нм, рисунок 3.4.2.7 г, е. Структурные изменения оказывают влияние на характер разрушения: при испытании на ударный изгиб при температуре минус 60 °С разрушение происходит преимущественно хрупко по телу зерен, работа удара при этом снижается до 35,2 Дж (см. рисунок 3.4.2.2 б).

После старения при 450 °С до этого длительно хранившейся стали, рисунок 3.4.2.7 ж-и, наблюдается формирование субструктуры в реечном бейните, на границах реек и субзерен видны карбидные выделения большего размера - до 30 нм, при этом плотность дислокаций выше практически в 1,5 раза. Закрепление дислокационной сетки карбидными выделениями объясняет появление зуба текучести на кривой растяжения.

Формирование такой структуры после старения при температуре 450 °С способствует повышению прочностных свойств стали и незначительно повышает работу удара при минус 40 °С.

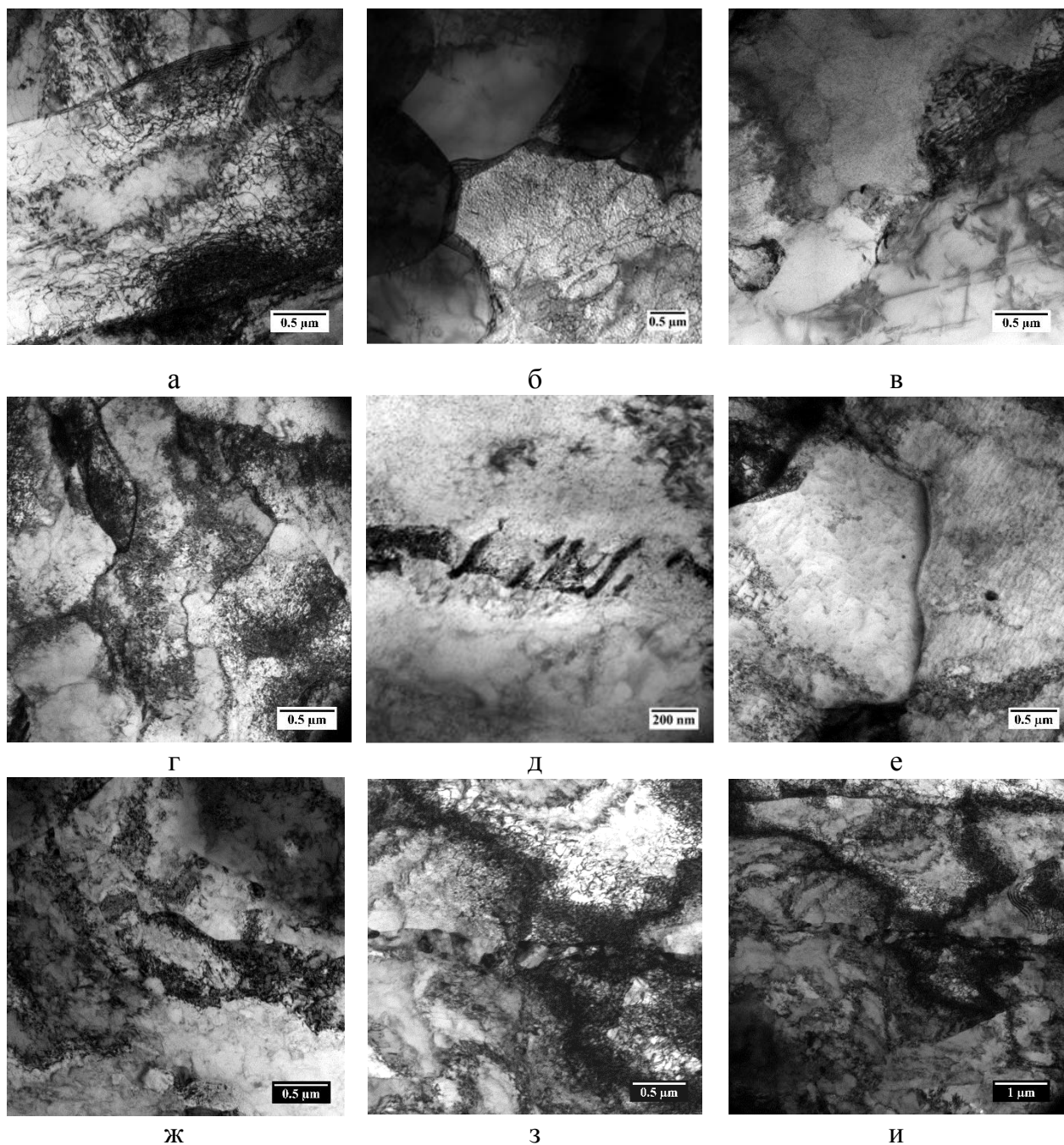


Рисунок 3.4.2.7 – Структура стали марки F40W после естественного старения (а, б, в) и дополнительного искусственного старения: по режиму 10 %, 250 °C (г, д, е), по режиму 10 %, 450 °C (ж, з, и).

Таким образом, комплексные исследования структуры, микротвердости и характера разрушения судостроительной стали марок F32W с ферритно-перлитной и F40W с ферритно-бейнитной структурами после естественного старения (длительного хранения в течение 15 лет) и дополнительного искусственного старения по различным режимам позволяют отметить следующее.

1. Длительное хранение в течение 15 лет низкоуглеродистой низколегированной стали марки F32W с ферритно-перлитной структурой и долей

перлита менее 20 % не привело к снижению значений удара по сравнению с состоянием поставки. Последующее искусственное старение также не оказало влияния на изменение значений работы удара, образцы разрушались по механизму вязкого транскристаллитного разрушения, что позволяет говорить о возможности использования ферритно-перлитной стали с долей перлита не более 20 % высокого металлургического качества для дальнейших технологических переделов.

2. По сравнению с состоянием поставки (после ТМО) длительное хранение стали с ферритно-бейнитной структурой с долей речного бейнита более 25 % в течение 15 лет (естественное старение) приводит к снижению работы удара в 2,5 раза. Однако значения работы удара остаются выше нормативных требований (50 Дж). При этом наблюдается повышение прочностных характеристик, в том числе соотношения $\sigma_{0,2}/\sigma_s$ с 0,82 в состоянии поставки до 0,92.

3. После проведения дополнительного искусственного старения по режиму 10 %, 250 °С после длительного хранения (естественного старения) происходит изменение механических свойств, заключающееся в повышении предела текучести и временного сопротивления на ~30 МПа, снижении KV⁶⁰ до 35 Дж. Искусственное старение по режиму 10 %, 450 °С длительно хранившейся стали и претерпевшей естественное старение резко увеличивает эффект деформационного старения, о чем свидетельствует появление на диаграмме растяжения зуба текучести и снижение относительного равномерного удлинения до нуля.

4. Искусственное старение при 250 °С и 450 °С после деформации 10 % образцов металла после длительного хранения способствует увеличению плотности дислокаций в бейните и образованию на сетке дислокаций дисперсных карбидов. При этом по границам бейнитных кристаллитов происходит распад аустенито-мартенситных участков по мартенситному механизму с образованием цементита. Структурные изменения оказывают влияние на характер разрушения ударных образцов: после искусственного старения при 250 °С при минус 60 °С разрушение образцов происходит преимущественно хрупко по телу зерен, особенностью разрушения образца после старения при 450 °С является наличие участков излома с цепочками плоских карбидных выделений, распределенных по границам бейнита.

5. Результаты определения микротвердости стали с ферритно-бейнитной структурой с долей речного бейнита более 25 % после старения по разным режимам и высокого отпуска подтверждают развитие структурных изменений в теле и по границам зерен.

3.5 Исследование влияние отпуска до и после деформационного старения на структуру и механические свойства низкоуглеродистой низколегированной стали

Низколегированные хладостойкие стали поставляются после термомеханической обработки без последующего отпуска и, таким образом, их структура остается в неравновесном (метастабильном) состоянии, что может стимулировать протекание процессов старения даже при температуре окружающей среды. В разделах 3.3, 3.4 показано, что старение судостроительной марганцевой стали с добавками никеля обусловлено выделением мелких карбидных частиц на дислокациях. Поэтому было предложено провести высокий отпуск стали после ТМО или длительного хранения для того, чтобы привести структуру в равновесное состояние, за счет выделения и коагуляции карбидной фазы.

Для определения возможности снижения или предотвращения склонности к деформационному старению, в том числе после длительного хранения, был проведен высокий отпуск при 580 – 620 °С после ТМО, после деформационного старения (разделы 3.5.1 и 3.5.2), а также после длительного хранения и последующего деформационного старения (разделы 3.5.3 и 3.5.4) для стали с различной структурой в состоянии поставки. Режимы отпуска представлены в таблице 3.5.1.

Таблица 3.5.1 – Режимы обработки образцов стали, полученной ТМО

№ режима	Отпуск, °С	Степень деформации, %	Температура изотермической выдержки, С	Время выдержки, час	Дополнительный отпуск
1	580, 4 часа	-	-	-	-
2	-	5 (10)	450	1	580, 4 часа
3	620, 2 часа	5	250		-

Из полученных заготовок были вырезаны образцы на ударный изгиб, на растяжение и для исследования структуры.

3.5.1 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 355 МПа с ферритно-бейнитной структурой

Для исследования была выбрана низкоуглеродистая низколегированная сталь с гарантированным пределом текучести 355 МПа марки F36W с химическим

составом, представленным в таблице 3.3.2.1. Результаты определения механических свойств после обработок по режимам таблицы 3.5.1 приведены в таблице 3.5.1.1.

Таблица 3.5.1.1 – Механические свойства низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа после обработок по режимам таблицы 3.5.1.

№ режима	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	δ_5 , %	δ_p , %	ψ , %	KV_{cp}^{-60} , Дж
после ТМО	605	500	24	нет данных		236
ТМО+старение (5 %, 250 °С)	нет данных					111
ТМО+старение (5 %, 450 °С)	нет данных					122
1 – ТМО+отпуск	600	490	24	-	-	174
2- ТМО+старение (5 %, 450 °С)+отпуск	680	680	15,3	1,1	74,7	157
3- ТМО+отпуск+старение (5 %, 250 °С)	675	675	16,6	0	76,3	64

На рисунке 3.5.1.1 представлены механические свойства и диаграммы растяжения низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа марки F36W.

Значения временного сопротивления стали после ТМО, старения с деформацией 5 % и последующего отпуска при 580 °С (режим 2) возросли с 605 (после ТМО) до 680 МПа, а предела текучести – с 500 до 680 МПа, на 36 %, рисунок 3.5.1.1 а. Наблюдаемое повышение прочностных характеристик выше, чем для стали близкого легирования после естественного старения (см. п.3.2). На диаграмме растяжения образцов после старения и последующего отпуска присутствует площадка текучести, стадия равномерной деформации мала, относительное равномерное удлинение составляет 1,1 %, а общее относительное удлинение – 15,3 %, рисунок 3.5.1.1 б, в.

Деформационное старение после ТМО и отпуска при 620 °С (режим 3) привело к исчезновению стадии равномерной деформации на диаграмме растяжения, рисунок 3.5.1.1 г, и повышению соотношения $\sigma_{0,2}/\sigma_e$ до 1. Такой вид диаграммы характерен для максимально состаренного состояния материала [44]. Прочностные характеристики после режима 3 близки к значениям после режима 2.

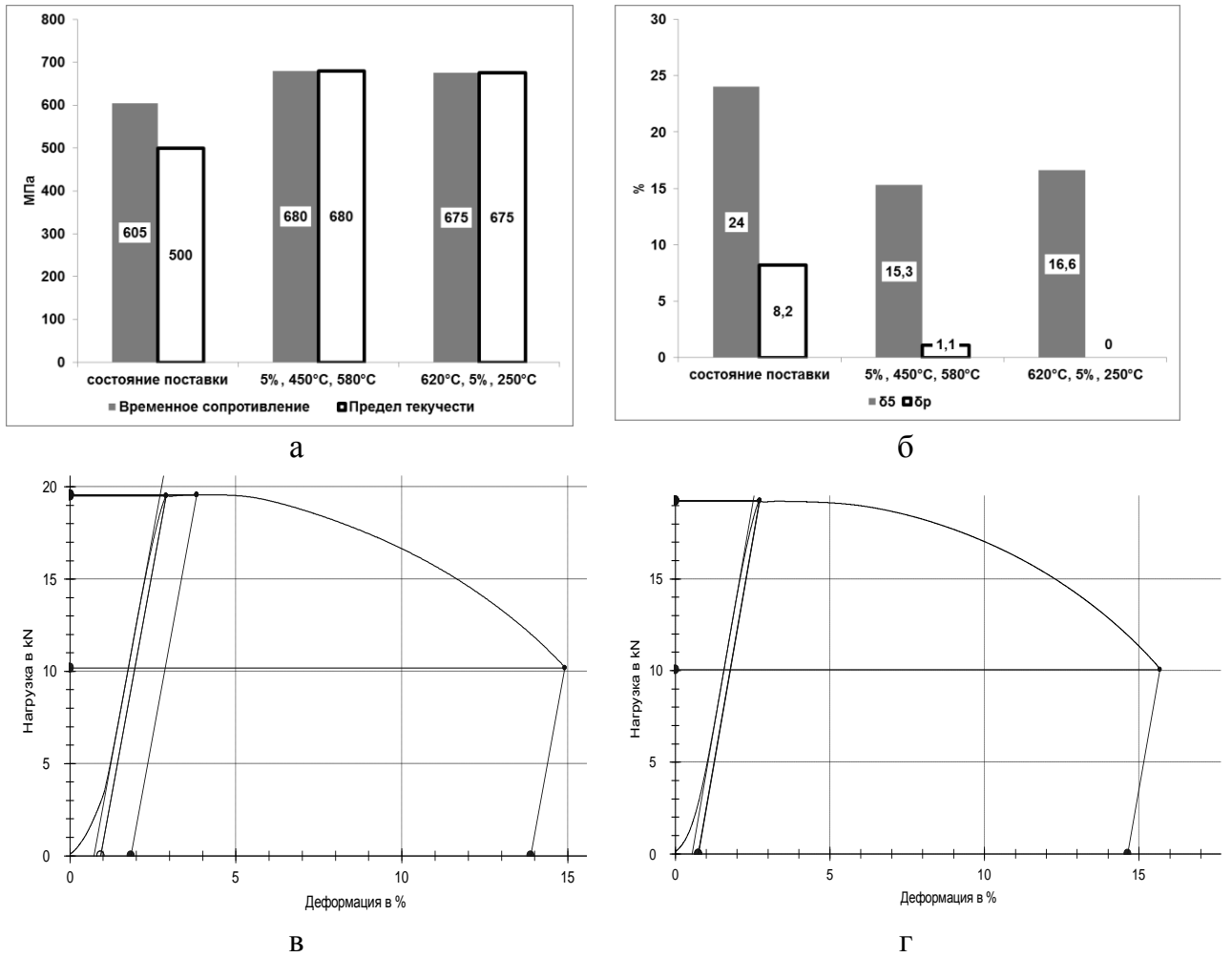


Рисунок 3.5.1.1 - Механические свойства низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа марки F36W (а, б) и диаграммы растяжения (в, г): в – режим 2 таблицы 3.5.1, г – режим 3 таблицы 3.5.1.

Значения работы удара после ТМО и отпуска (режим 1) составляли 174 Дж (после ТМО – 236 Дж), старение с изотермической выдержкой при 450 °С с последующим отпуском по режиму 2, таблица 3.5.1, привело к снижению значений работы удара в среднем на 20 Дж. После ТМО, отпуска и последующего деформационного старения с изотермической выдержкой при 250 °С (режим 3) наблюдалось наиболее значительное снижение значений работы удара до 64 Дж, при этом относительное равномерное удлинение снизилось до 0.

На рисунке 3.5.1.2 представлены структура и характер разрушения образцов стали марки F36W после обработок, представленных в таблице 3.5.1.

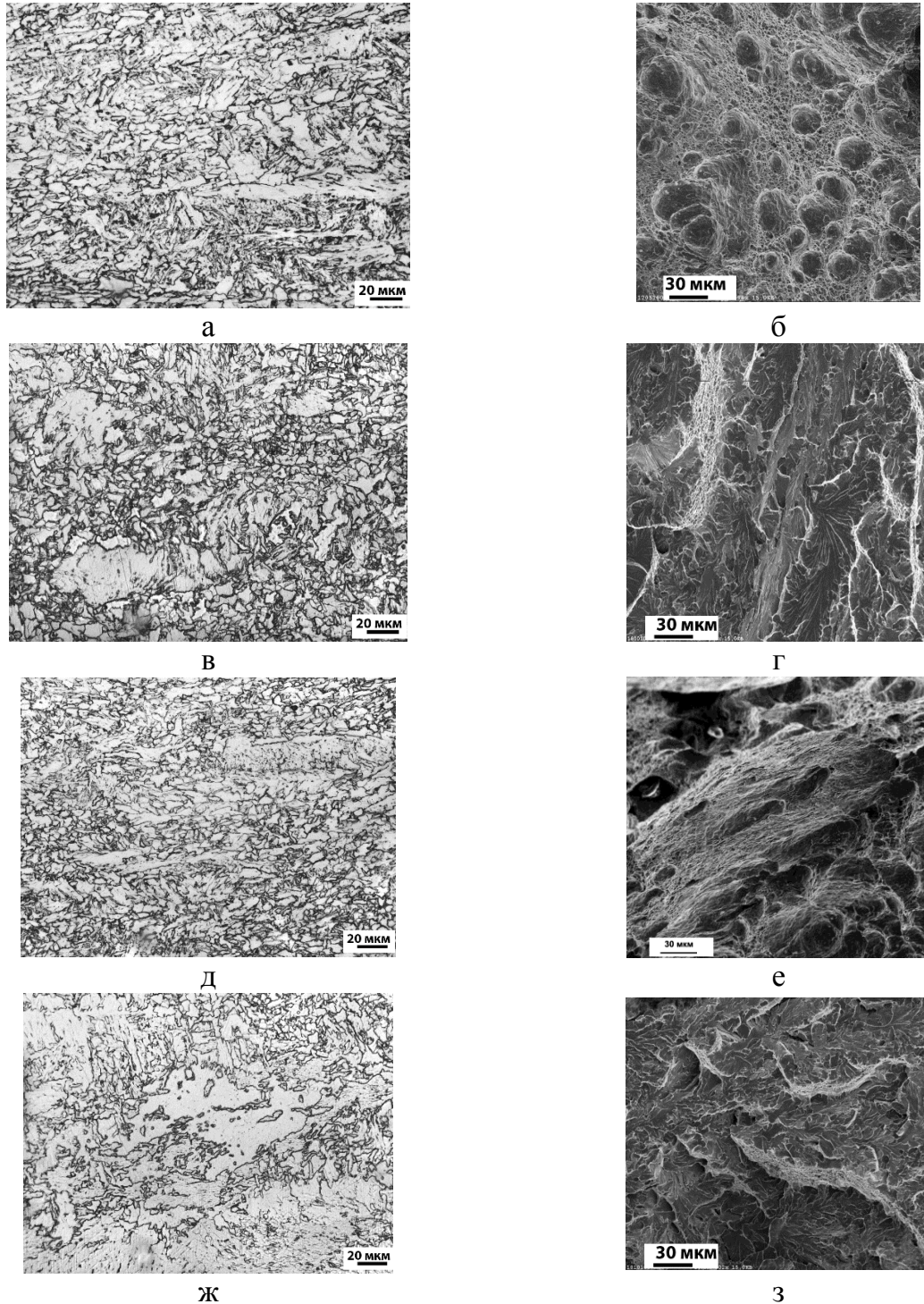


Рисунок 3.5.1.2 – Изображения микроструктуры (а, в, д, ж) и поверхности разрушения (б, г, е, з) образцов низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа марки F36W после обработок по режимам таблицы 2: а, б - после ТМО, в, г - режим 1 (ТМО+отпуск), д, е –режим 2 (ТМО+старение+отпуск), ж, з - режим 3 (ТМО+отпуск+старение).

После ТМО структура низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 355 МПа марки F36W ферритно-бейнитная, представлена квазиполигональным ферритом, с долей речного бейнита в

структуре более 25 %, рисунок 3.5.1.2 а, что, как было показано выше, повышает склонность стали к процессам старения. Образец на ударный изгиб после ТМО разрушался по механизму вязкого транскристаллитного разрушения, рисунок 3.5.1.2 б.

Отпуск при 580 °С непосредственно после ТМО не приводит к заметному изменению состояния α -фазы, рисунок 3.5.1.2 в, однако доля зернограничных карбидных выделений после отпуска возрастает. Образец разрушался по механизму квази- и микроскола с элементами вязкого зернограничного разрушения по отдельным границам, рисунок 3.5.1.2 г.

Отпуск при 580 °С после старения с 5 % деформацией и выдержкой при 450 °С по режиму 2, таблица 3.5.1, стали марки F36W приводит к повышению значения работы удара по сравнению с состоянием после старения без отпуска (с 122 до 157 Дж, таблица 3.5.1.1, разрушение происходило преимущественно вязко по телу зерен, рисунок 3.5.1.2 д, е. Характерной особенностью явилось образование протяженных областей вязкого зернограничного разрушения, предположительно, по границам областей речного бейнита.

Отпуск при 620 °С после ТМО и дополнительное деформационное старение по режиму 3, табл. 3.5.1, способствуют частичной рекристаллизации в α -фазе (рисунок 3.5.1.2 ж) и еще большему снижению работы удара до 64 Дж, а разрушение происходит по границам и телу зерен сколом и квазисколом, рисунок 3.5.1.2 з.

Таким образом, высокий отпуск после ТМО ферритно-бейнитной стали с долей речного бейнита в структуре более 25 % приводит к перераспределению карбидной фазы на границы зерен и снижению работы удара, наиболее заметному после деформационного старения. Отпуск при 580 °С после старения с выдержкой при 450 °С повышает значения работы удара, а отпуск при 620 °С после ТМО и последующее деформационное старение приводят к рекристаллизации в α -фазе, однако это не снижает прочностные характеристики, но уменьшает значения работы удара. Все вышеперечисленные факторы не позволяют рекомендовать отпуск после ТМО для предотвращения процессов старения или отпуск после деформационного старения для улучшения свойств ферритно-бейнитной стали.

3.5.2 Низкоуглеродистая комплекснолегированная сталь с гарантированным пределом текучести 550 МПа с ферритно-бейнитной структурой

С целью определения влияния особенностей структуры стали марки 07Г2НДМФБТ после ТМО на ее механические свойства после отпуска было

проведено исследование влияние температуры отпуска. Химический состав стали приведен в таблице 3.3.3.1.

Структура листового проката комплекснолегированной стали марки 07Г2НДМФБТ ферритно-бейнитная с квазиполигональным ферритом и долей гранулярного бейнита в структуре ~70-75 %, доля речного бейнита - не более 15 %, что, как было показано выше, не приводит к проявлению деформационного старения ни в состоянии поставки, ни после длительного хранения.

После отпуска низкоуглеродистой низколегированной стали марки 07Г2НДМФБТ в интервале температур 250 – 650 °С с выдержкой 30 минут и 2 часа определены основные механические свойства листового проката толщиной 15 мм, таблица 3.5.2.1.

По результатам испытаний были построены зависимости, приведенные на рисунке 3.5.2.1. Установлено, что варьирование температуры отпуска и изменение продолжительности выдержки не оказало существенного влияния на изменение прочностных характеристик стали. Для проката № 1 с повышением температуры отпуска до 650 °С наблюдается незначительное повышение предела текучести с 602 МПа в исходном состоянии после ТМО до 638 МПа после отпуска при 650 °С в течение 30 минут. При этом значения временного сопротивления снижаются с 730 МПа до 680 МПа и возрастает отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_b$. Повышаются относительное общее и равномерное удлинение, в среднем на 15-20 %.

Таблица 3.5.2.1 – Механические свойства стали марки 07Г2НДМФБТ (средние значения).

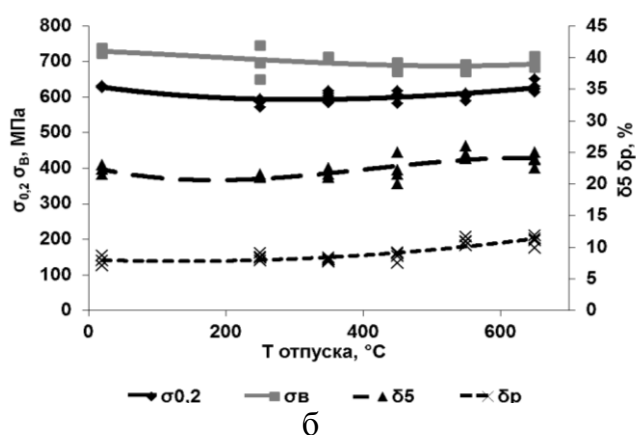
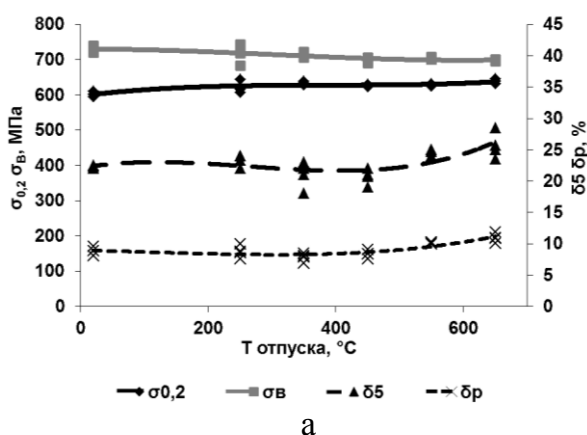
T _{отп} , °С	время отпуска, мин	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	$\sigma_{0,2}/\sigma_b$	δ_p , %	KV, Дж			
							20	-40	-60	-80
прокат № 1										
после ТМО		600	730	22,3	0,83	8,9	328	275	311	231
250	30	620	720	23,3	0,87	8,7	296	321	311	294
	120	635	720	21,3	0,89	7,9	319	342	313	298
350	30	635	715	21,0	0,89	7,8	343	294	278	276
	120	630	705	21,3	0,89	7,8	315	314	326	303
450	30	625	700	20,7	0,90	8,4	339	334	289	253
	120	625	700	20,3	0,89	8,0	328	334	302	280
550	30	630	700	24,7	0,89	10,2	339	302	280	251
	120	640	720	24,5	0,89	10,5	339	288	261	266
650	30	640	700	25,7	0,91	11,0	346	337	333	298
	120	625	680	25,5	0,92	11,4	347	327	275	245

продолжение таблицы 3.5.2.1

прокат № 2										
после ТМО		630	730	22,25	0,86	7,9	322	285	277	263
250	30	585	700	21,2	0,84	8,4	302	285	276	227
	120	595	710	20,0	0,84	7,5	319	330	318	255
350	30	605	710	21,5	0,85	8,0	337	337	335	278
	120	640	710	21,3	0,90	7,4	336	337	254	227
450	30	600	685	22,2	0,88	8,6	340	250	269	218
	120	620	700	21	0,88	8,9	344	295	251	200
550	30	600	685	24,7	0,88	11	339	259	319	157
	120	605	690	24,3	0,875	10,8	343	322	234	214
650	30	630	695	23,8	0,91	11,1	338	310	317	246
	120	618	685	24,7	0,90	11,1	347	289	288	250

Исследование влияния температуры отпуска на изменение работы удара, таблица 3.5.2.1, показало, что при выдержке 30 минут в интервале температур 250 – 650 °С разброс значений работы удара после испытаний при температурах 20 °С и минус 80 °С составлял ~ 100 Дж, максимальное снижение наблюдалось в интервале температур отпуска 350 – 550 °С, средние значения работы удара в этом интервале для проката № 1 составляли ~250 Дж, для проката № 2 ~240 Дж.

Выдержка в течение 2 часов привела к снижению значений работы удара на 30-100 Дж в интервале температур 350 – 550 °С по сравнению с отпуском при 250 °С, однако свойства стали даже с учетом этого снижения превышают требования документации в несколько раз.



продолжение рисунка 3.5.2.1

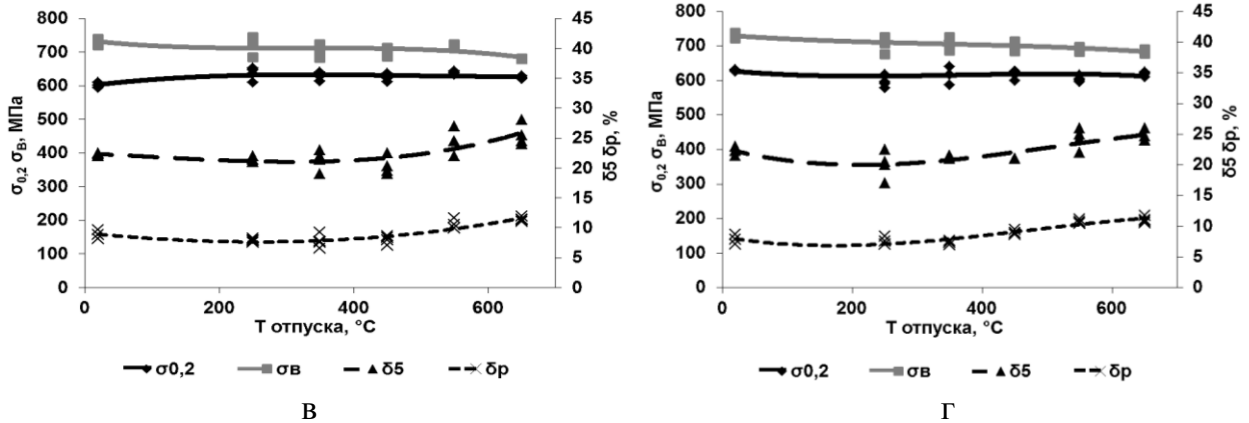


Рисунок 3.5.2.1 - Зависимость механических свойств при растяжении от температуры отпуска: с выдержкой 30 мин: а—прокат №1, б—прокат №2; с выдержкой 2 часа: в—прокат №1, г—прокат №2 стали с гарантированным пределом текучести 550 МПа (марки 07Г2НДМФБТ)

После испытаний при пониженных температурах (минус 80 °С) в интервале среднетемпературного отпуска наблюдалось значительное снижение значений работы удара более чем на 150 Дж, однако работа удара, несмотря на это остается на достаточно высоком уровне.

Зависимости работы удара после отпуска в интервале температур 250 – 650 °С от температуры испытаний, представленные на рисунке 3.5.2.2, свидетельствуют о том, что после выдержки 30 минут в большинстве случаев наблюдается снижение значений работы удара после отпуска при 450 °С и 550 °С на 50-100 Дж, что, по всей видимости, свидетельствует о процессах распада остаточного аустенита.

После выдержки 2 часа для проката № 2, который отличался более низким содержанием азота и фосфора, таблица 3.3.3.1, влияние отпуска на снижение работы удара при понижающихся температурах испытания не столь заметно. Для проката № 1 с более высоким содержанием примесных элементов наблюдаются пониженные значения работы удара после отпуска 550 °С. Полнота протекания процесса отпуска после выдержки в течение 2 часов по сравнению с выдержкой 30 минут подтверждается повышением уровня значений работы удара, полученных при испытаниях при пониженных температурах после отпуска при 650 °С.

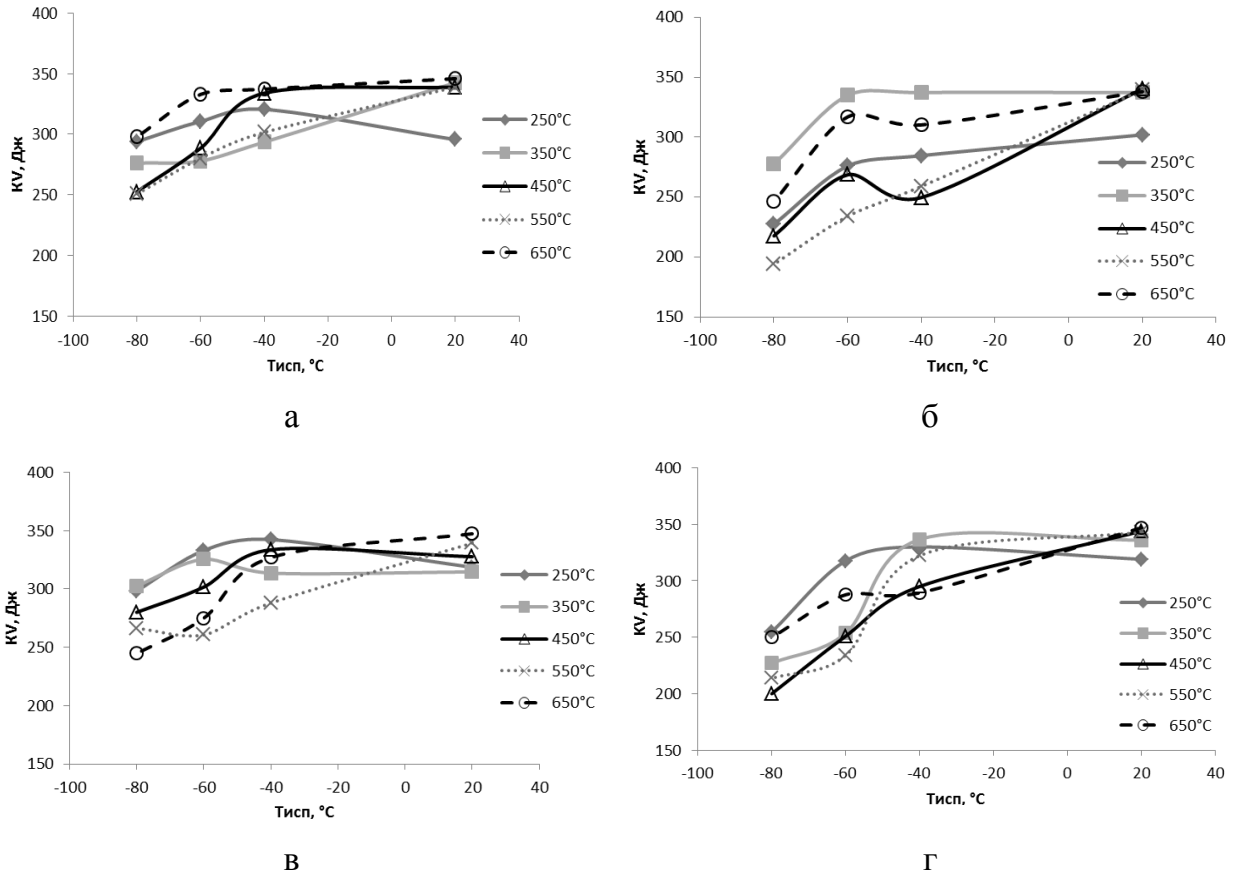


Рисунок 3.5.2.2 - Зависимость работы удара после отпуска в интервале температур 250 - 650^oC от температуры испытаний: с выдержкой 30 мин а—прокат №1, б—прокат №2; с выдержкой 2 часа в—прокат №1, г—прокат №2 стали с гарантированным пределом текучести 550 МПа.

Сравнение результатов испытаний на ударный изгиб после ТМО и последующего отпуска при 550 – 580 °C для марганцево-никелевой ферритно-бейнитной стали марки F36W (с долей речного бейнита в структуре более 25 %, см. раздел 3.5.1) и комплекснолегированной ферритно-бейнитной стали марки 07Г2НДМФБТ (с долей речного бейнита в структуре не более 15 %) показало, что для стали марки F36W после высокого отпуска происходит снижение значений работы удара на 26-30 %, в то время как для стали марки 07Г2НДМФБТ снижение составляло не более 13 %. Это подтверждает предположение о влиянии структур речного типа на склонность стали к охрупчиванию и деформационному старению.

3.5.3 Низкоуглеродистая марганцевая сталь с гарантированным пределом текучести 315 МПа с ферритно-перлитной структурой после длительного хранения

На следующем этапе предстояло оценить возможность улучшения механических свойств стали после ТМО и длительного хранения в течение 15 лет с помощью термической обработки - отпуска.

Образцы ферритно-перлитной стали марки F32W после длительного хранения были подвергнуты дополнительным обработкам по режимам 1 и 3 (таблица 3.5.1).

Результаты определения механических характеристик представлены в таблице 3.5.3.1.

Таблица 3.5.3.1 – Механические свойства низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 315 МПа после длительного хранения и обработок по режимам таблицы 3.5.1.

Режим обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	δ_5 , %	δ_p , %	ψ , %	KV ⁻⁶⁰ , Дж
Длительное хранение	580	451	22,4	9,4	-	279
1 – Длительное хранение +580°C	-	-	-	-	-	280
3– Длительное хранение +620°C + 5%, 250°C	559	541	23,3	4,6	79,7	283

Высокий отпуск при 580 °С ферритно-перлитной стали после длительного хранения (естественного старения) по режиму №1, таблица 3.5.3.1, рисунок 3.5.3.1 а, б, практически не оказывает влияния на значения работы удара. Структура стали изменяется незначительно, наблюдается частичная рекристаллизация α -фазы, размер ферритных зерен увеличивается до 25 мкм.

Отпуск при 620 °С после длительного хранения, а затем дополнительное старение 5 % с выдержкой при 250 °С по режиму 3, таблица 3.5.3.1, также не приводит к изменению структуры, рисунок 3.5.3.1 в, и работы удара. Излом ударных образцов вязкий транскристаллитный с чашечным рельефом и расслоями по границам отдельных фрагментов, небольшими участками вязкого зернограницного разрушения и площадками отрыва размерами 10 – 25 мкм, рисунок 3.5.3.1 г.

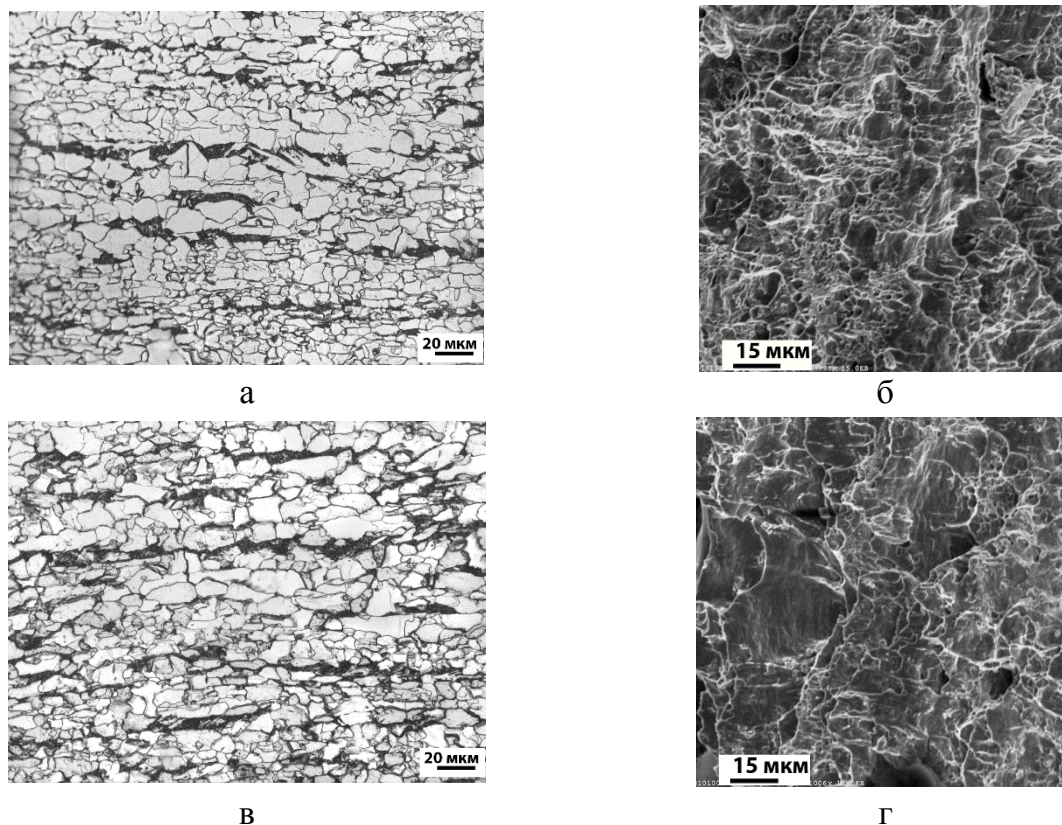


Рисунок 3.5.3.1 – Изображения микроструктуры (а, в) и поверхности разрушения (б, г) образцов низкоуглеродистой низколегированной стали марки F32Wc гарантированным пределом текучести 315 МПа после длительного хранения и обработок по режимам таблицы 3.5.1.3: а, б – режим 1 (длительное хранение+отпуск), в, г – режим 3 (длительное хранение+отпуск+старение).

Таким образом, отпуск в интервале температур 580 – 620 °С ферритно-перлитной стали с долей перлита не более 15- 20 % **после длительного хранения**, а также последующее деформационное старение не приводят к изменению структуры, характера разрушения и значений работы удара: разрушение происходит вязко по телу зерна, а работа удара сохраняется на уровне 280 Дж. Однако повышается предел текучести стали на 90 МПа, а относительное равномерное удлинение снижается в 2 раза (до 4,6 %).

3.5.4 Низкоуглеродистая марганцево-никелевая сталь с гарантированным пределом текучести 390 МПа с ферритно-бейнитной структурой после длительного хранения

Образцы ферритно-бейнитной стали марки F40W, химический состав которой приведен в таблице 3.2.1, после длительного хранения были также подвергнуты дополнительным обработкам по режимам 1 и 2 (таблица 3.5.1).

Результаты определения значений работы удара представлены в таблице 3.5.4.1.

Таблица 3.5.4.1 – Средние значения работы удара низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 390 МПа после длительного хранения и обработок по режимам таблицы 3.5.1.

№ режима	Обработка	KV ⁻⁴⁰ , Дж	KV ⁻⁶⁰ , Дж
	состояние поставки, ТМО	-	243
	длительное хранение		88
1	длительное хранение +отпуск при 580°С в течение 4 часов	33	25
2	длительное хранение +10%, 450°С (1 час)+ отпуск при 580°С в течение 4 часов	68	62

Для ферритно-бейнитной стали F40W после 15 лет хранения отпуск при 580 °С по режиму №1, таблица 3.5.4.1, приводит к заметному росту зерен феррита до 30 мкм вследствие рекристаллизации α -фазы, рисунок 3.5.4.1 а. При испытаниях крупные зерна феррита разрушались преимущественно сколом, рисунок 3.5.4.1 б, что, по-видимому, и привело к резкому снижению работы удара стали после отпуска от 88 Дж до 25 Дж, таблица 3.5.4.1.

После отпуска образцов из этой стали, подвергнутых механическому старению с деформацией 10 % и выдержкой при 450 °С, по режиму 2, таблица 3.5.4.1, размер ферритных зерен не превышает 15-20 мкм, рисунок 3.5.4.1 в. Значения работы удара при этом более низкие, чем после длительного хранения (62 Дж против 88 Дж), что не позволяет рекомендовать отпуск ферритно-бейнитной стали, подвергнутой технологическим обработкам (например, гибка, правка) после длительного хранения, для улучшения свойств.

Зарождение трещины в изломах образцов и начальная стадия распространения проходит вязко, в изломе наблюдается до 25 % вязкого транскристаллитного разрушения. Дальнейшее распространение магистральной трещины проходило хрупко по типу транскристаллитного квази- и микроскола, участки которого ограничены областями вязкого зернограничного разрушения, рисунок 3.5.4.1 г.

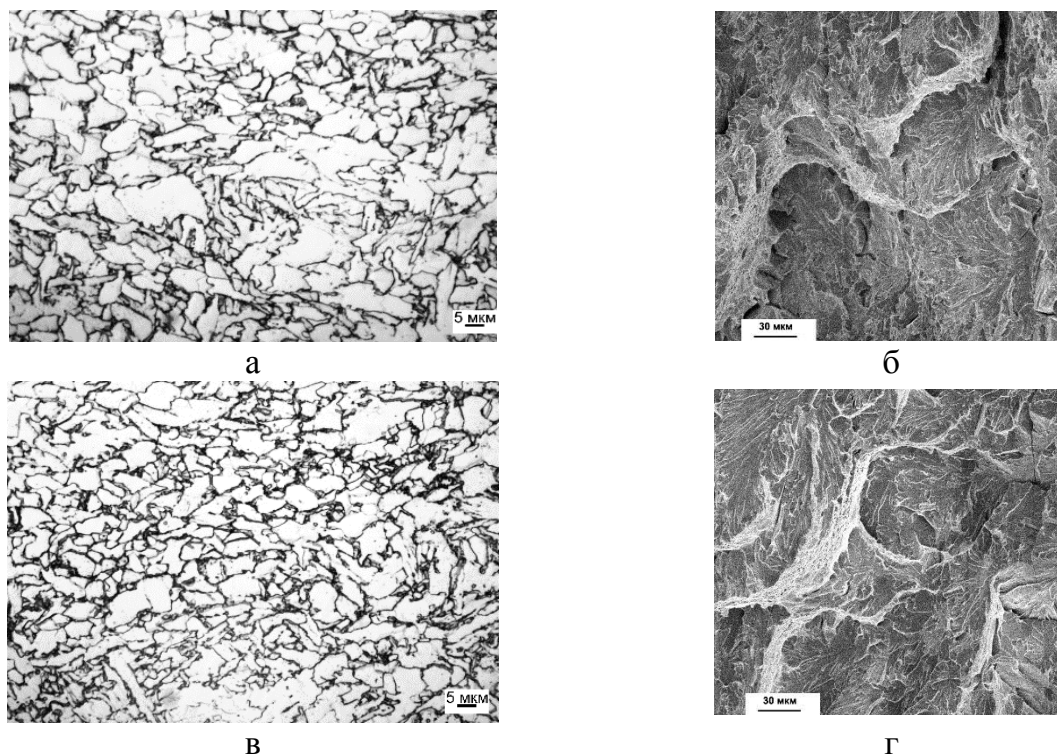


Рисунок 3.5.4.1 – Изображения микроструктуры (а, в) и поверхности разрушения (б, г) образцов низкоуглеродистой низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 390 МПа марки F40W после длительного хранения и обработок по режимам таблицы 2: а, б –режим 1 (длительное хранение+отпуск), в, г –режим 2 (длительное хранение+ старение +отпуск).

Полученные данные схожи с результатами, описанными в п.3.5.1 для стали марки F36W: отпуск после длительного хранения или деформационного старения снижает значения работы удара по сравнению с исходным состоянием, а излом образцов характеризуется протяженными областями вязкого зернограницного разрушения. Таким образом, отпуск не позволяет улучшить свойства стали после длительного хранения.

3.6 Оценка диффузионной подвижности углерода в процессе старения сталей различного химического состава

Результаты рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии указывают на то, что в процессе старения низкоуглеродистой низколегированной стали, достаточно чистой по содержанию азота (не более 0,008 %), происходит выход углерода из твердого раствора с образованием мелкодисперсных карбидов цементитного типа на дислокациях. Таким образом,

для понимания и количественного описания старения необходимо исследовать процесс диффузионного перераспределения углерода в стали.

Для оценки диффузионной подвижности углерода при естественном и искусственном старении была использована формула 3.6.1, позволяющая вычислить коэффициент объемной диффузии углерода D_C^α в α -фазе с учетом эффектов легирования элементами замещения (Mn, Si, Ni, Mo, Cr), полученная на базе соответствующих экспериментальных данных, которые приведены в работе [88]:

$$D_C = D_{C0} \exp\left(-\frac{Q_C}{RT}\right), \quad (3.6.1)$$

$$D_{C0} = 7.57 \times 10^{-9} \exp(0.79 \times 10^{-4} Q_C) \text{ (м}^2\text{с}^{-1}\text{)},$$

$$Q_C = 80000 + 24900y_{Mn}^{0.4} + 17600y_{Si}^{0.45} + 14000y_{Ni}^{0.35} + 47500y_{Mo}^{0.54} + (80230y_{Cr} - 28160y_{Cr}^2) \text{ (Дж/моль)},$$

где D_C - коэффициент объемной диффузии углерода в α -фазе с учетом эффектов легирования (Mn, Si, Ni, Mo, Cr), Q_C - эффективная энергия активации объемной диффузии углерода, y_X - атомная концентрация элемента X в твердом растворе ферритной фазы, R - универсальная газовая постоянная.

Для количественной оценки степени диффузионного перераспределения углерода в процессе старения рассматриваемых сталей использована средняя длина диффузионного пробега:

$$\bar{R}_D = \sqrt{6D_C\tau_{TO}}, \quad (3.6.2)$$

где τ_{TO} - время соответствующей выдержки.

Химический состав и энергия активации объемной диффузии углерода Q_C сталей, для которых проведены расчеты, представлены в таблице 3.6.1.

Таблица 3.6.1 – Химический состав исследуемых сталей и энергия активации объемной диффузии углерода Q_c .

Марка стали	Предел текучести, не менее, МПа	Химический состав, масс.%													Q_c , кДж/моль
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Mo	Nb	Ti+V	
F36W	355	0,05	0,23	1,15	0,004	0,002	0,01	0,59	0,08	0,027	0,008	-	0,028	-	131
F40W	390	0,06	0,26	1,21	0,006	0,003	0,07	0,69	0,16	0,041	0,008	0,016	0,026	0,05	142
07Г2НДМФБТ прокат №1	555	0,055	0,21	1,88	0,009	0,003	0,02	0,39	0,163	0,031	0,008	0,26	0,048	0,043	153
E500W	500	0,09	0,31	0,68	0,01	0,005	1,13	1,52	0,42	0,045	0,008	0,14	0,027	-	200

Оценка диффузионных пробегов углерода при старении в результате объемной диффузии. Результаты расчетов диффузионных пробегов при естественном старении (20 °С) сталей в течение 12 лет, а также их искусственном старении с изотермической выдержкой при 250 °С длительностью 1 час, представлены в таблице 3.6.2.

Таблица 3.6.2 – Расчетные значения средних диффузионных пробегов углерода для разных режимов старения рассматриваемых сталей, полученные с учетом объемной диффузии.

Сталь	Режим старения	Средняя длина диффузионного пробега углерода (R_D), мкм
F36W	20°С, 12 лет	0,0015
	250°С, 1 час	0,64
F40W	20°С, 12 лет	0,00026
	250°С, 1 час	0,29
07Г2НДМФБТ	20°С, 12 лет	$3,9 \times 10^{-5}$
	250°С, 1 час	0,12
E500W*	20°С, 12 лет	$1,8 \times 10^{-8}$
	250°С, 1 час	0,0036

*Результаты исследований по оценке склонности стали E500W приведены в главе 4

При естественном старении (при комнатной температуре) пробеги углерода в результате его объемной диффузии для всех сталей являются пренебрежимо малыми. Как показывают расчеты, их величины зависят от химического состава и монотонно возрастают в следующей последовательности сталей: E500W,

07Г2НДМФБТ, F40W, F36W, составляя от $1,8 \times 10^{-8}$ до $1,5 \times 10^{-3}$ мкм. При этом для стали E500W данный пробег не превышает 10^{-6} среднего расстояния между дислокациями в мартенсите (принимая, что $\bar{L}_{dis} = 0.03$ мкм), используемого в качестве характерного размера. Это расстояние соответствует плотности дислокаций $\sim 2 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$. Для стали F36W длина диффузионного пробега составляет $1,5 \times 10^{-3}$ мкм. Учитывая, что Бауман в работе 1923 года установил, что значения ударной вязкости котельного железа снижаются с 12 кгм/см^2 – непосредственно после холодной деформации, до $3,5 \text{ кгм/см}^2$ после естественного старения уже в течение 100 дней, полученные расчетные данные плохо согласуются с практикой.

После искусственного старения ($T=250 \text{ }^\circ\text{C}$) расчетные пробеги углерода на порядки выше, что можно связать с температурой изотермической выдержки после холодной деформации: для сталей 07Г2НДМФБТ, F40W и F36W они значительно превышают среднее расстояние между дислокациями \bar{L}_{dis} .

Для стали E500W средний пробег углерода в данном случае, также как и при естественном старении, остается в ~ 10 раз меньше этого расстояния \bar{L}_{dis} . Это не позволяет объяснить наблюдаемое образование мелкодисперсных карбидов после старения.

Однако известно, что существует возможность протекания не только объемной диффузии, но и многократно ускоренной диффузии углерода по ядрам дислокаций (так называемая «трубочная диффузия») даже при низких температурах, которая может объяснить наблюдаемую скорость естественного старения.

Уточнение модели для оценки диффузионных пробегов углерода при старении в результате диффузии по ядрам дислокаций. Для оценки эффективного коэффициента диффузии углерода по ядрам дислокаций были внесены следующие изменения в выражение (3.6.1).

Во-первых, была в два раза уменьшена энергия активации процесса. Эта оценка является достаточно осторожной, поскольку по результатам молекулярно-динамического моделирования [107] углерода в чистом железе эта величина (0,2 эВ) в ядрах дислокаций составляет менее 30 % от энергии активации объемной диффузии. По результатам экспериментального исследования динамического модуля упругости и внутреннего трения низкоуглеродистых сталей [108] рассматриваемое значение энергии активации (56 кДж/моль (0,58 эВ)) также уменьшается более чем в два раза. При этом в качестве предэкспоненциального

коэффициента использовался соответствующий параметр (D_c^d) для чистого железа [107], независящий от легирования сталей элементами замещения. Это упрощение оправдано тем, что в отличие от самого углерода вероятность попадания элементов замещения в ядра дислокаций крайне мала.

Вторым фактором, который необходимо учесть, является плотность дислокаций ρ_0 . Принимаем площадь сечения ядра дислокации $S_0 = \pi R_d^2$, где R_d – радиус ядра дислокации, принимаемый равным $3,7 \cdot 10^{-8}$ см (1,5 модуля вектора Бюргера дислокаций в α – железе). Получим для эффективного коэффициента диффузии поправочный коэффициент $\alpha = S_0 \cdot \rho_0$. Таким образом окончательное выражение принимает вид:

$$D_c^{eff} = S_0 \cdot \rho_0 \cdot D_0^d \exp\left(-\frac{0,5 \cdot Q_c}{RT}\right) \quad (3.6.3)$$

Для вычисления по этой формуле использовался вспомогательный график зависимости величины $1/kT$ («обратная температура» в энергетическом выражении – эВ, k – постоянная Больцмана) от температуры в градусах Цельсия, рисунок 3.6.1

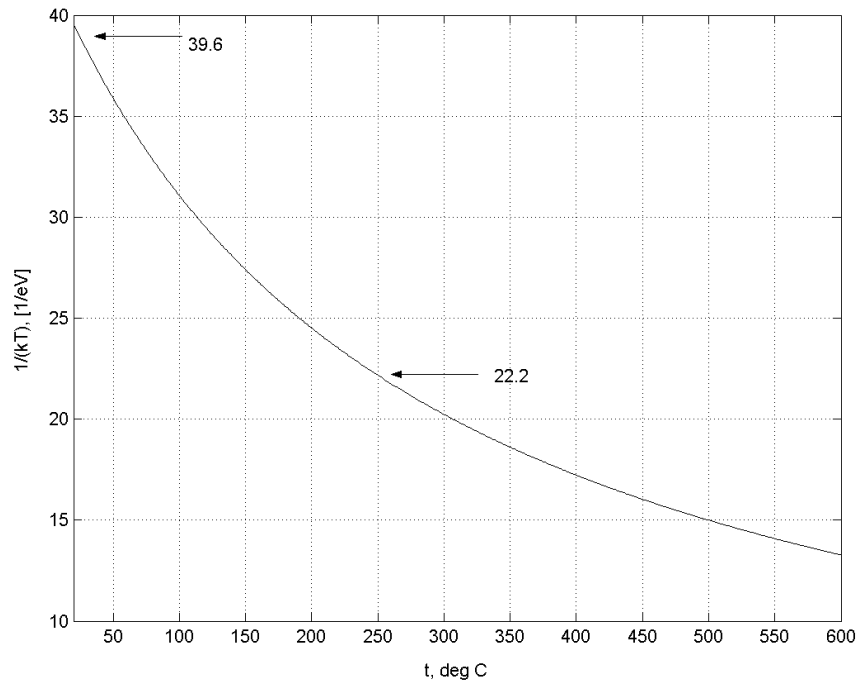


Рисунок 3.6.1 – Вспомогательная зависимость величины $1/kT$ (Т-абсолютная) от температуры в градусах Цельсия.

Так, при температуре 20 °С (естественное старение) величина $1/kT$ составляет $39,6 \text{ эВ}^{-1}$, а при 250°С (температура изотермической выдержки при искусственном старении) – $22,2 \text{ эВ}^{-1}$.

С учетом $R=N_a k$ (N_a – число Авогадро) эти значения наложены на зависимость коэффициента диффузии от температуры старения, представленную на рисунке 3.6.2. Пунктирной линией показан коэффициент объемной диффузии углерода в чистом железе, черной сплошной – коэффициент «трубочной» диффузии в чистом железе согласно [107], равный 0,2 эВ, светло-серой линией показано выбранное значение энергии активации в 0,35 эВ.

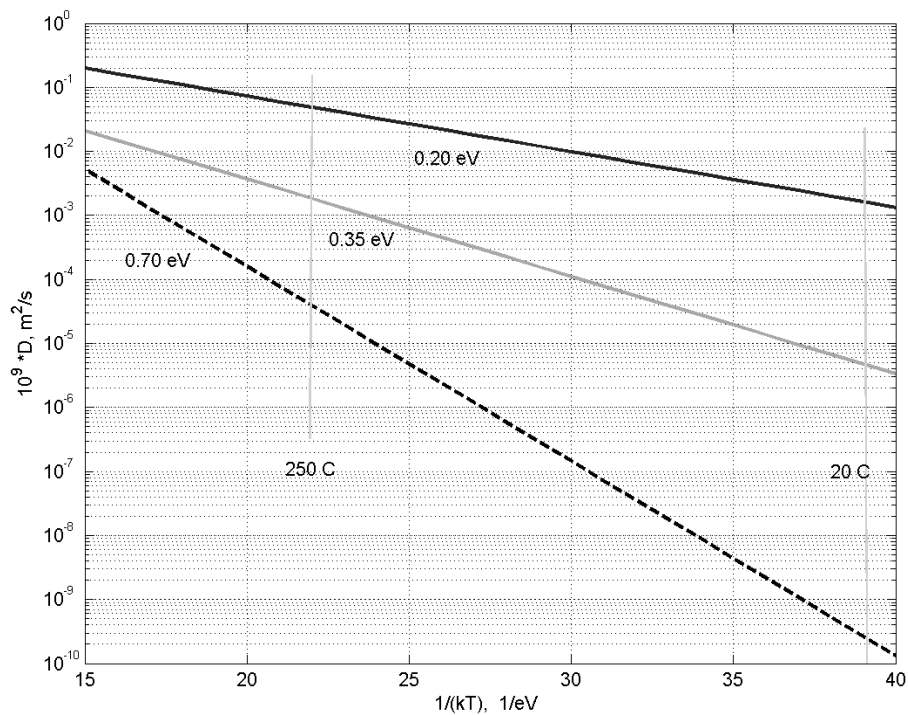


Рисунок 3.6.2 - Зависимость коэффициента диффузии углерода от величины $1/kT$ (пунктирная линия соответствует энергии активации углерода 0,7 эВ, светло-серая – 0,35 эВ, черная – 0,2 эВ.)

Средняя длина диффузионного пробега углерода \bar{R}_D рассчитывается по формуле (3.6.2). Величины D_{c0} , D_c^{eff} и \bar{R}_D для стали с ферритной, бейнитной и мартенситной структурой представлены в таблице 3.6.3

Таким образом, результаты расчетного моделирования позволяют сделать вывод о том, что протекание естественного старения при комнатной температуре возможно с учетом «трубочной» диффузии.

За 12 лет старения в сталях с преимущественно ферритной структурой возможно протекание «трубочной» диффузии по дислокациям в приграничных областях.

Таблица 3.6.3 - Расчетные значения средних диффузионных пробегов углерода для разных режимов старения стали с различной структурой, полученные с учетом «трубочной» диффузии.

Режим старения	Тип структуры	D_{c0} , см ² /сек	D_c^{eff} , см ² /сек	\bar{R}_D , мкм
20°C, 12 лет	ферритная	$4,06 \times 10^{-11}$	$3,49 \times 10^{-16}$	8,9
	бейнитная	$4,06 \times 10^{-11}$	$3,49 \times 10^{-15}$	28,2
	мартенситная	$4,06 \times 10^{-11}$	$3,49 \times 10^{-14}$	89
250°C, 1 час	ферритная	$1,76 \times 10^{-8}$	$1,51 \times 10^{-13}$	0,57
	бейнитная	$1,76 \times 10^{-8}$	$1,51 \times 10^{-12}$	1,8
	мартенситная	$1,76 \times 10^{-8}$	$1,51 \times 10^{-11}$	5,7

В сталях с бейнитной структурой возможно распространение углерода через несколько пакетов речного бейнита, а в сталях с мартенситной структурой (за счет повышенной плотности дислокаций) – в пределах бывшего аустенитного зерна.

Искусственное старение также провоцирует протекание «трубочной» диффузии углерода. Длины диффузионных пробегов углерода при старении с изотермической выдержкой при 250 °C в течение 1 часа составляют 0,57 мкм – в феррите, 1,8 мкм – в бейните и 5,7 мкм – в мартенсите.

Однако следует отметить, что расчетные данные в случае мартенсита надо использовать с особой осторожностью. Из-за низкой скорости превращения и повышенного легирования стали углерод в результате промышленных обработок не доходит до мощных стоков (границ реек или пакетов), а при отпуске концентрируется на дислокациях с образованием цепочек дисперсных карбидных выделений. Таким образом, эти магистрали для последующей диффузии углерода при старении становятся менее проницаемыми. Соответственно, единственным способом ускорить этот процесс является создание «свежих» дислокаций, что и наблюдается при проведении экспериментов по деформационному старению (приложение предварительной холодной деформации).

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 3

1. Влияние искусственного деформационного старения низкоуглеродистой стали с различной структурой на изменение механических свойств.

1.1. Выявлено, что в марганцевой ферритно-перлитной стали с гарантированным пределом текучести 235 МПа после ТМО склонность к деформационному старению возрастает с увеличением доли перлита с 20 % до 30-40% и размера ферритного зерна с 15-20 мкм до 30-40 мкм, что проявляется в резком снижении значений работы удара (~ в 20 раз); при этом в основном транскристаллитный механизм разрушения образцов меняется на хрупкий.

1.2. Марганцево-никелевая сталь с анизотропной ферритно-бейнитной структурой и долей речного бейнита более 25 % с гарантированным пределом текучести 355 МПа проявляет склонность к деформационному старению после ТМО: примерно в 2 раза снижаются значения работы удара KV^{-60} , оставаясь выше требований ГОСТ Р 52927-2015. Работа удара марганцево-никелевой стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа с долей речного бейнита ~25 % после деформационного старения с продолжительностью 1 час снизилась на 50 Дж по сравнению с состоянием поставки (ТМО), а увеличение продолжительности выдержки до 3 часов привело к снижению значению работы удара еще на 20 %.

1.3. Комплекснолегированная ферритно-бейнитная сталь с долей речного бейнита в структуре ~15% с гарантированным пределом текучести 550 МПа после ТМО не проявляет склонности к деформационному старению по изменению значений работы удара.

1.4. Для ферритно-бейнитных сталей с долей структур речного типа ~15 % старение с деформацией 5% и изотермической выдержкой при 250 °С не приводит к значительному изменению механических свойств при растяжении и ударном изгибе по сравнению с состоянием поставки (ТМО). Для ферритно-бейнитных сталей с долей структур речного типа более 25 % после длительного хранения деформация со степенью 5 % с последующей изотермической выдержкой при 250 °С в течение 1 часа приводит к снижению значений работы удара на ~40 Дж. В изломах образцов, испытанных при отрицательных температурах (минус 40 и минус 60 °С), появляются участки скола и квазискола.

1.5. Увеличение степени деформации до 10% и последующей изотермической выдержкой при 250 °С в течение 1 часа для ферритно-бейнитных сталей с долей структур реечного типа более 25% привело к снижению значений работы удара более чем в 2 раза по сравнению с состоянием поставки (ТМО) и охрупчиванию. Деформационное старение по тому же режиму ферритно-бейнитных сталей с долей структур реечного типа ~15 % приводит к незначительному снижению значений работы удара (менее чем на 20 % по сравнению с состоянием поставки (ТМО)) и к появлению в изломе образцов участков вязкого зернограничного разрушения.

1.6. Повышение температуры изотермической выдержки до 450 °С при деформационном старении с деформацией 5% ферритно-бейнитных сталей с долей структур реечного типа более 25 % привело к снижению значений работы удара ~ в 1,5-2 раза по сравнению с состоянием поставки (ТМО). В изломах образцов после старения наблюдали вырожденный чашечный рельеф с областями квазискола. Особенностью разрушения образцов ферритно-бейнитных сталей с долей структур реечного типа ~15 % после старения со степенью деформации 10% и изотермической выдержкой 450 °С является наличие участков хрупкого зернограничного разрушения, появление более крупных трещин по границам бывших аустенитных зерен и снижение значений работы удара до 214 Дж (~ на 10 %) по сравнению с изотермической выдержкой при 250°С.

1.7. Увеличение продолжительности изотермической выдержки при старении с 1 до 3 часов ферритно-бейнитной стали с долей структур реечного типа более 25 % привело к увеличению временного сопротивления на ~13 %, а предела текучести ~на 39 %, снижению значений работы удара на ~100 Дж по сравнению с состоянием поставки, относительного удлинение после разрыва с 23 % до 15 %, а относительное равномерное удлинение снизилось на 8,6 % до 0 %, что свидетельствует об исчерпании способности к пластической деформации.

В целом, полученные данные указывают на зависимость склонности к деформационному старению от фазового состава стали. Так, склонность к старению ферритно-перлитной стали усиливается с увеличением размера зерна и доли перлитной составляющей в структуре. Сталь с ферритно-бейнитной структурой и бейнитом преимущественно гранулярной морфологии не проявляет склонности к старению, увеличение степени деформации и продолжительности выдержки приводит к снижению значений работы удара на 10 %. С увеличением доли реечного бейнита в структуре более 25 % склонность к старению, выражающаяся в снижении работы удара,

увеличении прочностных и снижении пластических характеристик, усиливается. Увеличение степени деформации и продолжительности выдержки этот процесс усугубляет.

2. Влияние естественного старения при длительном хранении низкоуглеродистой стали с различной структурой на изменение механических свойств.

2.1. Марганцевая сталь с ферритно-перлитной структурой с гарантированным пределом текучести 315 МПа после ТМО не проявила склонности к изменению механических свойств в результате естественного старения, проявляющейся в снижении значений работы удара. Разрушение образцов до и после длительного хранения происходило по механизму вязкого транскристаллитного разрушения. Прочностные свойства при растяжении практически не изменялись, за исключением снижения относительного удлинения на 7% по сравнению с состоянием поставки.

2.2. После естественного старения марганцево-никелевой стали с ферритно-бейнитной структурой (с долей реечного бейнита более 25 %) с гарантированным пределом текучести 390 МПа наблюдалось изменение механических свойств: снизились значения работы удара в 2,5 раза и относительного удлинения на 15% по сравнению с состоянием поставки (ТМО), повысились значения предела текучести и временного сопротивления на 25%. После естественного старения 50 % общей площади излома занимало вязкое транскристаллитное разрушение. Ближе к долому половину поверхности разрушения занимали области микроскола, квазискола, скола и вязкого разрушения по границам кристаллитов реечного бейнита.

2.3. После естественного старения комплекснолегированной стали с ферритно-бейнитной структурой (с долей реечного бейнита ~15%) с гарантированным пределом текучести 550 МПа после ТМО изменения механических свойств не наблюдалось, что позволяет говорить о возможности прогнозирования механических свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при длительном хранении (~ 12 лет), если она обладает заданной структурой.

2.4. Проведена оценка диффузионной подвижности углерода при старении стали. Показано, что при естественном старении величины пробега углерода в результате его объемной диффузии для всех исследованных сталей являются весьма малыми, что не позволяет объяснить наблюдаемые процессы старения.

Рассмотрена возможность протекания ускоренной диффузии углерода по дислокационным «трубкам», которая может значительно усиливать эффекты,

наблюдаемые при естественном старении. Результаты расчетного моделирования позволяют сделать вывод о том, что в сталях с преимущественно ферритной структурой возможно протекание «трубочной» диффузии по дислокациям в приграничных областях зерен на расстояние до 8,9 мкм за 12 лет при комнатной температуре, в сталях с бейнитной структурой возможно перемещение атомов углерода через несколько пакетов реечного бейнита на расстояние до 28,2 мкм за 12 лет при комнатной температуре, а в сталях с мартенситной структурой (за счет повышенной плотности дислокаций) – в пределах бывшего аустенитного зерна на расстояние до 89 мкм за 12 лет при комнатной температуре. *Полученные данные показывают, что склонность к естественному старению проявляют стали, в структуре которых доля второй фазы: перлита или реечного бейнита превышает 25 %. Показано, что протекание естественного старения осуществляется посредством диффузии углерода по ядрам решеточных дислокаций, что согласуется с имеющимися данными по естественному старению стали. Таким образом, все процессы, влияющие на изменение плотности дислокаций (в т.ч. фазового состава) стали, влияют на ее последующую склонность к естественному или деформационному старению.*

3. Влияние дополнительного деформационного старения после длительного хранения низкоуглеродистой стали с различной структурой.

3.1. Марганцевая сталь с ферритно-перлитной структурой (с долей перлита менее 20%) с гарантированным пределом текучести 315 МПа после длительного хранения по результатам испытаний не проявила склонности к деформационному старению, проявляющейся в повышении прочностных характеристик, снижении значений работы удара, равномерного и относительного удлинения после разрыва и может подвергаться различным технологическим операциям (правка, гибка).

3.2. Деформационное старение после длительного хранения марганцево-никелевой стали с анизотропной ферритно-бейнитной структурой (с долей реечного бейнита более 25 %) по режиму 10 %, 250 °С привело к повышению предела текучести и временного сопротивления на 25-28 МПа и снижению KV⁻⁶⁰ до недопустимых 35 Дж. Искусственное старение по режиму 10%, 450 °С резко усиливает эффект изменения свойств, о чем свидетельствует появление на диаграмме растяжения зуба текучести. Деформация 10% при искусственном старении с изотермической выдержкой при 250 °С и 450 °С образцов металла после длительного хранения способствует увеличению плотности дислокаций в бейните, а также вносит свежие дислокации, которые являются магистралями для перераспределения углерода, и завершается образованием на сетке дислокаций

дисперсных карбидов. Разрушение образцов на ударный изгиб происходит преимущественно хрупко по телу зерен, особенностью разрушения образца после старения при 450 °С является наличие участков излома с цепочками плоских карбидных выделений, распределенных по границам реек бейнита.

4. Влияние отпуска после ТМО и после длительного хранения на изменение свойств низкоуглеродистой стали с различной структурой при последующем деформационном старении.

4.1. Для ферритно-бейнитной стали с долей реечного бейнита в структуре более 25 % и гарантированным пределом текучести 355 МПа высокий отпуск после ТМО приводит к перераспределению карбидной фазы на границы зерен и снижению работы удара на ~60 Дж, после испытаний на деформационное старение этот процесс усиливается. Это не позволяет рекомендовать отпуск после ТМО для предотвращения или снижения деградации механических свойств вследствие процессов старения. Дополнительный отпуск при 580 °С после испытаний на старение с изотермической выдержкой при 450°С незначительно повышает значения работы удара.

4.2. Для комплекснолегированной стали с ферритно-бейнитной структурой (доля реечного бейнита ~15 %) максимальное снижение работы удара, определенной при отрицательных температурах, наблюдалось в интервале температур отпуска 350 – 550 °С, выполненного после ТМО. Изменение продолжительности выдержки с 30 мин до 2 часов не оказало существенного влияния на изменение прочностных характеристик стали. После отпуска при 600-650°С после ТМО происходит повышение уровня значений работы удара, полученных при испытаниях при пониженных температурах, связанное с коагуляцией карбидных выделений.

4.3. Для марганцевой ферритно-перлитной стали с долей перлита не более 20% отпуск в интервале температур 580 – 620 °С после длительного хранения, а также последующее деформационное старение не приводят к изменению микроструктуры, характера разрушения и значений работы удара: разрушение происходит вязко по телу зерна, а работа удара сохраняется на уровне 280 Дж. Однако изменяются механические свойства при растяжении: повышается предел текучести на 90 МПа и снижается относительное равномерное удлинение ~ в 2 раза, что свидетельствует о нецелесообразности выполнения отпуска после длительного хранения для улучшения механических свойств листового проката.

4.4. Для марганцево-никелевой ферритно-бейнитной стали с долей реечного бейнита в структуре более 25% отпуск при 580-620 °С после длительного хранения

приводит к хрупкому транскристаллитному разрушению и снижению значений работы удара до недопустимых $KV^{-60} \sim 25$ Дж. Дополнительный отпуск при 580 °С после испытаний на деформационное старение по режиму 10 %, 250 °С повышает значения работы удара в 2 раза, которые остаются на достаточно низком уровне, более низком, чем после хранения. Дополнительный отпуск при 580°С после испытаний на деформационное старение с выдержкой при 450°С незначительно повышает значения работы удара. Отпуск сталей с ферритно-бейнитной анизотропной структурой не может быть рекомендован для улучшения свойств после естественного старения (длительного старения) или после выполненных на этом металле технологических операций.

Таким образом, дополнительный высокий отпуск ферритно-перлитной сталей с долей перлита менее 20 % не приводит к изменению механических свойств стали после старения. Высокий отпуск стали с ферритно-бейнитной структурой с долей реечного бейнита в структуре ~15 % не оказывает значительного влияния на изменение механических свойств стали. С увеличением доли реечного бейнита в структуре более 25 % усиливается преимущественно негативное влияние высокого отпуска на механические свойства стали как до, так и после старения. Высокий отпуск стали после ТМО не может быть рекомендован для предотвращения склонности к деформационному старению, а отпуск после длительного хранения - для улучшения свойств листового проката.

ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЯХ

В связи с расширением областей применения высокопрочных сталей, в том числе в северных и арктических регионах, оценка их склонности к деградации свойств при технологических переделах и при эксплуатации представляет определенный интерес. Однако к настоящему времени в литературных источниках практически отсутствуют сведения о склонности высокопрочных легированных судостроительных сталей к деформационному старению.

Выполненные И.В. Горыниным в 1950-е годы исследования для стали СХЛ-4 (10ХСНД) и более прочной стали после закалки с отпуском и нормализации, показали, что высокопрочные легированные стали проявляют склонность к старению при степенях наклепа в пределах равномерной деформации. В то же время, в работах С.Т. Кишкина в те же годы показано (см. Главу 1), что деформационное старение в зависимости от условий эксплуатации может оказывать неоднозначное влияние на характеристики работоспособности легированной стали: сопротивление распространению трещины и коррозионное растрескивание.

В последние годы при изготовлении листового проката из высокопрочных легированных судосталей все чаще используются технологии термомеханического упрочнения: закалка с прокатного нагрева с отпуском и даже термомеханическая обработка, поэтому требуют решения вопросы возможной деградации механических свойств вследствие старения металла с неравновесной структурой при операциях гибки и правки листового и профильного проката в судокорпусном производстве, а также при его длительном хранении.

4.1 Статистический анализ результатов испытаний на деформационное старение низкоуглеродистой легированной судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 500-750 МПа

В ходе проведения исследовательских и сертификационных испытаний судостроительной стали высокой прочности с гарантированным пределом текучести 500, 620, 690 и 750 МПа, изготовленной по технологии закалки с прокатного нагрева с отпуском, был получен большой объем данных о склонности листового проката к деформационному старению.

Химический состав исследуемых низкоуглеродистых легированных сталей представлен в таблице 4.1.1. Все стали отличались низким содержанием вредных примесей, в том числе азота и фосфора.

Таблица 4.1.1 – Химический состав исследуемых низкоуглеродистых легированных сталей

Марка стали	Массовая доля химических элементов, масс. %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr+Mo	Ni+Cu	V	Nb	Al	Ca	N
E500W	0,09	0,31	0,68	0,010	0,005	1,27	1,94	-	0,027	0,045	н.д.	0,008
F620W	0,10	0,28	0,66	0,007	0,003	1,21	2,29	0,01	0,027	0,03	0,004	0,007
F690W	0,09	0,25	0,65	0,005	0,002	1,4	2,78	н.д.	0,029	0,026	0,003	0,008
E750W	0,08	0,27	0,69	0,005	0,005	1,51	2,86	-	0,036	0,012	н.д.	0,008

Испытания на склонность стали к деформационному (механическому) старению проводили в соответствии с ГОСТ Р 52927-2015 «Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. Технические условия, 2015 – Москва [81], ГОСТ 7268-82 Сталь. Метод определения склонности к механическому старению по испытанию на ударный изгиб» [92] и «Правил классификации постройки морских судов» Российского морского регистра судоходства [79]. Заготовки для металла в состоянии поставки вырезались из поверхности листового проката. Обработка заготовок выполнялась по следующему режиму: предварительная деформация 3 % или 5 % (для стали марки E500W), изотермическая выдержка при 250°C в течение 1 часа.

На рисунке 4.1.1 представлена типичная микроструктура исследованных марок стали после закалки с прокатного нагрева с отпуском. Структура стали преимущественно бейнитная с небольшой долей отпущенного мартенсита. Бейнитные области являются однородными и дисперсными.

Доля отпущенного мартенсита в структуре увеличивается с повышением предела текучести стали: для стали с пределом текучести 500 МПа она составляет ~25% (рисунок 4.1.1 а), для стали с пределом текучести 620 МПа ~30-35% (рисунок 4.1.1 б), для стали с пределом текучести 690 МПа – до 40% (рисунок 4.1.1 в), для стали с пределом текучести 750 МПа – до 60 %.

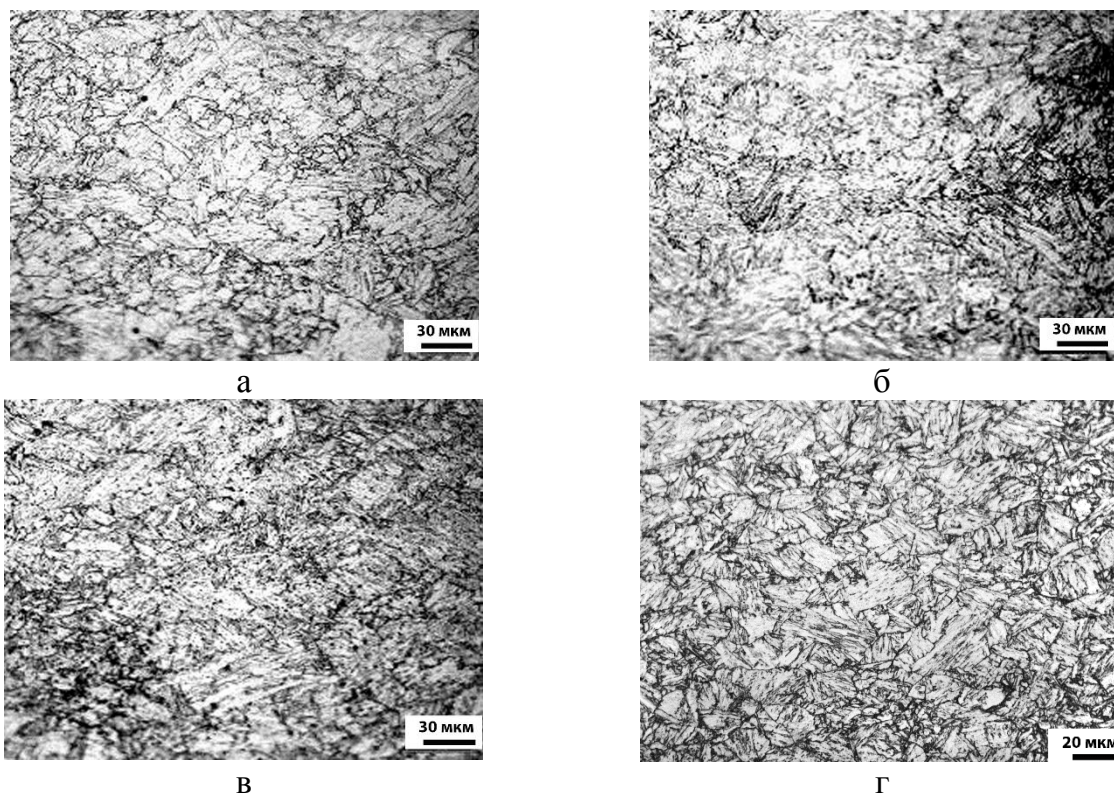
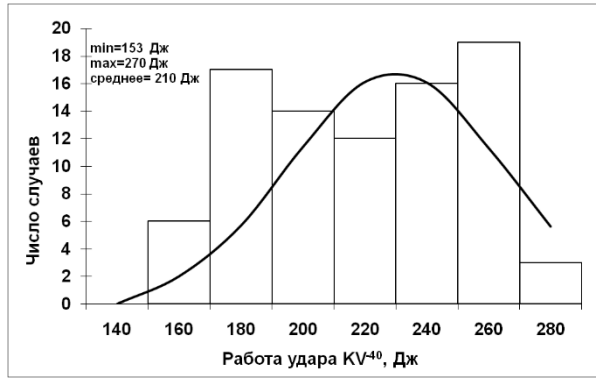


Рисунок 4.1.1 – Изображения типичной микроструктуры исследованных листов стали марки: а – E500W; б – F620W; в – F690W; г – E750W.

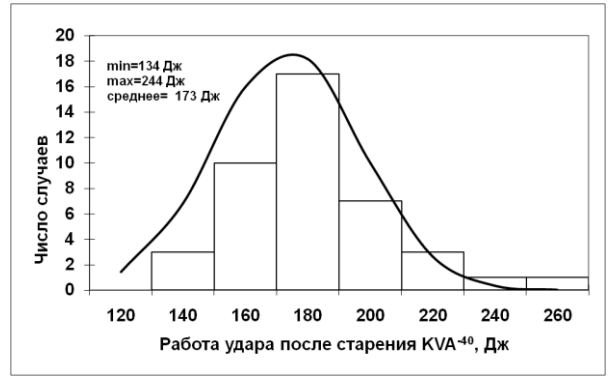
Для высокопрочных судостроительных сталей с гарантированным пределом текучести 500, 620, 690 и 750 МПа был проведен статистический анализ полученного массива данных и построены гистограммы, характеризующие распределение значений работы удара до и после старения, рисунок 4.1.2.

Проведенный анализ показал, что в большинстве случаев после старения наблюдается снижение значений работы удара, в разной степени для стали с различной структурой, обусловленной технологией производства и композицией легирования.

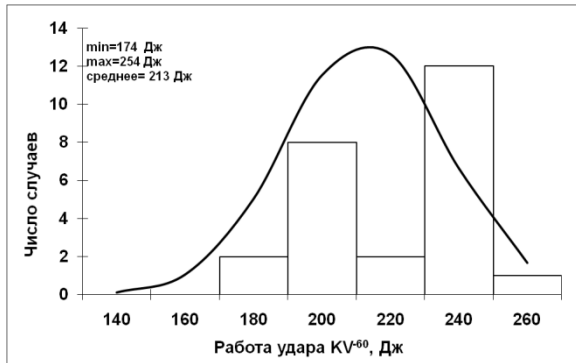
Деформационное старение судостроительной стали марки **E500W** (испытания при температуре минус 40 °С) приводит к снижению средних значений работы удара на ~40 Дж (~ на 17 %), по сравнению со значениями работы удара в состоянии поставки, рисунок 4.1.2 а, б, при этом разброс между минимальным и максимальными значениями остается неизменным.



а



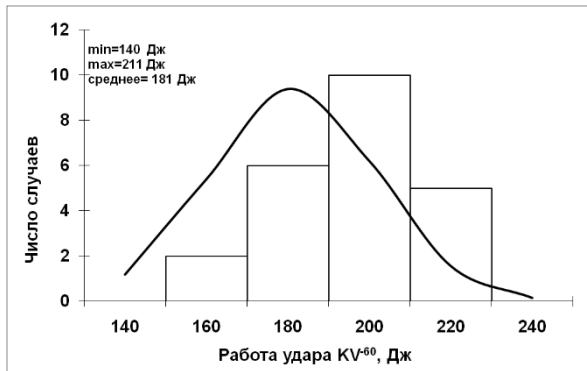
б



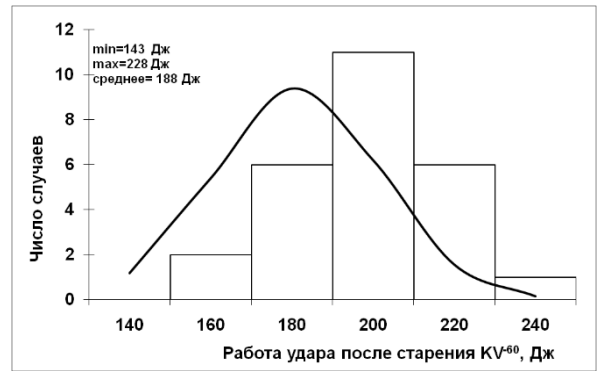
в



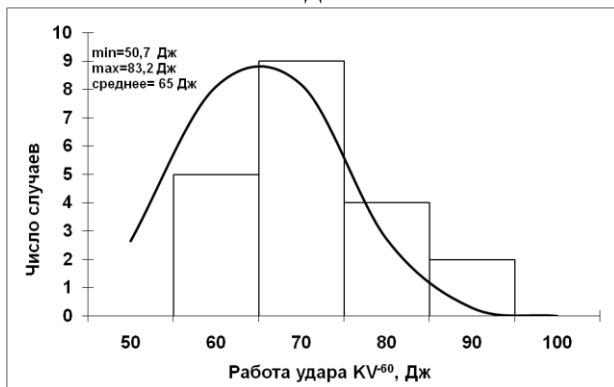
г



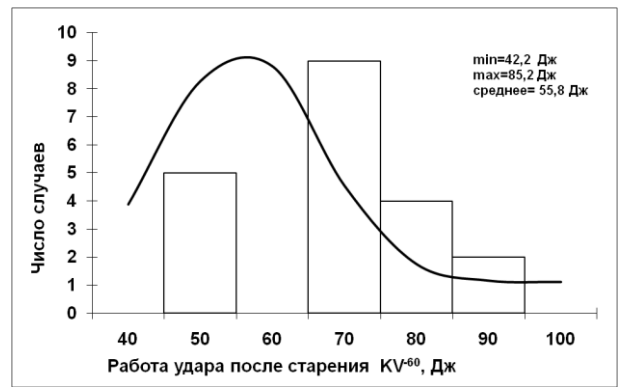
д



е



ж



з

Рисунок 4.1.2 – Гистограммы распределения значений работы удара в состоянии поставки (а, в, д, ж) и после деформационного старения (б, г, е, з): а, б - сталь марки E500W; в, г - сталь марки F620W; д, е - сталь марки F690W; ж, з - сталь марки F750W.

Гистограмма распределения значений работы удара после деформационного старения незначительно отклоняется от нормального. Кроме того, после деформационного старения наблюдается асимметрия распределения значений влево – к нижней границе, тогда как для значений в состоянии поставки график смещен вправо.

Для стали марки **F620W** (для этой и более высоких категорий прочности - испытания при температуре минус 60 °С) также наблюдается снижение средних значений работы удара после старения на ~19 % (на 40 Дж). Кроме того, увеличился разброс значений: разница между максимальным и минимальным значениями в состоянии поставки составляла 80 Дж, а после старения ~135 Дж, рисунок 4.1.2 в, г. Диаграмма распределения значений работы удара после старения также смещается влево.

Сталь марки **F690W** не проявила склонности к деформационному старению: средние значения остались на уровне значений в состоянии поставки ~180 Дж. Зависимости, представленные на рисунке 4.1.2 д, е, имеют идентичный вид, минимальные и максимальные значения отличаются на несколько единиц.

Деформационное старение стали марки **E750W** приводит к снижению средних значений работы удара на 14 % (на ~10 Дж), при этом разброс значений остается таким же, как и в состоянии поставки, рисунок 4.1.2 ж, з.

На рисунке 4.1.3 представлены средние значения работы удара исследуемых марок стали в состоянии поставки и после испытаний на деформационное старение.

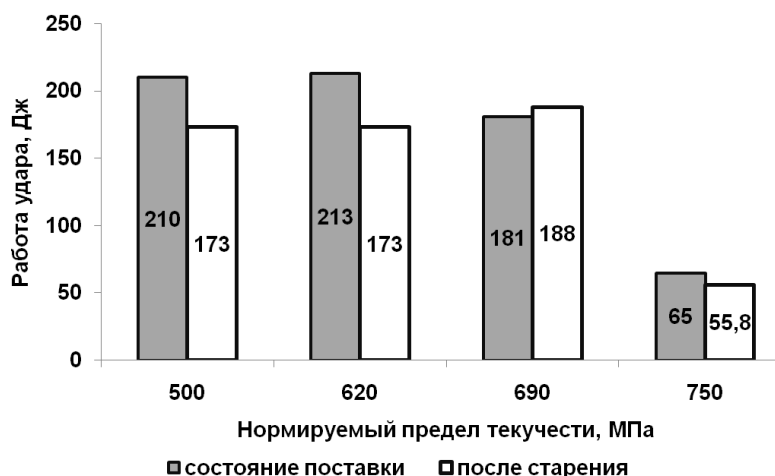


Рисунок 4.1.3. – Работа удара высокопрочной легированной стали до и после старения при температуре испытаний минус 40°С (для стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа) и минус 60°С для остальных категорий (средние значения).

Из рисунка следует, что средние значения работы удара после механического старения для образцов, испытанных при той же температуре, снижаются не более чем на 27%.

Таким образом, низкоуглеродистые легированные высокопрочные судостроительные стали с гарантированным пределом текучести 500, 620, 690 и 750 МПа с бейнитно-мартенситной структурой в состоянии поставки не проявляют склонности к старению, определяемой по изменению значений работы удара после деформации 3-5 % с изотермической выдержкой при 250°C.

4.2 Исследование влияния естественного старения на свойства стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа

Влияние естественного старения на свойства низкоуглеродистой высокопрочной хромоникельмолибденовой стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа изучали на листовом прокате толщиной 25 мм, который был изготовлен по технологии закалки с отпуском, а затем 18 лет хранился на открытом складе. Были вырезаны образцы на ударный изгиб и растяжение, а также заготовки 12x12x300 мм, которые подвергались деформационному старению с предварительной деформацией 1,5 % и изотермической выдержке при 250 °С в течение 1 часа. Из них были вырезаны образцы на ударный изгиб и растяжение.

Механические свойства листа в состоянии поставки, после хранения и деформационного старения представлены в таблице 4.2.1.

Таблица 4.2.1 – Механические свойства стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа

№ п/п	режимы	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}(\sigma_T)$, МПа	δ_5 , %	δ_p , %	ψ , %	KV^{20}_{cp} , Дж
		средние значения					
1	Состояние поставки	1022	970	17,0	н.д.	65	195
2	Естественное старение, 18 лет	1070	1046	13,7	4,3	69	149
3	Деформационное старение 1,5 %, 250 °С	1085	1060	12,5	3,9	68	145

После длительного хранения в течение 18 лет повысились значения временного сопротивления ~ на 50 МПа (на 4,7 %), предела текучести ~ на 75 МПа (на 7,8 %), относительное удлинение снизилось на 3,3 %, а работа удара ~ на 50 Дж (на 2,3 %). Дополнительное искусственное старение не привело к существенному снижению механических характеристик.

Диаграммы растяжения во всех случаях имеют схожий параболический вид, стадия равномерного удлинения после дополнительного деформационного старения сокращается.

На рисунке 4.2.1 представлены изображения микроструктуры и поверхности разрушения образцов после длительного хранения и дополнительного искусственного старения. Микроструктура образцов мартенситно-бейнитная, мартенсит хорошо отпущен.

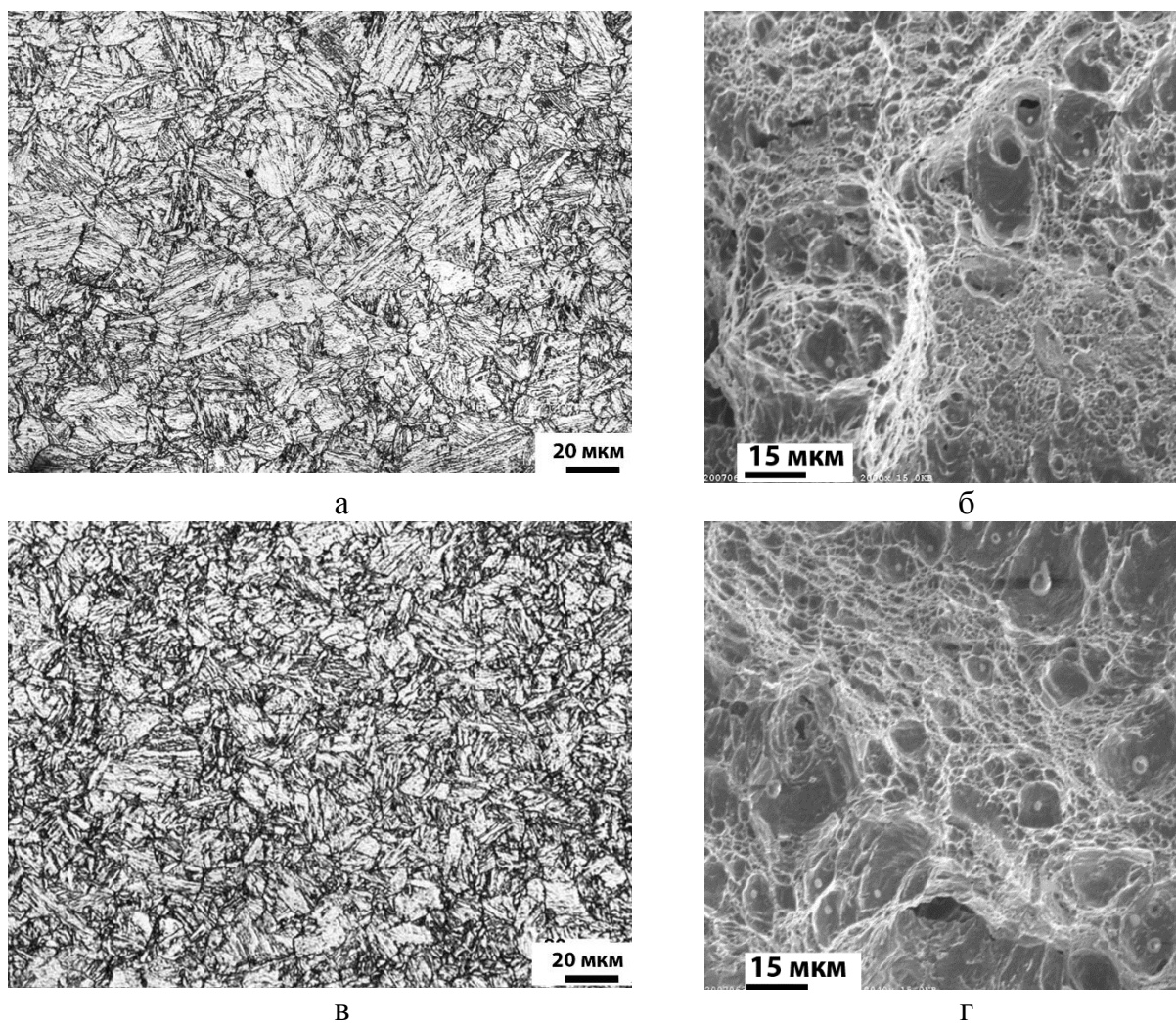


Рисунок 4.2.1 – Изображения микроструктуры (а, в) и поверхности разрушения (б, г) образцов низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа на ударный изгиб: а, б – после длительного хранения; в, г – после дополнительного искусственного старения.

100 % общей площади излома образца после длительного хранения занимает вязкий чашечный излом, чашки зарождались на множественных включениях. Граница раздела между матрицей и включениями – заглаженная. Зона зарождения трещины неоднородная, вязкая зона зарождения трещины от 700 до 2000 мкм.

После дополнительного искусственного старения появляются участки облегчённого отрыва с заглаженным рельефом, рисунок 4.2.1 г.

Таким образом, высокопрочная хромоникельмолибденовая сталь с гарантированным пределом текучести 890 МПа с мартенситно-бейнитной структурой (в которой мартенсит хорошо отпущен), не проявила склонности к естественному старению и последующему деформационному старению при провоцирующей обработке по изменению значений работы удара, однако наблюдается повышение временного сопротивления ~ на 4,7 %, предела текучести ~ на 7,8 %.

4.3 Исследование влияния режимов закалки и отпуска на склонность к деформационному старению низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа

Для проведения исследований по влиянию условий закалки и режимов отпуска на склонность к деформационному старению был выбран листовой прокат из высокопрочной судостроительной стали марки E500W толщиной 80 мм, изготовленной по ГОСТ Р 52927-2015, из поверхности которого были вырезаны заготовки 12x12x300 мм. Сталь поставлялась в состоянии закалки с высоким отпуском при температуре 650°C в течение 8 часов.

Режимы дополнительных термических обработок представлены в таблице 4.3.1. Была проведена повторная закалка заготовок при температуре 900 °C в течение 30 минут (2,5 мин/мм), что значительно меньше требуемого удельного времени выдержки при закалке в промышленных условиях, с последующим охлаждением в воде. Затем часть заготовок была подвергнута отпуску при температурах 450, 550, 650 °C в течение 2 часов, что также меньше по сравнению с отпуском в промышленных условиях, и механическому старению с предварительной деформацией 3% и изотермической выдержкой при 250 °C в течение 1 часа.

В связи с тем, что деформационное старение может приводить не только к снижению работы удара после провоцирующей обработки, но и к повышению прочностных характеристик с одновременным снижением пластичности, из заготовок после обработки были вырезаны образцы на ударный изгиб, а также на растяжение.

В ряде работ о склонности высокопрочной стали к деформационному старению предлагается судить, в том числе по изменению прочностных и

пластических характеристик с расчетом эффекта деформационного старения, и этот метод представлен, как более наглядный [15]. Полученные результаты отражены в работе [99]. Результаты определения механических свойств для исследуемой стали представлены в таблице 4.3.1.

Таблица 4.3.1 – Режимы закалки и отпуска и результаты механических испытаний стали марки E500W.

№ режима	Закалка*	Отпуск Т, °С	Старение**	Механические свойства							
				KV_{cp}^{-40} (KVA $_{cp}^{-40}$), Дж	V, %	σ_B , МПа	σ_T , МПа	σ_T/σ_B	δ_5 , %	δ_p , %	ψ , %
Требования ГОСТ Р 52927-2015				н.м. 80	н.м. 90	610-770	н.м. 500		н.м. 18	-	-
1	Состояние поставки			161	90	660	580	0,88	25,4	7,8	75,5
					95	660	600	0,91	26,6	8,1	75,8
2	-	-	+	183	100	670	630	0,93	20,5	4,1	75,8
					100	655	600	0,91	24,3	4,7	76,5
3	+	-	-	34,7	15	1270	1075	0,84	14,9	2,8	59,8
					20	1270	1055	0,83	15	2,9	61,3
4	+	-	+	24,7	20	1360	1360	1,0	10,8	0	60,6
					20	1305	1302	1,0	10	0,5	60,3
5	+	450	-	36,8	25	1065	1045	0,98	17	3	67,5
					30	1050	1030	0,98	16,7	3,1	67,8
6	+	450	+	34,4	30	1235	1235	1,0	10,6	0	63,7
					30	1280	1280	1,0	10,8	0	61,4
7	+	550		119	70	895	890	0,99	19,4	4,4	71,6
					70	890	870	0,98	19,3	4,4	70,6
8	+	550	+	118	75	985	985	1,0	13,8	0,1	70,6
					100	1015	1015	1,0	13,7	0,1	69,7
9	+	650	-	171	100	745	735	0,97	23,6	6,9	77,6
					100	740	730	0,97	23,4	6	77,2
10	+	650	+	178	100	845	845	1,0	16,7	0	76
					100	745	745	1,0	22,6	0	76,7

Примечание:

* 900°С, 30 мин, охлаждение в воде

**3%, 250°С, 1 час

В состоянии поставки (режим 1, таблица 4.3.1) свойства стали E500W удовлетворяли требованиям нормативно-технической документации: среднее значение временного сопротивления составляло 660 МПа, предела текучести

~ 590 МПа, относительного удлинения ~ 26 %, работа удара (среднее) – 161 Дж, равномерное относительное удлинение составляло ~8 % (ГОСТ Р 52927 не нормируется).

Сталь не проявила склонности к деформационному старению по изменению значений работы удара, которые остались на уровне ~183 Дж, (режим 2, таблица 4.3.1). Однако деформационное старение привело к увеличению средних значений предела текучести с 590 МПа до 615 МПа (на 4 %), при неизменном значении временного сопротивления, общее относительное удлинение снизилось с 26 до 22 %, а равномерное относительное удлинение - с 8 до 4,5 % (режим 2 таблица 4.3.1).

После повторной закалки при температуре 900°С с выдержкой 30 мин (режим 3, таблица 4.3.1) значения работы удара снизились до ~35 Дж, временное сопротивление составило ~ 1250 МПа, а предел текучести ~ 1050 МПа. Поскольку закалка в воду производилась в лабораторных условиях на небольших пробах, наблюдается значительное упрочнение стали из-за образования преимущественно мартенситной структуры в стали.

Деформационное старение после закалки (режим 4, таблица 4.3.1) привело к повышению значений временного сопротивления на 8 %, предела текучести – на 28 %, равномерное относительное удлинение снизилось до нуля, значения работы удара остались на уровне ~ 25 Дж.

После отпуска при температуре 450 °С (режим 5, таблица 4.3.1) образцов, закаленных в лабораторных условиях, временное сопротивление снизилось на 200 МПа по сравнению с закаленным состоянием, одновременно повысилось отношение предела текучести к временному сопротивлению. Значения работы удара находятся на том же уровне, что и после закалки – ~35 Дж, что связано с проявлением необратимой отпускной хрупкости.

Деформационное старение после отпуска при температуре 450 °С по режиму 6 таблицы 4.3.1 привело к тому, что значения временного сопротивления и предела текучести резко возросли, сравнялись и составили 1230-1280 МПа, относительное удлинение снизилось на 7 %, а равномерное относительное удлинение стало равным нулю. Средние значения работы удара практически не изменились.

С повышением температуры отпуска до 550°С (режим 7, таблица 4.3.1) средние значения работы удара повышаются до 124 Дж, а временное сопротивление снижается до 890 МПа. Деформационное старение после отпуска при 550 °С (режим 8, таблица 4.3.1) привело к повышению временного

сопротивления на ~12 %, предела текучести на ~14 %, соотношение $\sigma_{0,2} (\sigma_T)/\sigma_s$ стало равным 1, а равномерное относительное удлинение осталось равным нулю.

После повторной закалки с отпуском при 650 °С в течение 2 часов (режим 9, таблица 4.3.1) значения работы удара возросли до 170 Дж, значения временного сопротивления снизились до 740 МПа, предела текучести – до 730 МПа, относительное удлинение возросло до 23 %, а равномерное относительное удлинение до ~6,5 %. При этом значения временного сопротивления и предела текучести после термообработки по режиму 9 выше на 12 % и 24 % соответственно, чем в состоянии поставки после закалки с отпуском листового проката в промышленных условиях.

После деформационного старения по режиму 10 (после повторной закалки и отпуска 650 °С в лабораторных условиях) повышаются прочностные характеристики, снижается относительное общее и равномерное удлинение, при сохранении значений работы удара.

Деформационное старение по режиму 10 таблицы 4.3.1 привело к более существенному повышению прочностных характеристик по сравнению со старением по режиму 2 (состояние поставки). Временное сопротивление увеличилось на 7 % по сравнению с повышением на 0,8 % после старения в состоянии поставки, предел текучести – на 8,6 % против 3,9 %, относительное удлинение снизилось на 25 %, относительное равномерное удлинение стало равным нулю. Склонность стали к деформационному старению после обработки по режиму 10 связана, по-видимому, с недостаточной продолжительностью отпуска, в результате которого не произошло полного выделения углерода из твердого раствора закаленной стали.

По данным таблицы 4.3.1 были построены зависимости полученных механических свойств от режима обработки, рисунок 4.3.1.

В результате деформационного старения стали, обработанной по режимам 5, 7 и 9 (отпуск при 450, 550 и 650 °С после закалки в лабораторных условиях), наблюдалось увеличение значений временного сопротивления и предела текучести на 50-300 МПа, (рисунок 4.3.1 а, б: после отпуска при 450°С – до 1278 МПа, после отпуска при 550°С – до 1015 МПа, после отпуска при 650°С – до 845 МПа.

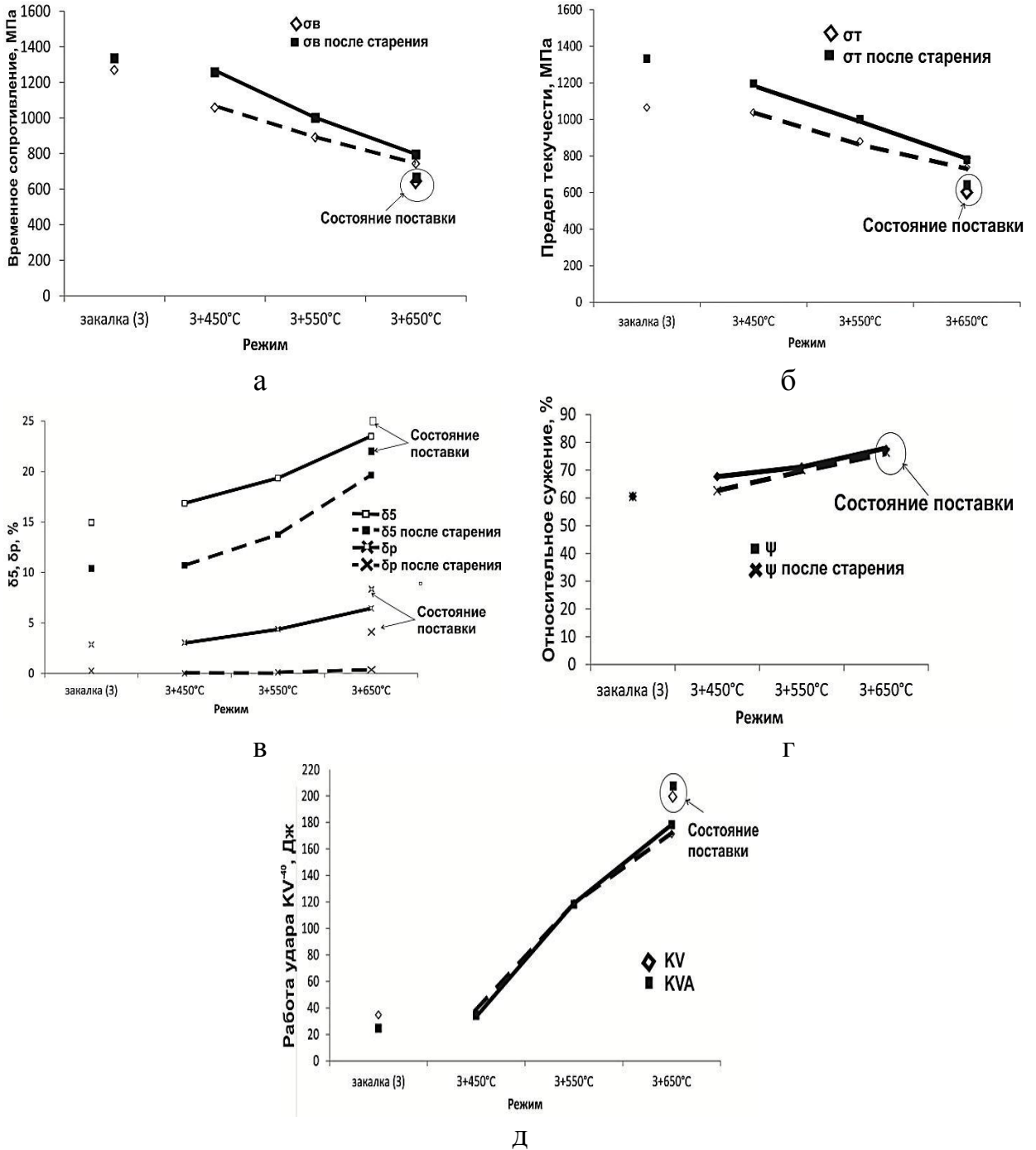


Рисунок 4.3.1 - Результаты определения механических свойств стали марки E500W после дополнительных термических обработок а – зависимость временного сопротивления от температуры отпуска, б - зависимость предела текучести от температуры отпуска, в - зависимость относительного и равномерно удлинения от температуры отпуска, г - зависимость относительного сужения от температуры отпуска д - зависимость работы удара от температуры отпуска.

Относительное удлинение после деформационного старения снизилось в среднем на 5 %, а равномерное относительное удлинение после всех режимов отпуска и последующего деформационного старения становится равным нулю, рисунок 4.3.1 в, при этом относительное сужение остается неизменным,

рисунок 4.3.1 г. Таким образом, неполное протекание процессов отпуска (отпуск недостаточной продолжительности) в легированной стали не приводит к улучшению механических свойств стали, в том числе после деформационного старения.

При этом значения работы удара до и после деформационного старения практически не изменяются, как в состоянии поставки, так и после всех выбранных режимов дополнительных обработок, рисунок 4.3.1 д. Это позволяет говорить о том, что для высокопрочной легированной стали испытания в соответствии с требованиями ГОСТ 7268 (образцов на ударный изгиб) не позволяют корректно судить о склонности к деформационному старению.

Были проведены исследования микроструктуры и характера разрушения образцов на ударный изгиб низкоуглеродистой легированной стали с нормируемым пределом текучести 500 МПа до и после деформационного старения. На рисунке 4.3.2 представлены изображения микроструктуры и поверхности разрушения изломов образцов в состоянии поставки и после деформационного старения (режимы 1 и 2 таблица 4.3.1).

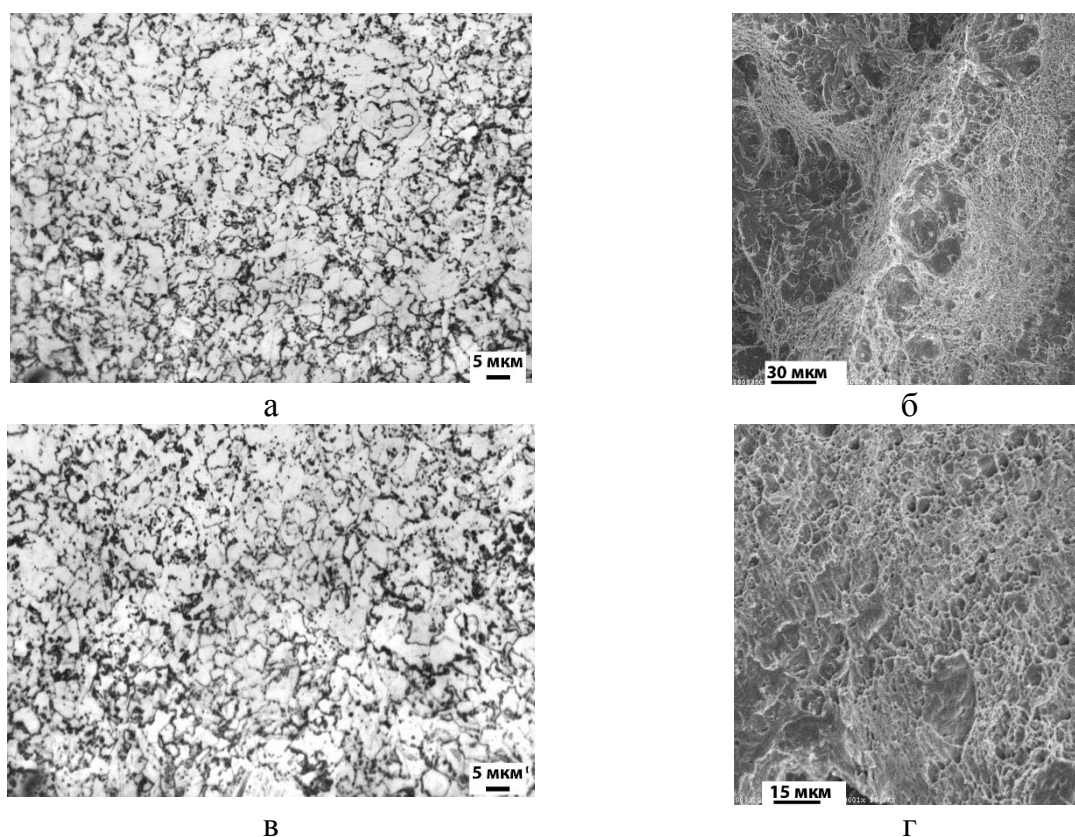


Рисунок 4.3.2 – Изображения микроструктуры (а, в) и поверхности разрушения (б, г) стали марки E500W в состоянии поставки, режим 1 (а, б) и после старения, режим 2 (в, г).

Деформационное старение не повлияло на изменение структуры стали, рисунок 4.3.2 в, а разрушение образцов происходило с образованием вырожденного чашечного рельефа на поверхности, рисунок 4.3.2 г.

На рисунке 4.3.3 представлены изображения микроструктуры и поверхности разрушения фотографии изломов образцов после повторной лабораторной закалки (режим 3, таблица 4.3.1) и деформационного старения (режим 4, таблица 4.3.1).

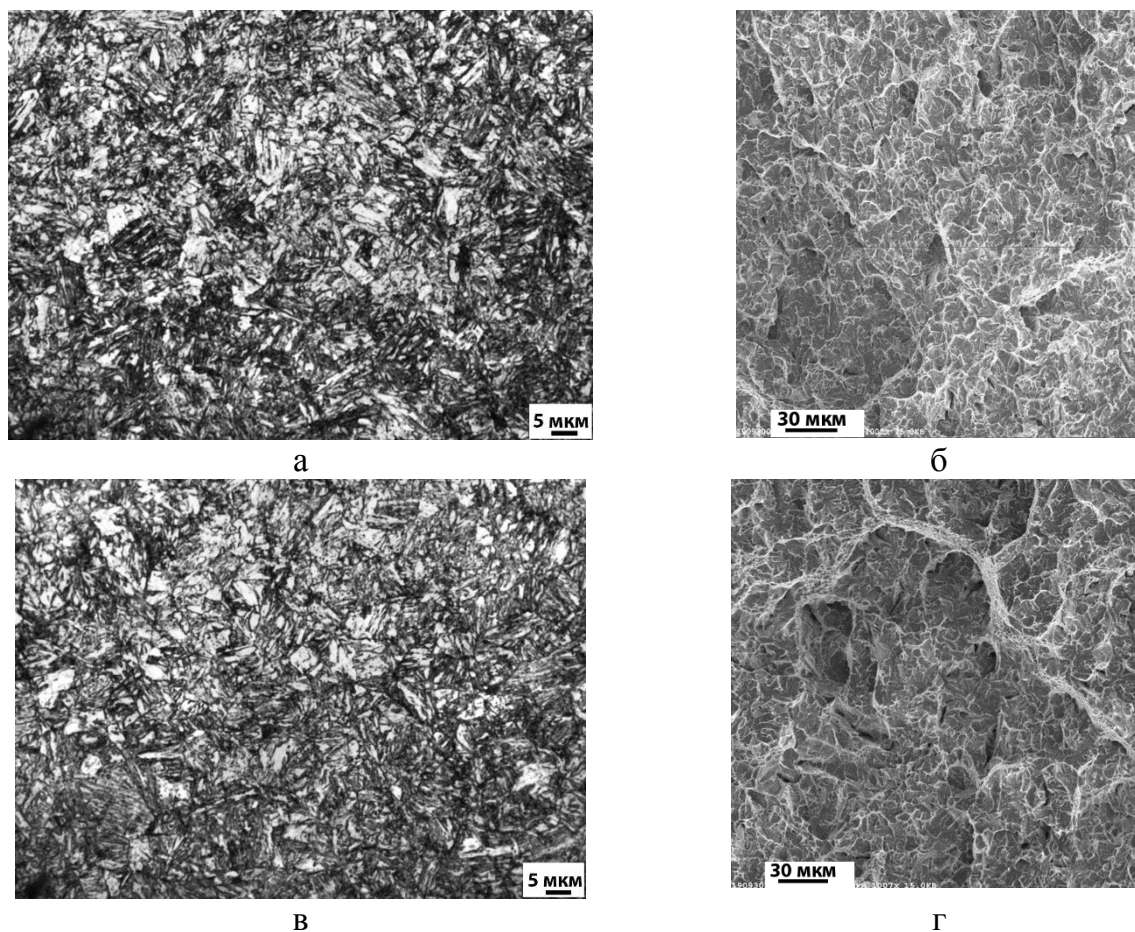


Рисунок 4.3.3 – Изображения микроструктуры (а, в) и поверхности разрушения (б, г) стали марки E500W после повторной закалки, режим 3 (а, б) и после старения, режим 4 (в, г).

После закалки от 900 °C структура стали марки E500W как до, так и после деформационного старения преимущественно мартенситная-бейнитная с долей мартенсита более 50 %, что обусловлено более высокой скоростью охлаждения при закалке заготовок в лабораторных условиях, рисунок 4.3.3 а, в. Поскольку скорость охлаждения при закалке в лабораторных условиях заготовок сечением 12 x 12 мм значительно выше скорости охлаждения в промышленных условиях листа толщиной 80 мм, подобное изменение соотношения структурных составляющих согласуется с анализом термокинетической диаграммы для этой стали [100].

Разрушение образца после закалки происходило хрупко по механизму транскристаллитного скола и микроскола, рисунок 4.3.3 б, это подтверждается низкими значениями работы удара ($KV^{40}=34,6$ Дж). После деформационного старения в изломе закаленного образца наблюдается появление площадок скола на фоне микроскола и протяженных областей вязкого зернограницного разрушения по отдельным границам, рисунок 4.3.3 г.

Изображения микроструктуры и поверхности разрушения изломов образцов на ударный изгиб после закалки и отпуска при $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ в лабораторных условиях (режим 9, таблица 4.3.1) и последующего деформационного старения (режим 10, таблица 4.3.1) представлены на рисунке 4.3.4.

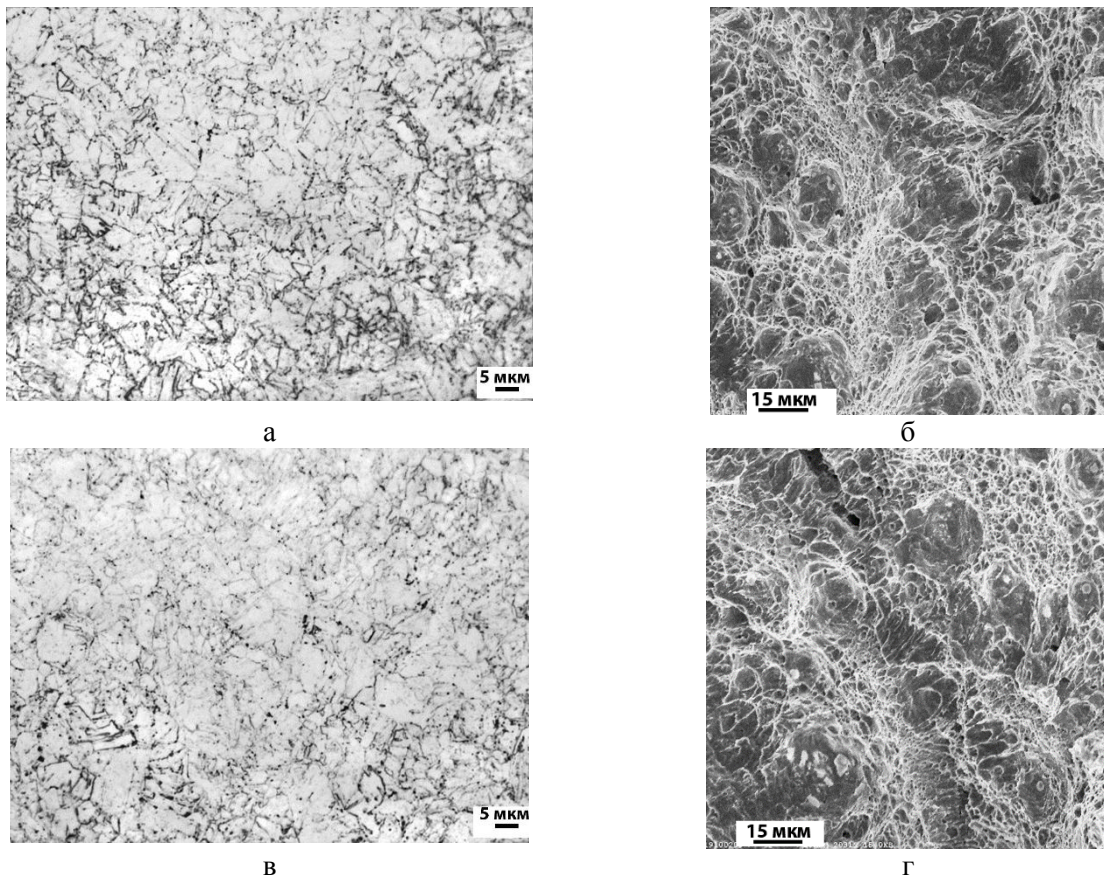
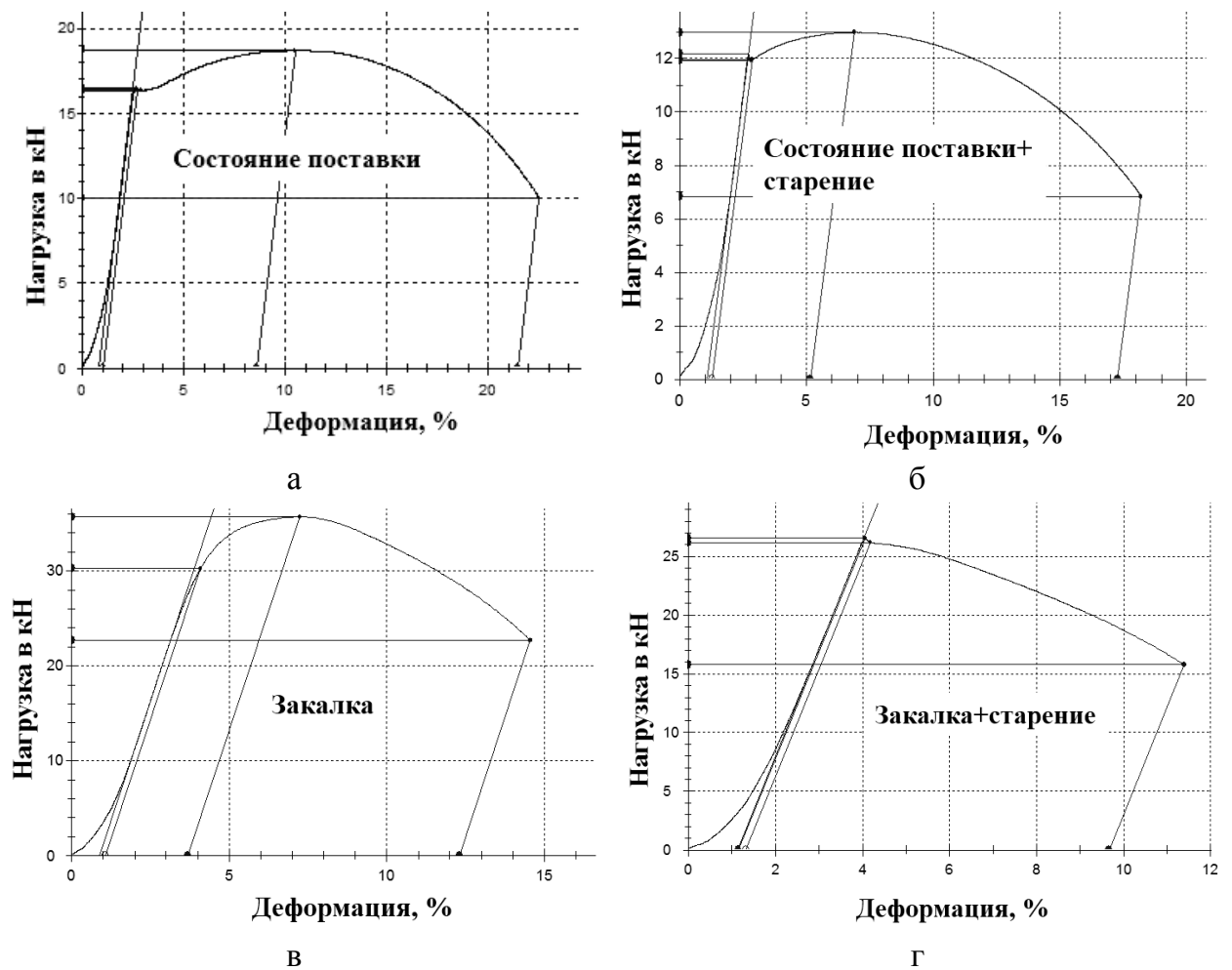


Рисунок 4.3.4 – Изображения микроструктуры (а, в) и поверхности разрушения (б, г) стали марки E500W после закалки и отпуска при $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, режим 9 (а, б) и после старения по режиму 10 (в, г).

Структура стали, закаленной в лабораторных условиях, по данным оптической микроскопии как до, так и после деформационного старения, рисунок 4.3.4 а, в, мартенситно-бейнитная с долей мартенсита в структуре более 50 %. Разрушение образцов происходило вязко с образованием чашечного рельефа на поверхности излома, рисунок 4.3.4 б, г, и протяженных областей вязкого

зернограницного разрушения. Значения работы удара как до, так и после старения составляли $KV^{-40} \approx 170$ Дж.

Таким образом, установлено, что после старения не изменяются микроструктура и характер разрушения образцов на ударный изгиб, при этом происходит повышение прочностных характеристик и резкое снижение способности к равномерной деформации. На основании проведенных ранее исследований, касающихся низколегированных сталей, литературных данных [44] и результатов испытаний механических свойств, с целью определения протекания процессов старения были рассмотрены диаграммы растяжения низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа в состоянии поставки и после дополнительных термических обработок и последующего деформационного старения, рисунок 4.3.5.



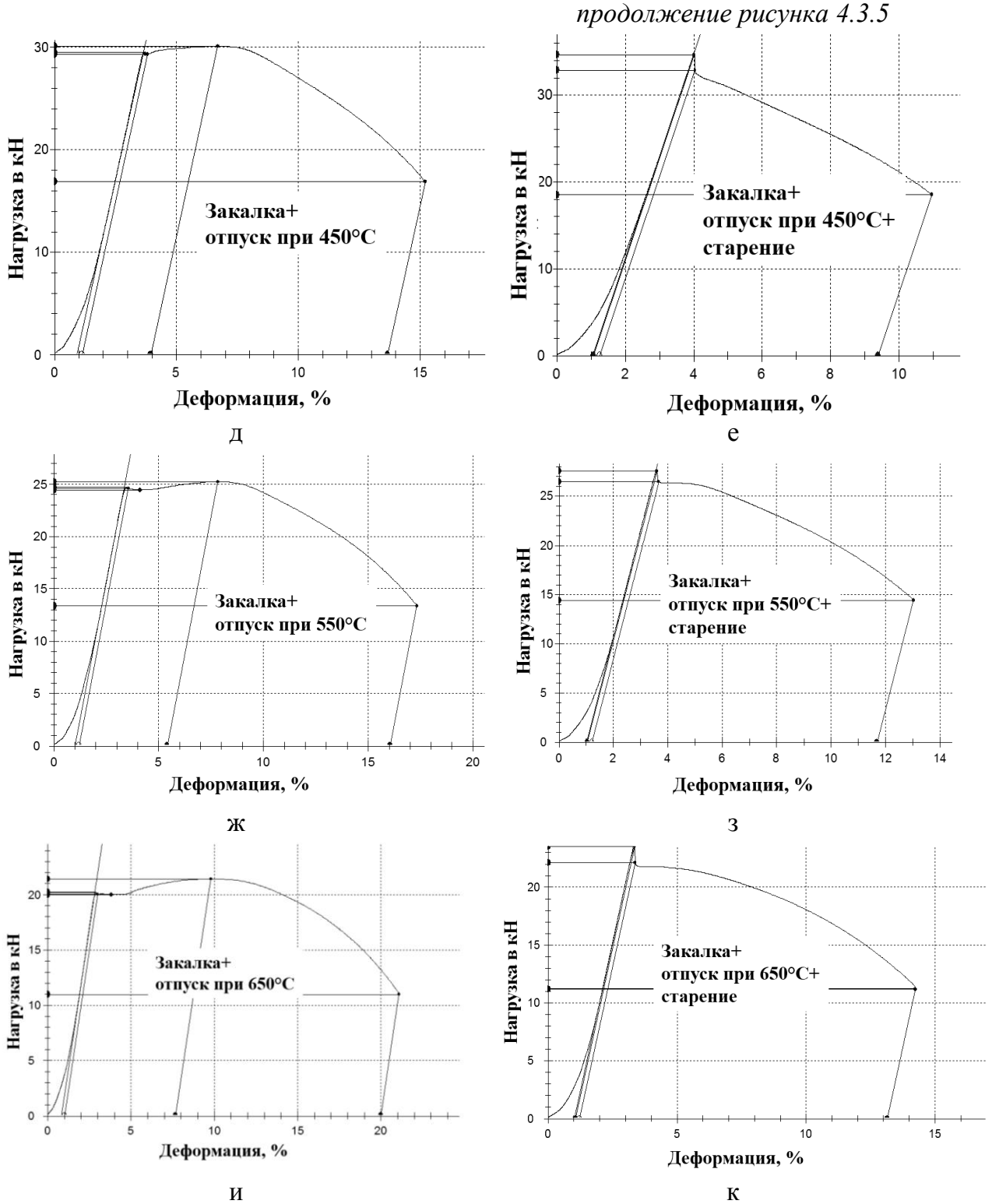


Рисунок 4.3.5 - Диаграммы растяжения стали марки E500W до (а, в, д, ж, и) и после старения (б, г, е, з, к) по режимам таблицы 4.3.1:

а, б – состояние поставки (режимы 1 и 2), в, г – закалка (режим 3, 4) д, е – закалка+ отпуск 450 °С (режимы 5, 6), ж, з – закалка + отпуск 550 °С (режимы 7, 8), и, к - закалка + отпуск 650°С (режимы 9, 10).

В состоянии поставки, рисунок 4.3.5 а, кривая на диаграмме растяжения имеет слабовыраженный зуб текучести и параболический вид. Согласно [15, 101] это связано с относительно слабым закреплением дислокаций примесными атомами, при этом упругая деформация на кривой растяжения завершается образованием зуба текучести, стадия параболического деформационного упрочнения имеет достаточно большую протяженность. Деформационное старение по режимам 2, 4, 6, 8 и 10 таблицы 4.3.1 приводит к появлению на диаграммах растяжения зуба текучести, рисунок 4.3.5 б, г, е, з, к), который становится более выражен, чем в состоянии поставки или после лабораторной термической обработки.

Диаграммы растяжения образцов после лабораторной закалки и отпусков в интервале температур 450 – 650 °С имеют площадку текучести и сокращенную стадию равномерного удлинения.

После деформационного старения диаграммы имеют схожий вид: присутствует ярко выраженный зуб текучести, при этом стадия равномерного удлинения отсутствует, сразу происходит локализация деформации с образованием шейки. Значительно уменьшается общее относительное удлинение, что свидетельствует о малой способности материала к пластической деформации перед потерей устойчивости (до локализации деформации). Для выявления причин указанных явлений, было проведено исследование характера разрушения образцов на растяжение, рисунок 4.3.6.

Разрушение образцов на растяжение высокопрочной судостроительной стали марки E500W в состоянии поставки происходило по механизму вязкого транскристаллитного разрушения, рисунок 4.3.6 а.

После закалки от 900 °С в воду в лабораторных условиях в изломе образцов наблюдаются многочисленные расщепления по границам отдельных фрагментов и элементы разрушения микросколом, рисунок 4.3.6 в. Закалка с отпуском при 650 °С привела к образованию протяженных областей вязкого зернограничного разрушения на поверхности излома, рисунок 4.3.6 д.

После деформационного старения во всех трех случаях образцы разрушались вязко с образованием вырожденного чашечного рельефа, рисунок 4.3.6 б, г, е.

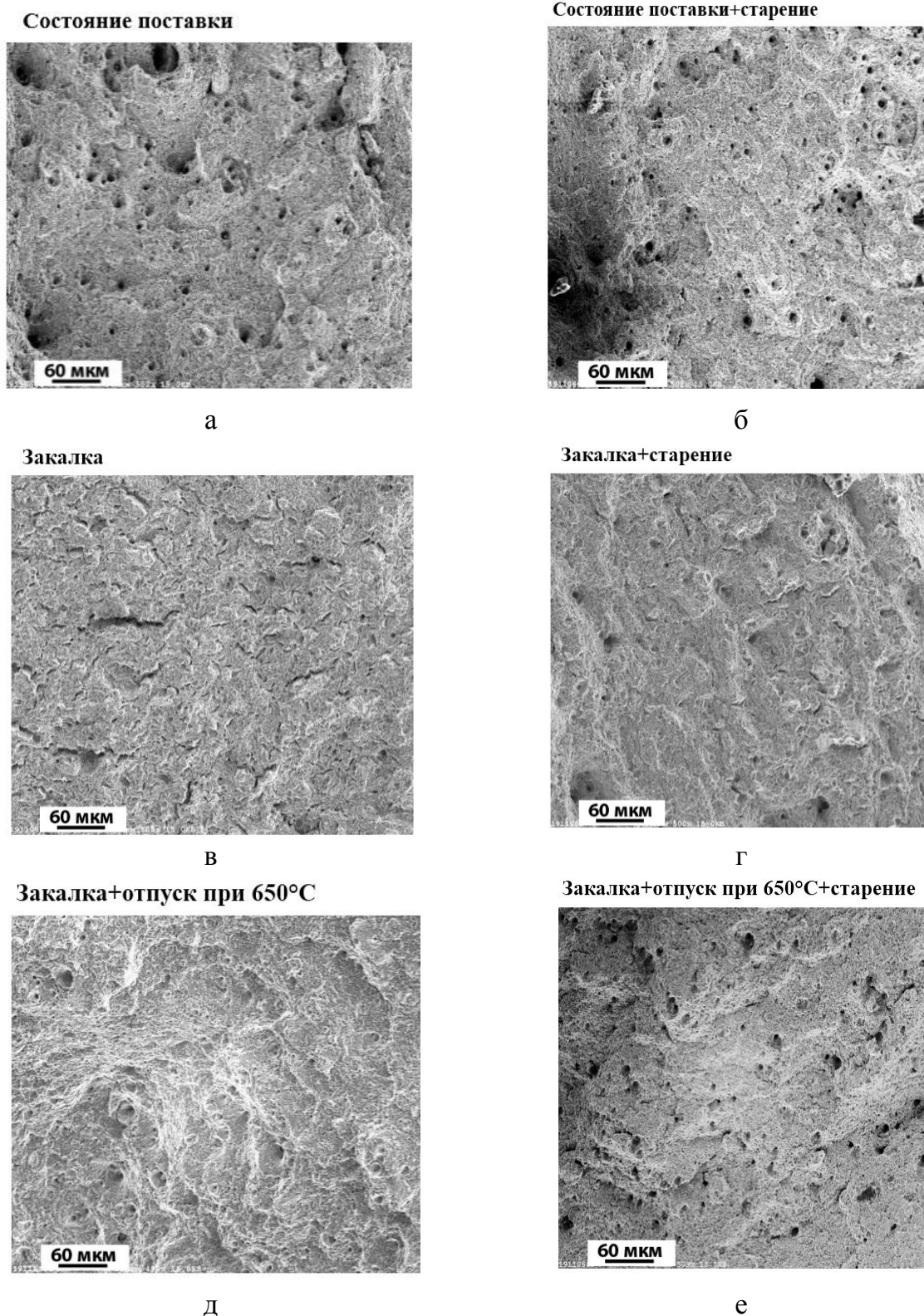
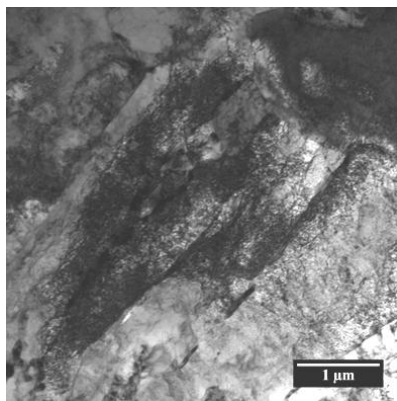
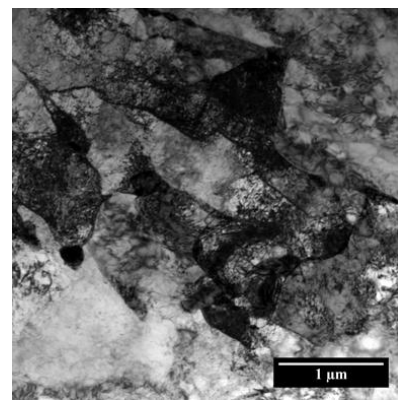


Рисунок 4.3.6 – Изображения характера разрушения образцов стали марки E500W на растяжение до (а, в, д) и после старения (б, г, е) по режимам таблицы 4.3.1: а – состояние поставки (режим 1), б – старение в состоянии поставки (режим 2), в – закалка (режим 3), г – старение после закалки (режим 4), д – закалка с отпуском при 650°C (режим 9), е – старение после закалки с отпуском при 650°C (по режиму 10)

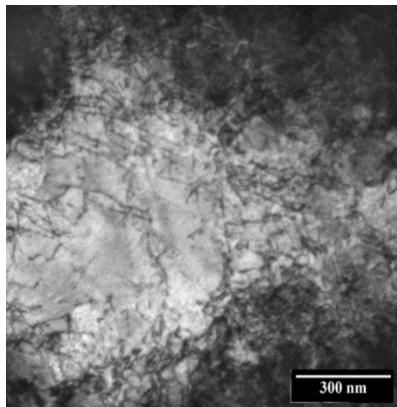
Исследования структуры методами просвечивающей электронной микроскопии позволили уточнить особенности структурных изменений исследуемой стали, рисунок 4.3.7. В состоянии поставки структура преимущественно бейнитная с бейнитом гранулярной морфологии, с объемной долей феррита не более 10% и мартенсита не более 10%. Структура реечного мартенсита представлена на рисунке 4.3.7 а, по границам рек наблюдаются пластинчатые карбиды.



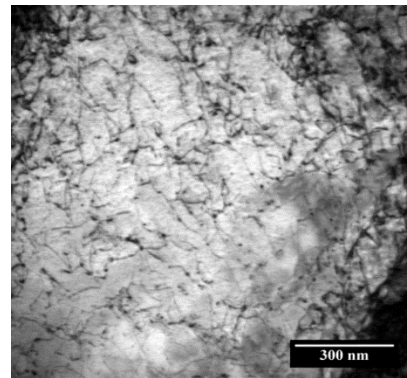
а



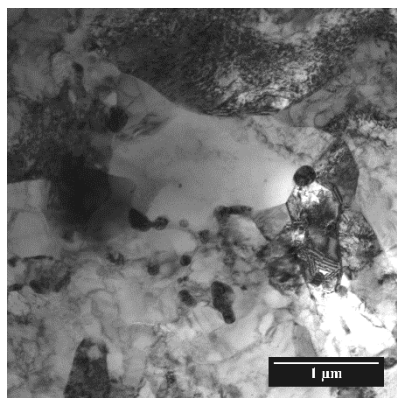
б



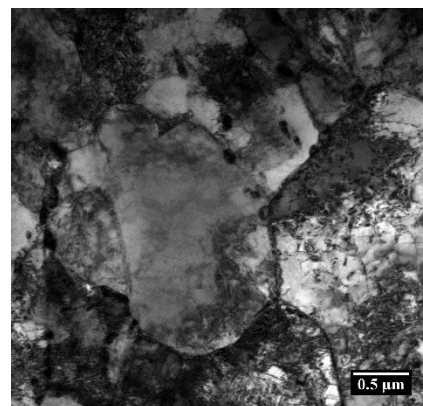
в



г



д



е

Рисунок 4.3.7 – Структура образцов стали марки E500W в состоянии поставки, режим 1 (а, в, д) и после старения по режиму 2 (б, г, е).

На рисунке 4.3.7 в и д представлены изображения гранулярного бейнита, отмечено отсутствие карбидных выделений на дислокациях, рисунок 4.3.7 в, и наличие карбидных выделений размером до 200 нм по границам областей гранулярного бейнита и феррита, рисунок 4.3.7 д. На дислокациях в речном бейните карбидные выделения отсутствуют.

Деформационное старение не изменяет структуру речевого мартенсита, рисунок 4.3.7 б, но приводит к выделению карбидов по границам и в теле высокоотпущенной α -фазы, рисунок 4.3.7 е. В гранулярном бейните после деформационного старения увеличивается плотность дислокаций в 2 раза, а также происходит закрепление дислокаций мелкими карбидами, что явно наблюдается на рисунке 4.3.7 г. Закрепление дислокаций карбидными выделениями в бейните является характерным признаком протекания процессов деформационного старения и приводит к снижению пластических характеристик и появлению зуба текучести на диаграмме растяжения.

На рисунке 4.3.8 представлена структура стали марки E500W после повторной закалки и отпуска при 650 °С в лабораторных условиях (режим 9, таблица 4.3.1) и последующего деформационного старения (режим 10, таблица 4.3.1), полученная с помощью просвечивающей электронной микроскопии.

После повторной закалки и отпуска при 650 °С структура стали мартенситно-бейнитная, с долей мартенсита более 50 %, речной мартенсит до и после деформационного старения представлен на рисунке 4.3.8 а и б соответственно.

В структуре образца появляются области высокоотпущенного мартенсита с низкой плотностью дислокаций и карбидами самоотпуска размером $\approx 0,5$ мкм, рисунок 4.3.8 в, и области практически бездислокационной высокоотпущенной α -фазы с карбидными выделениями в теле, рисунок 4.3.8 д.

Деформационное старение приводит к увеличению плотности дислокаций в высокоотпущенном мартенсите, закреплению дислокаций мелкими карбидными выделениями, рисунок 4.3.8 г, укрупнению областей высокоотпущенной α -фазы до 1200 нм, а также появлению новых мелких карбидных выделений внутри нее.

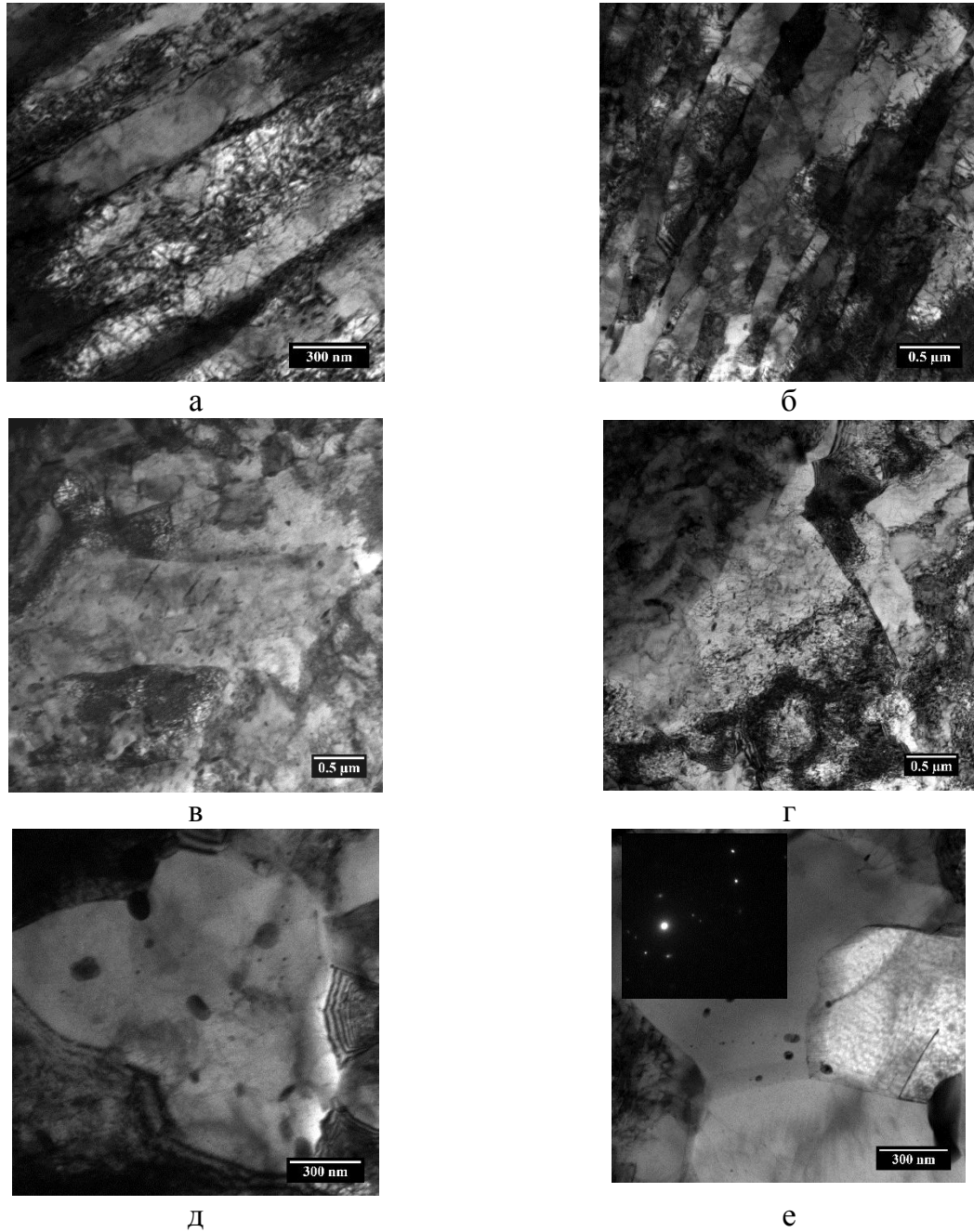


Рисунок 4.3.8 – Структура образцов стали марки E500W после повторной закалки и отпуска при 650 °С, режим 9 (а, в, д) и после деформационного старения по режиму 10 (б, г, е).

Методом рентгеноструктурного фазового анализа было определено содержание углерода в твердом растворе до и после старения, для сравнения в качестве эталона был взят образец армко-железа.

Основной фазой во всех образцах является ОЦК – Fe (α -Fe). Обнаружено изменение параметра кристаллической решетки ОЦК – Fe и по нему определено содержание углерода в соответствии с формулой 2.3.5.1. Определенные таким образом структурные параметры кристаллической решетки ОЦК – Fe и весовое

содержание углерода в твердом растворе согласно [87], представлены в таблице 4.3.2, округление приведенных значений проведено после расчетов.

После деформационного старения содержание углерода в твердом растворе легированной стали, полученной закалкой и отпуском, уменьшается с 0,05 до 0,04 %, что может свидетельствовать о связывании углерода с образованием кластеров или обнаруженных при исследовании дисперсных карбидных выделений.

Таблица 4.3.2 - Измеренные параметры образцов легированной стали E500W до и после старения

Режим (из таблицы 4.3.1)	a, Å	C, % вес
Армко-железо	2,867	-
1 (состояние поставки)	2,869	0,05
2 (состояние поставки +старение)	2,868	0,04
7 (Закалка + отпуск 550°C)	2,869	0,05
8 (Закалка + отпуск 550°C + старение)	2,869	0,04
9 (Закалка + отпуск 650°C)	2,869	0,05
10 (Закалка + отпуск 650°C + старение)	2,869	0,04

Таким образом, с увеличением доли мартенсита в структуре склонность стали к деформационному старению увеличивается при недостаточной степени отпуска, что проявляется в упрочнении и снижении пластичности. Наиболее чувствительной величиной к протеканию процессов старения в высокопрочной стали является относительное равномерное удлинение.

4.4 Исследование влияния повторного отпуска на склонность к деформационному старению низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа.

Исследования, выполненные в предыдущем разделе для низкоуглеродистой легированной стали, показали, что после закалки с отпуском и последующего деформационного старения, заключающегося в провоцирующей обработке, которая состоит из небольшой холодной деформации и изотермической выдержки при 250 °С, происходит выделение углерода из твердого раствора с образованием карбидных выделений. Предстояло выяснить, как влияет на этот процесс температура, в частности, повторные отпуска. Удастся ли за счет максимально полного связывания углерода в карбиды снизить его содержание в твердом

растворе и таким образом снизить или предотвратить деградацию свойств легированной стали в результате процессов старения.

В литературе имеются данные о положительном влиянии среднетемпературного отпуска при 450 °С после улучшения (с предшествующим отпуском при более высокой температуре) на свойства стали (в частности, ударную вязкость). Указывается [93, 103], что после повторного среднетемпературного отпуска наблюдалось значительное повышение значений работы удара, как для листового проката, так и для сварных соединений низколегированных и легированных сталей. Исходя из этого, были проведены дополнительные термические обработки по режимам, представленным в таблице 4.4.1.

Таблица 4.4.1 – Режимы дополнительных термических обработок и результаты механических испытаний

№ режима	Закалка*	Отпуск Т, °С	Старение**	Механические свойства							
				KV ⁴⁰ _{ср} , Дж (KVA ⁴⁰ _{ср}), Дж	V, %	σ _в , МПа	σ _{0.2} (σ _т), МПа	σ _{0.2} (σ _т)/σ _в	δ ₅ , %	δ _р , %	ψ, %
Требования ГОСТ Р 52927-2015				н.м. 80	н.м. 90	610-770	н.м. 500		н.м. 18	-	-
1	Состояние поставки			161	95	660	580	0,88	25,4	7,8	75,5
						660	600	0,91	26,6	8,1	75,8
2	Состояние поставки		+	183	95	670	630	0,94	20,5	4,1	75,8
						100	655	600	0,32	24,3	4,7
3	+	550	-	119	70	895	890	0,99	19,4	4,4	71,6
						70	890	870	0,98	19,3	4,4
4	+	550	+	118	75	985	985	1,0	13,8	0,1	70,6
						100	1015	1015	1,0	13,7	0,1
5	+	650	-	171	100	745	735	0,97	23,6	6,9	77,6
						100	740	730	0,97	23,4	6
6	+	650	+	178	100	845	845	1,0	19,7	0	76
						100	745	745	1,0	19,6	0
7	+	550+450	-	107	80	895	885	0,99	20,4	4,5	71,5
						90	890	875	0,98	19,1	4,4
8	+	550+450	+	102	85	990	990	1,0	14	0	61,7
						90	980	980	1,0	14,2	0
9	+	650+450	-	175	100	745	725	0,98	23,2	7	76,1
						100	760	715	0,95	23,4	6,8
10	+	650+450	+	177	100	790	775	0,95	20,3	3,0	72,5
						100	765	760	0,95	19,9	3,9

Примечание:* 900°С, 30 мин, охлаждение в воде; **3%, 250°С, 1 час

По данным таблицы 4.4.1 были построены зависимости полученных механических свойств от режима обработки, рисунок 4.4.1.

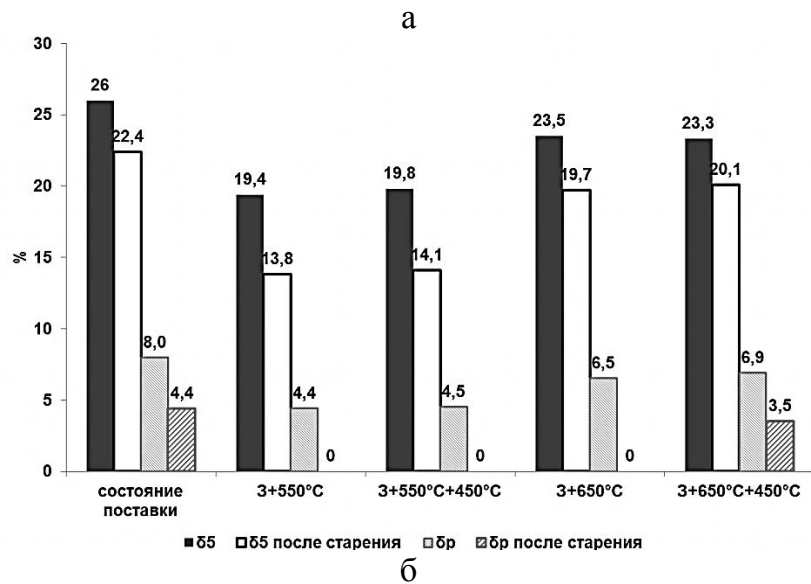
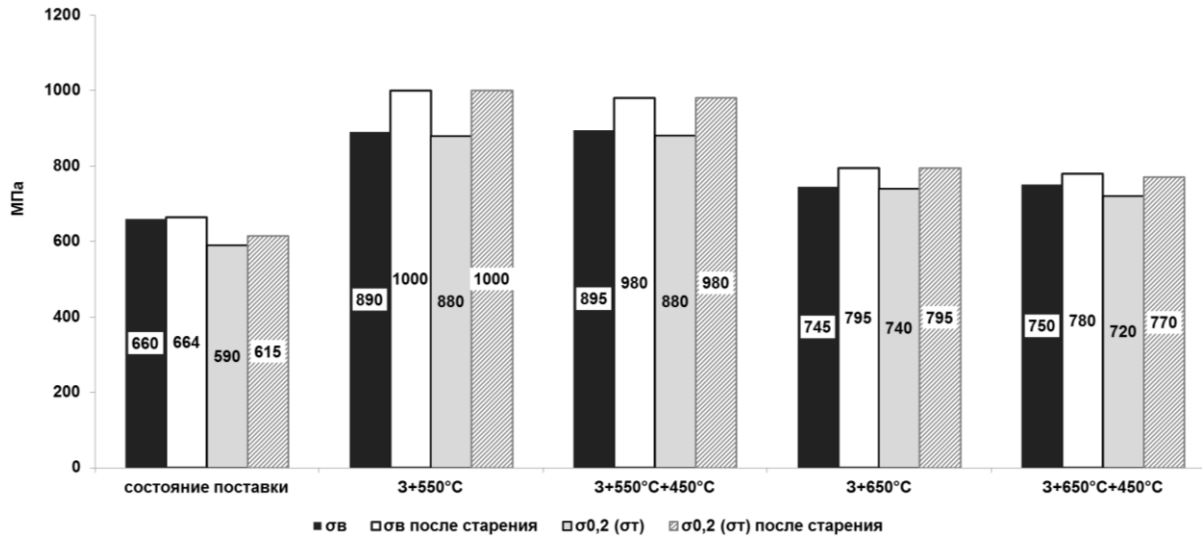


Рисунок 4.4.1 – Зависимость механических свойств низкоуглеродистой легированной стали марки E500W с гарантированным пределом текучести 500 МПа от режимов дополнительной термической обработки и последующего старения: а – предел текучести и временное сопротивление, б – относительное общее и равномерное удлинение

После отпуска при 550 °С после печной закалки в лабораторных условиях (режим 3, таблица 4.4.1) средние значения работы удара составляли 125 Дж, а временное сопротивление - 890 МПа. Деформационное старение после отпуска 550 °С (режим 4, таблица 4.4.1) привело к повышению временного сопротивления на ~12 %, предела текучести на ~14 %, соотношение $\sigma_{\text{T}}/\sigma_{\text{в}}$ стало равным 1, а равномерное относительное удлинение – нулю.

Двойной отпуск при 550 °С + 450 °С и последующее старение не привели к видимому изменению прочностных и пластических характеристик по сравнению с режимами 3 и 4, рисунок 4.4.1.

После повторной закалки с отпуском при 650°С в течение 2 часов (режим 5, таблица 4.4.1) значения работы удара возросли до 170 Дж, значения временного сопротивления снизились до 740 МПа, предела текучести – до 730 МПа (на 17 % по сравнению с режимом 3), относительное удлинение возросло до 23 %, а равномерное относительное удлинение до ~6,5 % . При этом значения временного сопротивления и предела текучести после термообработки по режиму 5 выше на 12 % и 24 % соответственно, чем в состоянии поставки после закалки с отпуском листового проката в промышленных условиях.

После деформационного старения по режиму 6 повышаются прочностные характеристики, снижается относительное общее и равномерное удлинение (до нуля), при сохранении значений работы удара. Склонность стали к деформационному старению после обработки по режиму 6 связана, по-видимому, с недостаточной продолжительностью отпуска, в результате которого не произошло полного выделения углерода из твердого раствора закаленной стали.

В связи с этим был проведен дополнительный отпуск при 450 °С после первичного отпуска при 650 °С (режим 9 таблицы 4.4.1, который привел к повышению значений работы удара до 175 Дж и относительного удлинения до 23 %, значения временного сопротивления снизились до ~750 МПа, также снизилось соотношение σ_m/σ_b до 0,95-0,98, а среднее значение относительного равномерного удлинения составило 6,9 %.

После старения по режиму 10 таблицы 4.4.1 отмечено повышение по отношению к состоянию поставки средних значений предела текучести до 770 МПа, временного сопротивления – до 780 МПа, кроме того, снизились значения относительного удлинения до 20,1 %, а равномерное удлинение снизилось до 3,5 %, и это выше, чем после деформационного старения после закалки и однократного отпуска.

Исходя из представленных на рисунке 4.4.1 зависимостей, можно сделать вывод о том, что наиболее чувствительными к протеканию процессов старения в низкоуглеродистых легированных сталях являются характеристики пластичности.

На основании проведенных ранее исследований, касающихся старения низколегированных сталей, литературных данных и результатов определения механических свойств, были рассмотрены диаграммы растяжения низкоуглеродистой легированной стали с нормируемым пределом текучести

500 МПа после дополнительных термических обработок и последующего деформационного старения, рисунок 4.4.2.

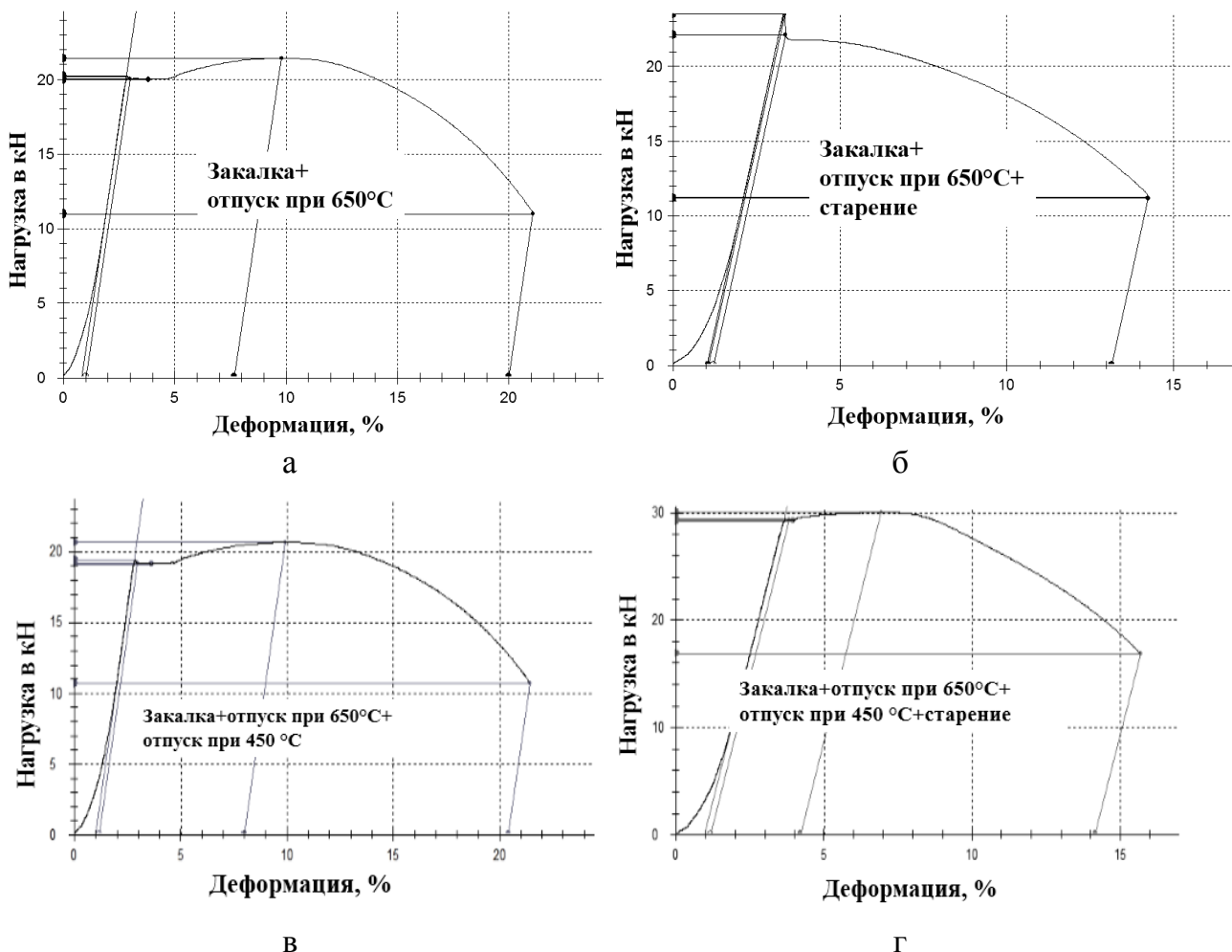


Рисунок 4.4.2 - Диаграммы растяжения стали марки E500W до (а, в) и после старения (б, г) по режимам таблицы 4.4.1: а – закалка + отпуск 650°C (режим 5), б - закалка + отпуск 650°C+старение (режим 6), в – закалка+отпуск 650°C+отпуск 450°C (режим 9), г - закалка+отпуск 650°C+отпуск 450°C+старение (режим 10).

В состоянии после лабораторной закалки и отпуска при 650 °С, рисунок 4.4.2 а, кривая на диаграмме растяжения имеет площадку текучести и параболический вид. Диаграмма растяжения образцов после лабораторной закалки, отпуска при 650 °С в течение 2 часов и деформационного старения имеет ярко выраженный зуб текучести, при этом стадия равномерного удлинения отсутствует, сразу происходит локализация деформации с образованием шейки. Значительно уменьшается общее относительное удлинение, что свидетельствует о малой способности материала к пластической деформации перед потерей устойчивости (до локализации деформации), рисунок 4.4.2 б.

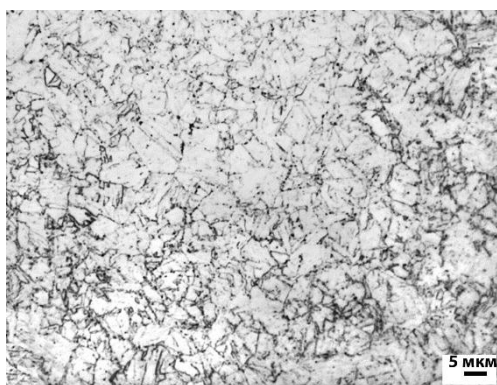
На диаграмме растяжения образцов после термообработки по режиму 9 с повторным среднетемпературным отпуском (отпуск 650+450 °С) присутствует слабовыраженный зуб текучести, диаграмма имеет параболический вид, рисунок 4.4.2 в. Деформационное старение после второго среднетемпературного отпуска в течение 2 часов привело к сокращению стадии равномерного удлинения на диаграмме, рисунок 4.4.2 г, однако зуб текучести слабовыраженный, по сравнению с деформационным старением после однократного отпуска, относительное равномерное удлинение после двукратного отпуска составляет 3,5 % в отличие от нуля после однократного отпуска. Это свидетельствует о протекании процессов выделения углерода из твердого раствора.

Таким образом, дополнительный среднетемпературный отпуск 450 С после закалки и отпуска при 650 С приводит к тому, что при последующем деформационном старении повышается относительное удлинение на 0,5 %, а равномерное относительное удлинение становится больше нуля.

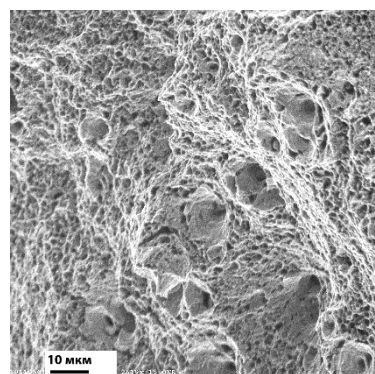
На рисунке 4.4.3 представлены изображения микроструктуры и поверхности разрушения образцов на растяжение после лабораторной закалки и отпуска при 650 °С и после закалки и отпусков при 650 °С и 450 °С до и после старения.

Структура стали как до, так и после деформационного старения, рисунок 4.4.3 а, в, д, ж, бейнитно-мартенситная с долей мартенсита в структуре до 50 %. Разрушение образцов происходило вязко с образованием чашечного рельефа на поверхности излома, рисунок 4.4.3 б, е, и областей вязкого зернограничного разрушения.

После деформационного старения во всех случаях образцы разрушались вязко с образованием вырожденного чашечного рельефа, рисунок 4.4.2 г, з, однако после однократного отпуска излом характеризуется более мелкими чашками.



а



б

продолжение рисунка 4.4.3

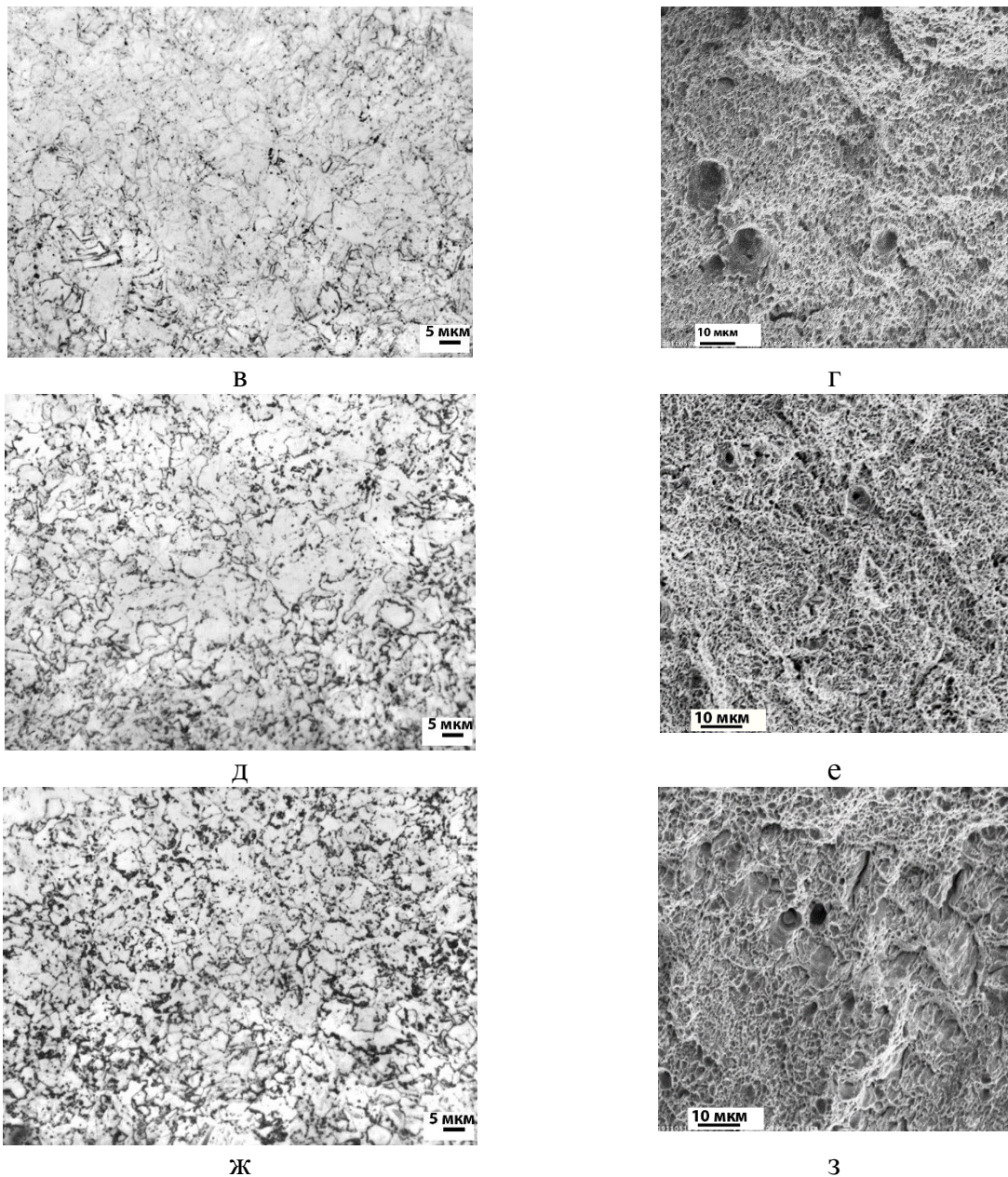


Рисунок 4.4.3 – Изображения микроструктуры (а, в, д, ж) и поверхности разрушения (б, г, е, з) стали марки E500W с гарантированным пределом текучести 500 МПа: а, б – закалка + отпуск 650 °С (режим 5), в, г - закалка + отпуск 650 °С+старение (режим 6), д, е – закалка+отпуск 650 °С+отпуск 450 °С (режим 9), ж, з - закалка+отпуск 650 °С+отпуск 450 °С+старение (режим 10).

Таким образом, полнота протекания процессов отпуска в высокопрочной стали будет определять ее склонность к деформационному старению.

4.5 Исследование склонности к деформационному старению низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа, изготовленной по различным технологиям

Процессы отпуска протекают по-разному в зависимости от того, происходила предшествующая закалка в термической печи или непосредственно после горячей пластической обработки (закалка с прокатного нагрева).

Для проведения исследований по влиянию технологии производства стали на ее склонность к деформационному старению был выбран листовой прокат из низкоуглеродистой легированной судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа толщиной 16 мм. Данный прокат изготавливали по технологии закали с прокатного нагрева с отпуском при 620 °С в течение 3 часов. Часть заготовок были отобраны сразу после закали с прокатного нагрева, на которых была проведена лабораторная закалка при температуре 900 °С с последующим отпуском при 600 °С (для получения сравнимой прочности) в течение 3 часов.

Были вырезаны заготовки 12x12x300 мм, которые подвергались деформационному старению с предварительной деформацией 1,5 % и изотермической выдержкой при 250 °С в течение 1 часа. Вышеперечисленные режимы представлены в таблице 4.5.1.

Проанализированы микроструктура и изломы образцов на ударный изгиб после термических обработок по режимам 3, 4, 7, 8 таблицы 4.5.1.

После закали и отпуска (режим 3) микроструктура образца, рисунок 4.5.1 а, дисперсная, бейнитно-мартенситная (с долей мартенсита в структуре ~25 %), наблюдается разнотернистость.

Образец на ударный изгиб от надреза разрушался вязко, рисунок 4.5.1 б, протяженность зоны зарождения трещины составляет ~1500 мкм, 100% площади излома занимает вязкое трансформационное разрушение, что объясняет высокие значения работы удара при 0°С - 181 Дж.

Микроструктура образца после дополнительного деформационного старения (режим 4, рисунок 4.5.1 в) характеризуется повышенной травимостью границ зерен. Отличие в разрушении образца на ударный изгиб после закали, отпуска и последующего деформационного старения (режим 4) заключалось в появлении протяженных областей вязкого зернограницного разрушения и участков облегченного отрыва с заглаженным рельефом, рисунок 4.5.1 г.

Таблица 4.5.1–Режимы обработки и механические свойства стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа

№ п/п	режимы	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_T$, МПа	δ_5 , %	δ_p , %	ψ , %	KV^0_{cp} , Дж	Нр
		средние значения						
1	Закалка 900 °С (лаб.)	1220	1020	13,6	3,2	73	167	-
2	Закалка 900 °С (лаб.) + старение	1270	1270	11,3	0,1	71	159	-
3	Закалка 900 °С + отпуск 600 °С (3 часа, лаб.)	965	930	16	4,6	74	177	17,88
4	Закалка 900 °С + отпуск 600 °С (3 часа, лаб.) + старение	1000	1000	13,0	0,1	72	164	-
5	Закалка с прокатного нагрева	1260	1125	13,2	2,5	72	174	-
6	Закалка с прокатного нагрева + старение	1290	1290	11,6	0	72	169	-
7	Закалка с прокатного нагрева + отпуск 620 °С (3 часа)	980	955	14,9	4,6	69	103	18,29
8	Закалка с прокатного нагрева + отпуск 620 °С (3 часа) + старение	990	970	14,7	2,4	71	88	-

После закалки с прокатного нагрева с отпуском (режим 7) микроструктура образца бейнитно-мартенситная с большей долей мартенсита (~75%), мартенсит хорошо отпущен, рисунок 4.5.1 д.

Образец на ударный изгиб от надреза разрушался вязко 60 % общей площади излома –вязкое разрушение по границам структурных полос, остальное – вязкое чашечное транскристаллитное разрушение между полос, работа удара KV^0 составила 108 Дж. Протяженные расщепления в центральной части излома ориентированы в направлении прокатки, рисунок 4.5.1 е.

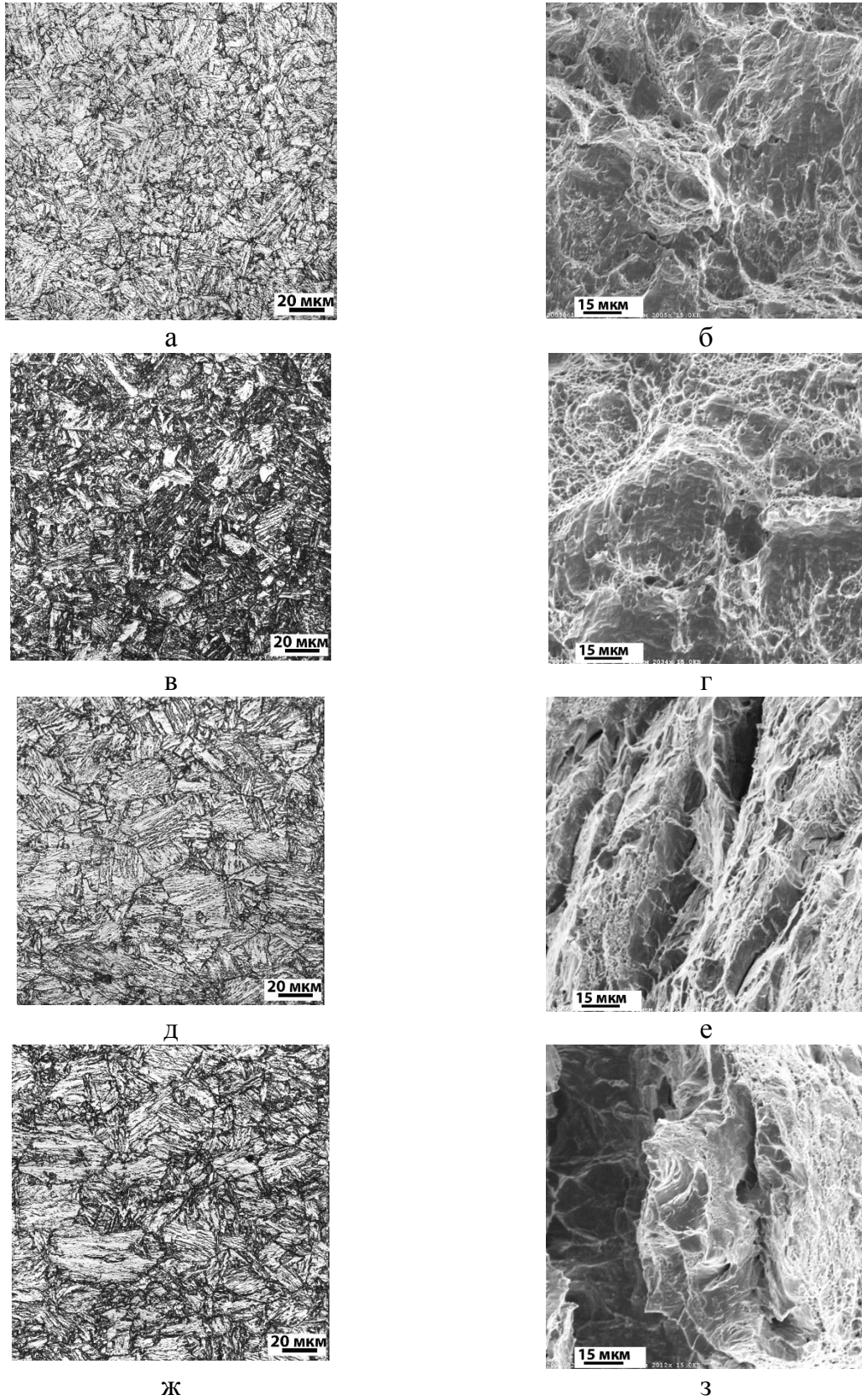


Рисунок 4.5.1 – Изображения микроструктуры и поверхности разрушения образцов на ударный изгиб после термообработок стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа: а, б – закалка и отпуск (по режиму 3), в, г – закалка+отпуск+старение (по режиму 4); д, е – ЗПН+отпуск (по режиму 7), ж, з – по ЗПН+отпуск+старение (режиму 8)

Деформационное старение по режиму 8 не изменило микроструктуру стали, рисунок 4.5.1 ж, на поверхности излома также наблюдаются протяженные расщепления, ориентированные в направлении прокатки. 60 % общей площади излома занимает разрушение по границам структурных полос – преимущественно вязкое транскристаллитное разрушение, однако после деформационного старения на этих участках излома появляются площадки отрыва диаметром 20 – 50 мкм, при этом работа удара KV^0 снижается до 98 Дж. Между структурных полос разрушение вязкое чашечное транскристаллитное, рисунок 4.5.1 з.

По данным таблицы 4.5.1 были построены зависимости прироста предела текучести, временного сопротивления, и изменения относительного и равномерного удлинения после деформационного старения по сравнению с состоянием поставки от технологии производства. Зависимости представлены на рисунке 4.5.2.

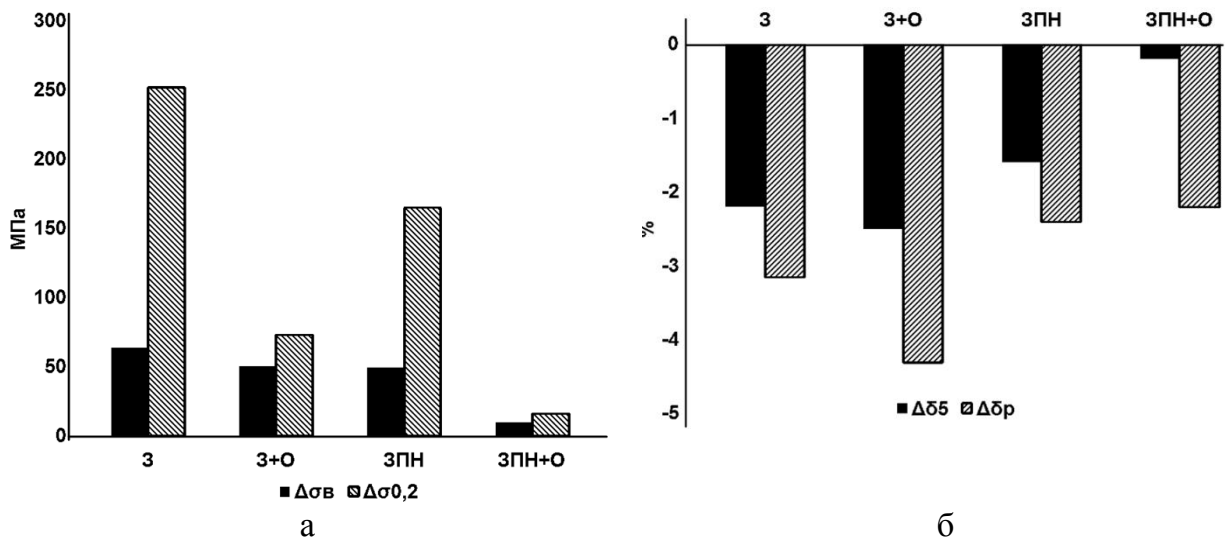


Рисунок 4.5.2 - Зависимости прироста/снижения механических свойств после деформационного старения от технологии производства: а - предела текучести и временного сопротивления, б - относительного общего и равномерного удлинения

Наибольший прирост временного сопротивления и предела текучести после деформационного старения наблюдался после закалки - 60 МПа и ~250 МПа соответственно, относительное общее и равномерное удлинение после деформационного старения снизилось и составило минус 2-3 % по отношению к закаленному состоянию, рисунок 4.5.2.

Отпуск при 600°C после закалки привел к снижению прироста предела текучести после старения (~70 МПа против 250 МПа), изменение относительного

общего и равномерного удлинения после деформационного старения снизилось и составило ~3 и 4,5 % соответственно.

Закалка с прокатного нагрева привела к менее заметному, чем после закалки приросту временного сопротивления и предела текучести после деформационного старения на 50 и 150 МПа соответственно, относительное общее и равномерное удлинение после деформационного старения снизилось и составило минус 1,5 и 2,5 % соответственно.

Отпуск при 620 °С привел к тому, что старение практически не повлияло на изменение прочностных характеристик, относительное удлинение также практически не изменилось, равномерное удлинение составило 4,6 %.

Таким образом, после закалки с прокатного нагрева и отпуска происходит менее существенное изменение механических свойств при испытании образцов, подвергнутых деформационному старению.

Были проанализированы диаграммы растяжения образцов до и после деформационного старения. После закалки (режим 1 таблицы 4.5.1), рисунок 4.5.3 а, кривая на диаграмме растяжения имеет параболический вид с достаточно небольшой стадией равномерного удлинения. Деформационное старение после закалки (режим 2 таблицы 4.5.1) привело к появлению зуба текучести на диаграмме, исчезновению стадии равномерного удлинения, рисунок 4.5.3 б, и изменению вида диаграммы.

Отпуск при 600°С в течение 3 часов после закалки (режим 3 таблица 4.5.1) привел к увеличению протяженности стадии равномерной деформации по сравнению с закалкой, рисунок 4.5.3 в. Диаграмма после деформационного старения (режим 4 таблицы 4.5.1, рисунок 4.5.3 г) имеет вид, схожий с диаграммой, полученной после закалки и старения: отсутствует стадия равномерного удлинения, присутствует зуб текучести.

После закалки с прокатного нагрева (режим 5 таблица 4.5.1) прочностные характеристики выше, чем после закалки, а стадия равномерного удлинения короче, при этом диаграмма имеет параболический вид, рисунок 4.5.3 д. Деформационное старение после закалки с прокатного нагрева (режим 6) привело к появлению зуба текучести и исчезновению стадии равномерного удлинения, рисунок 4.5.3 е.

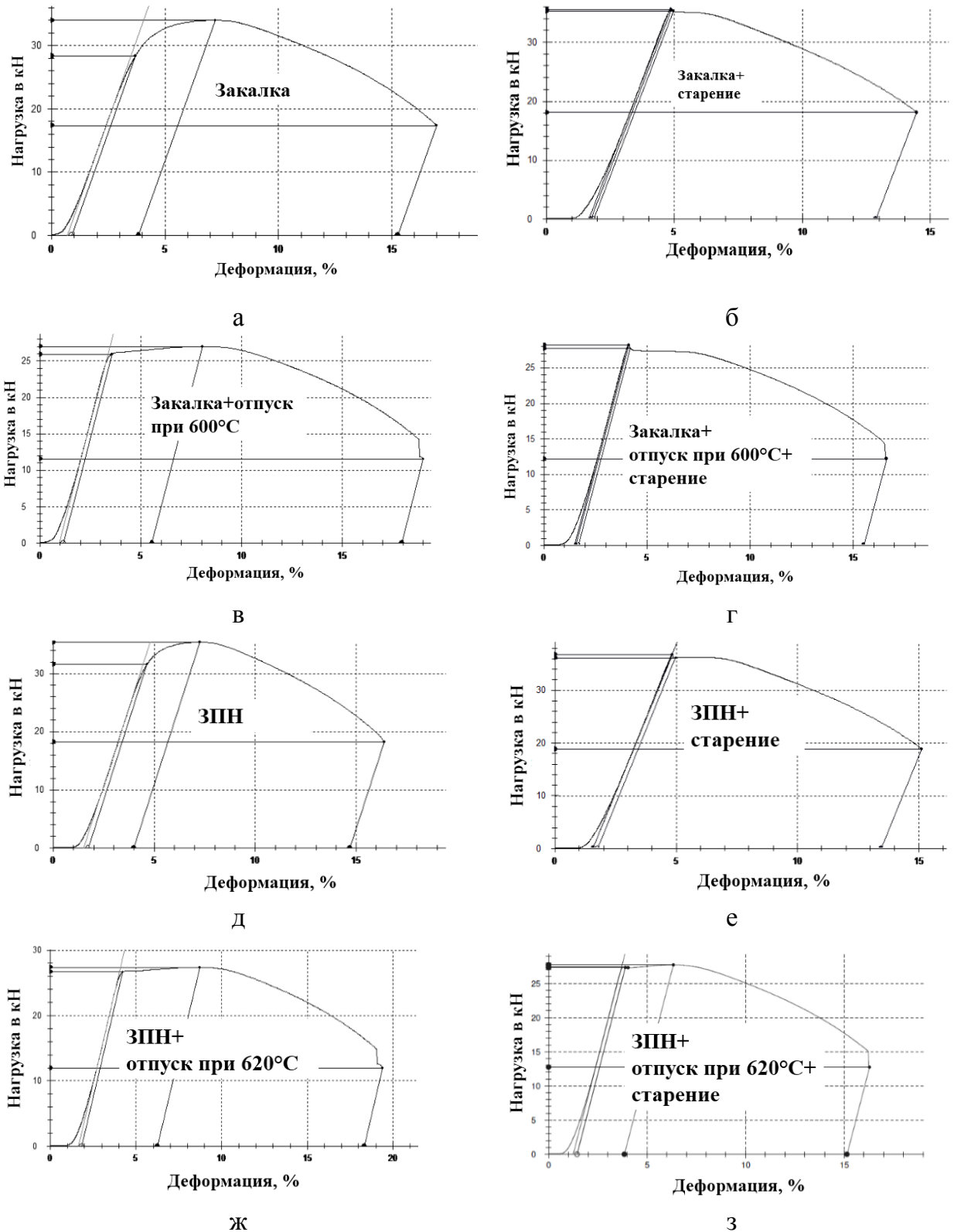


Рисунок 4.5.3 – Диаграммы растяжения стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа, изготовленной по различным технологиям до (а, в, д, ж) и после деформационного старения (б, г, е, з): а, б – закалка, в, г – закалка с отпуском, д, е – закалка с прокатного нагрева, ж, з – закалка с прокатного нагрева с отпуском

Проведенный после закалки с прокатного нагрева отпуск при 620 °С (режим 7 таблицы 4.5.1) привел к появлению на диаграмме площадки текучести, увеличению стадии равномерного удлинения и снижению прочностных характеристик, рисунок 4.5.3 ж. Деформационное старение после закалки с прокатного нагрева и отпуска, рисунок 4.5.3 з (режим 8 таблица 4.5.1) привело к сокращению стадии равномерного удлинения на диаграмме по сравнению с режимом 7, однако, общий вид диаграммы не изменился.

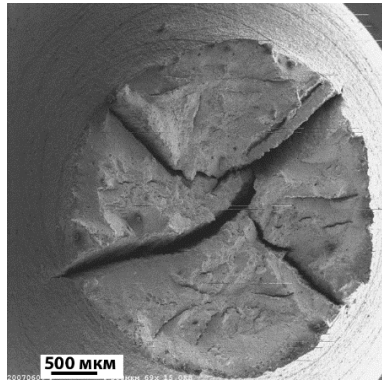
Следует отметить, что деформационное старение после печной закалки и отпуска приводит к более резкому снижению относительного равномерного удлинения по сравнению с деформационным старением после ЗПН+О, а значения работы удара, наоборот, сохраняются более высокими.

Проведенные исследования характера разрушения образцов на растяжение показали, что на поверхности всех образцов присутствуют сплошные трещины расщепления через все сечение: преимущественно радиальные после печной закалки и ориентированные в одном направлении после закалки с прокатного нагрева, рисунок 4.5.4.

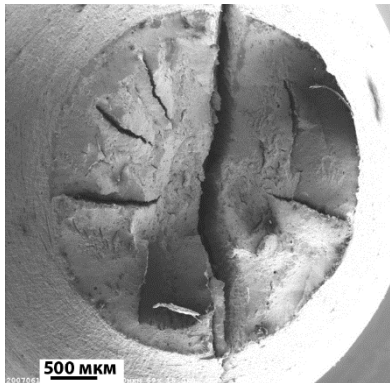
После закалки и отпуска по режиму 3 образец разрушался вязко, 100 % общей площади излома занимает вязкое транскристаллитное разрушение с расслоениями, на поверхности образцов при малом увеличении наблюдаются крупные радиальные расщепления, рисунок 4.5.4 а, б.

Деформационное старение по режиму 4 таблицы 4.5.1, рисунок 4.5.4 в, г, привело к появлению дополнительных радиальных расщеплений вблизи основного, ориентированного в направлении прокатки. 100% общей площади излома занимает вырожденный вязкий чашечный излом с расслоями.

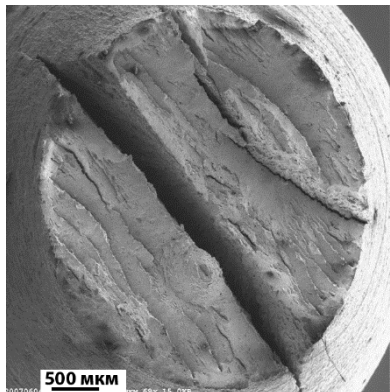
Таким образом, в структуре образцов после закалки и высокого отпуска морфологическая текстура выражена слабо, о чём свидетельствует образование в изломе радиальных расщеплений, ориентированных перпендикулярно направлению прокатки.



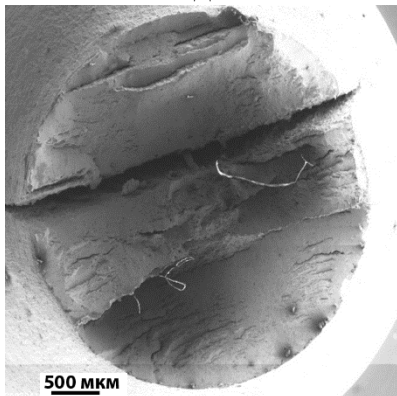
а



в

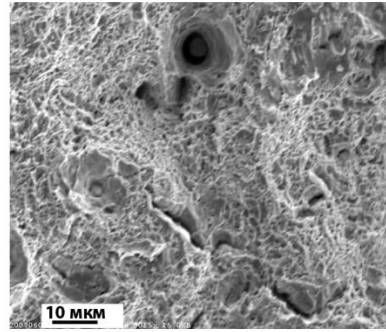


д



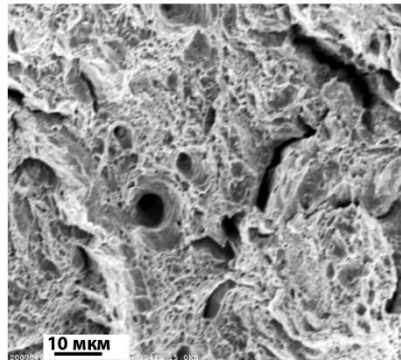
ж

Закалка+отпуск при 600°C



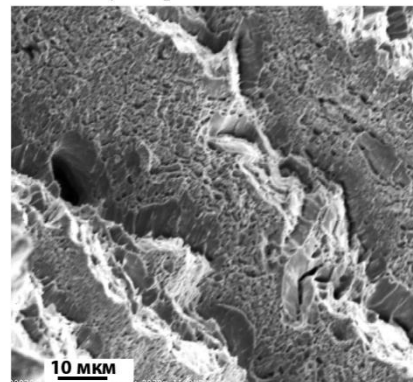
б

Закалка+отпуск при 600°C+старение



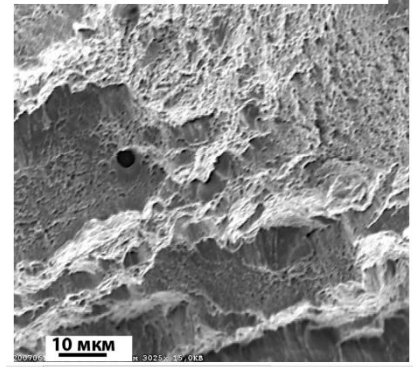
г

ЗПН+отпуск при 620°C



е

ЗПН+отпуск при 620°C+старение



з

Рисунок 4.5.4 – Характер разрушения образцов на растяжение стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа после термообработок: а, б – по режиму 3, в,г – по режиму 4; д, е – по режиму 7, ж,з – по режиму 8

Деформационное старение (режим 4) не изменяет основной характер вязкого разрушения образца, но делает вязкий чашечный излом вырожденным (уменьшается диаметр чащек и высота их утяжек), уменьшается глубина расслоев. После старения усиливается влияние на разрушение заложенной при деформации морфологической текстуры - появляется основное радиальное расщепление в направлении прокатки.

После закалки с прокатного нагрева и отпуска (режим 7 таблицы 4.5.1) в изломе образца наблюдается ориентировка основного и вспомогательных радиальных расщеплений в направлении прокатки. 80% общей площади излома занимает вязкое разрушение по границам структурных полос, рисунок 4.5.4 д, е.

Деформационное старение по режиму 8 привело к формированию вязкого зернограничного разрушения с вырожденным рельефом и плёнками по границам структурных полос, занимающего ~80% общей площади излома. Основное и вспомогательные радиальные расщепления ориентированы в направлении прокатки.

Таким образом, в структуре образцов после закалки с прокатного нагрева с высоким отпуском сохраняется морфологическая текстура, приводящая к формированию радиальных расщеплений разной мощности, ориентированных в направлении прокатки. Деформационное старение принципиально не изменяет характера разрушения образцов, однако приводит к формированию вырожденного чашечного рельефа, схожего с рельефом после закалки с отпуском и деформационного старения, охрупчиванию границ структурных полос, по-видимому, за счёт образования плёночных выделений.

В [104] отмечено, что механические свойства стали зависят от среднего диаметра ямки, наблюдаемого по характерной микроплощади центральной части вязкого излома. Так, с точки зрения прочности, при близких значениях временного сопротивления у стали с мелкоямочным рельефом значения предела текучести могут быть существенно выше. Там же [104] показано, что глубина ямок служит мерой способности стали к пластической деформации. Чем выше склонность стали к деформационному упрочнению, тем более мелкие ямки образуются на поверхности излома. Изломы образцов стали, как после закалки с отпуском, так и закаленной с прокатного нагрева с отпуском, после деформационного старения характеризуются более мелкими вырожденными ямками, рисунок 4.5.4 в, г, ж, з, что подтверждает протекание процессов, приводящих к упрочнению стали и снижению пластичности.

Таким образом, показано, что для высокопрочной легированной стали с мартенситно-бейнитной структурой после закалки с прокатного нагрева и отпуска эффект старения, проявляющийся главным образом в резком уменьшении относительного равномерного удлинения, становится менее заметен, чем после печной закалки и отпуска.

Известно, что бейнит более устойчив к протеканию процессов отпуска вследствие того, что основное выделение углерода из твердого раствора происходит уже в процессе упрочнения. В структуре мартенсита процессы отпуска протекают более интенсивно. Кроме того, и температура отпуска для стали, закаленной с прокатного нагрева, была выше, чем после печной закалки, что, по-видимому, и привело к более значительному обеднению α -фазы углеродом и повышению относительного равномерного удлинения после деформационного старения.

Исследование склонности к деформационному старению методом дифракции нейтронов. В Объединенном институте ядерных исследований (ОИЯИ, г. Дубна) на нейтронном дифрактометре СКАТ были выполнены исследования склонности к деформационному старению низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа, изготовленной по различным технологиям.

Как и в любом дифракционном методе, дифракция нейтронов позволяет определять межплоскостные расстояния в решетке для разных индексов (h, k, l) с помощью формулы Вульфа-Брэгга:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin(\vartheta), \quad (4.5.1)$$

где n – порядок отражения (положительное целое число), λ – длина волны, d – межплоскостное расстояние, θ – угол скольжения.

При растворении углерода в твердом растворе параметр решетки увеличивается, таким образом, формула (4.5.1) позволяет косвенно оценивать выход углерода из раствора при деформационном старении. Преимуществом метода дифракции нейтронов является возможность анализировать представительные объемы материала. Это важно, так как обычный рентгеновский метод анализирует лишь поверхностные слои толщиной в несколько микрон и, к тому же, имеет угловые ограничения.

Проводимые в ОИЯИ исследования основаны на времяпролетном методе. Его смысл состоит в том, что нейтроны, различающиеся скоростью и, следовательно, длиной волны, достигают образца в разные моменты времени.

С помощью нейтронов информация извлекается не только с поверхности образца, но и из глубины. Размеры образца (исследуемого объема) в нейтронном эксперименте определяются сечением нейтронного пучка и размерами детектора, с одной стороны, и особенностями взаимодействия изучаемого материала с нейтронами, с другой.

С помощью метода дифракции нейтронов были проведены исследования, характеризующие изменение положения дифракционных пиков, характеризующих межплоскостные расстояния в решетке, в зависимости от режима термообработки. Результаты исследований приведены в таблице 4.5.2.

Таблица 4.5.2 – Результаты исследований, полученных методом дифракции нейтронов

№ п/п	Режим	d (110), Å	a, Å	C, %	ΔC
1	Закалка с прокатного нагрева + отпуск 620 °С (3 часа)	2,02799	2,86801	0,016	0,001
2	Закалка с прокатного нагрева + отпуск 620 °С (3 часа) + старение (1,5 %, 250°С)	2,02797	2,86798	0,015	
3	Закалка 900 °С + отпуск 600 °С (3 часа)	2,02849	2,86872	0,038	0,021
4	Закалка 900 °С + отпуск 600 °С (3 часа) + старение (1,5 %, 250°С)	2,02801	2,86804	0,017	

По изменению межплоскостного расстояния определяли параметр решетки (a) и изменение содержания углерода в твердом растворе после деформационного старения в соответствии с формулой 2.3.5.1 согласно [87]. Результаты представлены в таблице 4.5.2.

После закалки и отпуска в растворе находилось 0,038 % углерода, в то время как после закалки с прокатного нагрева и отпуска в два раза меньше – 0,016 %. Старение после закалки и отпуска привело к снижению содержания углерода в растворе до 0,017 %, а старение после закалки с прокатного нагрева с отпуском – до 0,015 %. Разница ΔC после закалки с прокатного нагрева и отпуска и после деформационного старения равнялась 0,001, а после закалки, отпуска и последующего старения – 0,021, что свидетельствует о более существенном выходе углерода из твердого раствора в процессе старения после закалки и отпуска.

Таким образом, данные о выходе углерода из раствора, полученные с помощью метода дифракции нейтронов, подтверждают протекание деформационного старения в стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа. Несмотря на то, что значения работы удара после старения практически не снижаются, происходит упрочнение стали, изменение вида диаграмм

растяжения и снижение равномерного удлинения. Старение после закалки с отпуском привело к снижению равномерного удлинения до нуля, и появлению на диаграмме растяжения зуба текучести, содержание углерода в растворе снизилось на 0,021 %.

4.6 Определение полноты протекания высокотемпературного отпуска низкоуглеродистой легированной судостроительной стали с помощью параметра Холломона-Яффе

Для определения полноты протекания высокотемпературного отпуска стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа и 960 МПа применялся параметр Холломона-Яффе (H_p), рассчитанный по формуле 4.6.1, учитывающий комплексное воздействие как температуры отпуска, так и его продолжительности [109-115].

$$H_p = T \times (C + \log(\tau)), \quad (4.6.1)$$

где T -температура отпуска, K , $C=20$, τ -время выдержки при отпуске, час.

Параметр Холломона-Яффе был рассчитан для различных режимов отпуска стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа и 960 МПа. Результаты представлены в таблице 4.6.1.

Таблица 4.6.1 – Результаты определения параметра Холломона-Яффе.

Гарантированный предел текучести, МПа	$T_{отп}, ^\circ C$	Продолжительность отпуска, мин	Параметр Холломона-Яффе, H_p	δ_p , после старения / δ_p	Примечание
500	550	120	16,7	0	не годный
	650	120	18,7	0	годный, но после старения $\delta_p=0\%$
	650	480	19,3	0,56	годный, в т.ч. после деформационного старения
НТД (для 500 МПа)	610	240	18,2	-	-
	680	300	19,7		
960	600	180	17,9	0	Годный, но после старения $\delta_p=0\%$
	620	180	18,3	0,52	Годный, в т.ч. после деформационного старения

Для стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа отпуск при 550 °С в течение 120 минут привел к получению не годных механических свойств листового проката, параметр Холломона-Яффе составил 16,7. Повышение температуры отпуска до 650 °С с выдержкой в течение 120 минут привело к получению годных механических свойств листового проката, однако сталь проявила склонность к деформационному старению, выражающуюся в снижении равномерного удлинения до 0 %, параметр Холломона-Яффе составил 18,7. Отпуск при 650 °С с выдержкой в течение 480 минут, характеризующийся параметром Холломона-Яффе 19,3, способствовал получению годных механических свойств как до, так и после деформационного старения. В нормативно-технической документации установлены граничные значения температуры и продолжительности отпуска, для них параметр Холломона-Яффе составил 18,2 – 19,7. Однако следует отметить, что отпуск не рекомендуют выполнять при минимальных значениях одновременно и температуры, и продолжительности выдержки.

Таким образом, гарантированно получить необходимый комплекс механических свойств, включая отсутствие склонности к деформационному старению, можно после отпуска при значении параметра Холломона-Яффе в пределах 19,3-19,7.

Для исследованных листов после закалки с прокатного нагрева и отпуска и после закалки и отпуска стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа был рассчитан параметр Холломона-Яффе, полученные значения представлены в таблице 4.6.1. Установлено, что полнота отпуска, необходимая для того, чтобы сталь с гарантированным пределом текучести 960 МПа не проявляла склонности к деформационному старению, выражающейся в снижении равномерного удлинения до нуля, характеризуется значениями параметра Холломона-Яффе не менее 18,3.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4

1. На основании статистической обработки данных установлено, что низкоуглеродистые легированные высокопрочные судостроительные хромникельмолибденовые стали (с содержанием никеля не более 2,5 %) с гарантированным пределом текучести 500, 620, 690 и 750 МПа и бейнитно-мартенситной структурой не проявляют склонности к старению в состоянии

поставки, определяемой по изменению значений работы удара после деформации 3-5 % с изотермической выдержкой при 250°C.

2 Деформационное старение с предварительной деформацией 3 % низкоуглеродистой легированной судостроительной стали хромникельмолибденовой композиции с гарантированным пределом текучести 500 МПа (марки E500W), имеющей в состоянии поставки преимущественно бейнитную структуру, приводит к повышению её предела текучести на ~5 %, но снижает способность к равномерной деформации (δ_p снижается с 8 % до 4 %) при сохранении значительной локальной пластичности, на диаграмме растяжения появляется зуб текучести. Механизм деформационного старения заключается в увеличении плотности дислокаций в бейните или высокоотпущенном мартенсите при холодной деформации, в закреплении дислокаций мелкими карбидными выделениями и появлении новых мелких карбидных выделений внутри областей высокоотпущенной α -фазы.

3. Деформационное старение низкоуглеродистой легированной судостроительной стали хромникельмолибденовой композиции с гарантированным пределом текучести 500 МПа (марки E500W) с мартенситно-бейнитной структурой (с долей мартенсита более 50%) после лабораторной закалки и высокого отпуска в течение 2 часов способствует повышению прочностных характеристик (временного сопротивления на ~7 %, предела текучести ~на 10 %), снижению относительного равномерного удлинения – до нуля и изменению вида диаграммы растяжения: появлению зуба текучести и отсутствию стадии равномерной деформации. Установлено, что с увеличением доли мартенсита в структуре при недостаточной степени отпуска (при значениях параметра Холломона-Яффе для этой марки стали менее 19,3) склонность стали к деформационному старению, проявляющаяся в упрочнении и снижении пластичности повышается.

4. Деформационное старение после дополнительного среднетемпературного отпуска при 450 °C (выполненного после высокого отпуска при 650 °C) для стали хромникельмолибденовой композиции с гарантированным пределом текучести 500 МПа привело к повышению равномерного удлинения по сравнению с состоянием после лабораторной закалки и высокого отпуска при 650 °C (до 3,5 %).

5. Для высокопрочной легированной стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа с мартенситно-бейнитной структурой (с долей мартенсита ~ 75 %, в которой мартенсит хорошо отпущен - значение параметра Холломона-Яффе не менее 18,3) после закалки с прокатного нагрева и отпуска эффект старения, проявляющийся главным образом в резком уменьшении относительного

равномерного удлинения, становится менее заметен, чем после закалки и отпуска (с долей мартенсита ~ 25 %), выполненного при значении параметра Холломоны-Яффе не более 17,9. Более интенсивное протекание старения в стали, связанное с выходом углерода из твердого раствора после закалки с отпуском подтверждается данными, полученными с помощью метода дифракции нейтронов: разница ΔC (изменение содержания углерода в твердом растворе) после закалки с прокатного нагрева и отпуска и после деформационного старения равнялась 0,001, а после закалки, отпуска и последующего старения – 0,021.

6. Низкоуглеродистая легированная сталь с гарантированным пределом текучести 890 МПа с мартенситно-бейнитной структурой (в которой мартенсит хорошо отпущен), не проявила склонности к естественному старению (длительное хранение в течение 18 лет): значения временного сопротивления повысились на 4,7 %, предела текучести ~ на 7,8 %, относительное удлинение снизилось на 3,3 %, а работа удара ~ на 2,3 %. Дополнительное искусственное старение с деформацией 1,5 % и температурой изотермической выдержки 250 °С не привело к существенному снижению механических характеристик, что свидетельствует о возможности использования листового проката мартенситно-бейнитной стали после длительного хранения в судокорпусном производстве.

7. О проявлении склонности к деформационному старению низкоуглеродистой легированной хромникельмолибденовой стали следует судить не столько по изменению значений работы удара, сколько по изменению прочностных и пластических характеристики и виду диаграмм растяжения после провоцирующей обработки (искусственное старение).

ГЛАВА 5. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Как было показано в главе 1, деформационное старение может оказывать неблагоприятное влияние на характеристики работоспособности низколегированных и легированных сталей.

Исследования, выполненные в главах 3 и 4, позволили определить особенности влияния структуры судостроительной стали на протекание процессов старения: при формировании благоприятной структуры (в ферритно-перлитных сталях - с долей перлита менее 20% и размером зерна не более 20 мкм, в ферритно-бейнитных – с долей крупных областей речного бейнита не более 25% и с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии, а в бейнитно-мартенситных сталях – после достаточно полного выделения углерода из α -фазы при высоком отпуске) склонность к деформационному старению по результатам испытаний на растяжение и ударный изгиб снижается.

Предстояло оценить, оказывают ли процессы деформационного старения в исследуемых сталях на изменение характеристик их работоспособности.

Работоспособность стальных судовых конструкций определяется по трещиностойкости, стойкости к коррозионным разрушениям, а также по сопротивлению хрупкому разрушению при низких температурах основного металла и сварных соединений.

Сопротивление хрупкому разрушению листового проката оценивали по результатам испытаний образцов Шарпи при отрицательных температурах. Хладостойкость листового проката определяли по критической температуре T_k хрупко-вязкого перехода, за которую принимают середину температурного интервала, в котором отмечается резкое снижение ударной вязкости на образцах типа Шарпи с острым надрезом при динамических испытаниях. Для высокопрочных сталей снижение ударной вязкости имеет плавный характер, и порог хладноломкости является некоторой условной характеристикой, определяемой по значению работы удара не менее 49 Дж (5 кгс м /см²).

Сварные соединения в процессе эксплуатации охрупчиваются более интенсивно, чем основной металл. Изменение структурно-фазового состава ЗТВ может оказать существенное влияние на склонность стали к деформационному старению. Согласно [105] термический цикл сварки вызывает в зоне термического

влияния пластическую деформацию, степень которой зависит от толщины свариваемых элементов и режимов сварки. Указано, что для низкоуглеродистых низколегированных сталей при штатной технологии сварки степень пластической деформации может составлять 1-3 %, следовательно, металл подвергается старению.

Для морских конструкций немаловажным является также отсутствие коррозионно-механических повреждений в морской воде.

5.1 Оценка хладостойкости листового проката

Для определения влияния деформационного старения на хладостойкость низкоуглеродистой судостроительной стали с различной структурой были построены зависимости изменения работы удара от температуры испытания $KV = f(T)$ на ударных образцах, полученных до и после деформационного старения (ГОСТ 9454-78).

Были выбраны девять листов стали различных марок, для части листов зависимости были построены для образцов, вырезанных из поверхности и из середины по толщине листового проката. Перечень листов представлен в таблице 5.1.1.

Таблица 5.1.1 – Листы низкоуглеродистой судостроительной стали, для которых были построены сериальные кривые

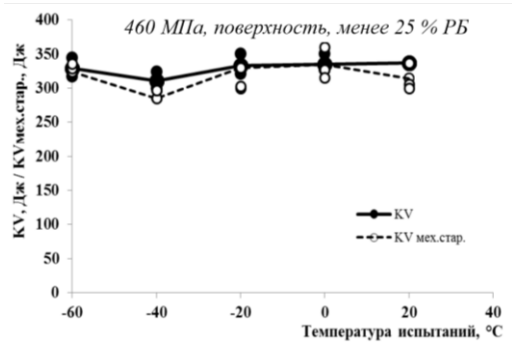
№ листа	Нормируемый предел текучести, МПа	Технология производства	Толщина листа, мм,	Место отбора образцов	Структура
1	460	ТМО	50	от поверхности	Ферритно-бейнитная, бейнит преимущественно гранулярный, рисунок 5.1.2 а
2				от поверхности	Ферритно-бейнитная, более 25% речного бейнита, рисунок 5.1.2 б
3	500	3+0	50	от поверхности	Бейнитно-мартенситная
				от середины по толщине	Бейнитно-мартенситная
4			50	от поверхности	Бейнитно-мартенситная, рисунок 5.1.2 в
				от середины по толщине	Бейнитно-мартенситная, рисунок 5.1.2 г

продолжение таблицы 5.1.1

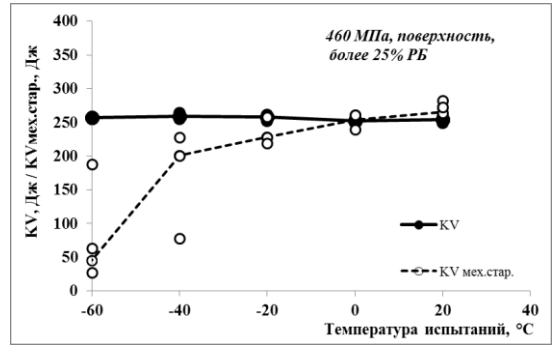
5		ЗПН+О (в течение 6 часов)	50	от поверхности	Бейнитно-мартенситная
				от середины по толщине	Бейнитно-мартенситная
6		ЗПН+О (в течение 9 часов)	50	от поверхности	Бейнитно-мартенситная
				от середины по толщине	Бейнитно-мартенситная
7	550	ТМО	25	от поверхности	Ферритно-бейнитная, бейнит преимущественно гранулярный
8				от поверхности	Ферритно-бейнитная, бейнит преимущественно гранулярный
9	890	ЗПН+О	35	от поверхности	Бейнитно-мартенситная
10	960		16	от поверхности	Бейнитно-мартенситная

Полученные зависимости представлены на рисунке 5.1.1. Отмечено, что в большинстве случаев, рисунок 5.1.1 а, в, г, д, ж, з, и, к, л, м, деформационное старение не приводит к существенному снижению значений работы удара, в том числе после испытаний при отрицательных температурах.

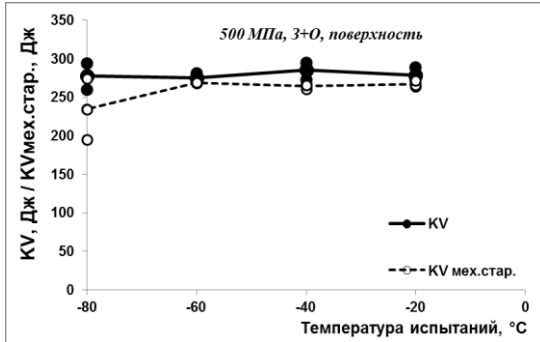
Для листового проката №1 стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа с ферритно-бейнитной структурой, в которой бейнит представлен областями преимущественно гранулярной морфологии, рисунок 5.1.2 а, снижения работы удара после старения не наблюдается, рисунок 5.1.1 а.



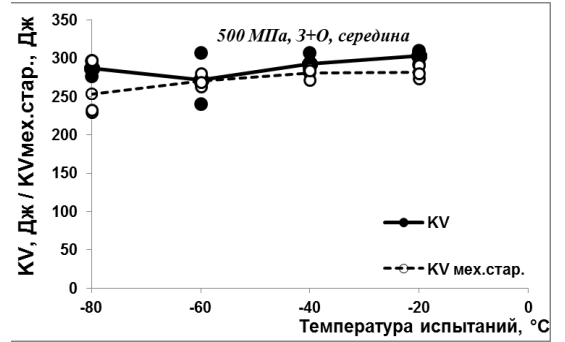
а



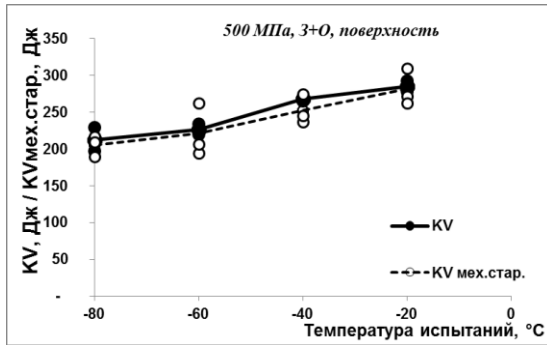
б



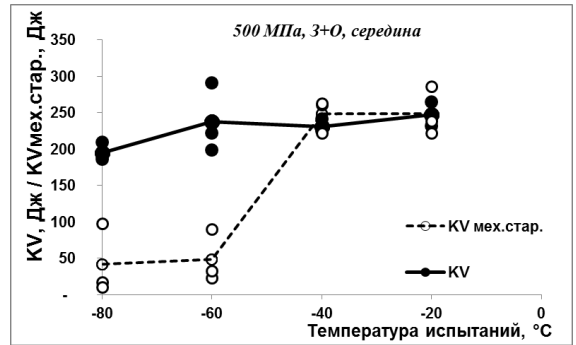
в



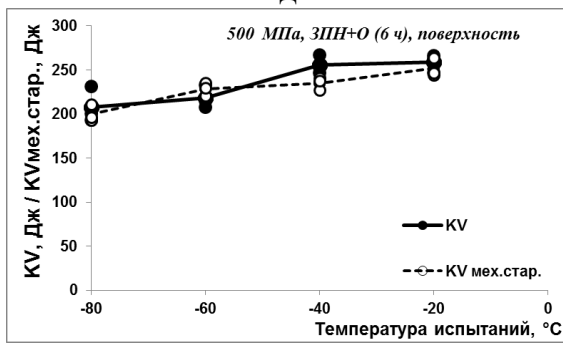
г



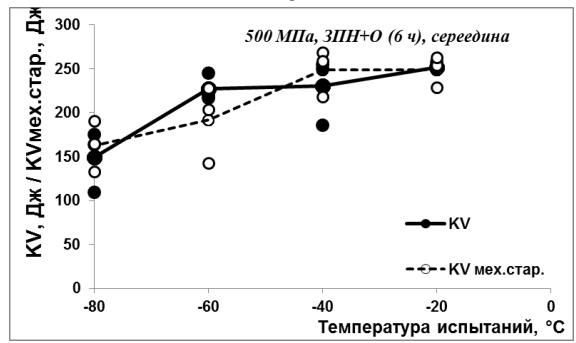
д



е



ж



з

продолжение рисунка 5.1.1

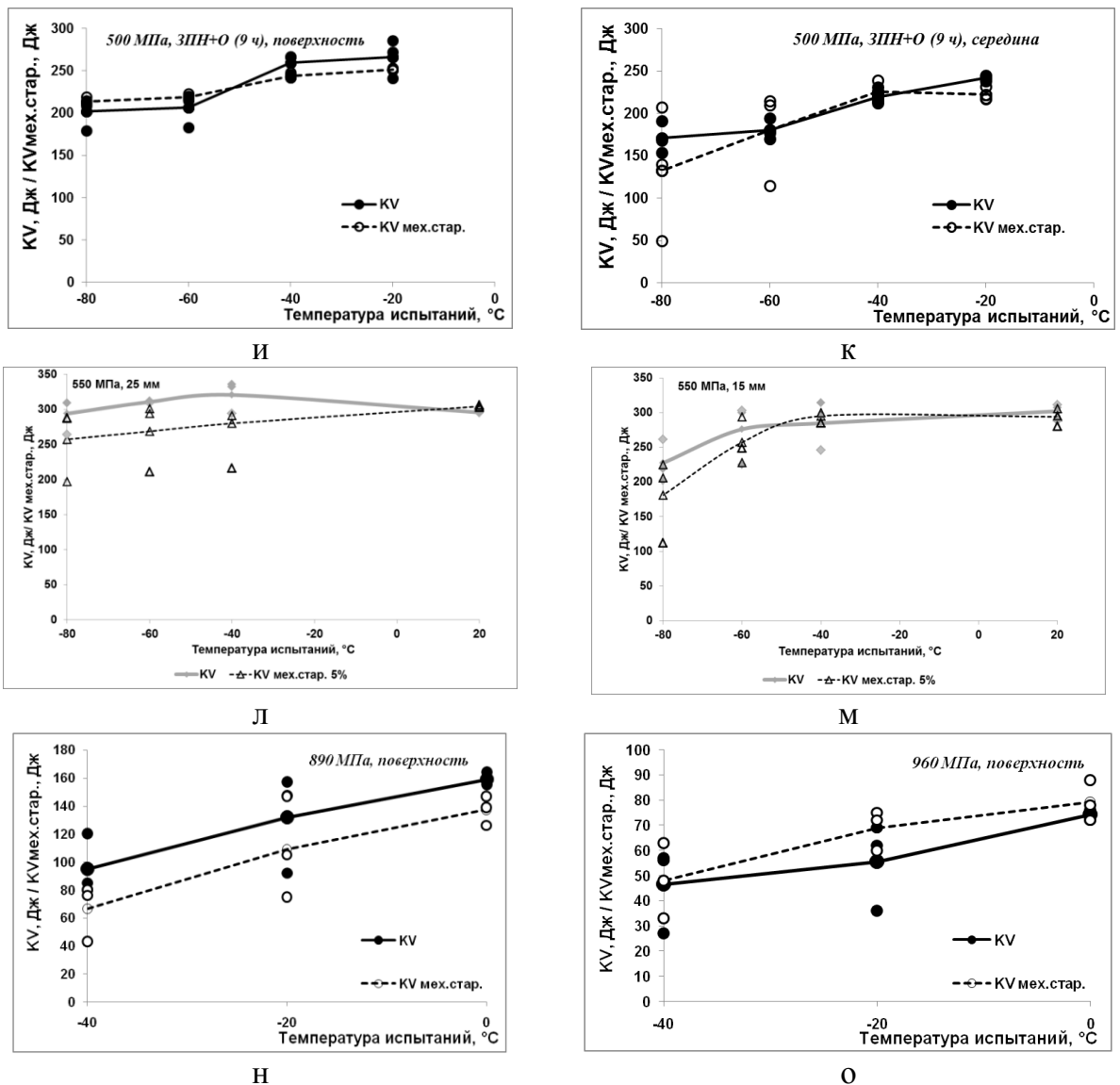


Рисунок 5.1.1 – Зависимость работы удара от температуры испытания до и после деформационного старения (нормируемый предел текучести, место отбора образцов, № листа- из таблицы 5.1.1): а – 460 МПа, поверхность, №1; б – 460 МПа, поверхность, №2; в – 500 МПа (З+О), поверхность, №3; г – 500 МПа (З+О), середина, №3; д – 500 МПа (З+О), поверхность, №4; е – 500 МПа (З+О), середина, №4; ж – 500 МПа (З+О), поверхность, №5; з – 500 МПа (ЗПН+О), середина, № 5, и – 500 МПа (ЗПН+О), поверхность, № 6, к -500 МПа (ЗПН+О), середина, № 6, л - 550 МПа (ЗПН+О), поверхность, №7, м – 550 МПа, поверхность, №8, н - 890 МПа, поверхность, №9; о – 960 МПа, поверхность, №10.

С увеличением доли речного бейнита свыше 25 %, рисунок 5.1.2 б, в листовом прокате № 2 происходит снижение значений работы удара после

деформационного старения, особенно заметное при температурах ниже минус 20 °С, рисунок 5.1.1 б.

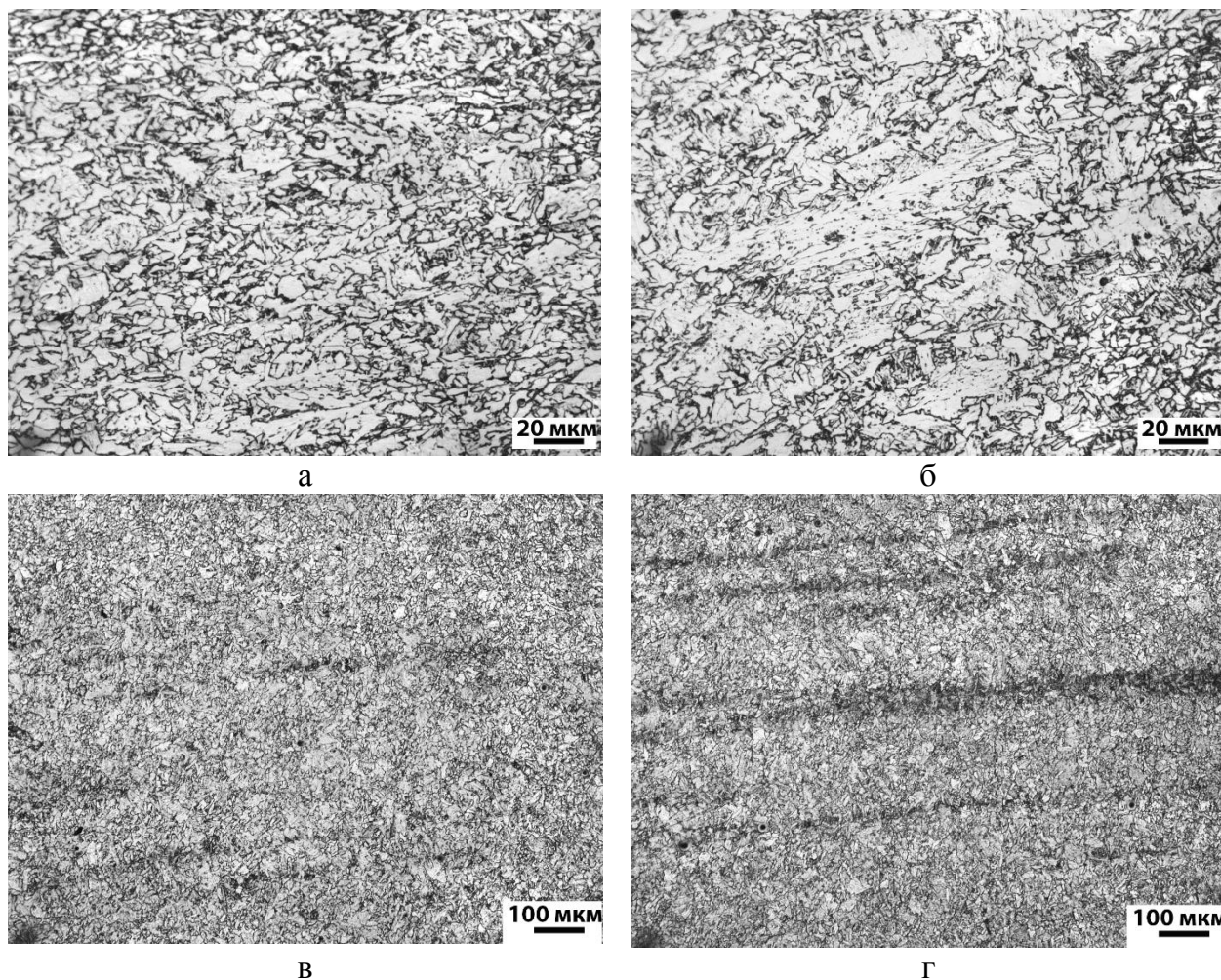


Рисунок 5.1.2 – Изображение микроструктуры листового проката (нормируемый предел текучести, место отбора образцов, № листа - из таблицы 5.1.1): а – 460 МПа, поверхность, №1, б – 460 МПа, поверхность, №2; в – 500 МПа, середина, №3; г – 500 МПа, середина, №4.

Были исследованы два листа легированной стали с нормируемым пределом текучести 500 МПа, изготовленной по технологии закалки с отпуском, и построены зависимости ударной вязкости от температуры испытаний на основании данных, полученных на образцах, отобранных от поверхности и середины по толщине листового проката.

Середина листа №3 имеет бейнитно-мартенситную структуру, рисунок 5.1.2 в, с размером областей до 20 мкм и полосчатостью, протяженность полос составляет ~600 мкм. Установлено, что для листа №3, рисунок 5.1.1 в, г, снижения значений работы удара после деформационного старения не выявлено во всем диапазоне температур испытаний, в том числе в середине листа.

Структура середины листа №4 также бейнитно-мартенситная, рисунок 5.1.2 г, однако она характеризуется большим размером областей пакетов – до 40 мкм и более выраженной полосчатостью. Для листа № 4, рисунок 5.1.1 д, е наблюдается снижение значений работы удара в середине по толщине листа при температурах ниже минус 40 °С.

На рисунке 5.1.1 ж, з представлены зависимости ударной вязкости от температуры испытаний для стали с нормируемым пределом текучести 500 МПа, изготовленной по технологии закалки с прокатного нагрева с отпуском. Установлено, что ни в середине, ни на поверхности листа изменений работы удара после старения для листов после отпуска в течение 6 или 9 часов не происходит.

Работа удара комплекснолегированной ферритно-бейнитной стали с нормируемым пределом текучести 550 МПа (прокат толщиной 25 мм) при температурах испытаний ниже минус 40 °С снижается ~на 50 Дж после деформационного старения рисунок 5.1.1 и.

В листовом прокате толщиной 15 мм комплекснолегированной ферритно-бейнитной стали с нормируемым пределом текучести 550 МПа общий уровень значений работы удара ниже на ~50 Дж. Это может быть связано с увеличением доли бейнитной составляющей в структуре стали. Однако снижение свойств после деформационного старения наблюдается только при температуре минус 80 °С, рисунок 5.1.1 к, что может быть связано с областью вязко-хрупкого перехода.

Для стали с нормируемым пределом текучести 890 МПа наблюдается снижение значений работы удара после деформационного старения на ~20-30 Дж во всем интервале температур испытаний, рисунок 5.1.1 л.

Для стали с нормируемым пределом текучести 960 МПа снижения значений работы удара после старения не наблюдается, рисунок 5.1.1 м.

Таким образом, деформационное старение приводит к снижению хладостойкости низколегированной стали с ферритно-бейнитной структурой при доле реечного бейнита более 25%. При формировании благоприятной структуры с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии снижения хладостойкости после деформационного старения не наблюдается. Для исследованных легированных сталей однозначного вывода по влиянию деформационного старения на охрупчивание при низких температурах сделать не представляется возможным, однако существенного изменения хладостойкости после деформационного старения в большинстве случаев не наблюдается.

5.2 Определение параметра трещиностойкости CTOD

Определение параметра трещиностойкости CTOD выполняли⁴ на маломасштабных образцах с предварительно выращенной усталостной трещиной

Для определения параметра трещиностойкости CTOD до и после старения был выбран листовой прокат низкоуглеродистой судостроительной стали:

- марки F32W с гарантированным пределом текучести 315 МПа толщиной 20 мм после длительного хранения, химический состав представлен в разделе 3.4.1;
- марки F460W с гарантированным пределом текучести 460 МПа толщиной 25 мм после ТМО, химический состав представлен разделе 3.3.4;
- марки E500W с нормируемым пределом текучести 500 МПа толщиной 80 мм после закалки с отпуском, химический состав представлен в разделе 4.1.

Для всех сталей была сформирована благоприятная структура (см. главу 3).

Для сталей марок F32W и F460W деформационное старение было проведено по режиму с деформацией 5%, изотермической выдержкой при 250 °С в течение 1 часа, для стали марки E500W деформация при старении составляла 3% при сохранении остальных условий.

По результатам испытаний определяется параметр трещиностойкости CTOD - критическое раскрытие в вершине трещины для металла в состоянии поставки и после деформационного старения.

Возможно три типа критического события, наблюдаемых на диаграмме нагружения образца, в зависимости от которых рассчитывают параметр CTOD:

C – соответствует срыву нагрузки (разрушение образца или хрупкий проскок трещины pop-in) при условии, что предшествующий ему статический (вязкий) подрост трещины не превосходит 0.2 мм.

U – соответствует срыву нагрузки (разрушение образца или хрупкий проскок трещины pop-in) при условии, что предшествующий ему статический (вязкий) подрост трещины не менее 0.2 мм.

M – соответствует достижению плато максимальных нагрузок (характерно при вязком разрушении образца).

Средняя величина CTOD должна быть не ниже значений, приведенных в таблице 5.2.1, при этом минимальное значение должно составлять не менее 0,7 от требуемой величины.

Таблица 5.2.1 – Требования к величине CTOD для основного металла

⁴ Исследования выполнены совместно с Ларионовым А.В.

Марка стали	Толщина исследуемого листа, мм	Требования к величине CTOD
F460W ^{Arc}	25	0,2
F32W	20	0,15
E500W	80	0,3

Результаты испытаний по определению параметра трещиностойкости на маломасштабных образцах представлены таблице 5.2.2.

Таблица 5.2.2 – Результаты определения параметра трещиностойкости CTOD до и после старения

Марка стали	Состояние	Температура испытаний, °С	Тип события	CTOD, мм	Срыв после максимума нагрузки
F32W	Длительное хранение	-40	М	1,82	Нет
		-50	М	1,36	Нет
		-60	С	0,09	-
F460W (лист1)	Состояние поставки, ТМО	-60	М	1,87	Нет
		-70	М	1,7	Нет
	Старение (5 %, 250°С)	-60	М	1,66	Нет
		-70	М	1,4	Нет
F460W (лист2)	Состояние поставки, ТМО	-60	U	0,79	-
		-70	М	0,96	Есть
	Старение (5 %, 250°С)	-60	М	0,95	Есть
		-70	М	0,49	Есть
E500W	Состояние поставки, 3+0	-40	М	0,66	Нет
		-60	М	0,65	Есть
	Старение (3%, 250°С)	-40	М	0,41	Есть
		-60	М	0,41	Нет

Установлено, что для ферритно-перлитной стали после длительного хранения значения CTOD остаются на высоком уровне вплоть до температуры минус 50°С.

Деформационное старение ферритно-бейнитной стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа практически не оказывает влияния на изменение параметра CTOD, значения которого остаются на высоком уровне вплоть до

температуры минус 70 °С. Однако для листа № 2, в котором наблюдалось более 25 % речного бейнита, значения критического раскрытия в вершине трещины как в состоянии поставки, так и после деформационного старения несколько ниже (на ~50 %) при соответствующих температурах в сравнении с листом № 1, в котором бейнит преимущественно гранулярной морфологии. Кроме того, в листе № 2 на диаграмме наблюдался срыв после достижения максимума нагрузки.

Для бейнитно-мартенситной стали после закалки и отпуска как до, так и после деформационного старения, значения CTOD остаются на уровне, превышающем требования вплоть до температур минус 60°С.

Таким образом, после деформационного старения сохраняется способность низколегированной и легированной стали с благоприятной структурой сопротивляться страгиванию трещины.

5.3 Оценка склонности к коррозионному растрескиванию

Испытания по определению склонности стали к коррозионному растрескиванию проводили методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой до и после деформационного старения в соответствии с п.2.3.5.

Для исследований был выбран листовой прокат:

- марки F460W с гарантированным пределом текучести 460 МПа толщиной 25 мм после ТМО, химический состав представлен в разделе 3.3.4;

- марки E500W с нормируемым пределом текучести 500 МПа толщиной 80 мм после закалки с отпуском (З+О), химический состав представлен в разделе 4.1.

Для стали марки F460W деформационное старение было проведено по режиму с деформацией 5%, изотермической выдержкой при 250 °С в течение 1 часа, для стали марки E500W деформация при старении составляла 3 %, остальные условия те же.

Испытания приводили в двух средах: синтетической морской воде (3,5 % раствор NaCl) и на воздухе.

Результаты испытаний образцов из листового проката из низкоуглеродистой судостроительной стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа и 500 МПа (с благоприятными структурами) методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой представлены в таблице 5.3.1.

Таблица 5.3.1 — Результаты испытаний образцов из листового проката низкоуглеродистой судостроительной стали методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой (средние значения)

Марка стали	Состояние	Условия испытаний	β_{σ}
F460W	ТМО	воздух	0,87
		3,5 % NaCl	
	ТМО+старение	воздух	0,88
		3,5 % NaCl	
E500W	З+О	воздух	0,99
		3,5 % NaCl	
	З+О+старение	воздух	0,99
		3,5 % NaCl	

Были определены разрушающие напряжения в среде 3,5 % раствора NaCl и на воздухе для образцов до и после старения. Для стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа после ТМО отношение разрушающего напряжения в синтетической морской воде к разрушающему напряжению на воздухе составляет $\beta_{\sigma}=0,87$, а после деформационного старения - $\beta_{\sigma}=0,88$, что и в том, и в другом случае больше значения, определенного как критическое - $\beta_{\sigma}=0,85$.

Таким образом, снижения стойкости к коррозионному растрескиванию металла ферритно-бейнитной стали под напряжением в морской воде по отношению к испытаниям на воздухе после деформационного старения не наблюдается.

Для стали с нормируемым пределом текучести 500 МПа после закалки с отпуском отношение $\beta_{\sigma}=0,99$. После деформационного старения значение β_{σ} также составляет 0,99. И в том, и в другом случае полученные значения больше значения $\beta_{\sigma}=0,85$, что означает отсутствие склонности к коррозионному растрескиванию под напряжением легированной высокопрочной стали после деформационного старения.

На рисунке 5.3.1 представлены изображения характера разрушения образцов после испытаний методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой на воздухе и в коррозионной среде 3,5 % NaCl.

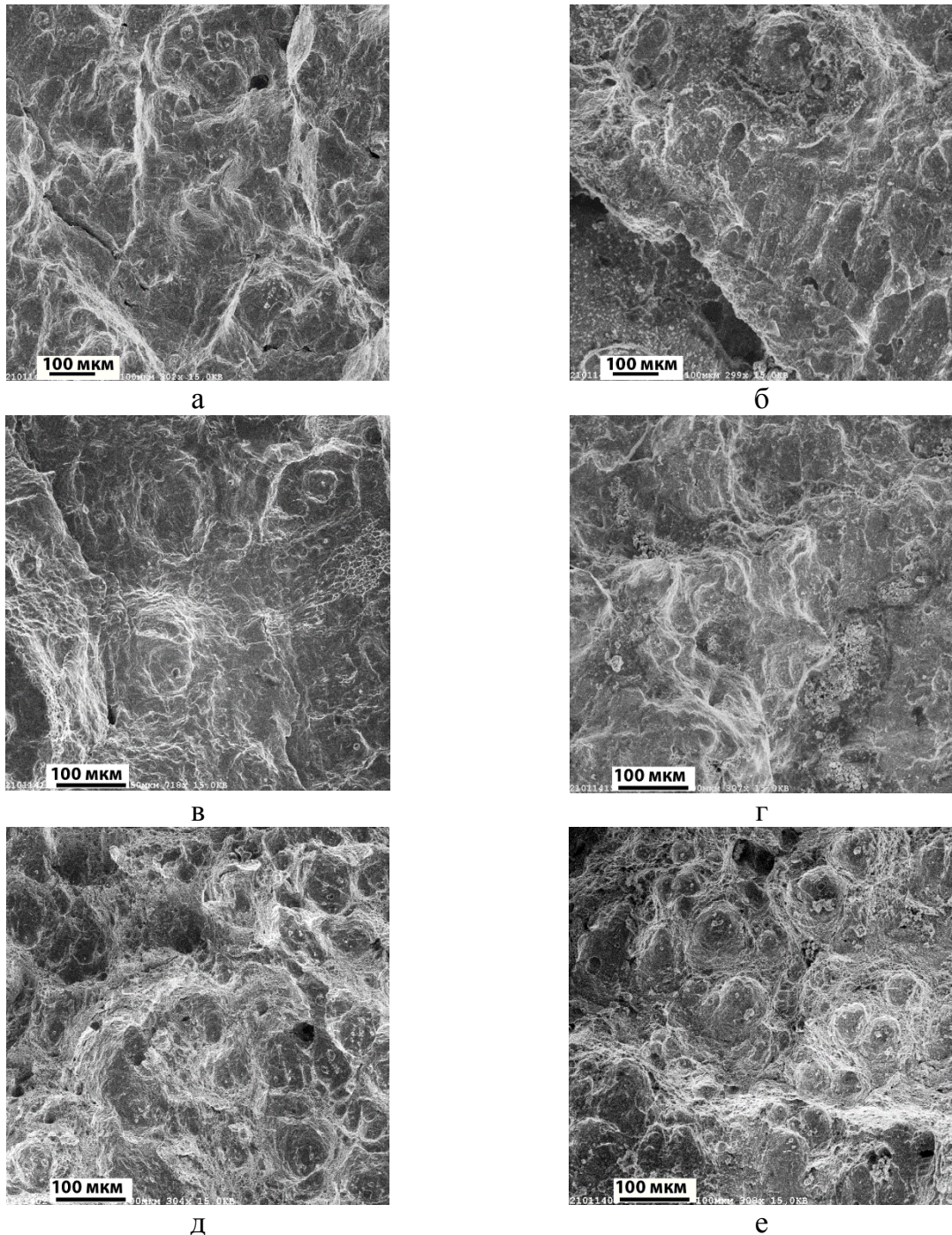


Рисунок 5.3.1 – Изображения характера разрушения образцов после испытаний методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой на воздухе (а, в, д) и в коррозионной среде 3,5 % NaCl (б, г, е) (№ из таблицы 5.3.1, гарантированный предел текучести, состояние): а - №1, 460 МПа, ТМО; б - №2, 460 МПа, ТМО, в - №3, 460 МПа, ТМО+старение, г - №4, 460 МПа, ТМО+старение, д - № 5, 500 МПа, 3+О+старение, е - №6, 500 МПа, 3+О+старение.

Общий характер разрушения образцов - вязкий, с выраженной утяжкой на боковых гранях. Образцы из стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа в состоянии поставки и на воздухе, и в коррозионной среде 3,5 % NaCl,

рисунок 5.3.1 а, б, разрушались с образованием ступенчатого рельефа, по механизму вязкого зернограницного разрушения, что, вероятно, связано с характером приложения нагрузки и воздействием коррозионной среды.

После деформационного старения характер разрушения образцов стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа практически не изменился, рисунок 5.3.1 в, г, однако появились участки с микрорельефом поверхности разрушения в виде мелких плоских ямок, что свидетельствует о малой доле локальной пластической деформации при разрушении.

Образцы из стали с нормируемым пределом текучести 500 МПа после деформационного старения разрушались по механизму вязкого транскристаллитного разрушения с образованием чашечного рельефа, рисунок 5.3.1 д, е

Таким образом, образцы листового проката из низкоуглеродистой судостроительной стали с нормируемым пределом текучести 460 и 500 МПа не проявили склонности к коррозионному растрескиванию при испытаниях методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой, в том числе после деформационного старения.

5.4 Оценка склонности к деформационному старению металла зоны термического влияния сварных соединений низкоуглеродистых низколегированных и легированных сталей

Кратковременное термическое воздействие при сварке оказывает негативное влияние на структуру различных участков ЗТВ, в связи с чем получение высокого уровня хладостойкости и трещиностойкости сварных соединений остается актуальной задачей.

Для оценки склонности к деформационному старению металла зоны термического влияния сварных соединений до и после старения был выбран листовой прокат низкоуглеродистой судостроительной стали:

- с гарантированным пределом текучести 460 МПа с ферритно-бейнитной структурой толщиной 25 мм после ТМО, химический состав представлен разделе 3.3.4;

- с гарантированным пределом текучести 890 МПа с бейнитно-мартенситной структурой толщиной 16 мм после закалки с отпуском, химический состав представлен в таблице 2.1.7.

Карточки из низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа сваривали с автоматической сваркой под флюсом низколегированными сварочными материалами. Пробы из низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа сваривали способом, обеспечивающим высокую погонную энергию до 3,5 кДж/мм (автоматическая сварка под флюсом).

Карточки из легированной стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа выполняли методом ручной аргонодуговой сварки. Сварка легированной стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа производилась методом ручной аргонодуговой сварки неплавящимся электродом с присадкой сплошной сварочной проволоки в среде 100% аргона.

Разделка кромок во всех случаях выполнялась газопламенной методом с последующей зачисткой абразивным кругом до чистого металла. Под аргонодуговую сварку (пробы из легированной стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа) производилась подготовка прямых кромок под щелевую разделку с предварительной наплавкой гребешков на торцы кромок сварочной проволокой, применяемой для сварки соответствующей пробы.

Для металла ЗТВ сварных соединений из стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа было проведено старение по режиму с деформацией 5 %, изотермической выдержкой при 250 °С в течение 1 часа, для стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа деформация при старении составляла 1% при сохранении остальных условий.

Работу удара на линии сплавления и в зоне термического влияния определяли на образцах с острым надрезом тип IX по ГОСТ 6996, изготовленных из сварных соединений. Надрез располагали по линии сплавления и на расстоянии 2 мм от линии сплавления перпендикулярно поверхности шва. Испытания проводились при температуре минус 60 °С. Результаты испытаний представлены в таблице 5.4.1.

После испытаний ударных образцов с надрезом по линии сплавления и на расстоянии 2 мм от линии сплавления при температуре минус 40 °С наблюдается незначительное снижение значений работы удара на 3-15 Дж.

После испытаний при температуре минус 60 °С значения работы удара ниже, но значительного изменения после деформационного старения также не наблюдается.

Таблица 5.4.1 – Значения работы удара по линии сплавления и в зоне термического влияния до и после деформационного старения

Гарантированный предел текучести	Состояние/ место нанесения надреза	KV _{ср} , Дж	
		-40	-60
460 МПа	Состояние поставки / линия сплавления	155	125
	Старение 3%, 250°C / линия сплавления	158	117
	Состояние поставки / ЛС+2	174	54
	Старение 3%, 250°C / ЛС+2	165	63
890 МПа	Состояние поставки / линия сплавления	187	91
	Старение 1%, 250°C / линия сплавления	162	88
	Состояние поставки / ЛС+2	188	183
	Старение 1%, 250°C / ЛС+2	169	164

На рисунке 5.4.1 представлена микроструктура сварного соединения стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа до старения. Микроструктура участка зоны термического влияния сварного соединения, прилегающая к границе сплавления, представляет собой преимущественно бейнитную структуру, с крупными пакетами бейнита размером ~ 70 мкм, по границам которых наблюдаются цепочки карбидных выделений протяженностью ~20 мкм рисунок 5.4.1 б. На участке полной перекристаллизации наблюдаются бейнитные области размером ~ 20 мкм, рисунок 5.4.1 в.

На третьем и четвертом участках ЗТВ, рисунок 5.4.1 г, д, в структуре стали наблюдается мелкозернистая ферритно-карбидная смесь. При дальнейшем удалении от границы сплавления наблюдается постепенный переход к ферритно-бейнитной структуре основного металла, рисунок 5.4.1 е.

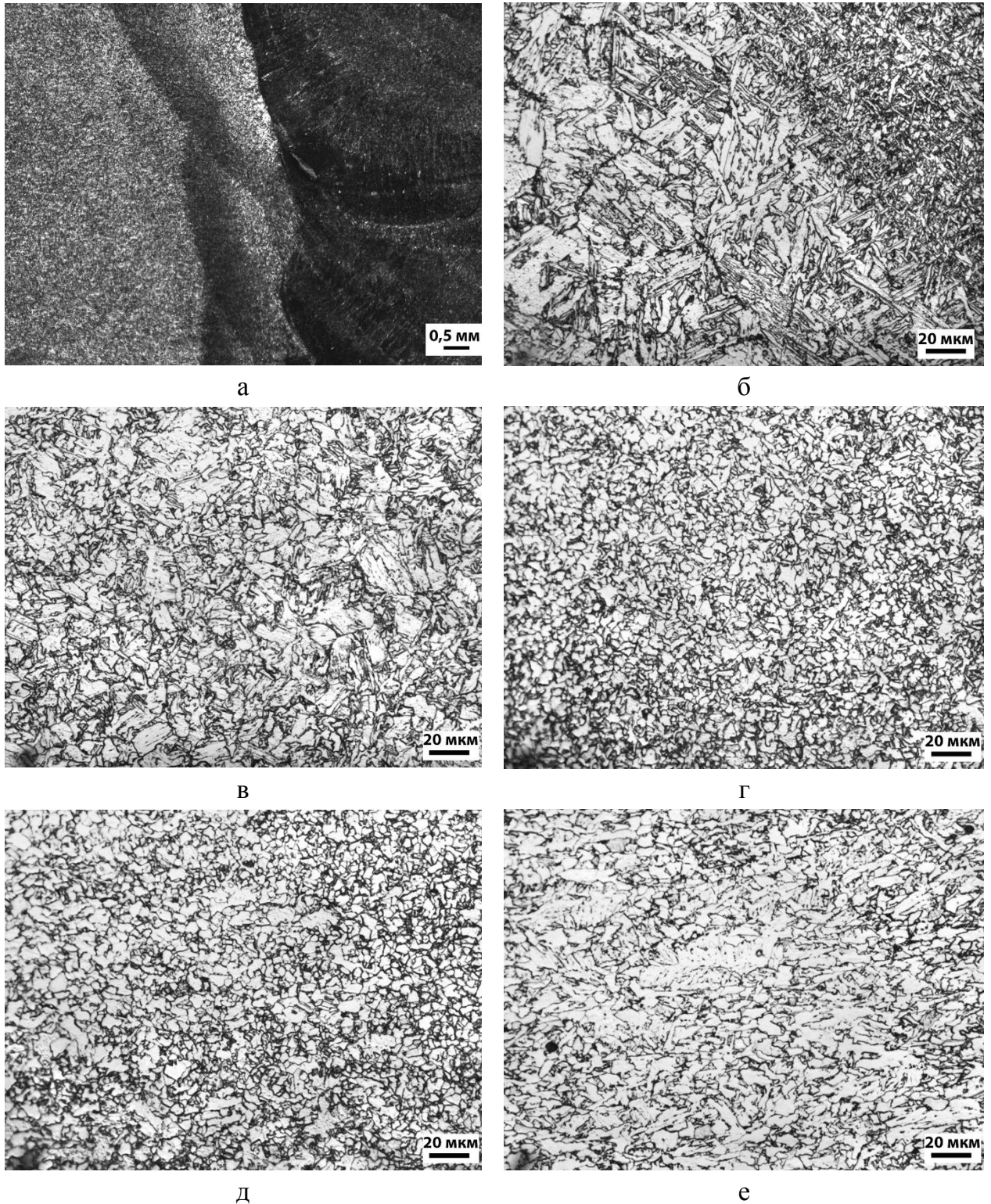


Рисунок 5.4.1 – Микроструктура ЗТВ сварного соединения из стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа до старения: а – общий вид ЗТВ; б – линия сплавления и первый участок ЗТВ; в – второй участок ЗТВ; г – третий участок ЗТВ; д – четвертый участок ЗТВ; е – основной металл.

На рисунке 5.4.2 представлена микроструктура сварного соединения стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа после старения.

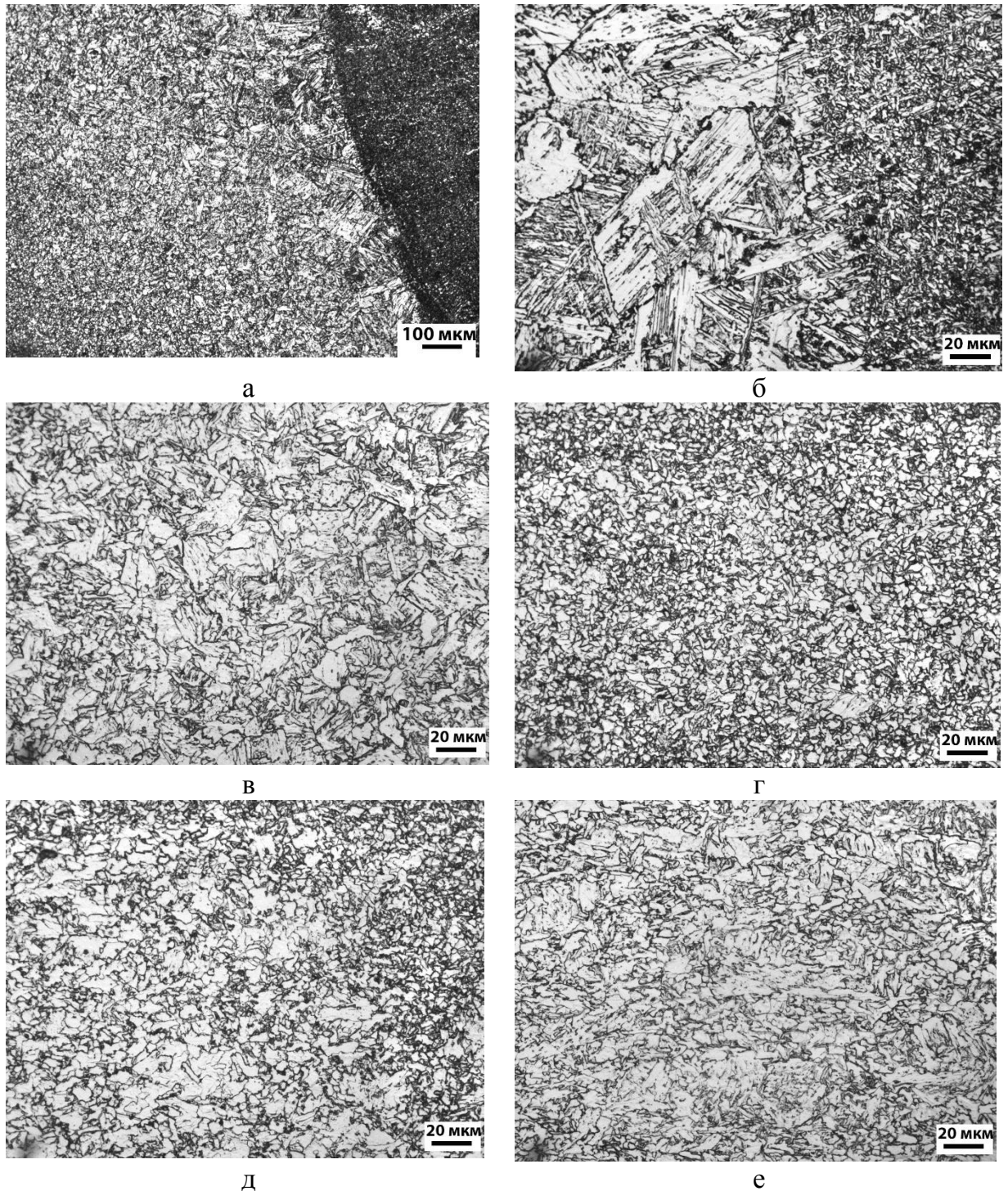


Рисунок 5.4.2 – Изображения микроструктуры сварного соединения стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа после деформационного старения: а – общий вид, б – линия сплавления – первый участок, в – второй участок, г – третий участок, д – четвертый участок, е - основной металл.

Микроструктура первого участка зоны термического влияния сварного соединения после деформационного старения представляет собой преимущественно бейнитную структуру, с крупными пакетами бейнита размером ~ 80 мкм с цепочками карбидных выделений более крупного размера и большей

протяженностью, чем до старения ~ 50 мкм, рисунок 5.4.2 б. Участок полной перекристаллизации представлен бейнитными областями разного размера, максимальный размер - 30 мкм, рисунок 5.4.2 в. На третьем и четвертом участке ЗТВ, рисунок 5.4.2 г, д, в структуре стали наблюдается мелкозернистая ферритно-карбидная смесь. При дальнейшем удалении от границы сплавления наблюдается постепенный переход к ферритно-бейнитной структуре основного металла, рисунок 5.4.2 е.

Для сварных соединений низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа, выполненных автоматической сваркой под флюсом на высокой погонной энергии, существенного снижения значений работы удара после деформационного старения не наблюдалось. В зоне термического влияния на расстоянии 2 мм от линии сплавления снижение значений работы удара при температуре испытаний минус 40° после старения составило не более 10 Дж.

На рисунке 5.4.3 представлена микроструктура сварного соединения из низкоуглеродистой легированной стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа после старения. Первый участок зоны термического влияния - участок перегрева, примыкающий к линии сплавления, имеет мартенситную структуру, представленную пакетами мартенсита, рисунок 5.4.3 б. Второй участок ЗТВ представлен преимущественно мартенситной структурой, рисунок 5.4.3 в, с незначительной долей бейнитных областей, размеры мартенситных и бейнитных областей по мере удаления от линии сплавления уменьшаются с 50 мкм до 10 мкм.

На участке нагрева в межкритическом интервале температур (третий участок ЗТВ) в структуре стали наблюдается преимущественно отпущенный бейнит гранулярной морфологии, рисунок 5.4.3 г размеры областей которого находятся в пределах 1 - 10 мкм. Четвертый участок характеризуется повышенным карбидообразованием по направлению теплоотвода при сварке, рисунок 5.4.3 д. При дальнейшем удалении от границы сплавления наблюдается постепенный переход к мартенситно-бейнитной структуре основного металла, рисунок 5.4.3 е.

Для сварных соединений легированной стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа наблюдается незначительное снижение значений работы удара после старения ($\sim 20-25$ Дж), как на линии сплавления, так и в зоне термического влияния.

Таким образом, металл сварных соединений низкоуглеродистых судосталей с благоприятной ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структурами проявляет устойчивость к деформационному старению, которое имитирует

воздействие технологических операций в судокорпусном производстве, например, гибки.

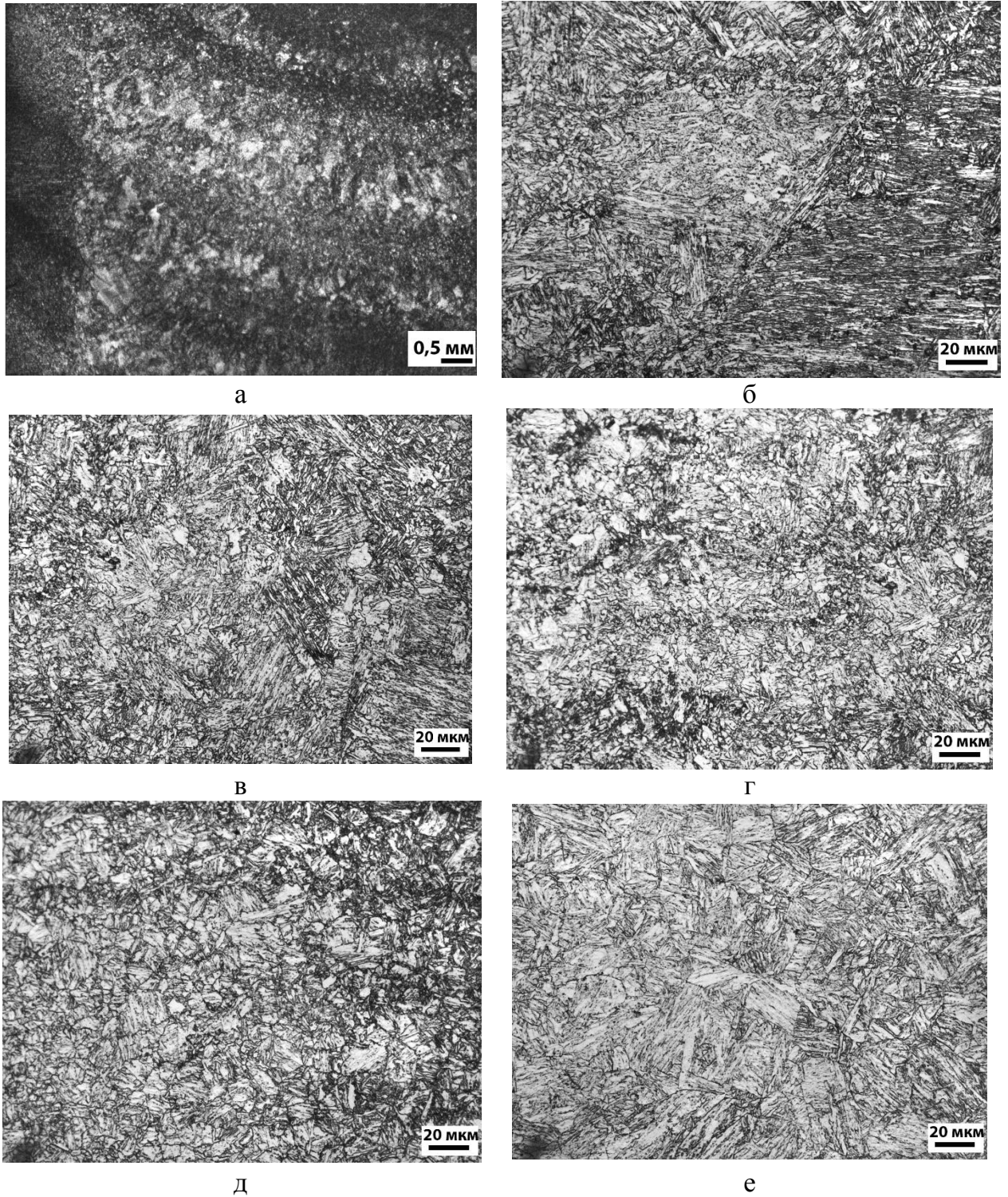


Рисунок 5.4.3 – Изображения микроструктуры сварного соединения стали с гарантированным пределом текучести 890 МПа после деформационного старения: а – общий вид, б – линия сплавления – I участок, в – II участок, г – III-IV участок, д – четвертый участок, е - основной металл.

5.5 Внедрение результатов работы

Проведенный в ходе выполнения работ комплекс научных исследований позволил дать рекомендации по предотвращению или снижению склонности к деформационному старению низкоуглеродистых низколегированных и легированных судостроительных сталей.

Для стали с ферритно-перлитной структурой необходимо на этапе изготовления листового проката обеспечить формирование структуры с долей перлита не более 20 % и размером зерна феррита ~ 20 мкм.

Для стали с ферритно-бейнитной структурой необходимо на этапе изготовления листового проката обеспечить формирование структуры с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии, ограничив долю крупных областей реечного бейнита 25%.

Для низкоуглеродистой легированной судостроительной стали с мартенситно-бейнитной структурой необходимо обеспечить полноту протекания процессов высокого отпуска на этапе изготовления листового проката, включая повторный, в том числе среднетемпературный отпуск. Полнота протекания процессов отпуска определяется параметром Холломона-Яффе, который рассчитывается отдельно для каждой марки стали.

Технологические операции после длительного хранения возможно проводить на материале, прошедшем дополнительные испытания на ударный изгиб и растяжение.

Отпуск после ТМО или после длительного хранения не рекомендован для предотвращения склонности судостали к деформационному старению.

Результаты научных исследований, выполненных в ходе выполнения работы, *внедрены в учебный процесс* в ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого». Акт внедрения представлен в Приложении Б.

На основе выполненных исследований склонности к деформационному старению низкоуглеродистых низколегированных и легированных судостроительных сталей разработаны «Методические указания по прогнозированию и оценке склонности судостроительной стали к деформационному старению». В разработанных методических указаниях представлен краткий обзор основных закономерностей изменения структуры и свойств низкоуглеродистых низколегированных и легированных сталей после деформационного старения, способы и методы изучения склонности стали к

деформационному старению, предложены критерии оценки склонности стали деформационному старению и показана возможность прогнозирования изменения свойств в результате естественного и искусственного старения.

Критериями оценки склонности стали к деформационному старению являются следующие: изменение по сравнению с исходным состоянием значений работы удара, изменение вида диаграммы растяжения (появление зуба текучести и снижение равномерного относительного удлинения). В сложных случаях рекомендовано проведение фрактографических исследований поверхности разрушения ударных образцов до и после старения. Признаком склонности к старению следует считать в сталях:

- с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной структурой - появление протяженных областей зернограницного разрушения с заглаженным рельефом, площадок отрыва, распределенных в области вязкого транскристаллитного разрушения, а также увеличение в несколько раз области хрупкого разрушения по типу скола и микроскола;

- с преимущественно бейнитной и бейнитно-мартенситной структурой - появление отдельных областей зернограницного разрушения с заглаженным рельефом, площадок отрыва, распределенных в области вязкого транскристаллитного разрушения; а также увеличение в несколько раз области хрупкого разрушения по типу микроскола и квазискола;

- с преимущественно мартенситной структурой - появление отдельных областей зернограницного разрушения с заглаженным рельефом и площадок отрыва, распределенных в области вязкого транскристаллитного разрушения, а также увеличение в несколько раз области хрупкого разрушения по типу квазискола перед доломом.

Разработанные методические указания *внедрены* в Центре сталей для труб и сварных конструкций (в составе Научного центра качественных сталей) ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина» с целью использования при оценке качества низкоуглеродистых низколегированных конструкционных сталей. Акт внедрения представлен в Приложении В.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 5

1. Анализ зависимостей изменения работы удара от температуры испытания $KV = f(T)$ до и после деформационного старения для низколегированной стали с ферритно-бейнитной структурой показал, что при формировании благоприятной структуры с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии снижения хладостойкости после деформационного старения не наблюдается. Для ферритно-бейнитной стали с долей речного бейнита более 25% деформационное старение приводит к снижению хладостойкости: температура перехода в хрупкое состояние повышается до минус 20 °С по сравнению со сталью с благоприятной структурой. Для исследованных легированных сталей однозначного вывода по влиянию деформационного старения на охрупчивание при низких температурах сделать не представляется возможным, однако существенного изменения хладостойкости после деформационного старения в большинстве случаев не наблюдается.

2. После деформационного старения как ферритно-бейнитной стали с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии с гарантированным пределом текучести 460 МПа, так и хорошо отпущенной бейнитно-мартенситной стали с нормируемым пределом текучести 500 МПа не происходит изменения параметра CTOD, определенного на маломасштабных образцах с предварительно выращенной усталостной трещиной, значения которого остаются на высоком уровне, который изменяется не более, чем на 20 %, вплоть до отрицательных температур (минус 50°С). Способность стали сопротивляться страгиванию трещины после деформационного старения сохраняется.

3. Ферритно-бейнитная сталь с гарантированным пределом текучести 460 МПа и бейнитно-мартенситная сталь с пределом текучести 500 МПа с благоприятной структурой не проявили склонности к коррозионному растрескиванию под напряжением в синтетической морской воде по сравнению с испытаниями на воздухе при испытаниях методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой, в том числе после деформационного старения.

4. Существенного снижения значений работы удара после деформационного старения, полученных на образцах, вырезанных из сварных соединений низколегированной стали с гарантированным пределом текучести 460 МПа, не наблюдалось. Для сварных соединений легированной стали с нормируемым пределом текучести 890 МПа снижение значений работы удара после старения незначительно и составляет ~20-25 Дж, что свидетельствует о высокой устойчивости стали к влиянию термического цикла сварки.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

Выполненные экспериментальные исследования позволили сформулировать основные закономерности изменения структуры и свойств низкоуглеродистых низколегированных и легированных судостроительных сталей после деформационного старения, оценить возможность прогнозирования изменения свойств в результате деформационного старения. Показано следующее:

1. Степень снижения работы удара после испытаний на деформационное старение в состоянии поставки зависит от технологии изготовления листового проката и композиции легирования. Одним из факторов, определяющих склонность стали к старению судостроительных сталей, является исходная структура, сформированная в процессе изготовления листового проката:

1.1. Низкоуглеродистая сталь с ферритно-перлитной структурой не проявляет склонности к деформационному старению в случае, если доля перлита не превышает 20 %. С увеличением размера зерна до 30-40 мкм и доли перлита до 30-40% значения работы удара после старения снижаются до недопустимых за счет роста карбидных частиц цементитного типа по границам и в тройных стыках зерен.

1.2. Стали с ферритно-бейнитной структурой не проявляют склонности к деформационному старению в том случае, если их α -фаза характеризуется преимущественно глобулярной морфологией (квазиполигональный феррит, гранулярный бейнит), а доля реечного бейнита не превышает 25 %. Повышение содержания никеля более 0,4-0,6 % способствует формированию большего количества областей реечного бейнита, тем самым усиливая склонность стали к деформационному старению.

1.3 Низкоуглеродистые низколегированные стали с неблагоприятной ферритно-бейнитной структурой (с долей реечного бейнита более 25 %) проявляют склонность к естественному старению (при длительном хранении в течение ~15 лет), которая проявляется в снижении значений работы удара ~ в 2,5 раза, повышении временного сопротивления и предела текучести и их отношения с 0,82 до 0,93. Феррито-бейнитные стали с благоприятной структурой не проявляют склонности к естественному старению при длительном хранении.

2. Механизм деформационного старения судостроительных сталей заключается в закреплении дислокаций предвыделениями и мелкими карбидными частицами цементитного типа и в выделении карбидных частиц по границам зерен, субзерен и реек бейнита и мартенсита. Деформация способствует увеличению

плотности дислокаций в бейните и мартенсите, которые являются магистралями для перераспределения углерода. Проведено уточнение модели для оценки диффузионных пробегов углерода при старении в результате диффузии по ядрам дислокаций с учетом структурного состояния стали, позволяющее объяснить наблюдаемые явления процессов естественного и искусственного старения.

После длительного хранения ферритно-бейнитных сталей деформация 5 % при искусственном старении, которая имитирует возможные технологические воздействия – гибку и правку, вносит свежие дислокации и способствует увеличению плотности дислокаций в бейните, которые являются магистралями для перераспределения углерода, приводит к образованию на сетке дислокаций дисперсных карбидов и к значительному снижению работы удара ~ в 2 раза по сравнению с состоянием после длительного хранения, прочностные и пластические характеристики изменяются при этом незначительно.

Таким образом, склонность к старению ферритно-перлитной стали усиливается с увеличением размера зерна и доли перлитной составляющей в структуре. Сталь с ферритно-бейнитной структурой и бейнитом преимущественно гранулярной морфологии не проявляет склонности к старению, увеличение степени деформации и продолжительности выдержки приводит к снижению значений работы удара на 10 %. С увеличением доли речного бейнита в структуре более 25 % склонность к старению, выражающаяся в снижении работы удара, увеличении прочностных и снижении пластических характеристик, усиливается. Увеличение степени деформации и продолжительности выдержки этот процесс усугубляет.

3. Высокий отпуск (580-620°C) сталей с благоприятной структурой, как после ТМО, так и после искусственного старения не оказывает влияния на работу удара, которая остается на достаточно высоком уровне. В то же время высокий отпуск сталей с более чем 25% речного бейнита приводит к снижению значений работы удара, особенно заметному, если за ТМО следует деформационное старение.

4. Высокий отпуск после длительного хранения стали с неблагоприятной структурой существенно в ~10 раз снижает значения работы удара по сравнению с состоянием поставки (после ТМО) и, таким образом, не может быть рекомендован улучшения механических свойств стали после длительного хранения.

5. Для предотвращения склонности к деформационному старению низкоуглеродистых легированных судостроительных сталей с мартенситно-

бейнитной структурой необходимо, чтобы отпуск таких сталей был выполнен в полной мере:

5.1. Низкоуглеродистая легированная хромникельмолибденовая сталь (марки E500W), изготовленная по технологии закалки с отпуском с содержанием никеля 2,5 – 3 % с мартенситно-бейнитной структурой (в которой мартенсит хорошо отпущен – значения параметра Холломона-Яффе составляют от 19,3 до 19,7), не проявляет склонности к естественному старению и последующему деформационному старению.

5.2. С увеличением доли мартенсита более 50% в структуре низкоуглеродистых легированных судостроительных сталей хромникельмолибденовой композиции (марки E500W) при недостаточной степени отпуска, определяемой по параметру Холломона менее 19,3, увеличивается склонность стали к деформационному старению. Дополнительный, в том числе среднетемпературный отпуск, позволяет снизить склонность к деформационному старению за счет выделения углерода из α -фазы.

5.3. Для стали с гарантированным пределом текучести 960 МПа отпуск должен выполняться при значении параметра Холломона-Яффе не менее 18,3 с целью снижения склонности к деформационному старению.

6. О проявлении склонности к деформационному старению низкоуглеродистых низколегированных и легированных судостроительных сталей следует судить по результатам комплексных испытаний на ударный изгиб и растяжение после провоцирующей обработки (искусственного старения).

7. Даны рекомендации по предотвращению или снижению склонности к деформационному старению низкоуглеродистых низколегированных и легированных судостроительных сталей: для стали с ферритно-перлитной структурой необходимо на этапе изготовления листового проката обеспечить формирование структуры с долей перлита не более 20 % и размером зерна не более 20 мкм, для ферритно-бейнитной стали – структуру с бейнитом преимущественно гранулярного типа и долей крупных областей речного бейнита не более 25%; для низкоуглеродистой легированной судостроительной мартенситно-бейнитной стали необходимо обеспечить полноту протекания процессов высокого отпуска на этапе изготовления листового проката, включая повторный, в том числе среднетемпературный отпуск. Отпуск после ТМО или после длительного хранения низколегированной судостали не позволяет снизить или предотвратить склонность к деформационному старению.

8. Разработаны методические указания для оценки и прогнозирования склонности судостроительной стали к деформационному старению, включающие проведение испытаний на растяжение и ударный изгиб с оценкой вида поверхности разрушения образцов. Разработанные методические указания внедрены в Центре сталей для труб и сварных конструкций (в составе Научного центра качественных сталей) ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Скаков, Ю.А. Старение металлических сплавов / Ю.А. Скаков - *Металловедение (материалы симпозиума)*. - М.: Металлургия, 1971. - С. 118–132.
2. Бернштейн, М.Л. *Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: справочник*. В 3 т. Т. 2. Строение стали и чугуна / М. Л. Бернштейн, Г. В. Курдюмов, В. С. Меськин, А. А. Попов и др.: под ред. А. Г.Рахштадта и др. - М.: Интермет Инжиниринг, 2005. – 528 с.
3. Скаков, Ю.А. Процессы старения в сплавах / Ю.А. Скаков. - Москва : Машиностроение, 1972. - 33 с.
4. Новиков, И.И. Дефекты кристаллического строения металлов: учеб. пособ. для вузов / И.И. Новиков. - М.:Металлургия, 1983.- 232 с.
5. Коттрелл, А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А.Х. Коттрелл. — М.: Металлургиздат, 1958. — 356 с.
6. Cottrell, A. H. Dislocation theory of yielding and strain aging of iron / А.Н. Cottrell, В.А. Bilby. // *Proc. Phys. Soc. London A* 62, 1949. – P. 49–62.
7. Щербаков, Э.Д. Влияние деформационного старения на свойства различных изделий из стали / Э.Д. Щербаков, В.П. Лапин, О.Р. Эссенсон // *Литье и металлургия*. – 2010. - №3 (57) - С. 216-221.
8. Бабич, В.К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. - М.: Металлургия, 1972. –320 с.
9. Суворова, С. О. Исследование деформационного старения технического железа / С. О. Суворова, В. И. Саррак, Р. И. Энтин // *Физика металлов и металловедение*. –1964. –Т. 17. –№ 1. –С. 106 –111.
10. Саррак, В. И. Первая стадия деформационного старения железа / В. И. Саррак, С. О. Суворова // *Физика металлов и металловедение*.–1972. –Т.33. –№ 6. – С. 1302 –1302.
11. Саррак, В.И. Исследование явления деформационного старения железа / В.И. Саррак, С.О. Суворова, Р.И. Энтин // *Проблемы металловедения и физики металлов*. – М.: Металлургия, 1964. - № 8. –С. 125 –143.
12. Нечаев, Ю. С. Актуальные проблемы старения, водородного охрупчивания и стресс-коррозионного поражения сталей и эффективные пути их решения / Ю. С. Нечаев // *Альтернативная энергетика и экология*.– 2007. –№11. – С. 108 –118.

13. Гуль, Ю. П. Изменение плотности зернограницных сегрегаций при деформационном старении технического железа / Ю. П. Гуль, М. А. Криштал, В.А. Чиж // Физика и химия обработки материалов. –1976.– № 2. –С. 53 –56.
14. Нечаев, Ю. С. Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных трубопроводов / Ю. С. Нечаев // Успехи физических наук. –2008. – Т. 178. -№7. –С. 709–725.
15. Фарбер, В.М. Деформационное старение в сталях / В. М. Фарбер, О. В. Селиванова, В. А. Хотинев, О. Н. Полухина. — Екатеринбург: Изд-во Урал.ун-та, 2018. — 72 с.
16. Голованенко, С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн. - М.: Металлургия. –1986. –207 с.
17. Köster, W. Dampfungsmessugen and electrone mikroskopische Untersuchung an aufgesticktem Reinisen / W. Köster, W. Horn // Archiv fur das Eisenhüttenwesen. –1966. –Half 2. -№2–S. 155 –160.
18. Науменко, В.В. Исследование склонности низкоуглеродистой стали, микролегированной ванадием и азотом, к деформационному старению / В. В. Науменко // Бюллетень «Черная металлургия».- №7. - 2017. С 87- 96.
19. Варнак, О.В. Влияние структуры на склонность к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера в низкоуглеродистых сталях для трубопроводов: дис.... канд.техн.наук: 05.16.01 / Варнак Ольга Васильевна. – Челябинск, 2018. – 226 с.
20. Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов: Сборник трудов научно-практического семинара / Под общей ред. Б.В. Будзуляка и А.Д. Седых; Науч.ред. В.Н. Чувильдеев. – Н. Новгород: Университетская книга, 2006. – 220 с.
21. Коттрелл, А.Х. Строение металлов и сплавов / А.Х. Коттрелл. – Москва : Металлургиздат, 1959. – 288 с.
22. Пахаруков, Ю.В. Дислокационный механизм выноса углерода на границе зерен в процессе старения трубной стали / Ю.В. Пахаруков, К.С. Воронин // Вестник Тюменского государственного университете. Физико-математическое моделирование. Нефть, газ, энергетика. - 2015. - Том 1. №4 (4). - С. 26-34.
23. Корнеева, Н.С. Тепловой подход к появлению мелких трещин в трубных сталях в процессе старения / Н.С. Корнеева, Ю.В. Пахаруков, А.С. Симонов // Нефть и газ. - №120. - 2009. - С.120-123.

24. Мак Лин, Д. Границы зерен в металлах / Д. Мак Лин. М.: Металлургия. 1960. – 295 с.

25. Мотовилина, Г.Д. Влияние структуры на величину равномерного удлинения штрипсовой стали / Г.Д. Мотовилина, В.В. Рябов, Е.И. Хлусова // *Металлург.* - 2011. - №9. - С. 70-74.

26. Хлусова, Е.И. Исследование влияния технологии производства и уровня легирования высокопрочных сталей на их способность к холодной деформации / Е.И. Хлусова, В.В. Рябов // *Сталь.* - 2013. - №4. - С.63-66.

27. Голи-Оглу, Е.А. Влияние параметров деформационного и термодиффузионного старения на ударную вязкость низкоуглеродистой конструкционной стали после ТМО и ТО / Е.А. Голи-Оглу // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 2017. - №3 (741). - С.36-40.

28. Расуна, J. Dilatometric investigations of phase transformations at heating and cooling of hardened, unalloyed, high-carbon steel / J. Расуна // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering.* - 2011. - Volume 46 Issue 1 May. – Pp. 7-17.

29. Zajac, G. The kinetics of phase transformation during tempering in structural steels with nickel / G. Zajac, J. Расуна // *Proc. Of 13th International Scientific Conference on Achievements in Mechanical and Materials Engineering.* Gliwice-Wisla. - 2005. - Pp. 719-722.

30. Бернштейн, М.Л. *Металловедение и термическая обработка стали: справ.изд. – 3-е изд., перераб. и доп. В 3-х т. Т. I. Методы испытаний и исследования / Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. - М.: Металлургия. - 1983. - 352 с.*

31. Филиппов, Г.А. Влияние длительной эксплуатации на температурную зависимость внутреннего трения и склонность к деформационному старению / Г.А. Филиппов, В.Н. Зикеев, И.П. Шабалов, О.В. Ливанова, А.Р. Мишетьян // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* - 2017. - №1. - С.49-55.

32. Gunduz, S. Static strain behavior of dual phase steels / S. Gunduz // *Materials Science and Engineering.* - A486 (2008). - P. 63 – 71.

33. Okatsu Mitsuhiro. Development of High-Deformability Linepipe with Resistance to Strain-aged Hardening by HOP (Heat-treatment On-line Process) / Okatsu Mitsuhiro, Shikanai Nobuo, Kondo Joe // *JFE Technical report.* – 2008. - №12 (Oct.2008). - P.8-14.

34. Zamani, M. Dependency of Natural Aging on the Ferrite for Grain Size in Dual-Phase Steel / Mehran Zamani, Hamed Mirzadeh, Hamid M. Ghasemi // Metallurgical and Materials Transaction A 50. - August 2019. – P. 4961-4964.

35. Chen, J.K. Aging Behaviour in Hot-Rolled Low Carbon Steels / J.K. Chen // Steel research int. - 2008. - №9. - P.708-712.

36. Илюхин, В.Ю. Исследование влияния деформационного старения на коррозионную стойкость и склонность к водородному охрупчиванию трубных сталей различной категории прочности: автореф. дис. ... канд.техн.наук: 05.02.01 / Илюхин Владимир Юрьевич. - Москва, 2009. – 18 с.

37. Смирнов, М.А. Исследование склонности низкоуглеродистой стали к деформационному старению и проявлению эффекта Баушингера / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, О.В. Варнак, А.Н. Мальцева, Ю.Н. Гойхенберг // Сталь. - 2016. - №1. - С.39-45.

38. Зикеев, В.Н. Закономерности изменения механических свойств конструкционных сталей в ходе длительной эксплуатации и моделирование процессов старения / В.Н. Зикеев, Г.А. Филиппов, И.П. Шабалов, Д.М. Соловьев, О.В. Ливанова // Проблемы черной металлургии и материаловедения. - 2014. - №4. - С.74-82.

39. Ефименко, Л.А. Склонность к деформационному старению и водородному охрупчиванию высокопрочной стали X80 для магистральных трубопроводов / Л.А. Ефименко, В.Ю. Илюхин, В.М. Горицкий, Г.Р. Шнейдеров, А.М. Кулемин // Химическое и нефтегазовое машиностроение. - 2008. - №9. - С. 43-45.

40. Нохрин, А.В. Старение сталей труб магистральных газопроводов / А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. - 2010. - №5 (2). - С. 171-180.

41. Штремель, М. А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация /М. А. Штремель. - М.: МИСИС, 1997. –208 с.

42. Бернштейн, М. Л. Механические свойства металлов / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский. - М.: Металлургия, 1979. –497 с.

43. Смирнов, Б. И. О площадке текучести железа после деформационного старения / Б.И. Смирнов // Физика металлов и материаловедение. – 1960. – Т 10. – №5. – С. 763 – 766.

44. Хотинков, В.А. Влияние деформационного старения на механические свойства при растяжении в металле труб класса прочности X80 / В.А. Хотинков,

О.Н. Полухина, О.В. Селиванова, В.М. Фарбер // *Материаловедение*. - 2019. - №1. - С. 9-14.

45. ГОСТ 5521-93. Прокат стальной для судостроения. Технические условия (с Изменением №1). - М.: Стандартиформ, 2009. – 27 с.

46. Канфор, С.С. Корпусная сталь / С.С.Канфор – Государственное союзное издательство судостроительной промышленности. Ленинград, 1960. – 375 с.

47. Орехов, Н.Г. Деформационное старение высокопрочных сталей / Н.Г. Орехов, Л.М. Певзнер, А.С. Таранова, С.Т. Кишкин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 1969. - №10. - С.46-52.

48. Чувильдеев, В.Н. Деформация и разрушение конструкционных материалов: проблемы старения и ресурса: учебное пособие / В.Н. Чувильдеев, Н.Н. Вирясова; под общей ред. В.Н. Чувильдеева. – Нижний Новгород: Изд-во ННГУ, 2010. - 67 с.

49. Носоченко, О.В. Свойства бесперлитной трубной стали категории прочности Х65-70 типа 0,2С – 1,5 Мп – 0,09 Nb / О.В. Носоченко, Ю.И. Матросов, И.В. Ганошенко и др. // *Металлург*. - 2003. - №12. - С. 30-33.

50. Арабей, А.Б. Влияние деформационного старения на вязкость сталей типа 05Г2ФБ, испытавших контролируемую прокатку и ускоренное охлаждение / А.Б. Арабей, В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев и др. // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. - 2012. - №11. С.49-53.

51. Пышминцев, И.Ю. Исследование деформационного старения низкоуглеродистых трубных сталей / И.Ю. Пышминцев, М.А. Смирнов, О.В. Варнак, А.Н. Мальцева, Ю.Н. Гойхенберг // *Металлург*. - 2017. - №12. - С. 51-59.

52. Счастливец, В.М. О возможности старения в углеродистых сталях / В.М. Счастливец, И.Л. Яковлева, Д.А. Мирзаев, Т.И. Табатчикова // *Сборник трудов научно-практического семинара*. Нижний Новгород. - 2006. - С. 68-79.

53. Брайнин, И. Е. Влияние термического упрочнения на механические свойства и склонность к старению малоуглеродистой стали / И.Е. Брайнин, Н.В. Губенко // *Сталь. Сборник статей*. - М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии.– 1961. –С. 395 –411.

54. Хошинов, В.А. Влияние деформационного старения на механические свойства стали 37ХГФ / В.А. Хошинов, В.М. Фарбер, О.Н. Полухина // *Материаловедение*. - 2018. - №5. - С.8-12.

55. EN 10225 Weldable Structural Steels for Fixed Offshore Structures – Technical Delivery Conditions. Brussels, 2008. - 84 p.

56. Funderburk, S.R. Key concepts in welding engineering – post weld heat treatment / S.R. Funderburk // *Welding innovations*. - 1998. - V. 15. - №2. - P. 15-16.
57. Sibgla, D. Effect of post weld heat treatment on the impact toughness and microstructural property of P-91 steel weldment / D. Sibgla, M. Sharma, J. Gill // *International Journal of Research in Mechanical Engineering & Technology*. - 2013. - V.3. - Issue 2. - P.216 – 219.
58. Радионова, Л.В. Исследование процесса старения холоднокатаного и горячеоцинкованного листового проката / Л.В. Радионова, Ю.М. Субботина // *Машиностроение: сетевой электронный научный журнал*. - 2015. - Том 3, № 2. - С. 47-54.
59. Мишетьян, А. Р. Деформационное старение и свойства низколегированных трубных сталей / А.Р. Мишетьян, Г. А. Филиппов, Ю. Д. Морозов, О. Н. Чевская // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2011. –№2. –С. 12–19.
60. Мишетьян, А.Р. Исследование влияния условий последеформационного охлаждения на склонность деформационному старению низколегированных сталей / А.Р. Мишетьян, Г.А. Филиппов, Ю.Д. Морозов, О. Н. Чевская // *Деформация и разрушение материалов*. –2011. -№8. –С. 40 –43.
61. Смирнов, М.А. Деформационное старение низкоуглеродистой трубной стали / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, О.В. Варнак, А.О. Струин // *Вестник ЮУрГУ, серия «Металлургия»*. - 2013. - том 13, № 1. - С. 129-133.
62. Ячинский, А.А. Влияние структурно-фазового состава трубных сталей и их сварных соединений на сопротивление деформационному старению: автореф. дис. ... канд.техн. наук: 05.02.01 / Ячинский Алексей Александрович. – Москва, 2006. - 24 с.
63. Бронфин, Б. М. Влияние скорости охлаждения из межкритического интервала температур на микроструктуру и свойства низколегированных сталей /Б.М. Бронфин, М.И. Гольдштейн // *Известия АН СССР, Металлы*. – 1985. - №6.–С. 61 – 68.
64. Сыромятникова, А.С. Дegrаdация физико-механического состояния металла труб магистрального газопровода при длительной эксплуатации в условиях криолитозоны / А.С. Сыромятникова // *Физическая мезомеханика*. - 2014. - № 17. 2. - С. 85-91.
65. Ильин, С.И. Свойства трубной стали, подвергнутой длительным выдержкам под постоянной нагрузкой / С.И. Ильин, М.А. Смирнов, Ю.И. Пашков // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. - 2013. - Том 13. №1. – С. 134-137.

66. Пиласевич, А.В. Старение сталей подземных трубопроводов / А.В. Пиласевич, В.В. Новоселов, В.Ф. Крамской // Нефть и газ. – 1999. - №5. - С.56-59.

67. Воеводин, В.Н. Эволюция микроструктуры металла главного циркуляционного трубопровода реактора ВВЭР-100 в процессе его длительной эксплуатации / В.Н. Воеводин, Л.С. Ожигов, А.С. Митрофанов А.С. и др. // Вопросы материаловедения. - 2017. - №4 (92). - С. 183-191.

68. Ramazani, A. Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels / A. Ramazani, T. Gerber, W. Bleck etc. // Materials and Design. - 2014. - V.57. - P. 479-486.

69. Waterschoot, T. Static strain aging phenomena in cold-rolled dual-phase steels / T. Waterschoot, A. De, S. Vandeputte etc. // Metallurgical and Materials Transactions A. - 2003. - V.34. - P. 781-791.

70. Фарбер, В.М. Структура и деформационное старение высокопрочной низколегированной стали / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, О.В. Селиванова, О.Н. Полухина // Производство проката. - 2017. - №11. - С.42-48.

71. Варнак, О.В. Деформационное старение трубной стали с ферритобейнитной структурой / О.В. Варнак, С.И. Ильин, И.Ю. Пышминцев, М.А. Смирнов, С.Н. Тетеркин // Вестник МГТУ им. Г.И.Носова. - 2014. - № 3. - С. 43-47.

72. ГОСТ 6996-66 Сварные соединения. Методы определения механических свойств (с Изменениями №1, 2, 3, 4). М.: Стандартинформ, 2005. – 83 с.

73. Ефименко, Л.А. Влияние деформационного старения высокопрочных трубных сталей на их свариваемость / Л.А. Ефименко, О.Ю. Елагина, А.А. Шкапенко // Химическое и нефтегазовое машиностроение. - 2011. - № 5. - С.44-47.

74. Гумерова, Л.Р. Совершенствование методов снижения аварийности длительно эксплуатируемых магистральных нефтепроводов. автореф. дис. ... канд.техн.наук: 05.26.03 / Гумерова Лилия Ришатовна. – Уфа, 2012. - 26 с.

75. Ливанова О.В. Деградация механических свойств и параметров сопротивления разрушению ферритно-перлитных и перлитных сталей при длительной эксплуатации. автореф. дис. ... канд.техн.наук: 05.16.01 / Ливанова Ольга Викторовна. – Москва, 2006. - 26 с.

76. Плешивцев, В.Г. Факторы, влияющие на эксплуатационную надежность трубопроводов / В.Г. Плешивцев, Ю.А. Пак, Г.А. Филиппов, О.Н.

Чевская, О.В. Ливанова // Деформация и разрушение материалов. - 2007. - №1. - С. 6-11.

77. Филиппов, Г.А. Деградационные процессы и их влияние на трещиностойкость трубных сталей после длительной эксплуатации / Г.А. Филиппов, О.В. Ливанова // Сборник трудов научно-практического семинара. Нижний Новгород - 2006. - С. 196-209.

78. Полянская, И.Л. Исследование влияния длительности искусственного старения на свойства стали / И.Л. Полянская, Н.В. Филисюк // Ученые записки Комсомольского – на – Амуре государственного технического университета. - 2019. - № IV(28). - С.88-96.

79. Правила классификации и постройки морских судов / Российский морской регистр судоходства. - Санкт-Петербург : Российский морской регистр судоходства, 2019.-479 с.

80. Правила классификации, постройки и оборудования плавучих буровых установок и морских стационарных платформ / Российский морской регистр судоходства. - Санкт-Петербург : Российский морской регистр судоходства, 2019.-423с.

81. ГОСТ 52927-2015 Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. Технические условия.- М.: Стандартинформ, 2017. – 65 с.

82. Солнцев, Ю. П. Стали для Севера и Сибири / Ю. П. Солнцев, Т. И. Титов. - СПб.: Химиздат, 2002. – 352 с.

83. Металловедение конструкционных свариваемых сталей: учеб.пособие / А.С.Орыщенко, Е.И.Хлусова, М.Г.Шарапов. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011.- 66 с.

84. Горынин, И.В. Основные аспекты создания и применения высокопрочной конструкционной стали / И.В.Горынин, В.В.Рыбин, В.А.Малышевский и др. // Вопросы материаловедения. – 1999. - № 3(20). - с.7-21.

85. Горынин, И.В. Высокопрочные стали для корпусов судов, морских сооружений и глубоководной техники. / Горынин И.В., Легостаев Ю.Л., Грищенко Л.В., Малышевский В.А. // Прогрессивные материалы и технологии. – 1996. - №2. - с.23-24.

86. ГОСТ ISO 3183 Трубы стальные для газопроводов нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия.- М.: Стандартинформ, 2016. – 270 с.

87. Ziyong Hou. Microstructure evolution during tempering of martensitic Fe–C–Cr alloys at 700 C / Ziyong Hou, R. P. Babu, P. Hedström, J. Odqvist - Journal of Materials Science. –2018. – 53. - P.6939 – 6950.
88. Lychagina T.A. Influence of the Texture on the AL-6%Mg Alloy, Deformation. Textures and Microstructures / Lychagina T.A., Nikolayev D.I. – 33 (1999). – P. 111-123.
89. Ullemeyer K. Evaluation of intrinsic velocity—pressure trends from low-pressure P-wave velocity measurements in rocks containing microcracks / K. Ullemeyer, D. I. Nikolayev, N. I., Christensen and J. H. Behrmann/ Geophysical Journal International. - 185 (2011). – P.1312–1320.
90. Васильев, А.А. Модели для расчета коэффициента диффузии углерода в сталях и примеры их практического использования / Васильев А.А., Голиков П.А. СПб.: ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2019. - 186 с.
91. Филиппов Г.А. Взаимодействие дефектов структуры и деградации свойств конструкционных материалов / Г.А. Филиппов, О.В. Ливанова // Материаловедение. – 2002. - №10. – С.17-21.
92. ГОСТ 7268-82 Сталь. Метод определения склонности к механическому старению по испытанию на ударный изгиб. -М.: Издательство стандартов. – 1982. – 3 с.
93. Горынин, В.И. Коагуляция карбидных фаз в структуре стали 09Г2СА-А при отпуске сварных соединений для повышения хладостойкости / В.И. Горынин, М.И. Оленин // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. – 2015. – №3 (226). – С.61 – 71.
94. Яковлева, Е.А. Особенности естественного и искусственного старения судостроительных ферритно-бейнитных сталей / Е.А. Яковлева, Г.Д. Мотовилина, Е.В. Святышева, Е.И. Хлусова // Тяжелое машиностроение - 2018. - №6. - С 17-35.
95. Коротовская, С.В. Сравнительное исследования фазовых превращений, структуры и свойств марганцевоникелевой стали после закалке с отпуском и термомеханической обработки / С.В. Коротовская, А.А. Круглова, В.В. Орлов, Е.И. Хлусова // Проблемы черной металлургии и материаловедения.-2010.- №4.- С. 60-67.
96. Горынин, В.И. Коагуляция карбидных фаз в структуре стали 09Г2СА-А при отпуске сварных соединений для повышения хладостойкости / В.И. Горынин, М.И. Оленин // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского
97. Яковлева, Е.А. Влияние режимов старения на механизм разрушения низколегированных сталей с различной структурой / Е.А. Яковлева, Г.Д.

Мотовилина, Е.И. Хлусова // Вопросы материаловедения. – 2019. - № 2 (98). - С.11-20.

98. Яковлева, Е.А. Исследование особенностей механического старения высокопрочных штрипсовых сталей / Е.А. Яковлева, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // Сталь. - 2013. - №5. - С.72-77.

99. Ковалев, А.И. Исследование многокомпонентных сегрегаций на границах раздела в высокопрочной штрипсовой стали / А.И. Ковалев, Д.Л. Вайнштейн, А.Ю. Рашковский и др. // Metallurg. - 2012. - №2. - С.82-85.

100. Яковлева, Е.А. Исследование склонности к деформационному старению низкоуглеродистых легированных судостроительных сталей / Е.А. Яковлева, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова // Тяжелое машиностроение. – 2020. - №7-8. – С. 12-17.

101. Голосиенко, С.А. Применение компьютерных технологий при моделировании и оптимизации режимов термомеханической обработки хладостойких сталей / Голосиенко С.А., Михайлов М.С., Немец А.М. и др. // Труды конференции Моринтех-2005. г.Санкт-Петербург. – 2005.- с.96.

102. Механические свойства металлов: Учебник для вузов / Золоторевский В.С. - М.: Металлургия, 1983. - 352 с.

103. Горынин, В.И. Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы / В.И. Горынин, С.Ю. Кондратьев, М.И.Оленин // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2013. - № 10 (700). - С. 22–29.

104. Основы фрактографического анализа изломов образцов из конструкционных сплавов: учеб.пособие / М.К. Чегуров, С.А. Сорокина; НГТУ им. Р.Е. Алексеев. – Н. Новгород, 2018. – 79 с.

105. Горицкий, В.М. Диагностика металлов / В.М. Горицкий. – М.:Металлургиздат, 2004. – 408 с.

106. Канфор, С.С. Корпусная сталь / С.С.Канфор – Государственное союзное издательство судостроительной промышленности. Ленинград , 1960. – 375 с.

107. K. Tapasa, Yu.N. Osetsky, D.J. Bacon. Computer simulation of interaction of an edge dislocation with α - carbon interstitial in α -iron and effects on glide. Acta Materialia 55 (2007) 93–104.

108. Vasilyev, A.A. Nature of strain aging stages in bake hardening steel for automotive application. / Alexander A. Vasilyev, Hu-Chul Lee, Nikolay L. Kuzmin. // Materials Science and Engineering A 485 (2008) 282–289.

109. Popescu, N. Электронная библиотека материалов / N. Popescu, M. Cojocaru, V. Michailov // 2012. - 48 (1). - pp. 34-41.
110. The investigation of applicability of the Hollomon-Jaffe equation on tempering the HSLA steel / Z. Janjusevic [et al.] // CI&CEQ. – 2009. - 15 (3). - P. 131-136.
111. Influence of Heat treatment parameters on structure and mechanical properties of an HSLA-100 steel // Steel Research (Germany). – 2002. - №8 (73). - Pp. 347-355.
112. Bhadeshia H. Steels: Microstructure and Properties / H. Bhadeshia, R. Honeycombe // 3rd ed. - Elsevier Ltd. - 2006.
113. Jaffe L. Temperability of Steels / L. Jaffe, E. Gordon // Transactions of American Society for Metals. – 1957. - № 49. - P. 359-371.
114. Hollomon J. Time-temperature relations in tempering steel / J. Hollomon, L. Jaffe // Metal Technology. – 1945. - №12. P. 223-249.
115. Сыч, О.В. Разработка хладостойкой свариваемой стали категории прочности 690 МПа для тяжело нагруженной техники, работающей в арктических условиях / О.В. Сыч, М.В. Голубева, Е.И. Хлусова // Тяжелое машиностроение. – 2018. - №4. - С. 17-25.

Приложение А

Таблица А.1 - Требования ГОСТ Р 52927 по химическому составу исследуемых в работе марок стали, % масс.

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Cu	Ni	Mo	Al ²⁾³⁾	Ti	V	Nb	S	P	
Не более													Не более	
Стали нормальной прочности														
E	Н.б. 0,18	0,6- 1,0 ¹⁾	0,15- 0,35	0,3	0,35	0,4	-	0,02- 0,06	2)4)	4)	4)	0,025	0,025	
Стали повышенной прочности														
E40	Н.б. 0,18	0,9- 1,6 ¹⁾	0,15- 0,5	0,3	0,35	0,4	0,08	0,02- 0,06	2)5)	5)	5)	0,015 ⁶⁾	0,02 ⁶⁾	
F32W, F32W ^{Arc}	0,07- 0,12	0,6- 0,9	0,15- 0,35	0,3	0,35	0,4	0,08	0,02- 0,06	2)5)	5)	5)	0,005	0,010	
F36W, F40W, F36W ^{Arc} F40W ^{Arc}	0,07- 0,11	1,15- 1,60	0,1- 0,4	0,2	0,35	0,8	0,08	0,02- 0,06	2)5)	5)	5)	0,005	0,010	
Стали высокой прочности														
E420W, F420W, F420W ^{Arc} , E460W, F460W, F460W ^{Arc}	0,08- 0,11	1,15- 1,6	0,1- 0,4	0,2	0,3-0,6	0,65- 1,05	0,08	0,02- 0,06	2)4)	4)	4)	0,005	0,010	
E500W, F500W, F500W ^{Arc}	0,08- 0,12	0,45- 0,75	0,2- 0,4	0,5- 1,30	0,35- 0,65	1,85- 2,15 ⁷⁾	0,1- 0,18	0,02- 0,06	2)5)	5)	5)	0,005	0,010	

¹⁾ Для стали допускается снижение массовой доли марганца по согласованию с Регистром

²⁾ Сталь может содержать титан. Массовая доля титана – не более 0,02 %. При легировании титаном суммарная массовая доля титана и алюминия должна быть не менее 0,02 %.

³⁾ Допускается определение массовой доли кислоторастворимого алюминия, при этом его массовая доля должна быть от 0,015 % до 0,05 %.

⁴⁾ Сталь может содержать ванадий и ниобий по отдельности или в комбинации. Если указанные элементы вводятся по отдельности, их массовая доля должна быть: ванадия от 0,05% до 0,1 % или ниобия от 0,02 % до 0,05 %. Если элементы используются в комбинации, их массовая доля должна быть от 0,02 % до 0,05 % каждого, при этом суммарная доля ниобия, ванадия и титана не должна превышать 0,12 %.

⁵⁾ Сталь должна содержать ванадий и ниобий по отдельности или в комбинации. Если указанные элементы вводятся по отдельности, их массовая доля должна быть: ванадия от 0,05 % до 0,1 % или ниобия от 0,02 % до 0,05 %. Если элементы используются в комбинации, их массовая доля должна быть от 0,02 % до 0,05 % каждого, при этом суммарная доля ниобия, ванадия и титана не должна превышать 0,12 %.

⁶⁾ При производстве широкополосного универсального, полосового и фасонного проката из стали повышенной прочности допускается массовая доля серы и фосфора не более 0,025 % каждого.

⁷⁾ Для листового проката толщиной менее 50,0 мм допускается снижение массовой доли никеля до 1,35 %.

⁸⁾ Максимальная массовая доля азота в стали - 0,008 %. Допускается массовая доля азота до 0,012 % при условии, что $Al/N > 2$, при этом прокат из стали всех марок, кроме марки А, с массовой долей азота от 0,009 % до 0,012 % должен быть подвергнут испытанию на ударный изгиб после механического старения.

Таблица А.2 - Требования ГОСТ Р 52927 к механическим свойствам исследуемых в работе марок стали

Марка стали	Толщина, мм	Временное сопротивление Rm, Н/мм ²	Предел текучести Re ¹⁾ , Н/мм ²	Относительное удлинение, A ₅ , %	Работа удара KV, Дж при температуре ²⁾³⁾		Количество волокнистой составляющей в изломе проб натуральной толщины при комнатной температуре, %	Направление вырезки образцов на ударный изгиб и ударный изгиб после механического старения
					не менее			
					-40°C	-60°C		
Е	Св. 70 до 100 включ	400-520	235	22	41	-	50	вдоль
Е40	До 50 включ	510-660	390	20	39	-	65	вдоль
F32W, F32W ^{Arc}	до 70 включ	440-570	315	22	-	50	80	поперек
F36W, F36W ^{Arc}	до 70 включ	490-630	355	21	-	50	80	поперек
F40W, F40W ^{Arc}	до 70 включ	510-660	390	20	-	50	80	поперек
Е420W	до 70 включ	530-680	420	19	80	-	90	поперек
F420W, F420W ^{Arc}	до 70 включ	530-680	420	19	-	80	90	поперек
Е460W	до 70 включ	570-720	460	19	80	-	90	поперек
F460W, F460W ^{Arc}	до 70 включ	570-720	460	19	-	80	90	поперек
Е500W	до 80 включ	610-770	500	18	80	-	90	поперек
F500W, F500W ^{Arc}	до 80 включ	610-770	500	18	-	80	90	поперек

¹⁾ Для сталей с физическим пределом текучести определяют R_{eH} или при отсутствии R_{eH} определяют R_e. Для сталей без физического предела текучести определяют условный предел текучести R_{p0,2}

²⁾ Работу удара определяют как среднее из трех значений, при этом на одном из образцов допускается снижение ниже требуемого значения на 30 %.

³⁾ Работа удара после механического старения должна соответствовать нормам таблицы 2.2.2 для соответствующей марки стали при соответствующей температуре

Таблица А.3 - Требования «Правил классификации и постройки морских судов» РМРС к химическому составу исследуемых сталей с гарантированным пределом текучести 550-960 МПа, % масс.

Марка стали ¹	C _{max}	Mn	Si _{max}	Cr _{5max}	Cu _{max}	Ni _{6max}	Mo _{5max}	Almin ⁴	Ti _{max} ⁵	V _{max} ⁵	Nb _{max} ⁵	S _{max} ³	P _{max} ³	N _{max}	СЭКВ ⁸
E620QT F620QT	0,18	1,70	0,80	1,50	0,50	2,00	0,70	0,018	0,05	0,12	0,06	0,010	0,020	0,015	0,56
E690QT F690QT															0,64
E890QT															0,68
E960QT															0,75

¹ состояние поставки QT – в состоянии закалки с отпуском

² Химический состав должен определяться изковшейвой пробы и должен удовлетворять требованиям, одобренной Регистром спецификации.

³ Для стального профиля содержание фосфора и серы может превышать приведенные в таблице значения, но не более чем на 0,0005 %

⁴ В случае нейтрализации азота алюминием, минимальное отношение содержания этих элементов должно быть не менее 2.

⁵ Максимально допустимые суммы содержания Nb+V+Ti≤0,26 % и Mo+Cr≤0,65 % могут не учитываться при поставке стали в состоянии закалки с отпуском.

⁶ Верхнее значение содержания никеля может быть допущено после согласования с Регистром.

⁷ Для сталей категорий D890, E890, D960, E960 применяется требование к максимально допустимому содержанию кислорода: oxygen ppm_{max} - 30

⁸ $C_{ЭКВ} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$ (%)

Таблица А.4 - Требования «Правил классификации и постройки морских судов» РМРС к механическим свойствам исследуемых сталей с гарантированным пределом текучести 550-960 МПа

Марка стали	Временное сопротивление Rm, Н/мм ²	Предел текучести, Re ¹ , Н/мм ²	Относительное удлинение, $L_0 = 5,65 \sqrt{S_0}^3$, %		Средняя работа удара min, Дж		
	3<t≤50	3<t≤50	Т	L ⁴	Температура, °С	Т	L
E620QT	700-890	620	15	17	-40	41	62
F620QT	700-890	620	15	17	-60	41	62
E690QT	770-940	690	14	16	-40	46	69
F690QT	770-940	690	14	16	-60	46	69
E890QT	940-1100	890	11	13	-40	46	69
E960QT	980-1150	960	10	12	-40	46	69

¹Для испытания на растяжение верхний предел текучести R_{ен}, или в случае, когда он не может быть определен, должен быть определен предел пропорциональности R_{p0,2}. В этом случае считается, что материал соответствует требованию, если полученное значение соответствует или превышает заданное минимальное значение предела текучести.

²Для листового и профильного проката, применяемого в таких элементах, как стойки ПБУ и подобных, требующих постоянство прочности вне зависимости от толщины элемента, уменьшение соответствующих требований при увеличении толщины проката не допускается.

³Для плоских образцов толщиной 25 мм и длиной 200 мм относительное удлинение должно отвечать требованию минимального значения, указанного в «Правилах...» РМРС

⁴ В случае, если продольная ось образца на растяжение параллельна окончательному направлению прокатки, результат испытания должен соответствовать требованию удлинения для продольного (L) направления

Таблица А.5 - Требования к химическому составу металла труб в соответствии с ГОСТ ISO 3183.

Категория стали	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V+Nb+Ti	Cu	B	Сэкв ¹⁾	Pcm ²⁾
	Масс. %, не более												
X80	0,08	1,85	0,45	0,025	0,015	1,0	0,5	0,5	≤0,15	0,5	-	≤0,45	

¹⁾ * Сэкв не регламентируется.

²⁾ Коэффициент трещиностойкости должен быть не более 0,25%, определяется по формуле:

$$P_{cm} = C + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B, \%$$

Таблица А.6 - Требования к механическим свойствам при растяжении по ISO 3183 (класс PSL 2, на поперечных образцах).

Категория трубы	Минимальный максимальный предел текучести, $R_{t0,5}$, МПа (Н/мм ²)	Минимальное максимальное временное сопротивление, R_m , МПа (Н/мм ²)	Отношение $R_{t0,5}/R_m$, максимум	Относительное удлинение ¹⁾ A_5 , %	Работа удара образца с V-образным надрезом, Дж, не менее ²⁾
L555 или X80	$\frac{555}{705}$	$\frac{625}{825}$	0,93	1)	40-68 ³⁾
<p>¹⁾ $\delta = 1940 \frac{A_{XC}^{0,2}}{\sigma_{Bmin}^{0,9}}$, где A_{XC} – применяемая для расчета площадь поперечного сечения образца для испытания на растяжение, мм² σ_{Bmin} - установленный минимальный предел прочности, МПа</p> <p>²⁾ Минимальное среднее значение работы удара (для комплекта из трех образцов) при испытании тела трубы должно соответствовать требованиям таблицы, указанным для образцов полного размера, и температуре испытания 0°C или, если согласовано, более низкой температуре испытаний.</p>					

Приложение Б

Министерство образования и науки Российской Федерации

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ «САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ ПЕТРА ВЕЛИКОГО».

АКТ

о внедрении в учебный процесс научных исследований диссертационной работы
Е.А. Яковлевой на тему:

«Прогнозирование склонности к деформационному старению ферритно-перлитных, ферритно-бейнитных и бейнитно-мартенситных судостроительных сталей»,

представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

Полученные в диссертационной работе Яковлевой Е.А. результаты используются в процессе обучения в ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого» магистров по дисциплине «Металловедение конструкционных свариваемых сталей. Проектирование технологических процессов» на базовой кафедре «Функциональные материалы и технологии» при НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей». Внедренные результаты основываются на:

1. Установленной взаимосвязи структуры судостроительной стали со склонностью к деформационному и естественному старению.
2. Изучении особенностей влияния различных технологических процессов изготовления судостроительных сталей на склонность к деформационному старению.
3. Закономерностях влияния отпуска на предотвращение склонности к деформационному старению высокопрочных легированных сталей.
4. Методике оценки и способах снижения деградации свойств судостроительных сталей различного легирования

Руководитель

Дирекции основных образовательных программ




Л.В. Панкова

Приложение В

Министерство промышленности и торговли
Российской Федерации

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР



«Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина»

ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»

105005 г. Москва, ул. Радио, д. 23/9, стр. 2
Тел.: +7 (495) 777-93-01; факс: +7 (495) 777-93-00
e-mail: chermet@chermet.net
www.chermet.net

УТВЕРЖДАЮ:

Заместитель Генерального директора
по науке

ЗАПЛАТКИН Ю.Ю.

«18» 03 2016 год № 725-2/16
на № от

Акт

внедрения результатов диссертационной работы Е.А. Яковлевой, выполненной на тему **«Прогнозирование склонности к деформационному старению ферритно-перлитных, ферритно-бейнитных и бейнитно-мартенситных судостроительных сталей»**, представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

Диссертационная работа Е.А. Яковлевой посвящена решению актуальной проблемы предотвращения или снижения склонности к деформационному старению судостроительных сталей широкого диапазона категорий прочности.

В диссертационной работе Яковлевой Е.А. установлены закономерности изменения механических свойств низкоуглеродистых низколегированных и легированных судостроительных сталей (при содержании азота менее 0,008 %) с ферритно-перлитной, ферритно-бейнитной и бейнитно-мартенситной структурами после естественного и искусственного старения, определены возможности предотвращения или снижения склонности к деформационному старению, показана возможность прогнозирования изменения свойств в результате старения с учетом характеристик структуры, полученной при изготовлении листового проката.

Предложен комплексный подход к оценке склонности судостроительной стали к деформационному старению с учетом испытаний на ударный изгиб, фрактографического анализа поверхности изломов образцов на ударный изгиб и испытаний на растяжение.

На основе выполненных исследований разработаны «Методические указания по прогнозированию и оценке склонности судостроительной стали к деформационному старению». В разработанных методических указаниях дан краткий обзор основных закономерностей изменения структуры и свойств низкоуглеродистых низколегированных и легированных сталей после деформационного старения,

определены способы и методы изучения склонности судостроительной стали к деформационному старению, а также предложены критерии ее оценки.

Разработанные методические указания внедрены для использования в Центре сталей для труб и сварных конструкций (в составе Научного центра качественных сталей) при оценке качества низкоуглеродистых низколегированных конструкционных сталей.

Директор Научного центра
Качественных сталей



Г.А. Филиппов

Директор Центра для сталей
и сварных конструкций



М.Ю. Матросов