

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ имени И.П. БАРДИНА»

На правах рукописи

МИШЕТЬЯН АННА РУБЕНОВНА

**ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИОННОГО
СТАРЕНИЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ
НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ**

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:

доктор технических наук

Шабалов Иван Павлович

Научный консультант:

доктор технических наук, профессор

Филиппов Георгий Анатольевич

Москва – 2021

Оглавление

Введение.....	4
Глава 1. Литературный обзор.....	11
1.1. Эксплуатационная надежность трубопровода и требования, предъявляемые к металлу труб	11
1.2. Разрушение материала. Виды и механизмы.....	16
1.3. Хладостойкость стали и факторы, влияющие на сопротивление хрупкому разрушению	21
1.4. Явление деформационного старения железа и стали.....	28
1.4.1. Анализ механизмов деформационного старения стали.....	28
1.4.2. Влияние деформационного старения на свойства сталей	31
1.4.3. Факторы, влияющие на изменение свойств низкоуглеродистой стали при деформационном старении	32
1.5. Особенности структуры и ее формирования в низколегированных трубных сталях.....	43
1.6. Постановка цели и задач работы	48
Глава 2. Материалы и методы исследования	50
2.1. Материалы исследования	50
2.2. Методы исследования.....	52
2.2.1. Исследование комплекса стандартных и специальных свойств сталей .	52
2.2.2. Исследование структурного состояния сталей микроскопическими и физическими методами	54
Глава 3. Исследование влияния структурного состояния на хладостойкость низколегированных трубных сталей.....	58
3.1. Стандартные механические свойства и структура листового проката	58
3.2. Оценка параметров сопротивления разрушению металла	62

3.3. О механизме влияния структурного состояния на хладостойкость трубных сталей.....	66
Выводы по главе 3.....	70
Глава 4. Исследование деформационного старения низколегированных трубных сталей с феррито-перлитной и бейнитной типами структуры	72
4.1. Влияние деформационного старения на механические свойства и сопротивление разрушению.....	72
4.2. Влияние деформации и старения на изменение структурного состояния трубных сталей	85
4.2.1. Исследование структуры методами оптической и электронной микроскопии.....	85
4.2.2. Оценка изменения дислокационной структуры	93
4.2.3. Определение склонности к релаксации напряжений.....	99
4.2.4. Оценка влияния деформационного старения на скоростную зависимость предела текучести сталей с разным структурным состоянием.....	102
4.3. Особенности и механизм деформационного старения низколегированных сталей со структурой бейнитного типа.....	107
Выводы по главе 4.....	108
Глава 5. Исследование влияния предварительной пластической деформации при изготовлении гнутых отводов на механические свойства и склонность к деформационному старению.....	111
Выводы по главе 5.....	129
Общие выводы.....	130
Список литературы	133

Актуальность темы исследования. Основопологающим условием устойчивого развития топливно-энергетического комплекса России является расширение сырьевой базы нефтегазовой отрасли. Для транспортировки углеводородов на огромные расстояния широко используется развитая сеть магистральных трубопроводов, связывающая месторождения с объектами потребления сырья (предприятиями нефтяной, химической, металлургической промышленности; жилищно-коммунального хозяйства и др.) и распространяющаяся на тысячи километров.

В современном мире необходимость бесперебойных поставок природных энергоносителей из районов добычи потребителю диктует поддержание высокой эффективности работы трубопроводного транспорта, особенно при освоении более отдаленных месторождений газа и нефти. Поэтому с повышением рабочих давлений необходимо обеспечить увеличение пропускной способности трубопровода, достигаемое расширением внутреннего диаметра труб. Одновременно с этим, для сохранения надежного функционирования трубопроводной системы требуется использование сталей с повышенной прочностью, что позволяет снизить металлоемкость.

С ростом технических параметров в совокупности с усложняющимися условиями эксплуатации трубопроводов особую важность приобретает проблема их эксплуатационной надежности, основным условием обеспечения которой является способность противостоять разрушению, в особенности распространению протяженных хрупких трещин при пониженных температурах.

Хладостойкость зависит от многих факторов (химического состава, чистоты стали по вредным примесям, газам, термомодеформационной предыстории и др.), формирующих определенную структуру. Ее восприимчивость к низким температурам, действию разного рода нагрузок связана со степенью дисперсности, однородности, соотношением и типом структурных составляющих,

определяющих уровень локальных напряжений, подвижность дислокаций, оказывая тем самым влияние на сопротивление разрушению металла.

Ужесточение технических требований к качеству металла труб потребовало использования новых металловедческих принципов, прогрессивных технологий на сталеплавильном и прокатном переделах, что позволило производить трубную сталь с оптимальной структурой, чистую от вредных примесей и обладающую высоким уровнем прочности, вязкости и хладостойкости.

Однако на различных этапах производства труб, при сооружении нефтегазопроводов и их дальнейшей эксплуатации структурное состояние металла может претерпевать неблагоприятные изменения, связанные с различными термомеханическими воздействиями, характер которых зависит, например, от выбранной схемы формовки при трубном переделе или особенностей местности, по которой пролегает трубопроводная трасса. Микропластическая деформация металла труб может приводить к развитию деформационного старения, в результате которого наблюдается снижение сопротивления разрушению, определяющего надежность трубопровода при эксплуатации.

Протекание деформационного старения в стали обусловлено взаимодействием свободных атомов внедрения с внесенными при пластической деформации дислокациями в структуре, что препятствует их движению и, соответственно, способствует возникновению локальных пиков микронапряжений, вследствие чего происходит деградация комплекса механических свойств.

Явление деформационного старения подробно описано в работах А.Х. Коттрелла, Ю.А. Скакова, В.И. Саррака, М.А. Криштала, С.А. Головина и др. Наиболее полно исследована физическая природа деформационного старения железа, связанного с наличием атомов внедрения. Склонность к деформационному старению стали обусловлена также структурным состоянием, но этот фактор менее изучен.

В связи с этим, представляет интерес исследование природы хладостойкости и механизмов, ответственных за деградацию свойств трубных сталей с различной структурой в процессе деформационного старения.

Часть работы выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках научного проекта № 14-08-0075.

Цель работы. Выявление природы изменения механических свойств и хладостойкости в результате деформационного старения трубных сталей в зависимости от их структурного состояния.

В работе поставлены следующие задачи:

1. Исследование механизмов, обеспечивающих сопротивление разрушению низколегированных трубных сталей с разным типом структуры (ферритно-перлитная и бейнитная).

2. Оценка влияния структуры низколегированных сталей на склонность к деформационному старению и изменение механических свойств, параметров сопротивления хрупкому разрушению при деформационном старении.

3. Исследование природы деформационного старения стали с бейнитным типом структуры.

4. Изучение влияния деформационного старения на комплекс свойств металла труб с высокой деформационной способностью, прокладываемых в зонах активных тектонических разломов (АТР) и используемых для изготовления отводов.

Объект исследования. Промышленный листовой прокат из низколегированных трубных сталей различных классов прочности (К52, К56, К60, К65).

Предмет исследования. Особенности механизмов разрушения и деформационного старения низколегированных трубных сталей различного структурного состояния.

Научная новизна.

1. Установлена связь между хладостойкостью низколегированных трубных сталей и склонностью к релаксации напряжений в локальном

микрообъеме, возникающих в ходе нагружения в упругой области. Повышение неоднородности и снижение дисперсности структуры, а также уменьшение подвижности дислокаций в результате деформационного старения увеличивают склонность низколегированной стали к хрупкому разрушению, что является следствием затруднения протекания релаксационных процессов.

2. Показано, что в отличие от стали с феррито-перлитной структурой, сталь со структурой бейнитного типа в процессе деформационного старения теряет способность к деформационному упрочнению (отношение $\sigma_T/\sigma_B \rightarrow 1$) при степени деформации 2%, что приводит к снижению эксплуатационной надежности.

3. Установлено, что в ходе деформации низколегированной трубной стали со структурой бейнитного типа реализуется процесс превращения остаточного аустенита в мартенсит (локальный TRIP-эффект). С увеличением степени деформации происходит превращение участков остаточного аустенита, в том числе содержащегося в островках М/А-составляющей, до полного его исчезновения при степени деформации 3%. Дальнейший нагрев при температуре 200 °С приводит к распаду мартенситной составляющей с выделением карбидов.

4. Предложен структурный механизм, объясняющий трансформацию вида диаграммы растяжения бейнитной стали после деформационного старения, являющийся следствием двух процессов, одновременно протекающих в структуре на различных масштабных уровнях и имеющих противоположное влияние на сопротивление деформации: повышение предела текучести в результате упрочнения вследствие закрепления дислокаций атомами внедрения и разупрочнение, вызванное исчезновением участков М/А, упрочняющей металл в исходном состоянии, в результате локального TRIP-эффекта при предварительной деформации и распада мартенсита при последующем нагреве.

5. На основании исследования скоростной зависимости предела текучести сталей впервые установлено увеличение прироста предела текучести после деформационного старения, наблюдаемое при скачкообразном изменении скорости нагружения. Показано, что более высокий прирост предела текучести в

результате деформационного старения стали с бейнитной структурой является следствием затруднения термоактивированного скольжения, связанного с увеличением полей искажений кристаллической решетки вокруг атомов внедрения, концентрация которых выше в менее равновесной бейнитной структуре.

Теоретическая и практическая значимость работы.

1. Установлено, что основная доля в суммарной энергоемкости разрушения при пониженных температурах приходится на работу зарождения трещины, поэтому для объективной оценки риска образования протяженных разрушений магистральных трубопроводов важно учитывать интенсивность снижения работы распространения трещины при понижении температуры испытаний, а не суммарной работы разрушения (ударной вязкости).

2. На основании установленной предельно допустимой величины холодной деформации металла труб (не более 5%), гарантирующей величину равномерного удлинения, выданы рекомендации по изготовлению отводов холодного гнутья для труб магистральных газопроводов, предназначенных для эксплуатации в зонах активных тектонических разломов (АТР).

3. Оценка надежности и долговечности эксплуатации трубопроводов является важной задачей для производителей труб. Результаты данного исследования могут служить для диагностики текущего состояния материала, проведения экспертиз, анализа разрушения трубопроводов и других конструкций из малоуглеродистых низколегированных сталей, а также могут стать основой для дальнейших исследований, проводимых в данной области.

Методология и методы исследования. Основой методологии исследования являлся анализ литературных данных, посвященных проблеме разрушения и деформационного старения сталей. Материалом исследования служили низкоуглеродистые низколегированные стали для труб промышленного производства. Решение задач в работе осуществлялось с помощью современных методов исследования стандартных и специальных свойств; прямых (световая и

электронная микроскопия) и физических методов изучения структурного состояния стали.

Основные научные положения, выносимые на защиту:

1. Взаимосвязь между типом структурного состояния, уровнем хладостойкости и склонностью к деформационному старению низколегированных трубных сталей.

2. Определение вклада работы зарождения и распространения трещины в общую энергию разрушения и изменение их соотношения после деформационного старения.

3. Структурный механизм аномальной склонности к деформационному старению низколегированных трубных сталей с бейнитной структурой.

4. Критическая степень пластической деформации, допустимая при изготовлении отводов холодного гнутья.

Степень достоверности результатов исследований подтверждается применением современных методов анализа структуры и свойств изученных материалов. Результаты работы апробированы на международных конференциях и в рецензируемых научных журналах.

Личный вклад автора состоит в обзоре мировой научной литературы, постановке цели, определении задач работы, выборе методов исследований, получении экспериментальных результатов, их обработке, анализе, обобщении и формулировании заключительных положений.

Апробация работы. Материалы диссертации доложены и обсуждены на следующих конференциях:

– II (Москва, 2010 г.) III (Москва, 2011 г.), IV (Москва, 2012 г.), V (Москва, 2014 г.), VI (Москва, 2015 г.), XI (Москва, 2018 г.) научно-технических конференциях молодых специалистов «Перспективы развития металлургических технологий»;

– VI (Москва, 2012 г.), VIII (Москва, 2016 г.), IX (Москва, 2018 г.) Евразийских научно-практических конференциях «Прочность неоднородных структур»;

– VII (Черноголовка, 2012 г.), IX (Черноголовка, 2016 г.), XI (Черноголовка, 2020 г.) Международных конференциях «Фазовые превращения и прочность кристаллов»;

– VI Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 2015 г.);

– XXII (Санкт-Петербург, 2016 г.), XXIII (Санкт-Петербург, 2018 г.) Петербургских чтениях по проблемам прочности;

– Международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии» (Витебск, 2017 г.);

– LI (Харьков, 2011 г.), LII (Уфа, 2012 г.), LIII (Витебск, 2012 г.), LVII (Севастополь, 2016 г.), LVIII (Пермь, 2017 г.), LX (Витебск, 2018 г.), LXII (Минск, 2020 г.) Международных научных конференциях «Актуальные проблемы прочности».

Работа отмечена званием лауреата конкурса «Молодые ученые 2018» на 24-й Международной промышленной выставке «Металл-Экспо» (13–16 ноября 2018 г., Москва).

Публикации. Результаты исследования опубликованы в 37 печатных работах, из которых 9 – в журналах, рекомендованных ВАК.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, 5 глав, общих выводов, списка литературы. Объем диссертационной работы составляет 145 страниц машинописного текста и включает 62 рисунка, 16 таблиц. Перечень литературы состоит из 137 наименований.

Глава 1. Литературный обзор

1.1. Эксплуатационная надежность трубопровода и требования, предъявляемые к металлу труб

Магистральный трубопровод – высоконагруженная конструкция ответственного назначения, обеспечение безопасности и надежности непрерывной работы которой складывается из анализа множества факторов, действующих на этапах ее изготовления и в процессе эксплуатации [1, 2].

Наблюдаемое за последние десятилетия увеличение мощности газопроводов, обеспечиваемое ростом рабочих параметров трубы (диаметра – до 1420 мм, внутреннего давления – с 5,5 до 32 МПа, соответственно, толщины стенок – до 48 мм, веса конструкции) создает значительные внутренние напряжения.

При этом металл труб подвергается различного рода внешним воздействиям, возникающим в процессе трубного передела, сооружения и эксплуатации трубопровода, что может снизить исходный уровень свойств [3–6].

Трубный передел включает формовку листового (рулонного) проката в трубную заготовку, сварку, экспандирование готовой трубы и нанесение антикоррозионного покрытия. Под действием многократной разнонаправленной деформации, нагрева и в зависимости от параметров, схемы формовки (шаговая, прессовая, вальцевая), способа нанесения сварного шва формируется неоднородность напряженно-деформированного состояния по сечению трубы. Характер изменения механических свойств (прежде всего, предела текучести) при этом зависит от структурного состояния, определяющего вид диаграммы растяжения; отношения толщины стенки к диаметру трубы и степени ее экспандирования [1, 2, 7].

В связи с невозможностью прокладки магистральных газопроводов вблизи населенных пунктов, промышленных объектов осваиваются малопригодные для жизни и производственно-хозяйственной деятельности места со специфическими

климатическими условиями, особенностями геологического строения, состава грунта. Трассы трубопроводов могут быть проложены в регионах повышенной опасности: по заболоченным территориям Западной Сибири, труднодоступным районам Крайнего Севера с суровым климатом, в сейсмически активных зонах. Поэтому металл труб наземных газопроводов может испытывать статические, динамические нагрузки, подвергаться воздействию низких температур (до минус 60 °С), коррозии, вызванной контактом внутренней и внешней поверхности трубы с сероводородом, содержащимся в транспортируемых средах, или почве. Наиболее опасным является одновременное воздействие статических нагрузок и коррозии, приводящее к стресскоррозионному растрескиванию. В отличие от сухопутных морские трубопроводы испытывают более высокие внутренние давления (до 25 МПа), прокладываются в тяжелых условиях на большой глубине (до 360 м) под коррозионным воздействием в придонных слоях.

Совокупность вышеперечисленных факторов с увеличением протяженности трубопроводов повышает вероятность возникновения чрезвычайных ситуаций, приводит к увеличению потерь перекачиваемого продукта при разрушениях, времени устранения последствий аварии, простоем сопутствующего оборудования, что может повлечь за собой непоправимый экологический ущерб и крупные экономические убытки. Например, приостановка функционирования газопровода, состоящего из труб диаметром 1420 мм и работающего под давлением 7,5 МПа, в течение суток привела к недодаче потребителю 100 млн. м³ углеводородного сырья [8–11].

Поэтому проблема надежной эксплуатации протяженных трубопроводов остается актуальной, и разработка мероприятий по проектированию, строительству и выбору материала для трубных конструкций должна производиться с учетом комплекса факторов, связанных как с особенностями эксплуатации, так и растущими техническими параметрами трубы, что обуславливает необходимость предъявления повышенных требований, в том числе, к качеству металла труб, определяемого уровнем свойств. Металл труб при необходимом уровне прочности должен иметь достаточную пластичность,

свариваемость, высокую сопротивляемость вязким и хрупким разрушениям в условиях действия низких температур, статических и динамических нагрузок, коррозионной среды [1, 7, 8].

Согласно требованиям, разрабатываемым на основе нормативных документов API Specification 5L, ISO 3183, DNV-OS-F101, регламентируют применение, правила приемки, геометрические характеристики электросварных труб; контролируют технологию производства стали и проката для труб; ограничивают показатели свойств, структуры основного металла, сварного соединения труб; проводят неразрушающий контроль и ремонт труб.

Листовой прокат для труб производится из полностью раскисленной стали, выплавляемой в электропечах или кислородно-конверторным способом. Современные трубные стали характеризуются пониженным содержанием углерода (0,03-0,10%), наличием в химическом составе легирующих (Ni, Mo, Cr, Cu), повышающих устойчивость аустенита при превращении в процессе термомеханической обработки, и микролегирующих элементов, сдерживающих рост зерна аустенита (Ti, Nb), влияющих на фазовые превращения (Nb) и участвующих в дисперсионном упрочнении за счет выделения нанокарбонитридов (Nb, V) [12]. В таблице 1.1 приведены требования к составу для сталей некоторых классов прочности.

Таблица 1.1 – Нормативные требования к химическому составу трубных сталей [13]

Категория прочности		Массовая доля элементов, %, не более											
		C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb + V + Ti	Cu	Ceq	Pcm
K60	X70	0,14	1,90	0,55	0,025	0,009	1	0,5	0,5	≤0,15	0,5	0,43	0,25
K65	X80	0,09	2,00	0,35	0,015	0,004	1	0,5	0,5	≤0,15	0,5	0,43	0,25

В зависимости от пропускной способности, размера (диаметра, толщины стенки) трубы подразделяются на несколько категорий, в соответствии с которыми регламентируют состояние поставки (обработку), уровень свойств (класс прочности) листового/рулонного проката, из которого они изготовлены.

Важными критериями при оценке надежности являются показатели вязкости, определяемые по испытаниям образцов *KCV*, испытаниям падающим грузом (ИПГ) полнотолщинных образцов труб с оценкой доли вязкой составляющей. Минимальная величина ударной вязкости, необходимая для предотвращения протяженных вязких разрушений, рассчитывается, исходя из уровня рабочего давления, кольцевых напряжений в трубе.

В качестве примера в таблице 1.2 приведены требования по стандартным механическим свойствам и параметрам сопротивления разрушению (в поперечном направлении), предъявляемые к трубам большого диаметра (1420 мм), широко используемым для сооружения магистральных газопроводов и работающих под давлением до 10 МПа [14].

Таблица 1.2 – Нормативные значения свойств для металла труб большого диаметра с толщиной стенки менее 32 мм [14]

Категория прочности	Стандартные механические свойства				Показатели сопротивления разрушению	
	Временное сопротивление, σ_B	Предел текучести, σ_T	Отношение σ_T/σ_B	Относительное удлинение, δ	Ударная вязкость, <i>KCV</i> ⁻⁴⁰	ИПГ ⁻²⁰ , доля вязкой составляющей
	МПа		–	%	Дж/см ²	%
K60 (X70)	590-710	≥ 485	≤ 0,90	≥ 20	≥ 154	85
K65 (X80)	640-760	≥ 555	≤ 0,92	≥ 18	≥ 250	

В особых условиях эксплуатации, когда требуется повышенная коррозионная стойкость, хладостойкость или сейсмостойчивость, устанавливаются специальные нормы.

Например, хладостойкие стали должны быть как можно более чистыми по вредным примесям, иметь повышенное содержание легирующих и микролегирующих элементов, в первую очередь никеля, ниобия, обладать мелкозернистой структурой.

К сталям для труб, эксплуатируемых в сероводородсодержащих средах, также предъявляются жесткие требования по содержанию некоторых элементов в составе, в особенности, марганца (≤1,2%), вредных примесей (серы (≤0,002-0,005% в зависимости от группы стойкости), фосфора (≤0,015%)); по степени

загрязненности металла неметаллическими включениями; уровню полосчатости структуры и др.. Определяют показатели коррозионной стойкости: при водородном растрескивании (НІС) коэффициенты чувствительности к растрескиванию (CSR), длины (CLR) и толщины трещины (CTR); при сульфидном растрескивании под напряжением (SSC) – условное пороговое напряжение $\sigma_{пор}$ [15].

Для морских газопроводов в научно-технической документации на трубы большого диаметра с увеличенной толщиной стенки (до 40 мм) вводят требования по проведению испытаний для оценки трещиностойкости – определения величины раскрытия в вершине трещины (СТОД) [13, 16].

В ТУ на трубы категории прочности К60 с высокой деформационной способностью (ВДС), предназначенные для эксплуатации в зонах АТР и использованные при строительстве магистрального газопровода «Сила Сибири», дополнительно включают требования по уровню равномерного удлинения ($\delta_p > 8\%$), сужения ($\psi > 64\%$), ужесточают показатели деформационного упрочнения ($\sigma_T/\sigma_B \leq 0,86$ – в поперечном направлении; $\sigma_T/\sigma_B \leq 0,88$ – в продольном), относительного удлинения ($\delta_5 \geq 22\%$). В комплекс испытаний включены оценка хладостойкости (сериальные испытания образцов KCV, ИПГ), трещиностойкости основного металла ($KCV^{-40} \geq 150$ Дж/см², $СТОД^{-20} \geq 0,40$ мм), сварного соединения ($KCV^{-40} \geq 53$ Дж/см², $СТОД^{-20} \geq 0,20$ мм), и определение механических свойств после имитации нанесения антикоррозионного покрытия и деформационного старения [17, 18].

Таким образом, для исключения преждевременных отказов или повреждений трубопроводов и их конструктивных элементов, приводящих к аварийным ситуациям, руководствуются основным критерием обеспечения эксплуатационной надежности и безопасности – сохранение показателей качества, гарантирующих сопротивление металла разрушению, в том числе при минусовых температурах и сложном напряженном состоянии в условиях непрерывности работы трубопровода в течение заданного срока службы.

1.2. Разрушение материала. Виды и механизмы

Исследования причин возникновения аварийных ситуаций в ходе эксплуатации показывают, что преждевременному разрушению трубопровода предшествует предельное состояние, связанное с зарождением и ростом микротрещин под воздействием напряжений (внутренних кольцевых и внешних), их объединения в одну магистральную трещину. Механизм образования микротрещин в процессе пластической деформации, приводящий к нарушению сплошности материала, реализуется за счет скопления подвижных дислокаций вблизи имеющих в металле препятствий – концентраторов напряжений: крупных неметаллических включений, границ раздела (зерен, субзерен, двойников, фаз), частиц вторых фаз (карбидах, крупных участков М/А), рисунок 1.1.

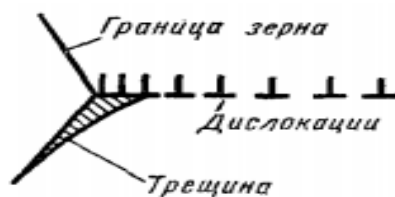


Рисунок 1.1 – Схема образования трещины [19]

Скопление большого количества дислокаций способствует их слиянию, что с последующим приложением нагрузки приводит к возникновению микротрещины. Существует несколько *дислокационных теорий*, объясняющих явление разрушения, как следствие пластической деформации, рисунок 1.2.

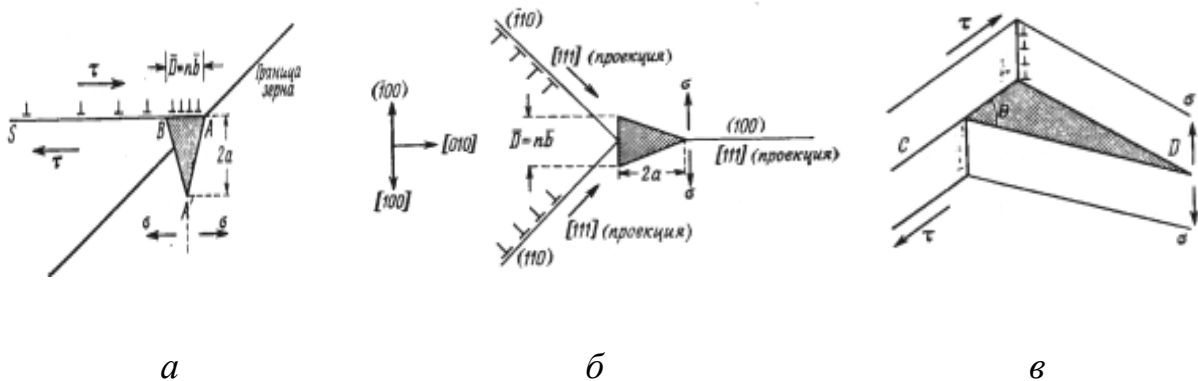


Рисунок 1.2 – Дислокационные теории зарождения трещины
 а - модель Зинера; б – модель Коттрелла для ОЦК-решетки; в - модель Гилмена и Стро

На рисунке 1.2, *a* схематически представлена модель Зинера. Движение краевых дислокаций по плоскости скольжения ограничивается границами зерна А с образованием скоплений, вследствие чего в вершине плоскости возрастает уровень напряжений сдвига. Дислокации n с вектором Бюргера b создают клин с основанием $D=nb$ (АВ), вызывающий высокий уровень растягивающих напряжений в плоскости скола АА', приводящий в случае превышения сил межатомного взаимодействия к образованию трещины скола [20].

Модель Коттрелла (рисунок 1.2, *б*) подходит для монокристаллов с ОЦК-кристаллической решеткой в условиях отсутствия дефектов, границ зерен, частиц второй фазы. Дислокации при скольжении по пересекающимся системам $\{110\}$ $\langle 111 \rangle$ взаимодействуют, образуя дислокацию с вектором Бюргера, лежащем в плоскости (001). Появление свежих дислокаций по тем же плоскостям приведет к возникновению трещины, росту которой будет способствовать воздействие растягивающей нагрузки, перпендикулярной плоскости (001) [21].

Гилменом и Стро предложен механизм для металлов с ГПУ-решеткой, где скольжение и последующий скол реализуются в плоскости базиса, рисунок 1.2, *в* [21, 22]. Скольжение по плоскости С при условии расположенной нормально к плоскости базиса малоугловой границы приводит к образованию трещины в плоскости D.

По экспериментальным данным известно, что образование трещины возможно при достижении плотности дислокаций $10^{10}-10^{13}$ см⁻², при этом длина зародыша микротрещины составляет $\sim 10^{-4}$ мм [23, 24].

Характер распространения трещины зависит от типа структуры материала, размеров и взаимного расположения структурных составляющих. В зависимости от схемы развития трещины в структуре различают транскристаллитное и интеркристаллитное разрушение, рисунок 1.3.

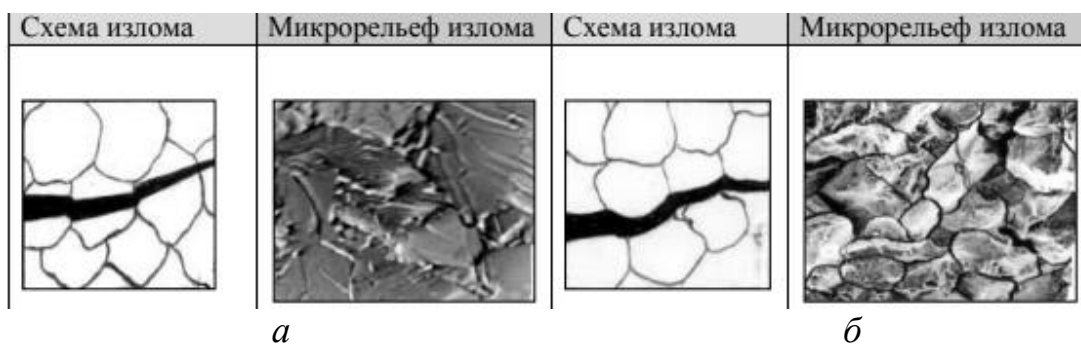


Рисунок 1.3 – Механизмы разрушения [25]

a – транскристаллитный; *б* – интеркристаллитный

Транскристаллитное разрушение характеризуется тем, что распространение трещины идет по телу зерна – может встречаться как при вязком, так и при хрупком типах разрушения с образованием вязкого чашечного или хрупкого рудьистого излома. Интеркристаллитное (межзеренное) относится только к хрупкому механизму разрушения и происходит в результате выделения по границам зерен частиц хрупкой фазы или сегрегаций примесей [26].

Вязким является разрушение, возникающее в результате среза под действием касательных напряжений; для хрупкого разрушения характерен отрыв или скол, наблюдаемый при воздействии нормальных (растягивающих) напряжений.

Процесс вязкого разрушения связан со значительной пластической деформацией у вершины трещины и характеризуется большой энергоемкостью как на стадии зарождения, так и на стадии распространения трещины. Вид разрушения можно оценить по поверхности излома: при небольшом увеличении видно, что поверхность вязкого излома матовая, можно наблюдать признаки пластической деформации: участки волокнистого разрушения и утяжку в зоне боковых скосов ударного образца; при высоком увеличении в рельефе поверхности разрушения обнаруживаются «чашки» (ямки), образованные в результате слияния микропор. Зарождение микропоры происходит на несовершенствах структуры (например, трещины) или поверхности раздела между матрицей и частицами, являющимися дисперсными выделениями фаз или неметаллическими включениями. Трехосное напряженное состояние провоцирует

рост, расширение и объединение микропор перед вершиной трещины, трансформирующихся при разрушении в полусферические полости – ямки, форма и глубина которых соответствуют типу нагружения (растяжение, кручение, сдвиг), рисунок 1.4 [27].

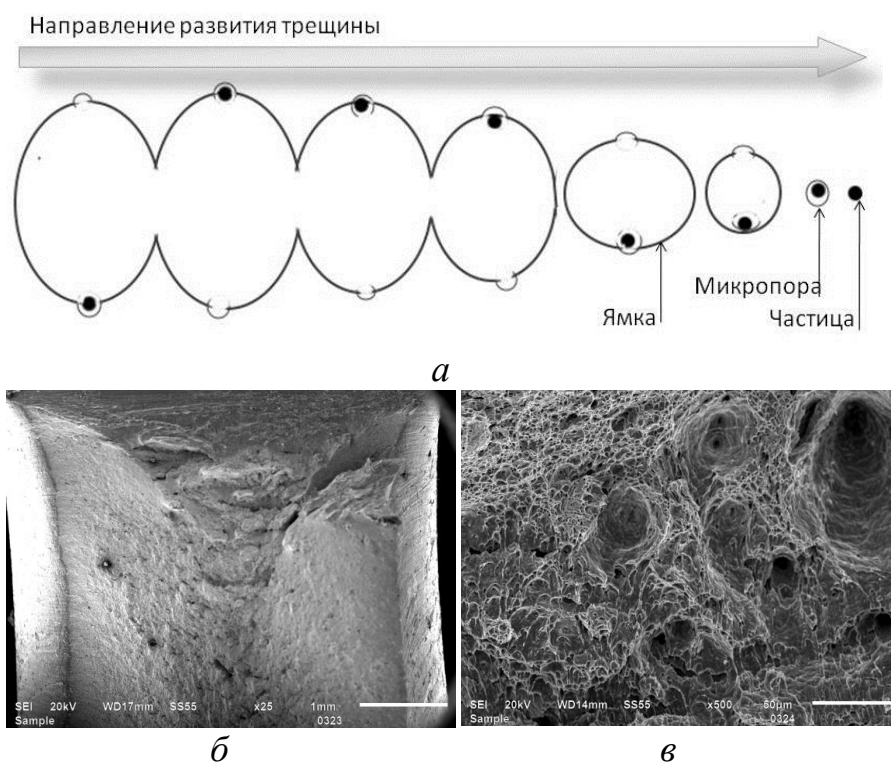


Рисунок 1.4 – Вязкое разрушение стали

а – механизм зарождения и роста трещины [28];

б, в – вид поверхности излома образца *KCV* при увеличениях $\times 25$, $\times 500$, СЭМ

Постепенное увеличение числа и размеров локальных очагов разрушения (микроповреждений, пор), их последующее слияние ведет в месте их интенсивного накопления к формированию шейки и последующему разрушению материала.

В отличие от вязкого при хрупком механизме разрушения наблюдается мгновенное неуправляемое распространение магистральной трещины через все сечение изделий или элементов конструкций.

Гриффицс впервые установил возникновение хрупкого разрушения при напряжениях, существенно меньших, чем номинальные, соответствующие

теоретической прочности [29–31]. Однако, согласно Оровану, бездеформационное разрушение в локализованной зоне реализуется только при достижении в вершине трещины теоретической прочности, зависящей от изменения поверхностной энергии [32–33]:

$$\sigma_{\text{теор}} = \sqrt{\frac{E\gamma}{a}}, \quad (1.1)$$

где E – модуль Юнга; γ – поверхностная энергия, связанная с образованием двух поверхностей при разрушении; a – межатомное расстояние.

По Инглису напряжение в устье трещины σ^* определяется выражением:

$$\sigma^* = \sigma_{\text{н}} + 2\sigma_{\text{н}}\sqrt{\frac{l}{r}}, \quad (1.2)$$

где $\sigma_{\text{н}}$ – номинальное напряжение, $\sqrt{\frac{l}{r}}$ – геометрический параметр трещины (l – глубина трещины, r – радиус в вершине трещины) [34].

Существует несколько разновидностей хрупкого разрушения материалов: межзеренное разрушение, возникающее при наличии в стали вредных примесей; замедленное разрушение, в том числе вызванное взаимодействием металла с коррозионной средой, водородом, и явление, наиболее характерное для сталей с ОЦК-решеткой – хладноломкость. При этом, что все указанные виды имеют хрупкую природу разрушения, методы определения склонности к разрушению различны. Хладостойкость и склонность к межзеренному разрушению определяются по испытаниям, проведенным при низких температурах и ударных скоростях нагружения. Склонность к замедленному разрушению закаленного мартенсита, наоборот, проявляется при температурах, близких к комнатным, и низких скоростях деформации [35].

Адсорбционное насыщение границ зерен вредными примесями (зернограничная сегрегация) может возникать в процессе рекристаллизации, фазового превращения (неравновесная сегрегация) или быть термодинамически обратимой, когда при достижении минимума свободной энергии между веществом в теле зерна и в зернограничном слое устанавливается термодинамическое равновесие – равновесная сегрегация, которая может быть

причиной красноломкости, отпускной хрупкости, водородной хрупкости, замедленного разрушения. Содержание примесных элементов на границах зерен может в 3000 (фосфор) и 700 (сера) раз превышать их объемную концентрацию в стали [36].

Одними из причин возникновения межзеренного разрушения помимо образования зернограницных сегрегаций является концентрация напряжений в зернограницном слое и тип структуры, определяющий напряженное состояние.

Замедленное (задержанное) разрушение развивается с течением времени в результате постепенного накопления повреждений под действием статической нагрузки. Высокой склонностью к такому типу разрушения обладают закаленные стали с мартенситной структурой. Образование трещин наблюдается вдоль границ бывших аустенитных зерен, которые ослаблены ударными воздействиями растущих с огромной скоростью мартенситных кристаллов при их столкновении с границами зерен. Отпуск несколько снижает склонность мартенсита к разрушению за счет снижения дефектности структуры посредством протекания релаксационных процессов. Замедленные разрушения могут протекать по водородному механизму и вследствие деформационного старения [37].

Наибольший интерес представляет изучение явления хладноломкости низколегированных сталей в связи с высокой опасностью, которую представляют молниеносные хрупкие разрушения конструкций (со скоростью, сопоставимой со скоростью звука), приводящие к аварийным ситуациям.

1.3. Хладостойкость стали и факторы, влияющие на сопротивление хрупкому разрушению

Как показали многочисленные исследования, возникновение хрупких разрушений стальных конструкций наиболее характерно для районов Сибири, Крайнего Севера и в большинстве случаев связано с низкой хладостойкостью металла. Увеличение объемов потребления газа (рабочего давления в трубе), воздействие пониженных температур обуславливают наибольшее число аварий в

осенне-зимний период, на который приходится до 40% разрушений. Поэтому помимо соответствия требованиям по уровню прочности, сталь для труб должна обладать достаточным уровнем хладостойкости [38–44].

При анализе разрушений сложных конструкций обнаружено, что существует критическая температура, при которой резко снижается уровень ударной вязкости (в 2-10 раз). Согласно классическим представлениям, сформулированным А.Ф. Иоффе, при снижении температуры испытаний предел текучести превышает сопротивление отрыву (являющееся постоянной величиной и определяемое силами межатомного взаимодействия) при некоторой пороговой температуре, ниже которой происходит хрупкое разрушение. В условиях низких температур затруднено движение дислокаций, что приводит к их скоплению у препятствий, зарождению и быстрому развитию хрупких трещин, и разрушение становится возможным при нагрузках ниже расчетных [45–47].

Наиболее подвержены хрупкому разрушению металлы с ОЦК-кристаллической решеткой, что связано с наличием в них малорастворимых атомов внедрения – вязко-хрупкий переход наблюдается уже при 10^{-4} ат. % углерода в α -железе.

Несмотря на различие вышеописанных механизмов, в одном и том же материале разрушение может происходить как по хрупкому, так и по вязкому или смешанному типу в зависимости от условий нагружения. Также результаты фрактографических исследований показывают, что не существует стопроцентного вязкого или хрупкого разрушения. Пока в острие трещины не достигнуто напряжения, соответствующего теоретической прочности, ее распространение идет по дислокационному механизму – за счет пластической деформации участков металла, опережающих растущую трещину. При достижении критической длины трещины ее последующий рост осуществляется за счет разрыва межатомных связей, после чего происходит релаксация напряжений по обеим сторонам от возникшей хрупкой трещины [31].

Реальные случаи разрушения трубных сталей указывают на то, что зарождение и рост докритической трещины идет по хрупкому механизму

(например, коррозионно-усталостному), а распространение магистральной трещины – по вязкому механизму [48–50].

Низкоуглеродистые низколегированные стали при определенных условиях склонны к хрупким разрушениям, опасность которых состоит в мгновенном образовании и развитии трещины при напряжениях ниже предела текучести (при отсутствии пластической деформации) и усиливается при снижении температуры эксплуатации, увеличении скорости приложения нагрузки, многоциклового усталости, наличии концентраторов напряжений, протекании деформационного старения. В процессе эксплуатации под действием многоцикловых колебаний внутреннего давления трубопровода, напряжений, вызванных скачками температур, происходит накопление повреждений (вакансий, дислокаций и др.), со временем образующих зародыш микротрещины, которая при достижении критического размера приводит к лавинообразному распространению трещины. Поэтому выбор материала для конструкции должен производиться с учетом воздействия нагрузок разного типа [37, 44].

Склонность к хрупкому разрушению зависит от влияния множества внешних и внутренних факторов. В работах Н.Н. Давиденкова и других исследователей показано, что охрупчиванию металла способствует не только воздействие низких температур эксплуатации, но и наличие совокупности факторов, определяющих напряженное состояние детали: ее размеров, состояния поверхности, наличия концентраторов напряжений (дефекты, острота/глубина надреза), параметров нагружения (скорости) и др. [38, 51, 52].

Масштабный фактор

С увеличением размера образца/детали снижается сопротивление хрупкому разрушению материала, которое зависит от прочности «слабых» мест (дефектов), а в большем объеме образца наиболее вероятно встретить значительный дефект, вызывающий охрупчивание [38, 47, 52]. Влияние масштабного фактора проявляется при оценке хладостойкости трубных сталей, определяемой по излому образцов после испытаний падающим грузом (ИПГ): чем больше толщина стенки трубы, тем больше величина ΔT_{85} , соответствующая 85% вязкой составляющей в

площади излома образцов ИПГ (DWTT), гарантирующая вязкое разрушение трубопровода. Даже при оптимальном химическом составе и термомеханической обработке температура полностью вязкого излома на образцах ИПГ с увеличением толщины стенки до 40 мм повышается до минус 10 °С по сравнению с прокатом толщиной 10 мм, где критическая температура составляет минус 100 °С [53].

В исследовании Витмана Ф.Ф. установлено влияние *скорости нагружения* v на порог хладноломкости стали $T_{кр}$, выраженное в виде зависимости $v = Ae^{\frac{-B}{T_{кр}}}$ [B1], что подтверждается в его последующей работе [B2], где оценивалась хладноломкость сталей с разным содержанием углерода, подверженных отжигу и нормализации. Были испытаны образцы Менаже на изгиб с разной скоростью деформирования ($6,2 \times 10^{-4}$; $4,2 \times 10^{-3}$; 8,3 и 83,3 м/с) при температурах испытания от -183 °С до $+100$ °С. Из приведенного графика на рисунке 1.5 видно, что между скоростью деформации и обратной величиной критической температуры хрупкости, представленной в логарифмической системе координат, наблюдается прямая зависимость [38].

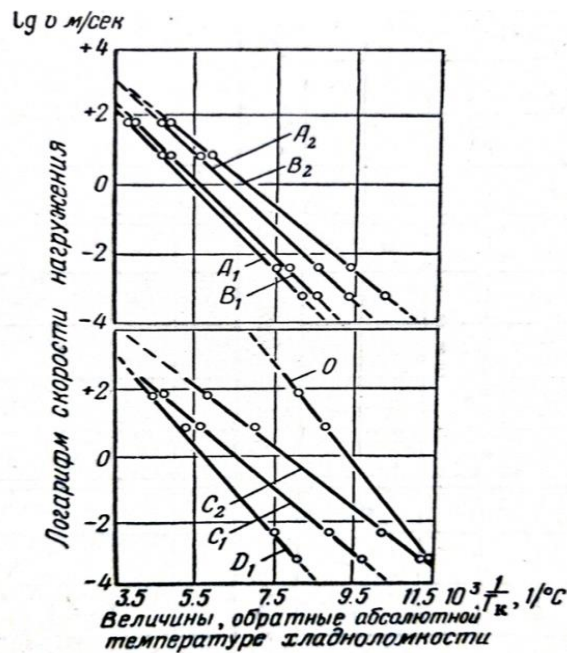


Рисунок 1.5 – Зависимость между скоростью деформации и температурой хладноломкости углеродистых сталей (А–0,17%С, В–0,22%С, С–0,36%С, D–0,49%С) с разной обработкой (1 – отжиг, 2 – нормализация)

Помимо внешних факторов (условий деформационного воздействия при изготовлении и эксплуатации конструкций) ключевым фактором, определяющим вероятность охрупчивания стали, является ее *структура*, полученная в результате подбора химического состава и режимов термомеханической обработки.

В середине прошлого века для производства труб широкое применение нашли горячекатаные стали, прочность которых достигалась за счет высокого содержания углерода и марганца, что в то же время отрицательно сказывалось на хладостойкости.

Микродобавки кремния в количестве до 1% способствовали измельчению зерна феррита до номера 3-4, в результате чего снижался порог хладноломкости. При дальнейшем увеличении содержания кремния наблюдался рост зерна феррита и, соответственно, повышение критической температуры хрупкости. Многочисленные исследования трубных сталей показали, что оптимальным содержанием кремния в стали является 0,15-0,35%. Ниже указанного интервала происходит недостаточное раскисление стали, выше – ухудшение вязкости.

Тенденция перехода к более прочным низколегированным трубным сталям потребовала поиска альтернативных путей повышения прочностных свойств, поскольку повышенное содержание таких легирующих элементов, как углерод, марганец, кремний имеет негативное влияние на свариваемость и хладостойкость. Поэтому наиболее эффективным способом для одновременного повышения прочности и вязкости является твердорастворное, дислокационное, дисперсионное упрочнение и измельчение зерна.

Для повышения сопротивления трубной стали хрупкому разрушению оптимальной технологией является контролируемая прокатка совместно с использованием легирования никелем и кобальтом, препятствующим взаимодействию атомов внедрения дислокациями, что облегчает их подвижность; микролегирования ниобием, титаном и ванадием – элементами, задерживающими рекристаллизацию и усиливающими эффект повышения дисперсности структуры [53–56.].

На рисунке 1.6 показано влияние содержания углерода, ниобия в составе стали и способа охлаждения после прокатки на изменение ее предела текучести и порога хладноломкости. Видно, что добавка ниобия и применение ускоренного охлаждения оказывает благоприятное влияние на свойства стали при снижении содержания углерода.

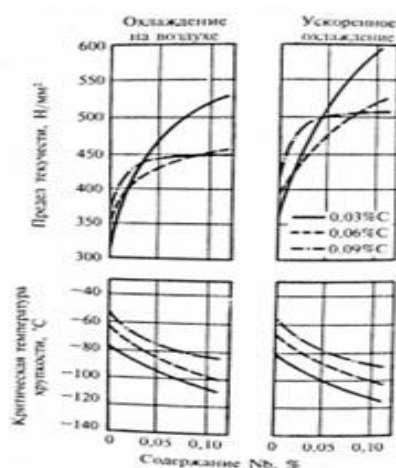


Рисунок 1.6 – Влияние концентрации углерода, ниобия на величину предела текучести и порога хладноломкости [55]

В результате применения ускоренного охлаждения также наблюдается снижение критической температуры хрупкости по сравнению с охлаждением на воздухе как для стали с ниобием, так и без него в среднем, на 15-30 °C в зависимости от температуры окончания прокатки. Наибольшей хладостойкостью (T_{50} ниже минус 110 °C) обладает микролегированная сталь после прокатки с окончанием деформации при температуре ~ 720 °C независимо от условий охлаждения.

Влияние структурного состояния на склонность к хладноломкости стали проявляется в способности к ограничению роста трещины. Структурное состояние определяет уровень локальных напряжений, условия их образования на разных этапах разрушения; степень мобильности дислокаций (особенно при низких температурах), от которой зависит вероятность протекания релаксационных процессов, поэтому важное значение имеет тип структурных составляющих, их соотношение, дисперсность, текстура: крупный размер зерна и высокая степень неоднородности структуры являются причиной повышенной

склонности стали к хрупкому разрушению [57, 58]. Также в материале с более однородной и дисперсной структурой снижается зависимость хрупкой прочности от масштабного фактора. По соотношению требуемой прочности и сопротивления хрупкому разрушению оптимальной структурой по сравнению с перлитом считается низкоуглеродистый верхний бейнит и бейнитный феррит [7]. Наиболее благоприятными типами структуры для низколегированных трубных сталей являются квазиполигональный и игольчатый феррит; речный бейнитный феррит может снизить хладостойкость в связи невозможностью торможения микротрещин из-за наличия большой доли малоугловых границ в такой структуре (угол разориентировки $<15^\circ$) [59, 60].

Повышение порога хладноломкости вызывают вредные примеси (S, P, N, O, Sn, Sb, P, As и др.). Сегрегация *примесных атомов* по границам бывших аустенитных зерен может вызвать межзеренное разрушение, поэтому современные стали должны быть чистыми по этим элементам [41, 46].

Хладостойкость также зависит от уровня загрязненности стали *неметаллическими включениями*, вокруг которых имеет место повышение плотности дислокаций и искажений кристаллической решетки, и при деформационном воздействии вокруг них возникают остаточные напряжения, в 3-10 раз превышающие приложенные, что может приводить к нарушениям сплошности металла. Кроме того, неметаллические включения служат благоприятным местом для адсорбции водорода и развитию локальной водородной хрупкости металла, вызванной молекулярным водородом в порах [123].

Остаточные напряжения, возникающие в металле в процессе сварки, сборки конструкции, способны при низком уровне сонаправленной внешней нагрузки привести к хрупким разрушениям, особенно при пониженных температурах эксплуатации и наличии концентраторов напряжений. Важную роль играет ориентация остаточных напряжений относительно концентратора напряжений: растягивающие остаточные напряжения, ориентированные в продольном относительно оси надреза направлении и перпендикулярно внешней

нагрузке, приводят к повышению температуры вязко-хрупкого перехода; сжимающие – ее снижению [61]. С увеличением остроты надреза («жесткости» концентратора напряжений) возникает предельное напряженное состояние, соответствующее температуре хрупкости [62, 63].

1.4. Явление деформационного старения железа и стали

При трубном переделе и/или в процессе эксплуатации под воздействием разного рода нагрузок может произойти деградация свойств металла труб, в особенности характеристик сопротивления разрушения, что снижает эксплуатационную надежность трубопровода. Одной из причин такого изменения комплекса свойств является протекание деформационного старения, связанного с взаимодействием примесных атомов внедрения (углерода и азота) с дислокациями, возможным в результате приложения холодной пластической деформации и последующей выдержки при комнатных или повышенных температурах. С течением времени повышается сопротивление движению свежих дислокаций, что приводит к появлению в металле остаточных микронапряжений, следствиями которого являются эффекты упрочнения и охрупчивания. В результате возрастают прочностные характеристики, и снижается пластичность [134–136].

1.4.1. Анализ механизмов деформационного старения стали

По Коттреллу в основе механизма деформационного старения лежит миграция атомов внедрения к дислокациям с образованием скоплений (атмосфер), препятствующих движению дислокаций. В последующих работах (Харпера, Наккена, Геллера, Вильсона, Рассела, Бэрда и др.) определены энергии активации деформационного старения, выдвинуты представления о многостадийности процесса и т.п. Однако только в начале 60-х годов советскими учеными (Р. И. Энтин, В.И. Саррак и др.) с помощью метода амплитуднозависимого внутреннего

трения экспериментально подтверждено, что явление деформационного старения заключается во взаимодействии примесных атомов внедрения с дислокациями, что резко уменьшает их подвижность, и данный процесс проходит в несколько стадий.

Развитию деформационного старения под действием пластической деформации способствует повышенная концентрация атомов внедрения в стали – свыше $10^{-4}\%$. Взаимодействие примесных атомов с дислокациями, с одной стороны, оказывает влияние на кинетику фазовых превращений в твердых растворах, с другой, приводит к закреплению таких дефектов и их скоплений, вследствие чего происходит изменение механических свойств стали.

В металлах с объемноцентрированной кубической решеткой наблюдается падение напряжений вокруг дислокации за счет атомов внедрения, расположенных в области искажений вблизи дислокаций, что приводит к снижению энергии упругой деформации всего кристалла. В связи с этим, имеется стимул для повышения концентрации атомов внедрения около дислокаций – образования «облаков Коттрелла». Взаимодействие поля напряжений атома внедрения с полем напряжений расположенной около него дислокации в процессе деформации блокирует ее, и дальнейшее перемещение требует дополнительного напряжения, связанного с необходимостью «оторвать» ее от «атмосферы» атомов внедрения. В результате чего должен увеличиться предел текучести, однако сопротивление движению свободных дислокаций, образовавшихся при деформации за площадкой текучести, не должно изменяться при старении. Таким образом, изложенные представления не объясняют увеличения сопротивления движению дислокаций и понижения пластических свойств при статических испытаниях, наблюдаемых на той стадии старения, когда выделения еще не обнаруживаются структурными методами [64].

Деформационное старение - многостадийный процесс. Возможны следующие этапы деформационного старения.

Начальная стадия деформационного старения связана с направленной диффузией атомов внедрения из твердого раствора к дислокациям с образованием

«облаков» Коттрелла, плотность которых условно составляет один-два атома на атомную плоскость, перпендикулярную оси дислокации. Результатом такого взаимодействия является рост величин зуба и площадки текучести на диаграмме деформации [65]. Снижение концентрации атомов внедрения в твердом растворе при старении зафиксировано на основании уменьшения высоты пика внутреннего трения при 40 °С (пика Снука, отражающего наличие свободных атомов внедрения в поле напряжений).

На второй стадии плотность атмосфер увеличивается до 50-90 атомов на атомную плоскость, что превышает максимальное содержание примесей в «облаках» Коттрелла, и происходит образование сегрегаций (неустойчивых выделений или предвыделений), появление которых связано с возвратом после старения [66, 67]. Данные процессы отражаются на виде диаграммы растяжения: наблюдается рост предела текучести при неизменной длине площадки текучести [68].

Дальнейшее развитие деформационного старения приводит к образованию на дислокациях стабильных мелкодисперсных выделений второй фазы, при этом наблюдается неравномерное распределение напряжений в структуре: появляются локальные пики напряжений вблизи выделений, что может вызвать уменьшение высоты зуба текучести и сокращение площадки текучести [69].

На каждой из стадий под действием деформации происходит определенное изменение механических свойств стали вследствие неравномерного распределения дислокаций и участков блокирования дислокационных линий, и предполагает наличие процесса их разблокирования от примесных атомов. Увеличение числа точек закрепления дислокаций атомами внедрения приводит к формированию неоднородной дислокационной структуры: блокировка различных типов дислокаций и различных участков дислокационной линии по отношению к узлам дислокационной сетки происходит неравномерно. Переход к последующей стадии сопровождается ростом упрочнения, в том числе увеличением сопротивления большим деформациям и степени охрупчивания [64, 68, 70–72].

1.4.2. Влияние деформационного старения на свойства сталей

Эффект деформационного старения можно оценить по изменению физических свойств железа: при старении, в связи с сегрегацией атомов у дислокаций, наблюдаются повышение напряженности магнитного поля, снижение электрического сопротивления и термоэлектродвижущей силы [73].

Выдержка деформированной стали при комнатной и повышенной температурах отражается на уровне ее механических свойств. Критерием протекания деформационного старения в стали является изменение структурочувствительного параметра – предела текучести, величина которого связана с размером зерна известным соотношением Холла-Петча и также зависит от вклада предела макроупругости, вклада перлитной составляющей, содержит компоненты, отражающие вклад упрочнения твердого раствора феррита растворенными легирующими элементами, дисперсными частицами карбонитридов, за счет увеличения плотности дислокаций, зернограницного упрочнения [71, 74].

Предел макроупругости (σ_0) определяется степенью пересыщения стали углеродом и снижается в результате его выхода с течением времени из ОЦК-решетки. При этом углерод, переходя на границы зерен феррита, способствует увеличению их прочности. Т.е. старение существенно влияет на предел макроупругости, что изменяет условия обеспечения длительной прочности металла [71].

В процессе деформационного старения трансформируется вид кривой «напряжение-деформация», повышаются прочностные характеристики, появляется площадка текучести и постепенно увеличивается ее длина. При последующей выдержке рост площадки текучести замедляется с образованием зуба текучести. Также на начальных стадиях деформационного старения стали снижаются показатели пластичности (относительное удлинение, относительное сужение, равномерное удлинение), работы разрушения – площади под кривой растяжения, что обусловлено неоднородным закреплением дислокаций

вследствие их различной плотности, взаимодействия и предполагает наличие процесса разблокирования дислокаций от примесных атомов. Последующее увеличение предела текучести определяется уровнем предела макроупругости, ограничение роста которого связано, вероятно, с процессом перестаривания [70].

Явление деформационного старения создает опасность увеличения склонности стали к хрупкому разрушению, что проявляется в повышении температуры вязко-хрупкого перехода, снижении трещиностойкости.

1.4.3. Факторы, влияющие на изменение свойств низкоуглеродистой стали при деформационном старении

Деформационное старение в низколегированных трубных сталях может протекать под действием деформации, внесенной при технологических операциях либо во время эксплуатации. Поэтому вероятность развития деформационного старения связана с действием множества факторов, определяющим из которых является структурное состояние стали, формирующееся под влиянием выбранного легирования, оказывающего влияние на кинетику превращений в процессе нагрева/охлаждения, и режимов деформации при контролируемой прокатке. Проявление эффекта деформационного старения в структуре зависит от ее типа, размера, соотношения и распределения структурных элементов, величины внутренних микронапряжений, плотности дислокаций, степени пересыщения твердого раствора углеродом; уровня загрязненности стали неметаллическими включениями; наличия выделения наночастиц карбидов, нитридов, карбонитридов Nb, Ti, V (в аустените, феррите) – внутренних факторов, определяющих характер распределения дислокаций при деформации, и внешних факторов, задаваемых условиями эксплуатации: воздействие температур, статических и динамических нагрузок.

Внутренние факторы

Влияние химического состава низкоуглеродистой стали на склонность к деформационному старению

Интенсивность протекания деформационного старения низколегированной конструкционной стали в первую очередь зависит от содержания в ней атомов внедрения (углерод, азот, кислород, водород), имеющих достаточную растворимость в α -железе, диффузионную подвижность при температурах 20-300 °С и повышенную энергию связи с дислокациями, что наиболее характерно для азота и углерода.

Ввиду равновесной растворимости углерода при 200 °С, наиболее интенсивно деформационное старение стали протекает при этой температуре. Углерод в твердом растворе железа может располагаться на дефектах кристаллического строения: дислокациях, межфазных, внутрифазных границах [75, 76]. Углерод и азот со сходными размерами атомов создают одинаковый уровень упругих искажений кристаллической решетки, что наблюдается, в основном, в феррите; в γ -решетке азот наиболее эффективно блокирует дислокации, поскольку помимо упругого взаимодействия атомов внедрения с дислокациями существует химическое, заключающееся в формировании атмосфер Сузуки на дефектах структуры. И азот, обладая наиболее высокой растворимостью, главным образом, в аустените, в феррите в области низких температур и большей силой связи атомов с дислокациями, по сравнению с углеродом, является непосредственной причиной деформационного старения сталей. Азот способствует деформационному упрочнению, влияя на прочность твердого раствора и концентрируясь на дефектах, границах зерен; повышает восприимчивость стали к деформационному старению с увеличением степени деформации, когда с ростом плотности дислокаций, вокруг них возрастает концентрация растворенных атомов азота [77, 78]. В процессе старения выделение нитридов происходит в первую очередь на дислокациях и субграницах, при повышенном содержании азота в стали частицы могут формироваться и на вакансиях, число которых увеличивается в присутствии примесных атомов. Время возникновения скоплений атмосфер растворенных атомов азота вблизи свежих дислокаций зависит от скорости диффузии атомов и уменьшается с повышением плотности дислокаций, содержания азота в твердом растворе и температуры. В

низкоуглеродистой стали с содержанием азота 0,002–0,010% с повышением температуры до 150–300 °С увеличиваются степень пересыщения и подвижность атомов азота, поэтому в связи с повышенной равновесной растворимостью при этих температурах начинается его выделение из твердого раствора α -железа, что подтверждается результатами измерений внутреннего трения [79].

Подвижные атомы водорода при температурах выше комнатной не способны блокировать движение дислокации при деформации [80]. Однако в процессе длительной эксплуатации трубопроводов отмечается значительное превышение исходного содержания водорода, наводороживание, приводящее к стресскоррозионным разрушениям за счет анодного растворения металла в вершине трещины и локального выделения карбогидридных наносегрегаций по границам зерен феррита [81].

Диффузионная подвижность и растворимость кислорода в α -железе относительно малы, однако в некоторых работах показано, что в определенных условиях кислород может вызывать деформационное старение. В 1925 г. Виммером установлено, что увеличение содержания кислорода с 0,030 до 0,060% при деформационном старении (деформация 20% с последующим нагревом при 200 °С в течение 2 ч) приводит к падению ударной вязкости с 3 до 2 Мдж/м² [70].

Такие химические элементы как марганец, кремний, алюминий, хром, ванадий, ниобий, титан, бор, молибден, фосфор косвенно воздействуют на процесс деформационного старения с усилением или ослаблением его эффекта, действуя на структурное состояние стали, а сера практически не влияет на склонность к деформационному старению [70].

Марганец, контактируя с углеродом и азотом в твердом растворе, полностью не подавляет, но сдерживает развитие деформационного старения, как и фосфор, только при взаимодействии с азотом. Фосфор снижает склонность к деформационному старению низкоуглеродистой стали при взаимодействии с углеродом в твердом растворе, вытесняя его из дислокационных областей и уменьшая электрическое взаимодействие между положительными ионами углерода и дислокациями [79].

Стромейер впервые связал склонность к деформационному старению низкоуглеродистой стали с наличием в ней азота и фосфора, при этом азот в 5-10 раз активнее фосфора. Кньюпель и Мауэр показали, что процесс деформационного старения стали зависит только от ее химического состава в независимости от способа выплавки. Установлено, что основными элементами, способствующими снижению ударной вязкости при деформационном старении нормализованной стали, являются кислород, фосфор, азот, с удельным вкладом, соответственно, 0,75:1:3,3. Показано, что с увеличением скорости охлаждения снижается влияние кислорода на склонность к старению [82].

Большинство авторов утверждают, что влияние кислорода, фосфора, азота на степень охрупчивания при деформационном старении важно учитывать, принимая во внимание содержание марганца, углерода в стали, например, при определенном соотношения Mn:C марганец сохраняет вязкость при деформационном старении, поэтому изменение концентрации углерода в низкоуглеродистой стали при неизменном содержании марганца будет влиять на склонность стали к деформационному старению. Увеличение содержания углерода усиливает неблагоприятное влияние азота и фосфора на охрупчивание при деформационном старении [83]. Если в бессемеровской стали содержится не более 0,015% C, то повышение содержания азота до 0,15% и фосфора до 0,11% не приводит к существенному падению вязкости при деформационном старении [70]. Однако содержание марганца должно быть не ниже 0,2% либо необходимо использовать ускоренное охлаждение после прокатки.

Фосфор и кислород могут косвенно воздействовать на охрупчивание стали в результате деформационного старения – кислород ускоряет диффузию азота [84, 85].

Концентрация атомов внедрения на дислокациях меняется в зависимости от присутствия в химическом составе стали сильных *карбонитридообразующих элементов*, формирующих прочные соединения карбидов, нитридов с энергией связи, превышающей энергию связи атомов с дислокациями; их взаимодействия с атомами легирующих элементов в твердом растворе и изменения сил

межатомного взаимодействия в матрице, в результате чего меняется равновесное соотношение между концентрацией атомов на дислокациях и в твердом растворе; температуры конденсации, влияющей на характер распределения атомов у дислокации; скорости деформационного упрочнения и интенсивности поперечного скольжения, формирующих дислокационную структуру [68, 70]. В связи с этим, добавление в сталь таких элементов, связывающих углерод и азот в стабильные карбонитриды, подавляет развитие деформационного старения. Эффективность (сродство к углероду, азоту) микролегирующих элементов возрастает в следующем порядке: хром, ванадий, ниобий, титан.

Низколегированные феррито-перлитные стали с содержанием азота 0,012–0,022% при микролегировании ванадием в количестве 0,10% не проявляют склонности к деформационному старению, что выражается в сохранении исходного уровня ударной вязкости после старения. При этом данный металл под действием холодной деформации наиболее склонен к упрочнению в сравнении со сталью, микролегированной ниобием [86, 87].

Добавки алюминия, кремния, бора могут существенно снизить склонность к старению. Алюминий помимо своей раскислительной способности обладает также высоким сродством к азоту, приводящим к образованию нитридов. При совместном действии алюминия, кремния и применении соответствующей термической обработки, заключающейся в медленном охлаждении или выдержке в определенном интервале температур происходит наиболее полное выделение изоморфных нитридов алюминия и кремния, что позволяет эффективно предотвратить деформационное старение [70]. Преимуществом бора, вводимого в сталь в количестве до 0,007–0,020%, является снижение склонности к деформационному старению даже после обычного отжига за счет связывания азота в нитриды, но его повышенное содержание (>0,025%), наоборот, может привести к развитию деформационного старения [79, 88].

Молибден обладает способностью к образованию карбидов, поэтому при отсутствии элементов, связывающих азот, его влияние на деформационное старение незаметно [79].

Различные легирующие добавки влияют на склонность к деформационному старению не только за счет связывания атомов азота и углерода в стабильные выделения. Методом внутреннего трения для азота было показано, что в твердом растворе происходит взаимодействие между ним и алюминием, ванадием, хромом, молибденом, хотя не выяснен точный механизм этого взаимодействия [79]. По-видимому, такой механизм существует и для титана с азотом и углеродом, так как показано, что для предупреждения старения при 250 °С необходимо ввести больше титана, чем следует, по известному соотношению $Ti:C = 4:1$. Аналогично требуется внести больше алюминия, чем необходимо для связывания азота (обязательно должно присутствовать некоторое количество так называемого металлического алюминия). По данным измерения внутреннего трения была предложена модель взаимодействия между ионами углерода и алюминия: алюминий, отдавая свои электроны иону углерода, превращает последний в нейтральный атом, затрудняя его движение к дислокациям [70].

Влияние режимов обработки и типа структуры низкоуглеродистой стали на ее склонность к деформационному старению

Склонность к деформационному старению стали может меняться в зависимости от факторов, действующих при формировании соединений вышеуказанных элементов, введенных в сталь, происходящем при определенных условиях термической или термомеханической обработки стали: количества атомов внедрения в твердом растворе; содержания легирующих элементов в стали; размера, распределения и степени стабильности карбонитридов; дисперсности структуры.

Устранить проблему деформационного старения можно путем термической обработки в области существования α -фазы посредством отпуска (без перекристаллизации) либо с нагревом выше критических точек.

Для удаления атомов внедрения из твердого раствора после термомеханической обработки применяют продолжительный *отпуск*, например, стали с кремнием выдерживают при температуре 600 °С, с ванадием – 700 °С [70].

В результате исследования заготовок из стали с 0,18% С, подверженных отпуску при 650 °С и охлажденных в воде и с печью, выявлено, что быстрое охлаждение металла повышает его склонность к деформационному старению по сравнению с горячекатаным состоянием, в связи с пересыщением твердого раствора углеродом при большой скорости охлаждения [89].

При исследовании стали с содержанием углерода $\leq 0,02\%$ установлено снижение температуры хладноломкости после их закалки с температур, близких к A_{c1} . Старение стали после закалки при комнатной или повышенной температуре (до 300 °С) резко уменьшало склонность к деформационному старению [70].

Для раскисленной стали наиболее эффективно применение закалки с последующим старением, а не медленное охлаждение после высокого отпуска. Снижение температуры закалочного старения способствует более полному выделению карбонитридных фаз, однако слишком низкая температура значительно увеличивает время, требуемое для старения, и приводит к формированию дисперсных частиц, легкорастворимых в присутствии свободных дислокаций. В связи с этим, оптимальной температурой предварительного закалочного старения является 100–200 °С [90].

Таким образом, обработка в α -области влияет на степень пересыщения твердого раствора, в основном, углеродом и распределение карбонитридных частиц в ферритной матрице, что влияет на склонность стали к деформационному старению.

Отжиг мягкой стали с нагревом выше A_{c1} и последующим медленным охлаждением в большинстве случаев ухудшает свойства стали после деформационного старения. В основном, это отражается на изменении ударной вязкости и температуры хладостойкости.

После отжига сталей с 0,09–0,28% С деформационное старение повышает температуру хладноломкости на 60–80 °С по сравнению со сталью, состаренной в горячекатаном состоянии.

Высокий отпуск отожженной стали с последующим медленным охлаждением снижает ее чувствительность к деформационному старению,

оказывая при этом неблагоприятное влияние на прочностные свойства, связанное с укрупнением зеренной структуры [70].

Нормализация резко снижает склонность к деформационному старению: ударная вязкость нормализованной кипящей стали Ст3 после старения выше на 0,35 Мдж/м² по сравнению с состаренной горячекатаной сталью. В спокойной стали при аналогичных условиях также наблюдалось повышение ударной вязкости до температуры испытания –40 °С [91]. Положительное влияние нормализации связано с измельчением перлитных колоний, увеличением однородности структуры. Раскисление стали алюминием с окончанием термической обработки при высоких температурах (выше 1000 °С) и последующей нормализацией, проводимой в области 900 °С, приводит при выдержке в аустенитной области к выделению частиц нитридов алюминия.

Снизить чувствительность стали к деформационному старению позволяет ускоренное охлаждение в интервале температур Ar₃-Ar₁ (двухфазная область) [71, 92].

В работе [71] сделана попытка связать склонность к деформационному старению и коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) с особенностями технологии горячей деформации стали низкоуглеродистых сталей. Сталь после *горячей прокатки* имеет крупнозернистую структуру, низкую степень пересыщения твердого раствора углеродом, что препятствует развитию старения и коррозионного растрескивания под напряжением (КРН), связанного с образованием трещин по границам зерен.

Существует взаимосвязь между дисперсностью структуры и чувствительностью стали к деформационному старению, выражаемая формулой [71, 93]:

$$\tau_1 = \frac{L^2}{D_{эфф}}, \quad (1.3)$$

где τ_1 – длительность процесса, L- диффузионный путь атомов углерода, коэффициент диффузии $D_{эфф}$ определяется выражением:

$$D_{эфф} = D_v + a\rho_v D_c + \frac{\delta}{d} D_b \quad (1.4)$$

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, $\delta=2b$ – толщина границы зерна, d – величина зерна, ρ_v – плотность решеточных дислокаций.

Показано, что длительность старения трубных сталей, связанная с диффузионным массопереносом углерода и характеризующая эксплуатационный ресурс трубопровода, с уменьшением размера зерна от 20 мкм до 10 мкм сокращается от 560 лет до 140 лет, при учете ускоряющего влияния «облаков» Коттрелла – от 96 до 24 лет [71, 94].

Структурное состояние стали после *контролируемой прокатки* характеризуется малым размером зерна, высоким уровнем неоднородности, пересыщенностью твердого раствора углеродом и, следовательно, повышенной склонностью к старению по сравнению с *горячекатаным* металлом, обладающим относительно крупнозернистой структурой, пониженной плотностью дислокаций и низкой концентрацией атомов внедрения.

Низкоуглеродистые низколегированные стали, применяемые для изготовления труб газопроводов, имеют преимущественно ферритную структуру, которая, вследствие ускоренного охлаждения при контролируемой прокатке и дополнительной слабой деформации, сопровождающей процесс гибки листа, обладают склонностью к деформационному старению [71]. При этом не учитывается ни химический состав стали, ни ее структурное состояние, которое может изменяться от обычной феррито-перлитной до бейнитной и даже бейнито-мартенситной.

Механизм деформационного старения низкоуглеродистой трубной стали с феррито-перлитной структурой при длительной эксплуатации помимо снижения свободных атомов внедрения в твердом растворе, блокировании дислокаций на более поздних стадиях старения заключается в изменении морфологии перлита с пластинчатой на зернистую [4, 95]. В отличие феррито-перлитной стали бейнитная более склонна к потере способности к деформационному упрочнению при деформационном старении, так как основная доля углерода связана в

карбидах перлитной составляющей, в то время как в бейните он равномерно распределен в твердом растворе феррита с более высокой плотностью дислокаций по сравнению с полигональным/квазиполигональным ферритом в феррито-перлитной структуре [96–98, 124, 125]. В исследовании [99–101] определены соотношения структурных составляющих для низкоуглеродистых легированных судостроительных сталей с разным типом структурного состояния, при которых металл не проявляет склонности к старению: доля перлита в феррито-перлитной структуре не должна превышать 20%, в феррито-бейнитной стали при формировании структуры необходимо обеспечить не более 25% бейнита реечной морфологии при преимущественном содержании гранулярного бейнита. Стали с бейнито-мартенситной структурой не чувствительны к изменению ударной вязкости при естественном старении. Для предупреждения деформационного старения сталей с таким типом структуры осуществляют высокий отпуск для полного выделения углерода из твердого раствора.

Внешние факторы

Степень деформации определяет плотность и распределение дислокаций, а также воздействует на эффективную концентрацию атомов внедрения, увеличение которой может привести к росту упрочнения [64]. Это справедливо для механизма упрочнения, связанного с разблокировкой дислокаций, введенных предварительной деформацией при следующем нагружении после старения. Если нагружение после старения вызывает генерацию новых дислокаций, то эффект упрочнения должен расти. С учетом взаимодействия дислокаций, что ограничивает их исходную подвижность и уменьшает длину дислокационных отрезков, рост эффекта упрочнения становится еще более вероятным. Влияние степени деформации на эффект упрочнения при старении проявляется при совпадении схем предварительного и окончательного нагружения, так как исключается эффект анизотропии упрочнения. Увеличение степени деформации вначале обычно усиливает снижение относительного удлинения при старении [70].

Влияние способа деформирования (схемы деформации, температуры деформации, скорости деформации) происходит через плотность дислокаций, их распределение и, возможно, текстуру деформации.

Имеются данные о различии средней плотности дислокаций и их распределения при деформации α -железа по различным схемам при различных температурах нагружения. При несовпадении схем предварительного и последующего (за старением) нагружения это вызывает различный эффект анизотропии упрочнения [102].

Особенно заметно влияние способа деформирования на эффект охрупчивания, так как процесс разрушения особенно чувствителен к распределению деформаций и напряжений, что описывается распределением дислокаций.

Наибольшее охрупчивание вызывает деформация сжатием и выдавливанием в закрытой матрице, минимальное – растяжением, прокаткой и изгибом. При растяжении распределение деформации по сечению и дислокаций в микрообъемах более однородно [102].

При деформации разного знака проявляется эффект Баушингера, при котором наблюдается снижение предела текучести при повторном знакопеременном нагружении. Эффект Баушингера возникает в процессе трубного передела (формовке, экспандировании труб) при распрямлении сегментов труб с целью изготовления образцов для механических испытаний [103]. Эффект Баушингера зависит от структурного состояния стали, т.е. от величины площадки текучести на диаграмме растяжения и параметров экспандирования, в связи с этим, необходимо обеспечить непрерывный вид кривой «напряжение-деформация» путем формирования оптимальной структуры (двухфазной/многокомпонентной) [104,105].

Варьирование *температуры* эксплуатации влияет на интенсивность старения, вызывая изменение эффективной концентрации углерода и азота, благодаря изменению растворимости этих элементов в α -железе, условий миграции углерода и азота к дислокациям из различных источников и характера

дислокационной структуры [70]. Повышение температуры вылеживания металла до 200–300 °С существенно увеличивает прочностные характеристики, резко снижая пластичность, вязкость. По данным [71], при повышении температуры эксплуатации от 20 до 40 °С под воздействием рабочих нагрузок длительность старения металла сокращается в 10 раз.

1.5. Особенности структуры и ее формирования в низколегированных трубных сталях

Эксплуатационная надежность магистральных трубопроводов связана с состоянием структуры трубной стали, поскольку от определенного сочетания параметров (величина, прочность) структурных составляющих зависит механизм распределения внутренних напряжений в ходе воздействия на металл упругих напряжений и реализации микропластической деформации. Формирование структуры происходит в условиях действия множества факторов.

Развитие трубных сталей начало свою историю в середине прошлого века, когда для изготовления газопроводных труб применяли стали марок 10Г2СД, 19Г и др. в горячекатаном состоянии, прочность которых соответствовала категориям Х42-Х46 и достигалась за счет твердорастворного упрочнения. В 60-70-х гг. разработаны стали 17Г1С и 17Г1С-У, после прокатки подвергавшиеся нормализации с целью получения более однородной мелкозернистой феррито-перлитной структуры, обеспечившей при повышении прочностных характеристик ($\sigma_b \geq 510 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_T \geq 352 \text{ Н/мм}^2$) удовлетворительный уровень ударной вязкости: свыше 39–49 Дж/см² при –40 °С (на образцах Менаже); более 39 Дж/см² при 0 °С – на образцах Шарпи [106].

В 1962 году для эффективной оценки склонности к хрупкому разрушению в Мемориальном институте Баттеля был разработан метод ударного испытания падающим грузом полнотолщинных образцов листового проката и труб класса прочности Х42-Х65. В 70-х гг. в целях повышения сопротивления стали для труб большого диаметра хрупким разрушениям разработаны требования по

хладостойкости при ИПГ, обеспечение которых стало возможно с применением технологии контролируемой прокатки с окончанием в двухфазной области ($\gamma+\alpha$).

Повышение требований к трубам по уровню прочности потребовало переход от сталей с феррито-перлитной структурой к бейнитным сталям, на данный момент широко используемым при производстве листового проката для газопроводных труб.

С внедрением технологии ускоренного охлаждения в 80-х гг., применяемого после окончания контролируемой прокатки, достигается упрочнение металла в сочетании с хорошей хладостойкостью за счет увеличения дисперсности структуры и доли продуктов промежуточного превращения [54].

Структурообразование зависит от действия нескольких процессов на разных этапах контролируемой прокатки: рост зерна, рекристаллизация и превращение аустенита при охлаждении; выделение нанокарбонитридных частиц.

В настоящее время листовой прокат из низкоуглеродистых низколегированных сталей производят с применением контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением. Пониженное содержание углерода ($C=0,04-0,12\%$); легирование хромом, никелем, молибденом, медью; микролегирование титаном, ниобием, ванадием в совокупности с дополнительным измельчением зерна аустенита за счет варьирования режимов ТМО и ускоренного охлаждения, позволяет получить целый спектр сложно идентифицируемых структур.

В исследовании [107] систематизация типов структуры осуществляется по характеру превращения: диффузионному и сдвиговому.

Диффузионное превращение формирует такие типы структуры, как феррит (полигональный, квазиполигональный, аллотриоморфный, видманштеттов), перлит (пластинчатый, вырожденный); сдвиговое – бейнит (игольчатый, реечный, глобулярный), мартенсит (реечный, двойникованный).

По классификации бейнитного комитета Японского института железа и стали (ISIJ), приведенной в работах [108–110], микроструктура современных трубных сталей представляет собой смесь феррита различной морфологии и

твердых высокоуглеродсодержащих фаз, образующихся при различных температурах в процессе непрерывного охлаждения, рисунок 1.7.

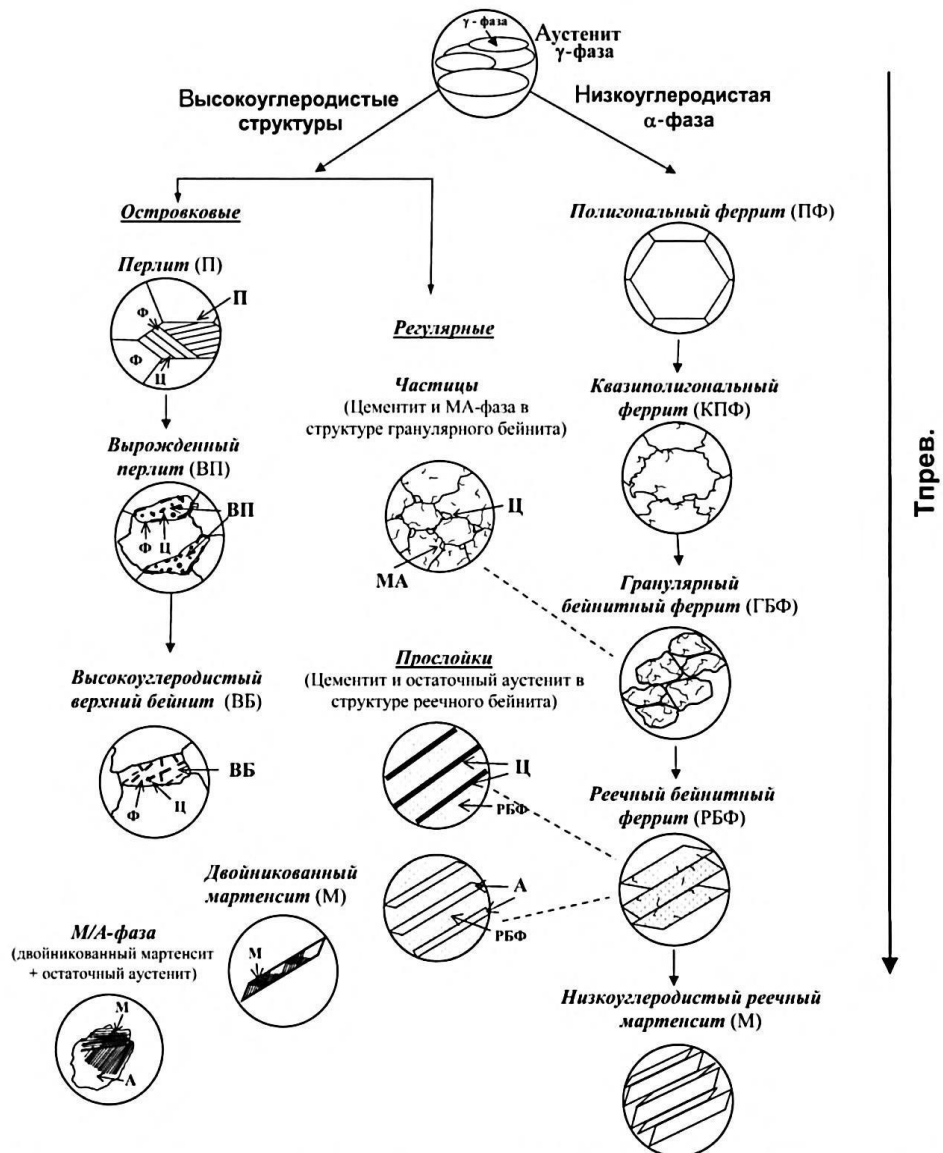


Рисунок 1.7 – Вид структурных составляющих, образованных в процессе распада аустенита, в низколегированных трубных сталях [110]

По предложенной классификации [110] в структуре наблюдается α-фаза следующих типов:

- полигональный феррит с равноосной формой кристаллов и малой плотностью дислокаций образован по диффузионному механизму превращения аустенита (при температуре >650 °С);

- квазиполигональный феррит, имеющий меньший размер зерен с искривленными границами и более высокую плотность дислокаций, что связано с

его формированием при более высокой скорости охлаждения с замедлением диффузионных процессов в аустените;

– бейнитный феррит гранулярной и речной морфологии, образованный по диффузионно-сдвиговому механизму при температуре 600 °С с высокой скоростью охлаждения;

– низкоуглеродистый речный мартенсит, полученный в результате мартенситного превращения.

К высокоуглеродистым структурным составляющим, встречающимся в виде островков, регулярных выделений или прослоек, относятся пластинчатый и вырожденный перлит, высокоуглеродистый верхний и нижний бейнит, МА-составляющая.

Пластинчатый перлит – эвтектоидная смесь феррита и тонких цементитных пластин, образованная в процессе охлаждения с малыми скоростями (<5 °С/с) при температуре выше 600 °С в результате диффузионного превращения из обогащенных углеродом участков аустенита. Формирование вырожденного перлита происходит в условиях некоторого подавления диффузионных процессов, поэтому для него характерно более дисперсное строение и отсутствие регулярности в расположении пластин цементита.

По мере дальнейшего снижения температуры превращения и в зависимости от типа и распределения карбидных частиц в рейках феррита различают грубодисперсный верхний бейнит, соответствующий высокотемпературной области превращения, с выделением цементитных пластин по границам ферритных кристаллов и мелкодисперсный нижний бейнит – с карбидами внутри зерен. Это связано с разной подвижностью углерода в верхней и нижней области бейнитного превращения: при малой подвижности углерода в первую очередь реализуется мартенситная перестройка решетки, далее внутри пересыщенной α -фазы происходит выделение карбида; образование верхнего бейнита связано с зарождением как карбида, так и феррита в аустените [111-113].

МА-составляющая представляет собой смесь двойникового высокоуглеродистого мартенсита и остаточного аустенита в различных

соотношениях и образуется в результате переохлаждения локальных участков аустенита с высоким содержанием углерода и легирующих элементов.

Являясь результатом формирования в интервале температур промежуточного превращения (между областями перлитного и мартенситного превращений) структура бейнита представляет собой смесь феррита, цементита с включениями остаточного аустенита, мартенсита. Бейнитное превращение контролируется диффузионным перераспределением углерода в оставшийся аустенит после сдвиговых $\gamma \rightarrow \alpha$ перестроек, т.е. сдвиговое зарождение бейнитного кристалла сопровождается полным перераспределением углерода из превращенного объема в межкристаллитное пространство, где располагается аустенит.

Морфология бейнита существенно зависит от концентрации углерода, содержания легирующих элементов в составе стали, условий термомеханической обработки: температурных режимов деформирования аустенита, параметров охлаждения. Легирование стали кремнием, алюминием подавляет образование карбидов, что приводит к формированию бескарбидного бейнита, при этом углерод практически полностью находится в остаточном аустените [75, 114, 115].

Бейнитные стали, обладая необходимым уровнем прочностных свойств, ударной вязкости, хладостойкости, склонны к деградации свойств (исчерпанию деформационной способности) при деформационном старении.

В последние годы для производства труб взамен сталей с цементитсодержащими структурами используют стали с многокомпонентной структурой с разной твердостью структурных составляющих. В такой структуре весь углерод связан в мартенсите, аустените, М/А-составляющей, наночастицах карбонитридов, а феррит с пониженной концентрацией углерода имеет низкую плотность дислокаций [116]. При таком сочетании повышаются пластичность, способность к деформационному упрочнению, что позволяет применять трубы из этих сталей в зонах вечной мерзлоты и активных тектонических разломов (АТР). Формирование данного типа структуры контролируется процессом диффузионного перераспределения углерода и осуществляется с применением

изотермической выдержки для стабилизации аустенита и релаксации бейнитного или полигонального феррита из-за повышения температуры превращения при переходе углерода в М/А-составляющую [117, 118].

Изначально технология производства листового проката с многокомпонентной структурой была разработана под оборудование, позволяющее проводить термообработку сразу после прокатки в потоке стана (НОР-процесс) [119, 120]. В условиях отсутствия на отечественных заводах установки, необходимой для реализации НОР-процесса, разработаны две технологии получения проката для труб [121]:

– применение паузы после окончания прокатки перед началом ускоренного охлаждения (УО) позволяет получить требуемое количество феррита, формирование второй (твердой) фазы происходит в процессе ускоренного охлаждения из $(\gamma+\alpha)$ -области, ее морфология зависит от скорости и температуры конца охлаждения; в результате такой обработки получают условно двухфазную структуру, состоящую из бейнитного феррита (или реечного мартенсита) и М/А-составляющей;

– технология двустадийного УО заключается в начале УО из γ -области, его прерывании в области бейнитного превращения с целью полного прохождения диффузии углерода из феррита в непревращенный аустенит и окончания УО в области температур формирования М/А-составляющей; прокат, полученный по данной технологии, отличается более однородной и дисперсной структурой.

1.6. Постановка цели и задач работы

Как известно, явление деформационного старения связано с внесением при пластической деформации некоторого количества дислокаций, с которыми взаимодействуют свободные атомы внедрения в структуре, что повышает сопротивление движению дислокаций, и в металле возникают остаточные микронапряжения, в результате чего проявляются эффекты упрочнения и охрупчивания.

Критерием протекания деформационного старения (исчерпания способности металла к деформационному упрочнению) является изменение механических свойств стали: увеличение соотношения σ_T/σ_B , снижение пластичности, ударной вязкости, видоизменение кривой «напряжение – деформация».

Вероятность протекания деформационного старения в низкоуглеродистых низколегированных конструкционных сталях возникает в ходе технологической деформации или при деформации, внесенной во время эксплуатации.

Деформационное старение – сложный, до конца не изученный процесс, развивающийся в результате воздействия множества факторов: внутренние – регулируемые, связанные с типом стали (ее структурным состоянием, зависящим от химического состава, режимов термомеханической обработки при производстве) и внешние, задаваемые условиями эксплуатации: воздействие температур, статических и динамических нагрузок.

Поэтому представляет интерес изучение явления деформационного старения, протекающего в трубных сталях с различной структурой.

Цель данной работы – установление влияния типа структурного состояния металла для труб различного класса прочности на параметры хладостойкости, склонность к деформационному старению сталей, а также выявление причин и механизмов этого явления в исследуемых сталях.

Объект исследования – образцы металла, отобранные от листового проката различных категорий прочности (К52, К56, К60, К65), предназначенного для изготовления труб. Выбранные низколегированные стали отличаются композицией химического состава, технологией контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения, соответственно, структурным состоянием и комплексом механических свойств. Работа направлена на исследование природы различного сопротивления разрушению и склонности к деформационному старению трубных сталей в зависимости от типа структурного состояния: феррито-перлитная «слоистая», и бейнитная, более дисперсная, однородная.

2.1. Материалы исследования

В качестве объектов исследования в работе для сравнения были выбраны образцы металла, отобранные от листового проката промышленного производства различных категорий прочности: К52, К56, К60, К65. Исследуемый металл отличается по содержанию элементов в химическом составе и прокатан по различным режимам контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением.

В данной работе были использованы стали с различной композицией химического состава. Из анализа данных по химическому составу видно, что металл листового проката отличается концентрацией углерода: наиболее высокая концентрация наблюдается в стали класса прочности К56 (0,11%), низкая – в стали К65 (0,06%), в сталях К52, К60 содержится примерно одинаковое количество углерода – 0,08 и 0,09%, соответственно.

Весь металл содержит Mn: близкие значения содержания элемента в составе сталей К56, К60 (1,60; 1,68% соответственно), повышенное – в стали К65 (1,75%), пониженное – К52 (0,93%). По содержанию Si металл можно разделить на две группы: стали с повышенным содержанием данного элемента – К56 (0,42%) и К60 (0,35%), с относительно низким – К52 (0,25 %), К65 (0,22 %).

Стали произведены по технологии с использованием раскисления алюминием (содержание Al составляет 0,033-0,04%).

Исследуемые стали относятся к системе легирования С-Mn-Si с добавлением микролегирующих, карбонитридообразующих элементов (таблица 3.1).

Таблица 3.1 – Схема легирования исследуемых сталей

Категория прочности	Массовая доля элементов, %				
	С	Si	Mn	Микролегирование	Другие элементы
К52	0,08	0,25	0,93	Nb-Ti-V	-
К56	0,11	0,42	1,60	Nb-Ti-V	-
К60	0,09	0,35	1,68	Nb-Ti-V	Ni
К65	0,06	0,22	1,75	Nb-Ti	Cu-Ni-Mo

В сталях К60, К65 отмечена повышенная концентрация Nb: 0,056% и 0,061%, пониженная – в сталях К52 (0,024%) и К56 (0,029%), также имеется Ti (\approx 0,02 %), V (0,037-0,051%) (за исключением стали К65 – отсутствует V). Наиболее высокопрочные стали К60 и К65 имеют в своем составе Ni (0,20% и 0,37%, соответственно), а металл К65 дополнительно содержит Cu (0,22%) и Mo (0,26%). Исследуемый металл является чистым по содержанию вредных примесей (серы и фосфора).

Анализ технологических режимов производства листового проката

В таблице 3.2 представлены данные по технологическим параметрам производства листового проката различных категорий прочности.

Таблица 3.2 – Температурные режимы прокатки и охлаждения

№ п/п	Марка стали	Черновая прокатка		Чистовая прокатка		Ускоренное охлаждение		Скорость охлаждения, °С /сек
		T _н , °С	T _к , °С	T _н , °С	T _к , °С	T _н , °С	T _к , °С	
1	К52	1042	1011	814	821	804	590	17,9
2	К56	1027	1019	914	776	741	702	16,5
3	К60	1062	1032	840	850	838	622	18,7
4	К65	1020	980	810	780	757	550	16,9

Исходя из приведенных значений, можно сказать, что для всех исследуемых сталей окончание деформации при чистовой прокатке и начало ускоренного охлаждения производилось в однофазной γ -области (определено в соответствии с расчетными значениями критической температуры Ar_3 для каждой стали: К52 – 813 °С; К56 – 746 °С; К60 – 740 °С; К65 – 712 °С).

В сталях К52 и К56 значение температуры конца прокатки ниже (ближе к двухфазной области $\alpha + \gamma$), чем в сталях К60 и К65 (относительно точки Ar_3), что приводит к образованию большего количества ферритной составляющей в структуре. Сравнительно высокая температура конца прокатки в совокупности с началом ускоренного охлаждения ниже температуры начала бейнитного превращения ($B(s) = 619$ °С) и низкой температурой конца ускоренного охлаждения в стали К65 способствуют формированию однородной феррито-бейнитной структуры.

2.2. Методы исследования

2.2.1. Исследование комплекса стандартных и специальных свойств сталей

Стандартные механические свойства оценивали в ходе испытаний цилиндрических образцов пятикратной длины на растяжение при комнатной температуре по ГОСТ 1497–84 на универсальной машине «Instron».

Для оценки влияния предварительной пластической деформации (1,5÷7,0%) при изготовлении гнутых отводов на механические свойства и склонность к деформационному старению проведены испытания на полномасштабных образцах труб из листового проката класса прочности К60. Были подготовлены пластины размером 810(815)×100×21,7 мм, из которых после деформации на 1,5; 3,0; 5,0; и 7,0% были изготовлены продольные и поперечные цилиндрические образцы для испытаний на растяжение (тип III, номер 4 по ГОСТ 1497) и поперечные образцы и для испытаний на ударный изгиб при температуре – 40 °С (по ГОСТ 9454 тип 11).

Растяжение с заданной (1,5; 3,0; 5,0 и 7%) степенью остаточной пластической деформации проводили на универсальной испытательной универсальной машине с гидропульсаром «ЦДМ -200 ПУ2».

Продольные и поперечные цилиндрические образцы (тип III, номер 4 по ГОСТ 1497) испытывали на испытательной машине «FP-100/1».

Статический изгиб

Параметры сопротивления зарождению, распространению трещины и трещиностойкости листового проката из трубных сталей анализировали по результатам испытаний при статическом изгибе образцов размерами 10×10×55 мм с острым надрезом и заранее созданной усталостной трещиной. Нагружение осуществляли на машине «Instron» со скоростью 0,2 см/мин. В ходе испытаний записывали диаграмму в координатах «нагрузка – стрела пластического прогиба», по которой рассчитывали разрушающее напряжение σ_p , предел общей текучести $\sigma_{от}$, стрелу пластического прогиба $f_{пл}$ и работу зарождения трещины A_3 . По

результатам испытаний указанных образцов с заранее созданной трещиной определяли величину критического раскрытия трещины COD и работу распространения трещины A_p .

$$COD = 2f_{пл} \frac{h-l_{тр}}{L}, \quad (2.1)$$

где $f_{пл}$ – стрела пластического прогиба, h – высота образца, $l_{тр}$ – длина трещины, L – расстояние между опорами.

Определение параметров ударной вязкости, хладостойкости

Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре ПСВ-30 по ГОСТ 9454. Определяли критическую температуру хрупкости (хладостойкость) металла, вклад работы зарождения и распространения трещины в общей энергоёмкости разрушения, для этого осуществляли оценку ударной вязкости по испытаниям ударных образцов с острым надрезом (KCV) и ударных образцов с острым надрезом с заранее нанесенной усталостной трещиной (KCT) в интервале температур от -20 до -100 °С.

Испытания на ударный изгиб (при температуре -40 °С) поперечных образцов труб, предназначенных для изготовления отводов, проводили на маятниковом копре «2010 КМ30» (по ГОСТ 9454 тип 11).

Склонность к деформационному старению оценивали по приросту предела текучести после старения. Испытания на склонность к деформационному старению проводили на образцах диаметром 3 мм с рабочей длиной 25 мм. Образцы деформировали на 2% за площадкой текучести, разгружали, подвергали старению при 200 °С, 1 час и повторно испытывали на растяжение.

Склонность стали к деформационному старению определяли по величине $\Delta\sigma$:

$$\Delta\sigma = \sigma_{0.2}^{cm} - \sigma_2, \quad (2.2)$$

где $\sigma_{0.2}^{cm}$ – предел текучести образца после старения;

σ_2 – напряжение, соответствующее деформации на 2% за площадкой текучести (рисунок 2.1).

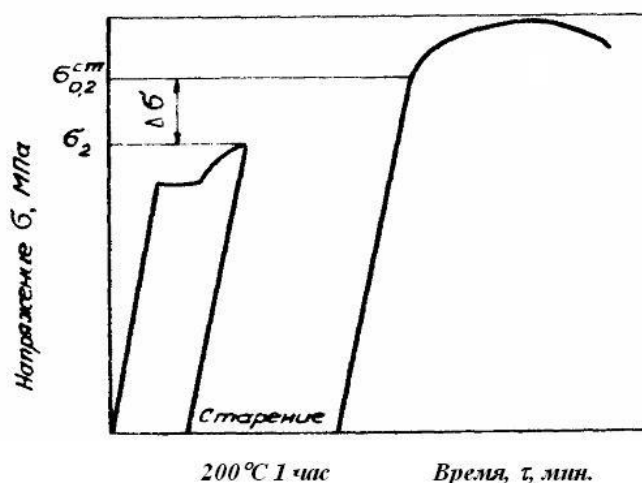


Рисунок 2.1 – Схема проведения испытания на склонность к деформационному старению

2.2.2. Исследование структурного состояния сталей микроскопическими и физическими методами

Оптическая микроскопия

Изучение структуры металла проводили методом оптической микроскопии на микроскопе НЕОРНОТ 21 на шлифах, вырезанных вдоль направления прокатки, после травления в 4-х% спиртовом растворе азотной кислоты. Структуру исследовали в соответствии с ГОСТами № 5639, 5640. Определяли соотношение структурных составляющих методом Глаголева (подсчет структурных элементов, соответствующих узлам приложенной к фотографии сетки) с использованием программного обеспечения ImageExpertPro 3. Дополнительно применяли специальное цветное травление в реактиве LePera, позволяющее выявить и оценить объемную долю островков М/А-составляющей в структуре [122]. После обработки микрофотографий структуры с использованием графического редактора Photoshop выполнялась количественная оценка параметров структуры (размер зерна, величина и объемная доля М/А) с использованием средств программного обеспечения ImageExpertPro 3. После поступления предварительно обработанных в графическом редакторе Photoshop изображений множества полей зрения в программу ImageExpert производилось их

масштабирование и повышение качества. Далее проводилась бинаризация изображений с целью численного анализа искомого объекта. Для выделения структурных составляющих производилась сегментация изображений по цвету, при которой захватывался диапазон цветов по каждой цветовой компоненте. При необходимости использовалась фильтрация по геометрическим параметрам, заключающаяся в выделении объектов определенного размера, что позволяло отсеивать структурно-нежелательные элементы изображения и исключать их из анализа или наоборот – выделять только требуемые объекты.

Просвечивающая электронная микроскопия

Для исследования особенностей тонкой структуры стали был применен метод просвечивающей электронной микроскопии. Анализ морфологии элементов матрицы структуры производился путем дифракции фольг на приборе JEM200-CX с ускоряющим напряжением 120 кВ при увеличениях $\times 15000$ - $\times 30000$. Плоскость фольги располагалась вдоль направления прокатки. Подготовка фольг заключалась в их механическом утонении до толщины 40-50 мкм с последующей электролитической полировкой под напряжением 16-18 В, электролитом служил раствор хромового ангидрида в фосфорной кислоте (250 г на 1л).

Сканирующая электронная микроскопия

Методом сканирующей электронной микроскопии на растровом электронном микроскопе JEOL JSM 6610LV (ускоряющее напряжение составляло 20 кВ) выполнено фрактографическое исследование рельефа поверхности изломов образцов, полученных после испытаний на ударный изгиб (KCV) при температуре -100 °С. Исследование проводилось при увеличениях $\times 500$ - $\times 1000$.

Рентгеноструктурный анализ

Плотность дислокаций и долю аустенита в структуре исследуемой стали определяли с помощью рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3. Объектами исследования служили цилиндрические образцы диаметром 6 мм, высотой 10 мм, вырезанные из области, соответствующей четверти толщины листа в продольном сечении (вдоль направления прокатки). Для исследования деформационного старения образцы

подвергали деформации на сжатие, после чего применяли термообработку при 200 °С в течение 1 ч. Шлифы травили в растворе царской водки на глубину не менее 0,2 мм для удаления поверхностного наклепанного слоя, образованного в результате их изготовления. Рентгенографирование производилось в Fe-излучении с записью дифрактограмм интерференционных линий (110, 220) в интервале углов Вульфа-Бреггов 2θ 56-57°; 145-147°.

Плотность дислокаций ρ определяли по ширине дифракционной линии из соотношения:

$$\rho = \frac{\beta^2}{2 \times b^2} \operatorname{ctg}^2 \theta, \quad (2.3)$$

где β - ширина дифракционной линии (220), исправленная на геометрию съемки;

$b = 2,86 \times 10^{-10}$ м – параметр ОЦК-решетки;

θ – угол отражения Вульфа-Бреггов.

Величину микроискажений кристаллической решётки $\frac{\Delta a}{a}$ определяли по формуле:

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{\beta}{4 \times \tan \theta}. \quad (2.4)$$

Объемную долю остаточного аустенита оценивали методом внутреннего стандарта, исходя из соотношения интегральных интенсивностей линии (110) α -фазы и (111) γ -фазы по формуле:

$$Q_\gamma = \frac{1}{(1 + k I_{(110)\alpha} / I_{(111)\gamma})}, \quad (2.5)$$

где $I_{(110)\alpha}$ — интегральная интенсивность линии (110) α -фазы;

$I_{(111)\gamma}$ — интегральная интенсивность линии (111) γ -фазы;

k — коэффициент, рассчитанный на основании теоретической дифрактограммы (для выбранных пар линий и используемого Fe-излучения $k=0,72$)

Измерение внутреннего трения

Определение температурной зависимости внутреннего трения проводили методом затухания обратных крутильных колебаний на релаксаторе типа «обратный крутильный маятник» РКФ-МИС при частоте колебаний 1 Гц и с амплитудой $2,2 \times 10^{-6}$. Образец для испытаний имел квадратное сечение 1x1 мм и длину рабочей части 70 мм.

Испытание на релаксацию напряжений. В работе был использован метод измерения релаксационного эффекта $\Delta\sigma_p$, характеризующего степень перехода

упругой деформации в пластическую и уровень локальных микронапряжений, возникающих в металле при нагружении. Релаксационный эффект определяли по снижению напряжения с течением времени после нагружения до заданного уровня приложенной нагрузки $\Delta\sigma_p = \sigma_0 - \sigma_t$ (рисунок 2.2).

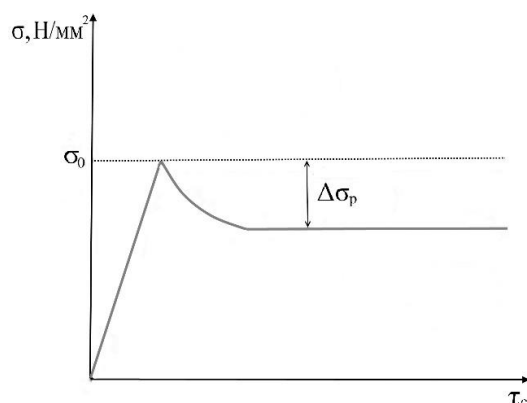


Рисунок 2.2 – Схема приложения нагрузки при испытании на релаксацию напряжений в упругой области

Исследование скоростной зависимости предела текучести трубных сталей

Испытания со скачкообразным изменением скорости деформации проводили при растяжении образцов диаметром 3 мм. Скорость деформации изменяли от $1,1 \times 10^{-3}$ до $1,1 \times 10^{-2}$ с⁻¹. Схема испытаний представлена на рисунке 2.3.

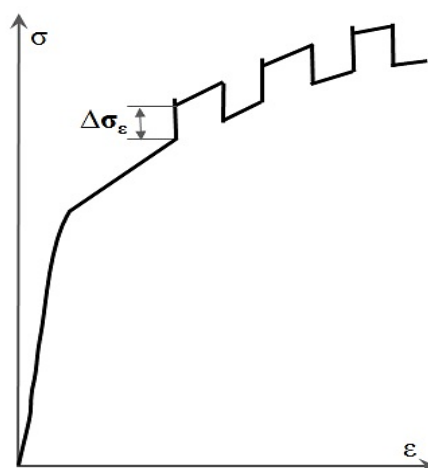


Рисунок 2.3 – Схема испытания со скачкообразным изменением скорости деформации

По результатам испытаний оценивали прирост сопротивления деформации $\Delta\sigma_\varepsilon$ в результате скачкообразного повышения скорости деформации в 10 раз.

Глава 3. Исследование влияния структурного состояния на хладостойкость низколегированных трубных сталей

3.1. Стандартные механические свойства и структура листового проката

Проведены испытания на растяжение для определения стандартных механических свойств листового проката различных категорий прочности, полученные результаты приведены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Механические свойства исследуемых сталей

Класс прочности	σ_B	$\sigma_{пц}$	$\sigma_T(\sigma_{0,2})$	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ
	Н/мм ²			–	%
K52	510	338	378	0,74	23
K56	614	470	531	0,86	22
K60	637	385	552	0,87	24
K65	712	517	619	0,87	18

Представленные данные позволяют заключить, что значения механических характеристик листового проката исследуемых трубных сталей отвечают предъявляемым требованиям к листовому прокату соответствующих классов прочности по уровню прочностных свойств, пластичности.

Проведено металлографическое исследование образцов, результаты которого представлены в таблице 3.2 и на рисунках 3.1, 3.2.

Таблица 3.2 – Оценка микроструктуры образцов

Маркировка	Микроструктура	Величина зерна, номер ГОСТ 5639	Полосчатость, балл ГОСТ 5640
K52	(Фп + Фкп) (90-95)% + (Б + П) (10-5)%	9-10-12	2
K56	(Фп + Фкп) (75-80)% + П (25-20)%	11-12	4
K60	(Фкп + Фи) 70 % + (П + Б) 30 %	11-12	3
K65	Фп (5-10)% + (Б + Фи) (95-90)%	13-14	1

Условные обозначения: Фп – феррит полигональный; Фкп – феррит квазиполигональный; Фи – феррит игольчатый; Б – бейнит; П – перлит

Листовой прокат класса прочности К52 обладает феррито-перлитной структурой (полосчатость – 2 балла), ферритные зерна имеют округлый вид, средний размер зерен, наиболее часто встречающихся в структуре, составляет 8 мкм. Доля перлита невелика (5-10%), среди зерен феррита содержатся отдельные небольшие бейнитные участки, рисунок 3.1.

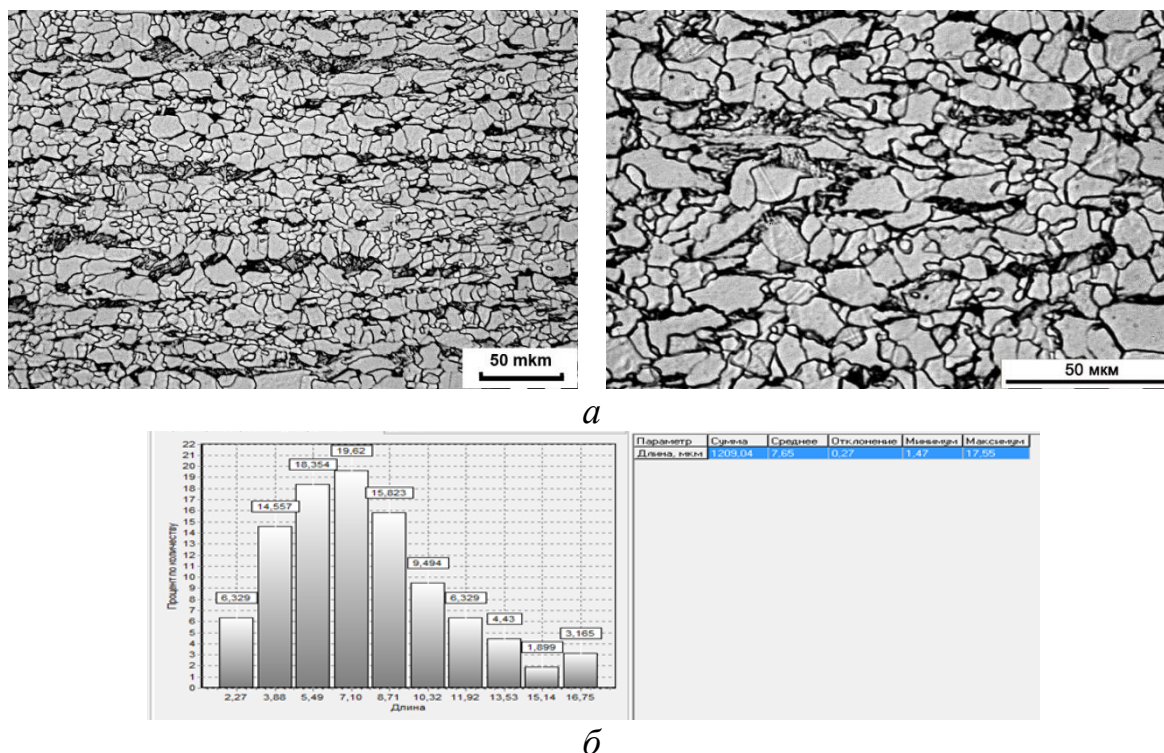
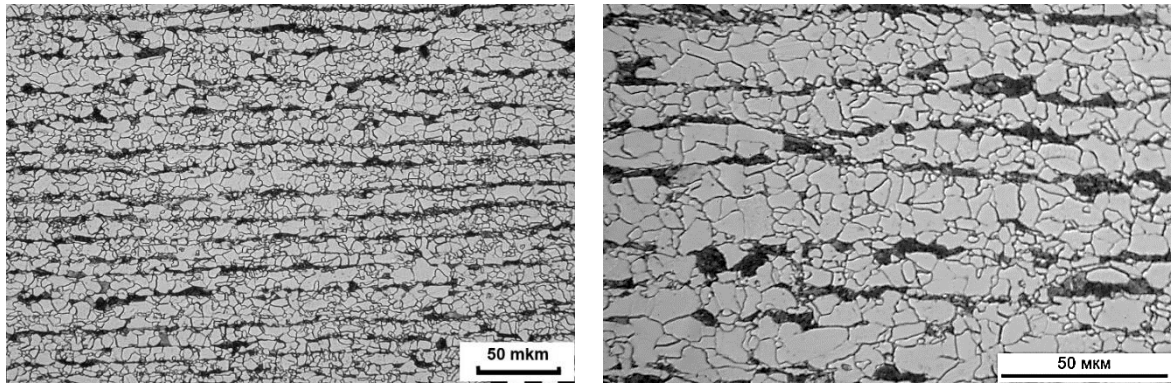
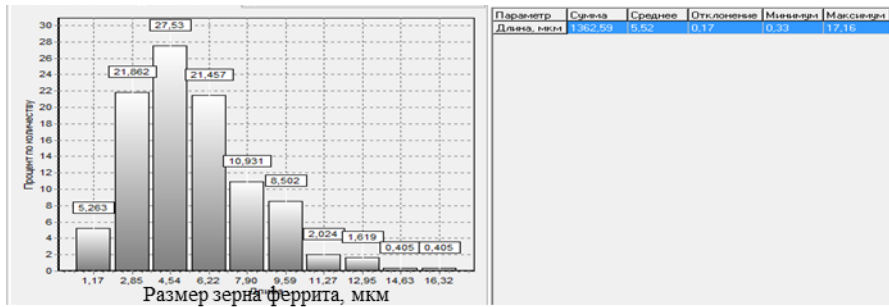


Рисунок 3.1 – Микроструктура листового проката для труб категорий прочности К52 (а) и гистограмма распределения размеров зерен в структуре (б), х200, х400

Образец, изготовленный из металла проката К56, также имеет феррито-перлитную полосчатую структуру (3 балла), характерную для металла контролируемой прокатки. Ферритные зерна деформированные, вытянутые в направлении прокатки, имеют небольшой размер, соответствующий номеру 11-12, рисунок 3.2.



а

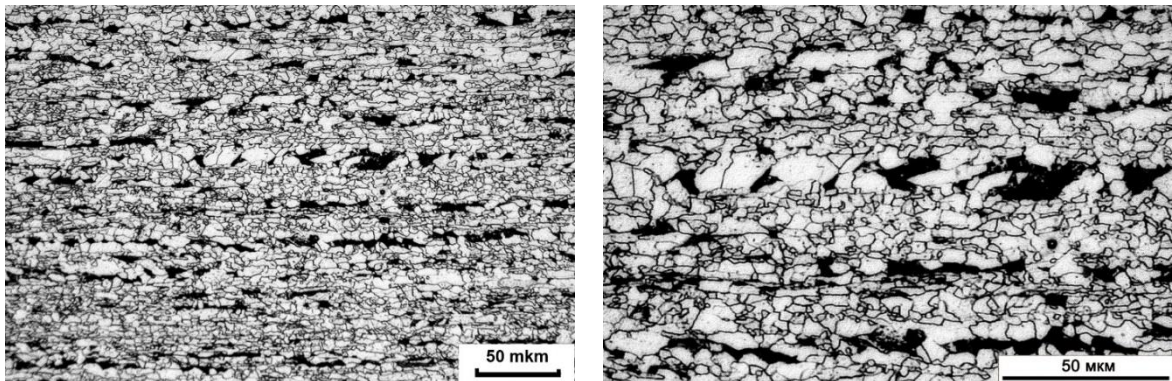


б

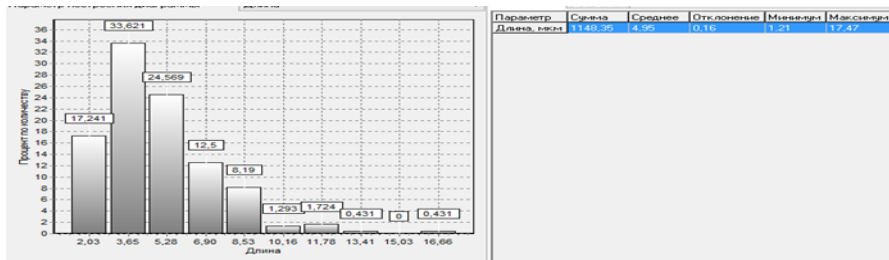
Рисунок 3.2 – Микроструктура листового проката для труб категорий прочности K56 (а)

и гистограмма распределения размеров зерен в структуре (б), x200, x400

На рисунке 3.3. представлено изображение феррито-перлитной полосчатой (балл 3) структуры, выявленной при исследовании образца стали K60.



а



б

Рисунок 3.3 – Микроструктура листового проката для труб категорий прочности K60 (а)

и гистограмма распределения размеров зерен в структуре (б), x200, x400

Микроструктура листа класса прочности К65 практически полностью бейнитная с присутствием небольшой доли мелкозернистого феррита в количестве до 10%, достаточно однородная, мелкозернистая (номер зерна – 13-14). Элементы структуры деформированы в направлении развития деформации при прокатке, рисунок 3.4.

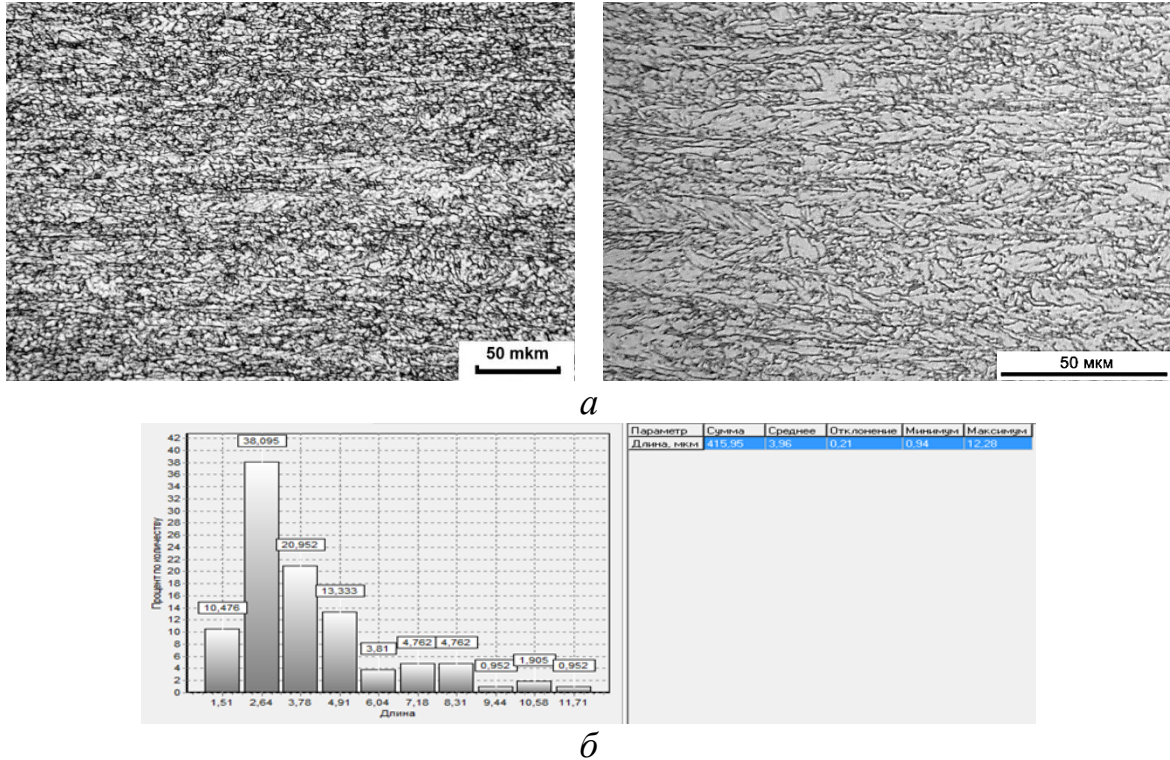


Рисунок 3.4 – Микроструктура листового проката для труб категорий прочности К65(а)

и гистограммы распределения размеров зерен в структуре (б), x200, x400

Таким образом, методом оптической микроскопии выявлено, что образцы, изготовленные из листового проката классов прочности К52, К56, К60, имеют, в основном, феррито-перлитную структуру. Отличаются количественным соотношением структурных составляющих, баллом полосчатости, присутствием некоторого количества бейнита в образце К52. Образец листа категории прочности К65 обладает структурой, существенно отличающейся от трех рассмотренных выше марок сталей: практически полностью бейнитная, мелкодисперсная, более однородная.

3.2. Оценка параметров сопротивления разрушению металла

Для оценки параметров сопротивления разрушению и хладостойкости трубных сталей провели испытания ударных образцов с острым надрезом (*KCV*) и ударных образцов с нанесенной усталостной трещиной (*KCT*) в интервале температур от $-20 \dots -100$ °C (рисунок 3.5).

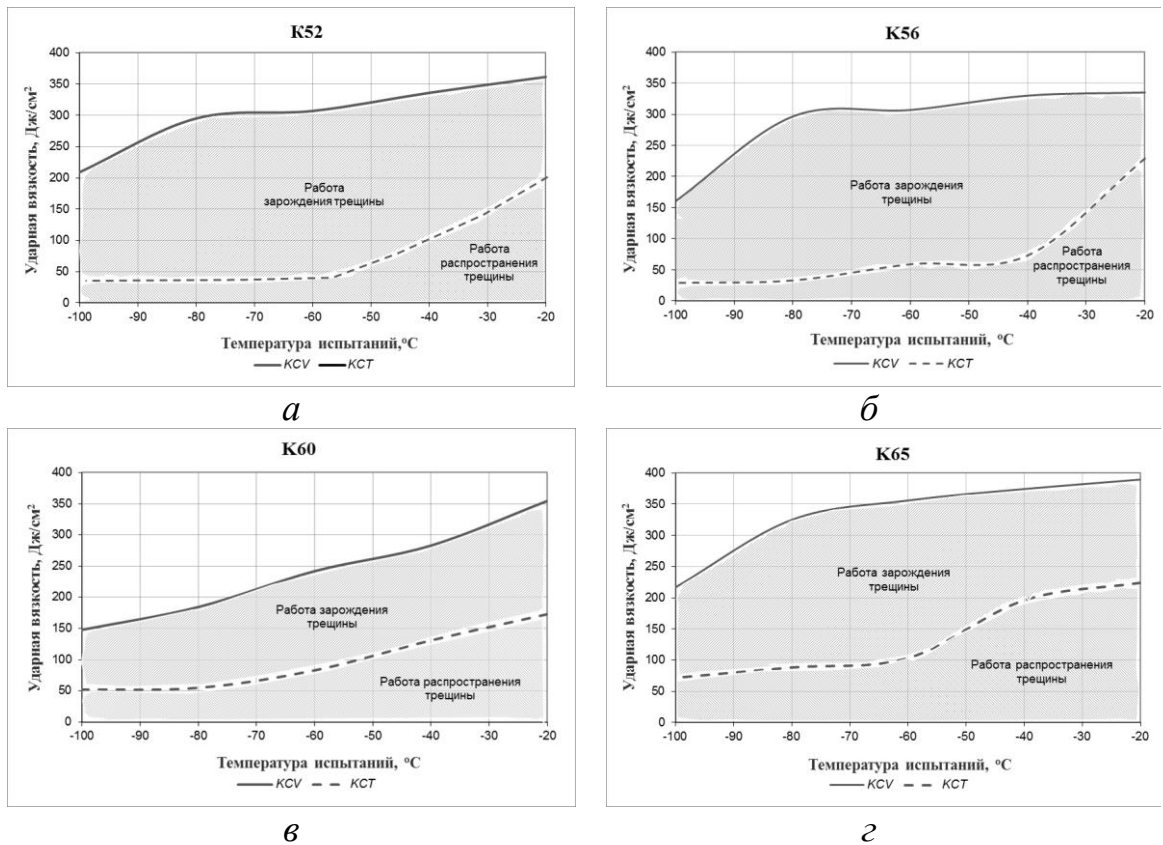


Рисунок 3.5 – Температурная зависимость ударной вязкости листового проката разных классов прочности на образцах с острым надрезом (*KCV*) и образцах с заранее нанесенной усталостной трещиной (*KCT*):

а – K52; *б* – K56; *в* – K60; *г* – K65

Сравнение температурной зависимости ударной вязкости на образцах *KCV* и *KCT* позволяет определить долю работы зарождения и долю работы распространения трещины при ударе в общей удельной энергии разрушения в зависимости от температуры испытания образцов.

Из рисунка видно, что уровень энергоемкости образцов неодинаков. Наиболее высокие значения ударной вязкости в интервале температур $-20 \dots -100$

°С по сравнению с остальными металлом у образца стали класса прочности К65 (общая энергия разрушения – 200...380 Дж/см²).

Основную долю в энергии разрушения составляет работа зарождения трещины, что наиболее ярко выражено в сталях К52, К56. Металл К65 в сравнении со сталями других классов прочности характеризуется значительно более высокими значениями работы распространения трещины, особенно это проявляется при понижении температуры испытаний. Так, при температуре испытания –80 °С величина работы распространения трещины для исследуемых сталей К65, К60, К56 и К52 составила соответственно 100, 50, 30 и 25 Дж/см².

Исследование температурной зависимости доли вязкой составляющей в изломе образцов с острым надрезом не выявило значительной разницы в сопротивлении разрушению исследуемых сталей, что связано с практически полностью вязким характером разрушения, сохраняемым вплоть до температуры испытаний –80 °С (рисунок 3.6). Тем не менее, температура вязко-хрупкого перехода T_{90} для стали К65 при самой высокой прочности оказалась самой низкой и составила –80 °С, для всех остальных сталей она несколько выше и находится на уровне –72...–75 °С.

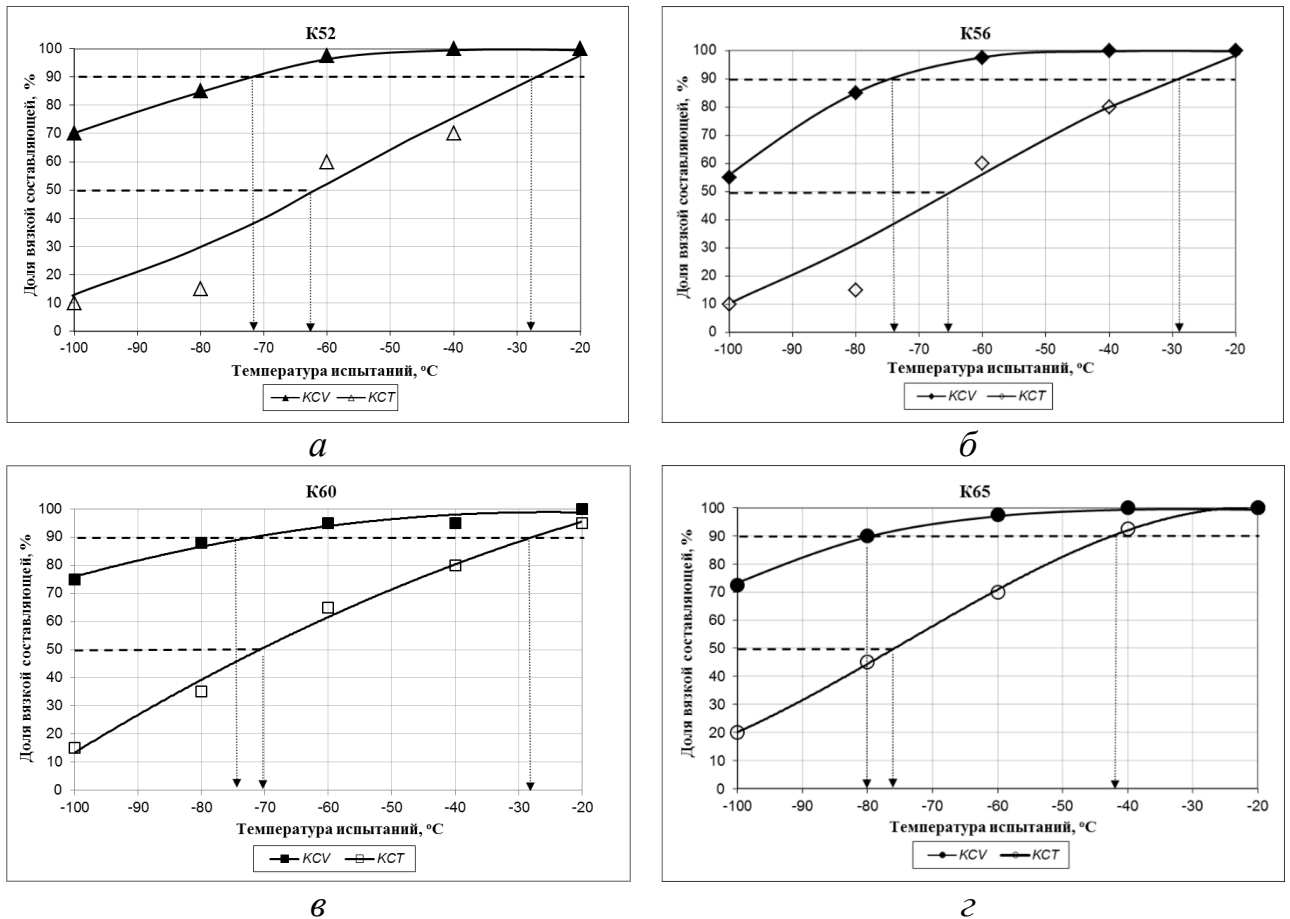


Рисунок 3.6 – Температурная зависимость доли вязкой составляющей в изломе образцов трубных сталей различных классов прочности:

а – K52; *б* – K56; *в* – K60; *г* – K65

На рисунке 3.7 показано, как изменяется доля работы распространения трещины в общей работе разрушения металла в зависимости от температуры испытаний. Видно, что образцы из сталей K60 и K65 характеризуются сравнительно более высокой работой распространения трещины при температурах испытаний ниже $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, чем образцы из сталей K56 и K52.

Из полученных результатов также следует, что если при температуре $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выше (в полностью вязкой области разрушения) соотношение долей работы зарождения и распространения трещины примерно одинаковое для всех исследованных сталей и составляет порядка 50...70%, то при более низких температурах ситуация существенно меняется. Доля работы распространения трещины в общей энергоёмкости разрушения уменьшается. Причем, для сталей

К52 и К56 это уменьшение более заметно: доля работы распространения трещины составляет 10...20%, тогда как для сталей К60 и К65 эта величина равна 30...40%.

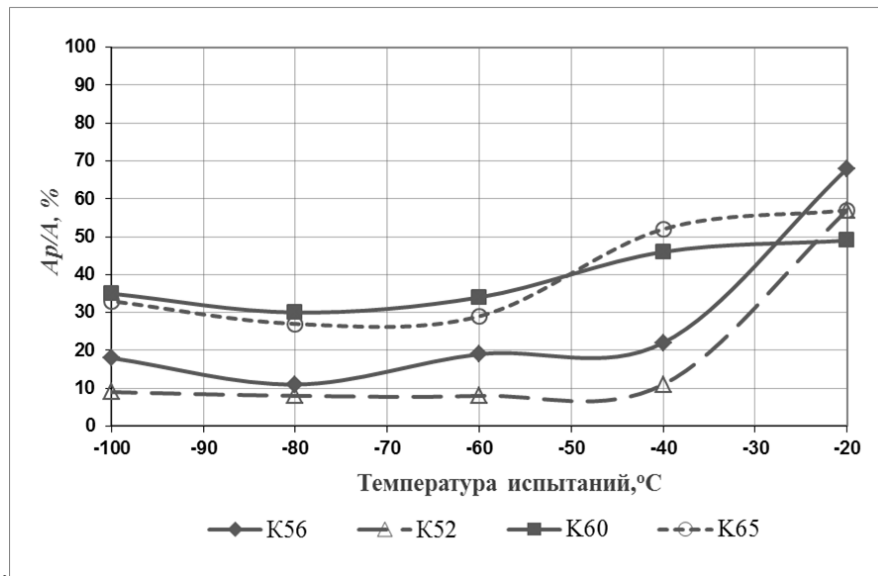


Рисунок 3.7 – Доля работы распространения трещины в общей работе разрушения металла

В связи с этим, при эксплуатации труб в условиях низких температур важно учитывать не столько общий уровень ударной вязкости стали, сколько величину работы распространения трещины, доля которой в суммарной энергии разрушения даже для высоковязких сталей в области полностью вязкого разрушения при низких температурах может составлять всего 10...20%.

Была оценена трещиностойкость сталей при испытании на статический изгиб при комнатной температуре (таблица 3.3). Как видно из приведенных данных, $\sigma_{от}$ и A_z для образцов с острым надрезом из сталей К60 и К65 приблизительно одинаковы и выше, чем менее прочных образцов сталей К52 и К56. При испытаниях образцов с трещиной эти параметры и значения работы распространения трещины в образцах сталей К60 и К65 также выше. Как и при испытаниях на ударную вязкость в области полностью вязкого разрушения, доля работы распространения трещины в общей энергии разрушения составляет 60...70%.

Таблица 3.3 – Результаты испытаний образцов на статический изгиб

Класс прочности стали	Разрушающее напряжение, σ_p , МПа	Предел общей текучести, $\sigma_{от}$, МПа	Стрела пластического прогиба, $f_{пл}$, мм	Работа зарождения трещины, A_3 , Дж/см ²	Работа распространения трещины, A_p , Дж/см ²	COD, мм
<i>Образцы с острым надрезом (КСV)</i>						
K52	1148	651	6,2	82	–	–
K56	1293	794	5,2	90	–	–
K60	1747	1144	5,4	101,8	–	–
K65	1942	1382	5,2	111,5	–	–
<i>Образцы с острым надрезом и заранее нанесенной трещиной (КСТ)</i>						
K52	1233	767	3,7	–	141	1,1
K56	1050	720	3	–	155	0,9
K60	1790	1354	3,5	–	172	1,06
K65	2015	1503	3,4	–	228	1,06

Таким образом, при существенно более высоких прочностных показателях, чем у сталей K52 и K56, стали K60 и K65 характеризуются высокими значениями работы зарождения и распространения трещины.

3.3. О механизме влияния структурного состояния на хладостойкость трубных сталей

Известно, что тип структурного состояния металла определяет степень локализации пластической деформации и, как следствие, уровень локальных «пиков» напряжений под нагрузкой, что оказывает влияние на склонность материала к хрупкому разрушению. Локальные напряжения в структуре стали могут значительно превосходить средние напряжения, что приводит к зарождению и распространению хрупких трещин. В связи с этим для понимания природы разной хладостойкости трубных сталей важно оценить уровень локальных микронапряжений в металле под нагрузкой [37].

Методом, чувствительным к уровню локальных микронапряжений, является измерение релаксационного эффекта $\Delta\sigma_p$, который характеризует степень

перехода упругой деформации в пластическую и определяется величиной снижения напряжения с течением времени после нагружения до заданного уровня приложенной нагрузки [57].

Снижение приложенного напряжения является следствием перехода упругой деформации в микропластическую, чем сильнее неоднородность микропластической деформации, тем выше уровень локальных микронапряжений, возникающих под нагрузкой.

Таким образом, склонность к релаксации напряжений отражает степень неравномерности распределения упругой энергии в металле под нагрузкой и может служить качественной характеристикой уровня локальных микронапряжений, возникающих при нагружении металла.

С повышением уровня приложенной нагрузки величина релаксационного эффекта возрастает для всех исследованных сталей, что, вероятно, является следствием повышения уровня локальных внутренних напряжений при более высоких приложенных нагрузках (рисунок 3.8).

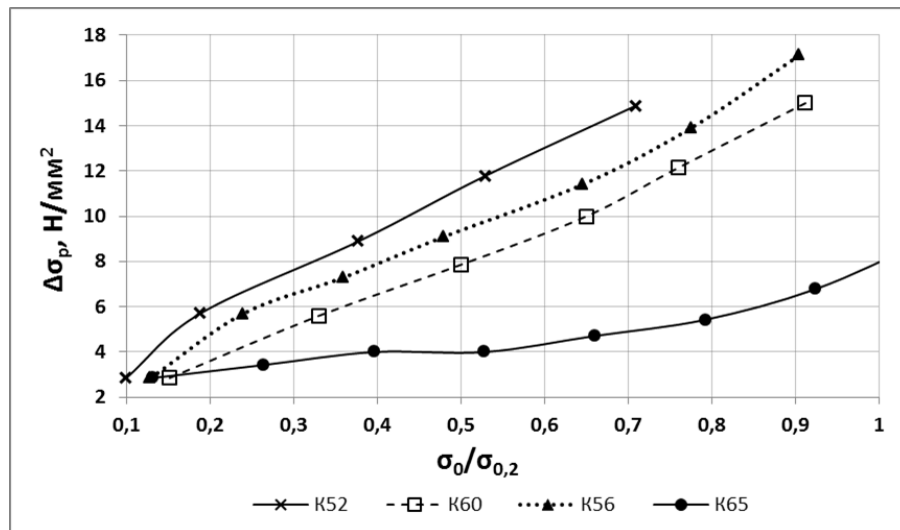


Рисунок 3.8 – Зависимость релаксационного эффекта $\Delta\sigma_p$ от уровня приложенного напряжения для трубных сталей различных классов прочности

По-видимому, более высокие значения релаксационного эффекта в сталях K52, K56, K60 связаны с повышенным уровнем локальных микронапряжений, обусловленных неоднородным, слоистым типом структуры.

Известно, что с повышением уровня прочности низколегированных сталей снижается сопротивление хрупкому разрушению, что является следствием затруднения пластической деформации при понижении температуры.

Можно полагать, что, несмотря на близкие значения ударной вязкости в вязкой области и более высокий уровень прочности по сравнению со сталями К52, К56 и К60, высокое сопротивление хрупкому разрушению (хладостойкость) стали К65 обусловлено пониженным уровнем локальных внутренних напряжений, возникающих в ходе нагружения, благодаря более однородной и мелкозернистой структуре.

Попытаемся оценить связь между критерием хладостойкости – критической температурой перехода в хрупкое состояние и величиной релаксационного эффекта при одинаковой доле от предела текучести, отражающего уровень локальных микронапряжений при нагружении в упругой области. На рисунке 3.9 представлена взаимосвязь между температурой вязко-хрупкого перехода, соответствующей 50 и 90% вязкой составляющей в изломе (T_{50} и T_{90}) при испытании образцов с надрезом (KCV) и с надрезом и заранее наведенной трещиной (KCT), и величиной релаксационного эффекта $\Delta\sigma_p$ при напряжении, равном половине предела текучести исследованных сталей.

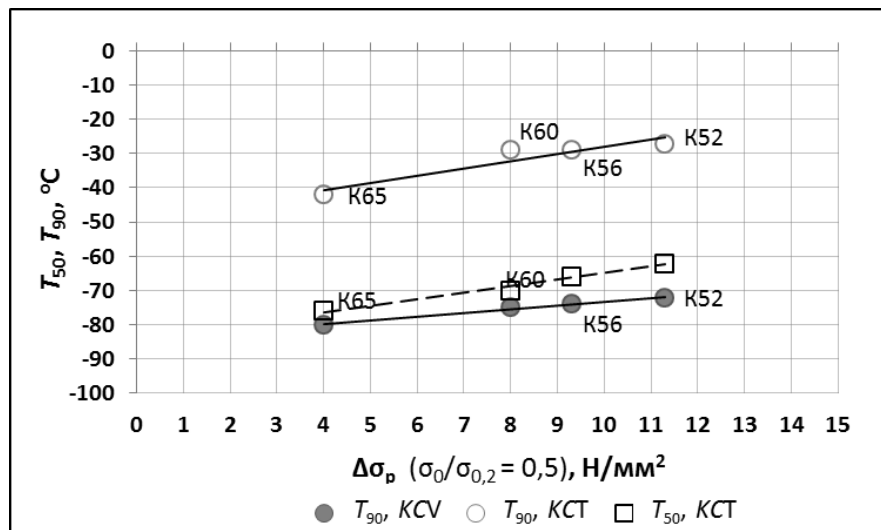


Рисунок 3.9 – Связь между температурой, соответствующей 50 и 90% вязкой составляющей в изломе (T_{50} и T_{90}), и величиной релаксационного эффекта $\Delta\sigma_p$ при напряжении, равном $0,5\sigma_{0,2}$ при испытании образцов с надрезом (KCV), образцов с надрезом и заранее нанесенной трещиной (KCT)

С увеличением релаксационного эффекта значения T_{50} и T_{90} сдвигаются в область более высоких значений. Причем для образцов с трещиной величина T_{90} значительно выше, чем при испытании образцов с надрезом. Кроме того, если при испытаниях образцов с надрезом при температуре до -100 °С оценить величину T_{50} не представляется возможным, то для образцов с трещиной этот параметр уже может быть определен, и его уровень близок к переходной температуре T_{90} для образцов с надрезом.

Таким образом, установлена связь между критической температурой перехода в хрупкое состояние T_{50} и T_{90} при испытаниях образцов с острым надрезом и заранее созданной трещиной высоковязких трубных сталей и величиной релаксационного эффекта $\Delta\sigma_p$, измеренного при одинаковой доле напряжения от предела текучести: чем меньше величина $\Delta\sigma_p$, тем ниже T_{50} и T_{90} . Показано, что несмотря на высокий запас вязкости исследованных сталей, температура T_{90} при испытаниях образцов с трещиной находится в интервале $-30\dots-40$ °С, что указывает на возможность распространения магистральной трещины по хрупкому механизму при температуре окружающей среды ниже -40 °С. Хотя по данным испытаний образцов с острым надрезом величина T_{90} находится в интервале температур $-70\dots-80$ °С, т.е. при значительно более низких температурах. При этом следует отметить, что испытания при разных температурах образцов с трещиной позволяют определить переходную температуру, соответствующую 50% вязкой составляющей в изломе (T_{50}), величина которой близка к переходной температуре T_{90} , полученной при испытаниях образцов с острым надрезом ($-65\dots-75$ °С).

Из полученных экспериментальных результатов можно сделать важный вывод о том, что, несмотря на близкие и весьма высокие значения работы зарождения и распространения трещины в области температур полностью вязкого разрушения (выше -20 °С), испытания при более низких температурах (ниже -20 °С) нарушают этот баланс вследствие разных температурных зависимостей работы зарождения и распространения трещины в исследованных сталях. Так, если работа зарождения трещины слабо изменяется до температуры испытаний –

70...–80 °С, то работа распространения трещины снижается уже при температурах испытаний ниже –20...–50 °С в зависимости от марки стали.

Иначе говоря, высокие значения работы распространения трещины, выявляемые при комнатной температуре, не гарантируют столь же высокие значения при пониженных температурах испытаний, поскольку температурные зависимости работы зарождения и распространения трещины, хотя и контролируются одинаковым по своей физической природе процессом, в основе которого лежит температурная зависимость предела текучести, но развиваются в разных объемах металла. В первом случае это макропластическая деформация, а во втором – локальная деформация перед вершиной трещины, острого концентратора напряжений. Об этом, в частности, свидетельствует разная величина стрелы пластического прогиба и связанная с ней величина зоны пластической деформации перед концентратором напряжений, ее величина при испытании образцов с надрезом почти в 1,5 раза больше, чем при испытании образцов с трещиной. В последнем случае роль локализации микропластической деформации и возникновения «пиков» внутренних напряжений может быть существенно больше.

Выводы по главе 3

1. Установлено, что листовый прокат классов прочности К52-К60 обладает феррито-перлитной полосчатой структурой, металл К65 имеет более однородную мелкодисперсную практически полностью бейнитную структуру.

2. При пониженных температурах сталь К65 характеризуется более высоким уровнем энергоемкости разрушения по сравнению с менее прочными сталями (К52-К60). Выявлено, что основную долю в энергии разрушения исследуемых сталей при низких температурах составляет работа зарождения трещины. Показано, что интенсивность уменьшения работы распространения трещины при снижении температуры испытаний больше, чем работы зарождения.

Сталь К65 отличается более высокими значениями работы распространения трещины, особенно при понижении температуры испытаний.

3. Выявлена связь между переходной температурой хрупкости низколегированных трубных сталей и величиной релаксационного эффекта $\Delta\sigma_p$, измеренного при напряжении, равном половине предела текучести: чем меньше величина $\Delta\sigma_p$, тем ниже переходная температура. Показано, что повышенная хладостойкость стали К65 по сравнению с менее прочными сталями (К52, К56, К60) является следствием меньшего уровня локальных микронапряжений, возникающих при нагружении в упругой области, в результате более однородной и мелкодисперсной структуры.

4. Хладостойкость низколегированных трубных сталей разных классов прочности зависит не столько от уровня прочности и запаса вязкости в области температур полностью вязкого разрушения, сколько от дисперсности и однородности структуры, определяющих уровень локальных напряжений в металле при нагружении в упругой области.

5. Так как основная доля суммарной энергоемкости разрушения при пониженных температурах приходится на работу зарождения трещины, то для объективной оценки риска образования протяженных разрушений магистральных трубопроводов важно учитывать интенсивность снижения работы распространения трещины при понижении температуры испытаний, а не суммарной работы разрушения (ударной вязкости).

Глава 4. Исследование деформационного старения низколегированных трубных сталей с феррито-перлитной и бейнитной типами структуры

Испытания проведены на образцах в исходном состоянии (в состоянии поставки – контролируемая прокатка с последующим ускоренным охлаждением (КП + УО)) и на образцах, подвергнутых процессу деформационного старения.

В работе были поставлены следующие задачи:

– исследование стандартных механических свойств в исходном состоянии и после деформационного старения и оценка склонности к протеканию процесса деформационного старения;

– использование более тонких методов для анализа механизма деформационного старения: микроскопические методы (ОМ, ПЭМ, СЭМ), исследование скоростной зависимости предела текучести; изучение изменения структурного состояния стали в результате деформационного старения методом внутреннего трения (исследование состояния твердого раствора) и релаксации напряжений (оценка уровня внутренних микронапряжений) трубных сталей.

4.1. Влияние деформационного старения на механические свойства и сопротивление разрушению

Склонность к деформационному старению в зависимости от структуры трубных сталей

В таблицах 4.1 и 4.2 представлены результаты механических испытаний исследуемого металла в исходном состоянии (образцы вырезаны из листового проката, изготовленного по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением) и после деформационного старения.

Таблица 4.1 – Механические свойства исследуемых сталей в исходном состоянии

Класс прочности	σ_B	$\sigma_{пц}$	$\sigma_{0,2}$	δ
	Н/мм ²			%
K52	510	338	378	23
K56	614	470	531	22
K60	637	385	552	24
K65	712	517	541	21

Таблица 4.2 – Механические свойства исследуемых сталей после деформационного старения

Класс прочности	σ_B	$\sigma_{0,2}$	σ_{TB}^{CT}	σ_{TH}^{CT}	$\Delta\sigma_{CT}$	$\Delta\sigma_{TB}^{CT}$	$\Delta\sigma_{TH}^{CT}$	$\Delta\sigma_{\varepsilon T}^{CT}$	δ^{CT}
	Н/мм ²								%
K52	528	476	-	-	101	-	-	-	16
K56	624	534	-	-	42	-	-	-	19
K60	653	580	-	-	20	-	-	-	20
K65	753	736	754	731	128	173	150	23	14

Из приведенной таблицы видно, что деформационное старение приводит к повышению предела текучести. Исследованные стали обладают разной склонностью к деформационному старению. Наименьшая величина прироста предела текучести характерна для металла листового проката, имеющего феррито-перлитную структуру K56 (42 МПа) и K60 (20 МПа). Наиболее высокая склонность к деформационному старению наблюдается для металла листа K65 (150 и 173 МПа), обладающего феррито-бейнитной структурой.

В листовом прокате класса прочности K65 после старения на диаграмме растяжения отмечено наличие небольшого зуба текучести (величина которого составляет 23 МПа) и практически полное отсутствие стадии упрочнения. Иначе говоря, старение этих сталей приводит к предельному упрочнению, следом за которым наступает стадия самопроизвольного течения металла с последующим разупрочнением (образованием шейки).

Относительное удлинение также изменяется неодинаково: резкое снижение этого параметра наблюдается в сталях К52 и К65 – на 30% и 33% соответственно, что еще раз подтверждает более высокую склонность сталей бейнитного типа к упрочнению при деформационном старении; в сталях с феррито-перлитной структурой разница между значениями относительного удлинения в состаренном и исходном состояниях существенно ниже и составляет 14% в листовом прокате класса прочности К56 и 17% – в К60.

Также для оценки влияния процесса деформационного старения на структурное состояние металла использовали величину коэффициента деформационного упрочнения K , который вычисляли по формуле:

$$K = \frac{\Delta\sigma}{\delta_p}, \quad (4.1)$$

где $\Delta\sigma = \sigma_v - \sigma_{0,2}$; δ_p - равномерное удлинение.

В таблице 4.3 и на рисунке 4.1 представлены значения данного параметра для каждой стали в двух состояниях.

Таблица 4.3 – Коэффициент деформационного упрочнения трубных сталей в исходном состоянии и после деформационного старения

	К52		К56		К60		К65	
	И.с.	Д.с.	И.с.	Д.с.	И.с.	Д.с.	И.с.	Д.с.
К	5,5	3,7	4,2	5,2	5,3	6	14,2	1,9

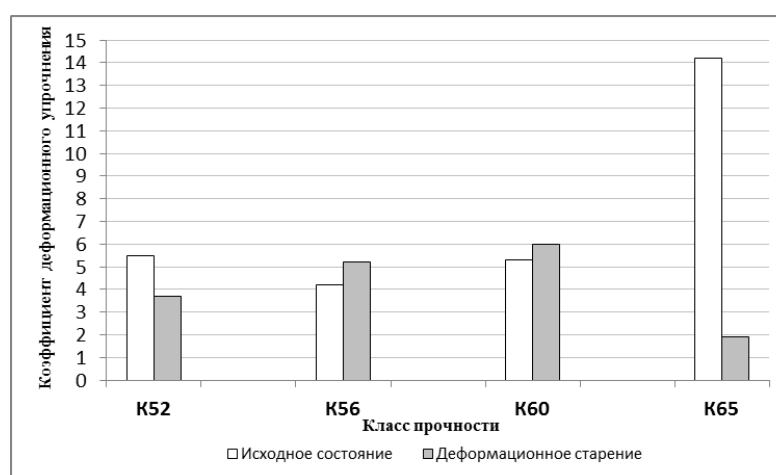


Рисунок 4.1 – Коэффициент деформационного упрочнения в трубных сталях различного класса прочности

Из представленных данных можно сделать вывод, что в исходном состоянии в сталях с феррито-перлитной структурой (К56, К60) коэффициент деформационного упрочнения ниже, чем в сталях бейнитного класса (К65), т.е. металл листового проката с более однородной бейнитной структурой имеет более высокий запас по пластической деформации, предшествующей разрушению. Коэффициент упрочнения зависит от соотношения прочности фазовых элементов в структуре стали. Можно полагать, что присутствие в металле листового проката более прочных участков перлитной составляющей понижает коэффициент упрочнения.

После деформационного старения в сталях феррито-перлитного класса коэффициент упрочнения несколько увеличивается, а в сталях К52, К65, наоборот, снижается, причем значительное уменьшение данного коэффициента отмечено в бейнитной стали К65 – на 86%, что, по-видимому, связано с уменьшением подвижности дислокаций в результате их блокировки атмосферами атомов внедрения.

Влияние деформационного старения на параметры хладостойкости и трещиностойкости

Определение ударной вязкости и хладостойкости

Для исследования выбраны образцы листового проката с феррито-перлитной и бейнитной структурой (К56, К65) в состоянии поставки и после проведения деформационного старения.

На рисунке 4.2 приведены температурные зависимости ударной вязкости образцов КСV и КСТ в двух состояниях (построены по средним значениям).

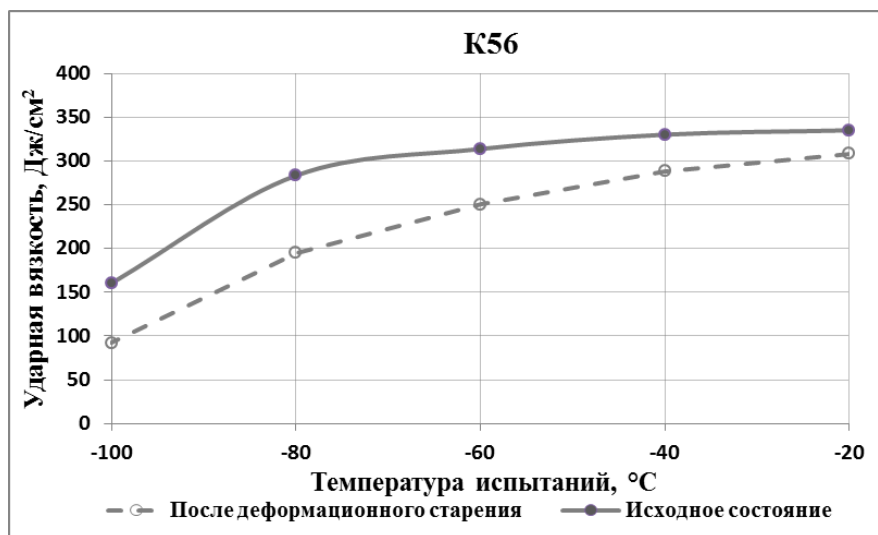
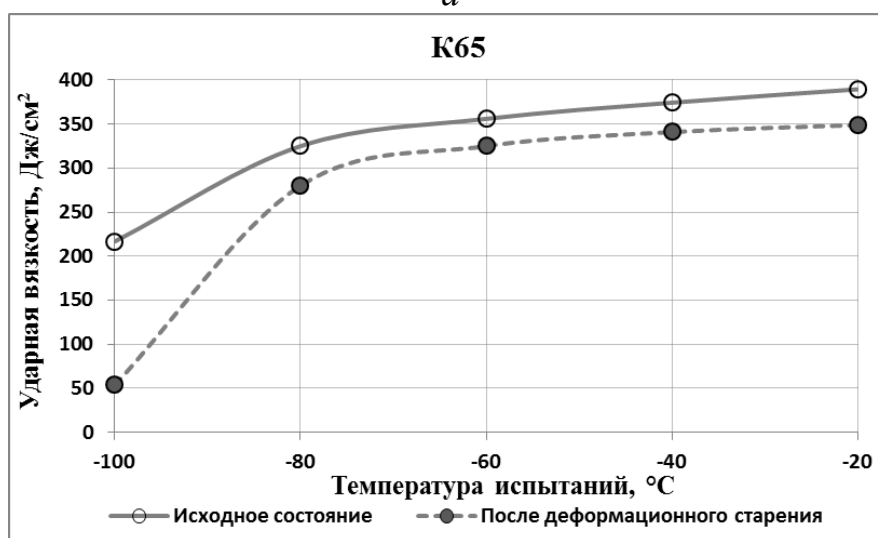
*а**б*

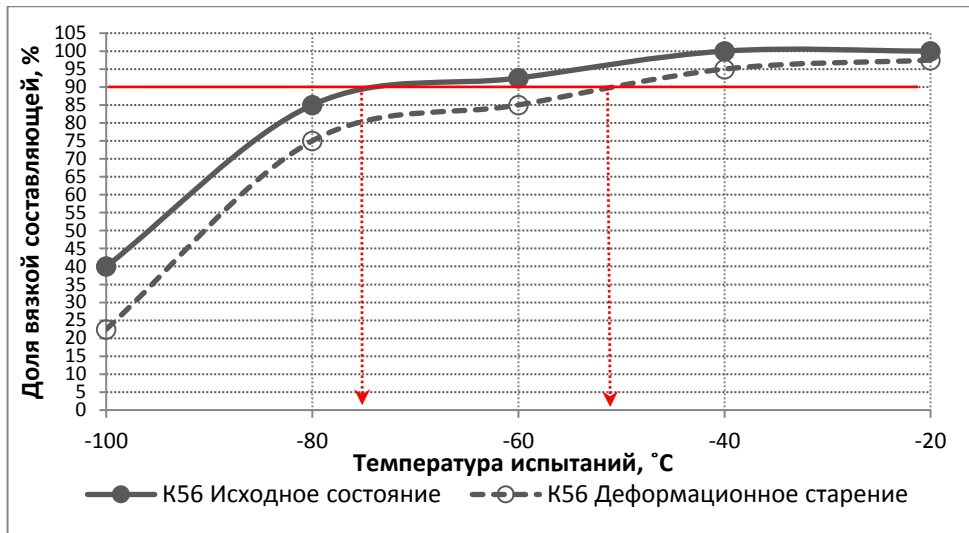
Рисунок 4.2 – Влияние деформационного старения на ударную вязкость трубных сталей с разной структурой:

а – феррито-перлитная (К56); *б* – бейнитная (К65)

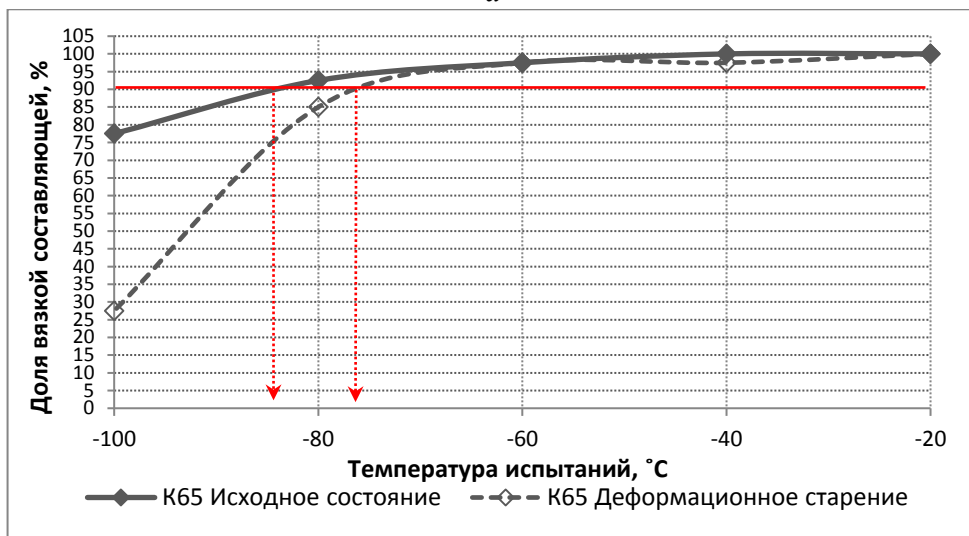
Как видно из рисунка, деформационное старение приводит к снижению общего уровня ударной вязкости в обеих трубных сталях. Однако при этом сохраняется достаточно высокий уровень ударной вязкости.

Для стали К56 эта разница наиболее ярко выражена. В стали К65 склонность к деформационному старению в большей степени проявляется в области перехода в хрупкое состояние.

Построены сериальные кривые зависимости доли вязкой составляющей от температуры испытаний для двух сталей (рисунок 4.3).



а



б

Рисунок 4.3 – Оценка влияния деформационного старения на долю вязкой составляющей образцов KCV трубных сталей с разной структурой:

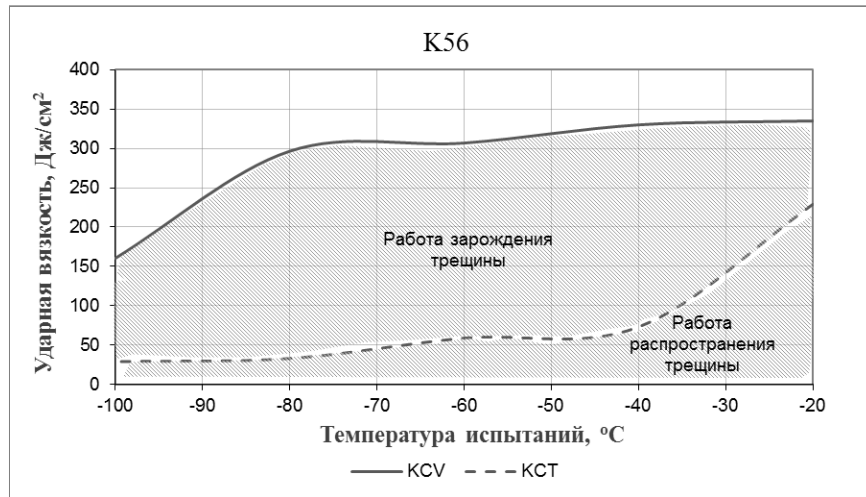
а – феррито-перлитная (K56); б – бейнитная (K65)

Можно заключить, что в исследованных сталях вследствие деформационного старения температура вязко-хрупкого перехода T_{90} повышается. Изменение данного показателя также происходит по-разному: изначально более высокая температура в стали K56 по сравнению со сталью класса прочности K65 увеличивается на 24 °C; сталь K65, обладающая более высоким уровнем хладостойкости, слабо реагирует на процесс деформационного старения – температура вязкого перехода увеличивается с –84 °C до –76 °C (на 8 °C).

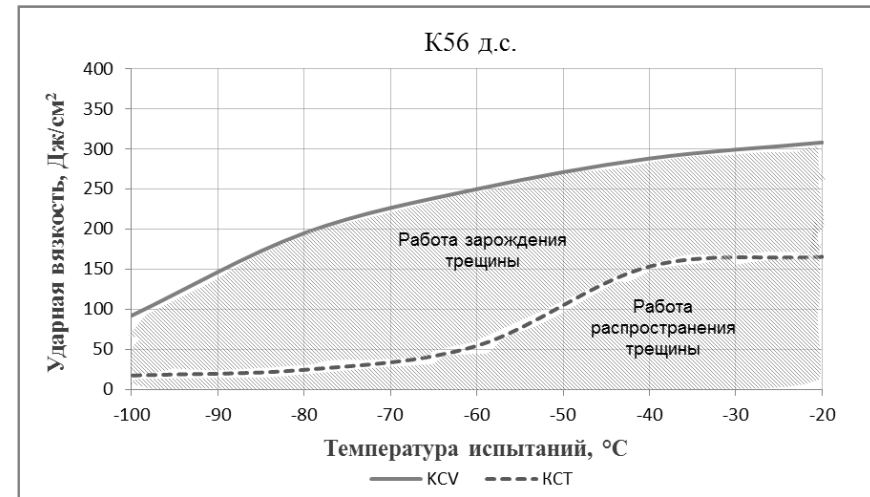
Проведена сравнительная оценка температурной зависимости ударной вязкости на образцах *KCV* и *KCT* исследуемых сталей в исходном состоянии и после деформационного старения. Дополнительное нанесение сериальной кривой после испытания образцов типа *KCT* позволяет вычленить долю работы зарождения и долю работы распространения трещины при ударе в общей удельной энергии разрушения в зависимости от температуры испытания образцов. Полученные результаты представлены на рисунках 4.4, 4.5.

Из графиков видно, что в стали феррито-перлитного класса в результате деформационного старения при всех температурах испытаний происходит уменьшение работы зарождения трещины. Однако деформационное старение практически не оказывает влияния на температурную зависимость работы распространения трещины стали.

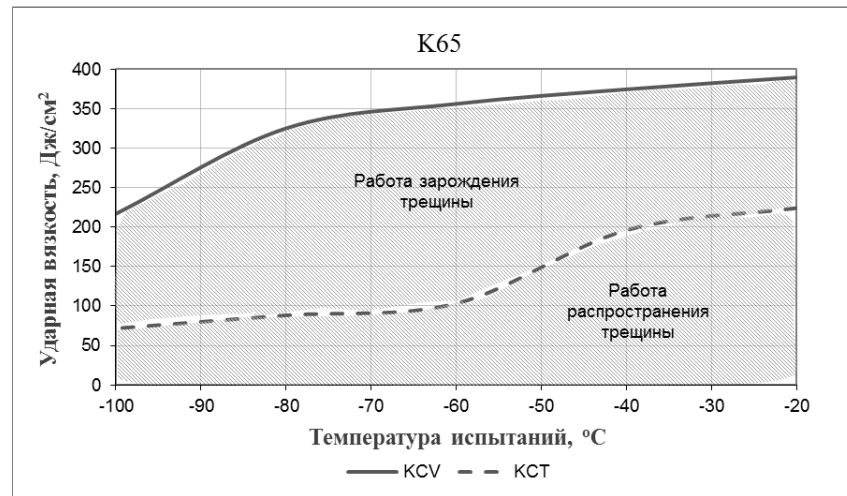
Для стали со структурой бейнита деформационное старение снижает не только работу распространения трещины, но и работу ее зарождения, особенно интенсивно в области температур перехода в хрупкое состояние ($-80\text{ }^{\circ}\text{C} \div -100\text{ }^{\circ}\text{C}$).



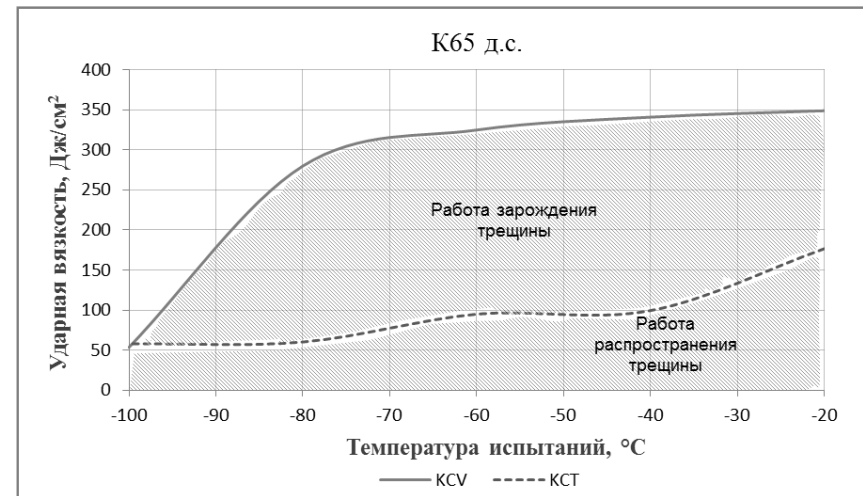
а



б

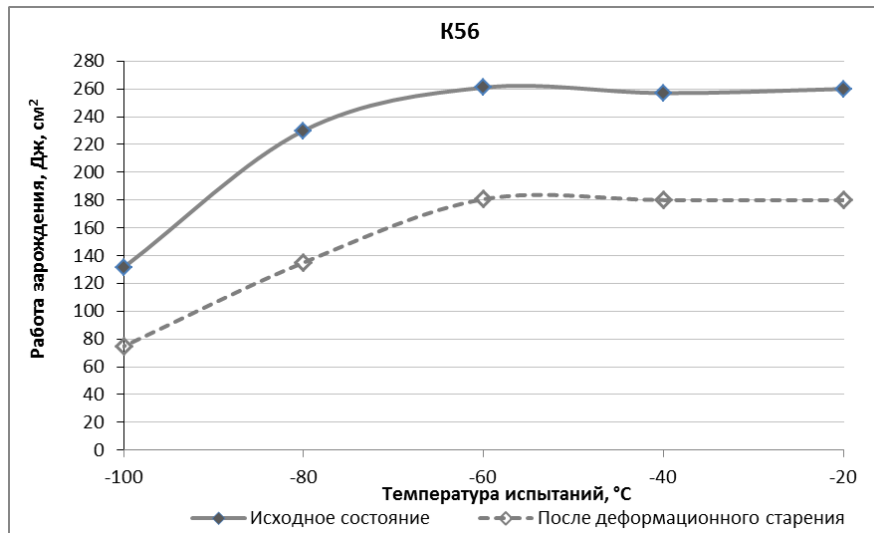


в

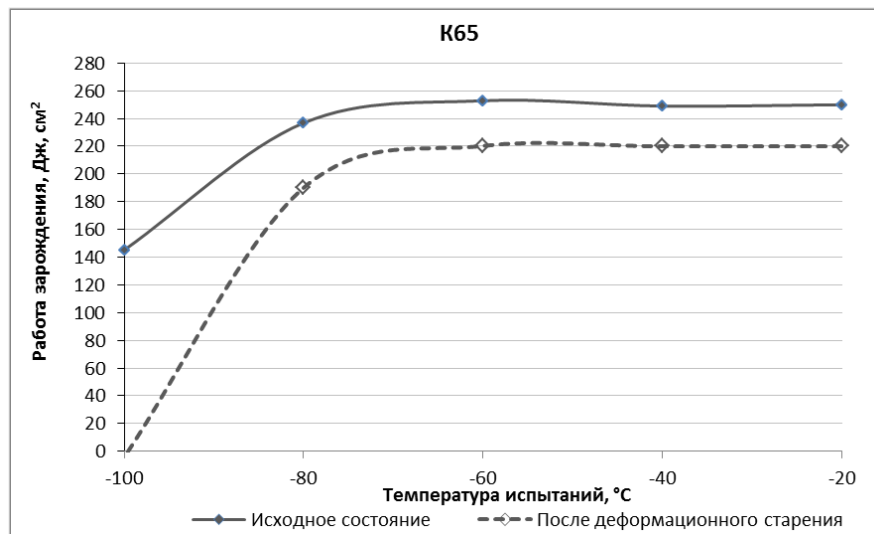


г

Рисунок 4.4 – Температурная зависимость ударной вязкости на образцах *KCV* и *KCT* металла листового проката с разной структурой:
а – феррито-перлитная (*K56*) в исходном состоянии; *б* – *K56* после деформационного старения;
в – бейнитная (*K65*) в исходном состоянии; *г* – *K65* после деформационного старения



а



б

Рисунок 4.5 – Изменение величины работы зарождения в результате деформационного старения в листовом прокате с разной структурой:

а – феррито-перлитная (К56); б – бейнитная (К65)

Таким образом, деформационное старение приводит к снижению общей работы, затраченной на удар, увеличению температуры вязко-хрупкого перехода в обеих сталях. Этот эффект наиболее ярко выражен в стали феррито-перлитного класса, что, по-видимому, связано с неоднородностью структуры. Однако в стали К65 влияние деформационного старения отмечено в области низких температур, где разница между значениями ударной вязкости в исходном и состаренном состояниях составляет 75% (в стали К56 – 33%) при температуре испытаний –100 °С.

Также наблюдается снижение значений работы зарождения трещины в особенности для стали К65, в которой при $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ работа зарождения трещины становится равной нулю.

Влияние деформационного старения на параметры трещиностойкости

Была оценена трещиностойкость исследуемых сталей при испытании на статический изгиб образцов листового проката класса прочности К56 и К65 с острым надрезом (КCV) и образцов с острым надрезом с заранее нанесенной трещиной (КСТ) при комнатной температуре. Результаты испытаний приведены в таблицах 4.4, 4.5.

Из полученных данных следует, что наибольшие прочностные свойства (разрушающее напряжение и напряжение общей текучести) наблюдаются для стали К65.

В результате протекания деформационного старения в обеих сталях отмечается увеличение предела текучести по сравнению с исходным состоянием: сталь К56 активнее реагирует на этот процесс – характеризуется наиболее высоким приростом предела текучести – на 40%; в стали К65 – на 8%. Разрушающее напряжение вследствие термомеханической обработки изменяется по-разному: в феррито-перлитной стали (К56) происходит увеличение значений этого параметра, в бейнитной стали (К65), наоборот, наблюдается снижение.

Обе стали, обладая в исходном состоянии сходными значениями стрелы пластического прогиба как при испытаниях образцов без трещины, так и с заранее нанесенной трещиной, в состаренном состоянии показывают неодинаковое снижение данного параметра: в стали К56 – снижается на 33%, в К65 в большей степени – на 52%.

Таблица 4.4 – Результаты испытаний на статический изгиб образцов листового проката класса прочности К56, К65 в исходном состоянии и после деформационного старения

Класс прочности	Состояние	Разрушающее напряжение, σ_p , Н/мм ²	Предел общей текучести, $\sigma_{от}$, Н/мм ²	Стрела пластического прогиба, $f_{пл}$, мм	Работа зарождения трещины, A_z , Дж/см ²	Суммарная работа, A_{Σ} , Дж/см ²
К56	Исходное	1293	794	5,2	90	245
	После д.с.	1483	1117	3,5	62	190
К65	Исходное	1942	1382	5,2	111,5	339,5
	После д.с.	1726	1497	2,5	56	227

Примечание: Д.с. – деформационное старение

Таблица 4.5 – Результаты испытаний на статический изгиб образцов листового проката класса прочности К56, К65 с заранее нанесенной трещиной в исходном состоянии и после деформационного старения

Класс прочности	Состояние	Разрушающее напряжение, σ_p , Н/мм ²	Предел общей текучести, $\sigma_{от}$, Н/мм ²	Стрела пластического прогиба, $f_{пл}$, мм	Работа распространения трещины, A_p , Дж/см ²	COD
К56	Исходное	1050	720	3	155	0,9
	После д.с.	1324	1066	1,8	128	0,53
К65	Исходное	2015	1503	3,4	228	1,06
	После д.с.	1815	1655	1,2	171	0,36

Таким образом, несмотря на меньший прирост предела общей текучести в стали К65 в результате деформационного старения, снижение пластичности в ней, наоборот, существенно выше как при испытании таких образцов с надрезом без трещины, так и с заранее нанесенной трещиной.

Также при статических испытаниях на изгиб выявлено уменьшение общей работы разрушения после деформационного старения. В обеих сталях происходит снижение как доли работы зарождения трещины, так и работы распространения трещины. При этом уменьшение работы зарождения и распространения трещины в результате деформационного старения в стали с бейнитной структурой существенно больше, чем в стали с феррито-перлитной структурой. Так, если в стали К56 снижение работы зарождения трещины составляет 31%, а работы распространения – 17%, то для стали К65 эти значения равны 50% и 25%, соответственно.

Величина критического раскрытия трещины (COD) также уменьшается в результате деформационного старения. Это уменьшение для стали К65 существенно больше, чем для стали К56 – 66% против 41%.

Таким образом, деформационное старение стали со структурой бейнита в значительно большей степени снижает сопротивление зарождению и распространению трещины при статических испытаниях, чем стали с феррито-перлитной структурой.

Отличие влияния деформационного старения на свойства сталей с разным структурным состоянием проиллюстрировано на рисунке 4.6, на котором изображены диаграммы, полученные путем записи кривых напряжение – стрела пластического прогиба при испытании на статический изгиб.

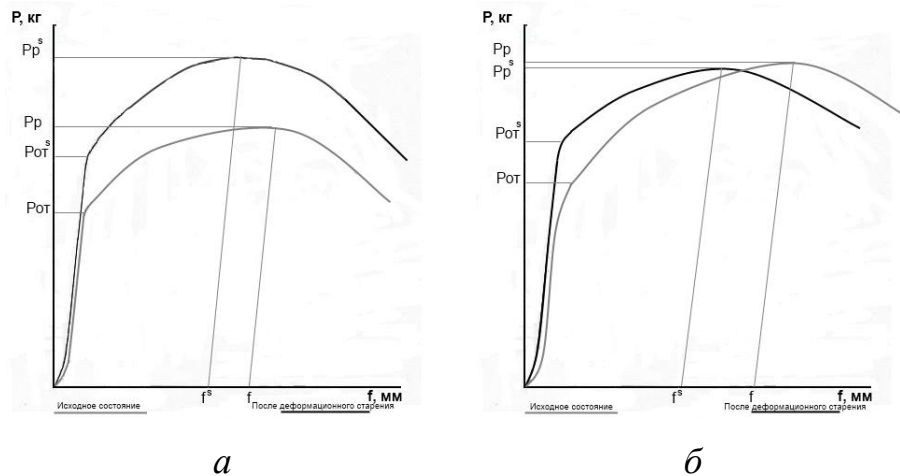


Рисунок 4.6 – Схема видоизменения кривой нагрузка-прогиб после деформационного старения при испытаниях на статический изгиб в стали К56 (а) и К65 (б)

Как видно из рисунка, в металле листового проката К56 с феррито-перлитной структурой после деформационного старения происходит увеличение как разрушающего напряжения, так и предела общей текучести, за счет этого отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ изменяется незначительно. В стали К65 со структурой бейнитного типа в результате деформационного старения происходит снижение разрушающего напряжения при одновременном возрастании предела текучести, что уменьшает способность к деформированию. При этом стадия деформационного упрочнения металла стали К65 резко уменьшается (отношение $\sigma_{от}/\sigma_p$ стремится к 1), что фактически приводит к снижению надежности материала. Поэтому представляет интерес изучение механизма деформационного старения в стали с бейнитным типом структуры.

4.2. Влияние деформации и старения на изменение структурного состояния трубных сталей

4.2.1. Исследование структуры методами оптической и электронной микроскопии

При исследовании образцов в исходном состоянии и после деформационного старения *методом оптической микроскопии* с применением травления в спиртовом растворе азотной кислоты каких-либо отличий в структуре не обнаружено, рисунок 4.7.

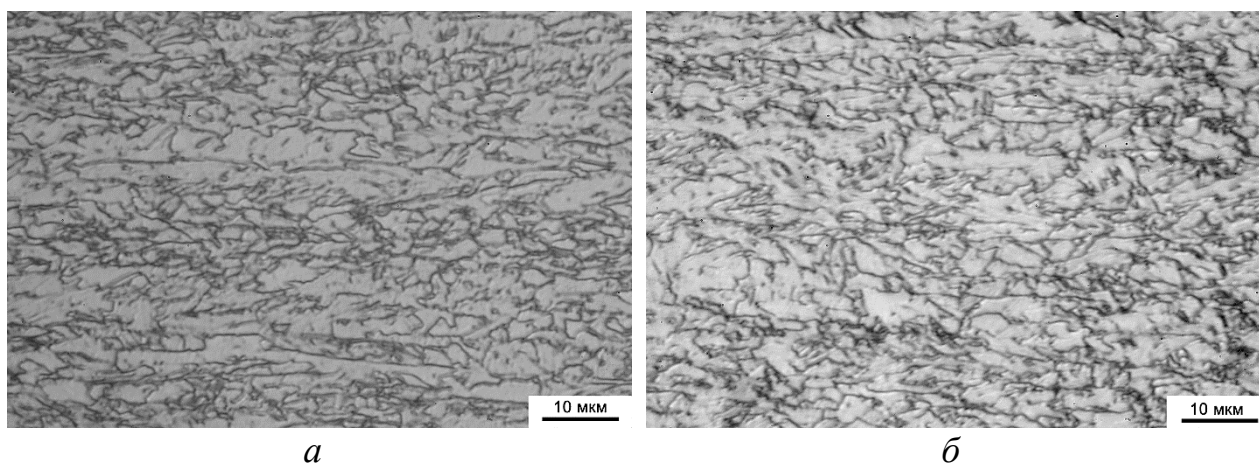


Рисунок 4.7 – Микроструктура листового проката класса прочности К65 с бейнитным типом структуры, х800

а – исходное состояние; *б* – после деформационного старения

Исследование тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии

Проведено исследование тонкой структуры металла листового проката категории прочности К65 с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии.

В результате проведенного исследования выявлено, что основную объемную долю в структуре образца листового проката класса прочности К65 занимает структура, которую можно идентифицировать как бейнитный

феррит или верхний безуглеродистый бейнит. Она представляет собой структуру с выраженной блочностью и умеренной (не низкой) плотностью дислокаций (рисунок 4.8, *а*).

Форма блоков зерен, как правило, умеренно вытянутая, по-видимому, в направлении развития деформации при прокатке.

Помимо безуглеродистого бейнита, местами обнаруживаются отдельные равноосные ферритные зерна (или небольшие группы зерен), имеющие невысокую плотность дислокаций (рисунок 4.8, *б*).

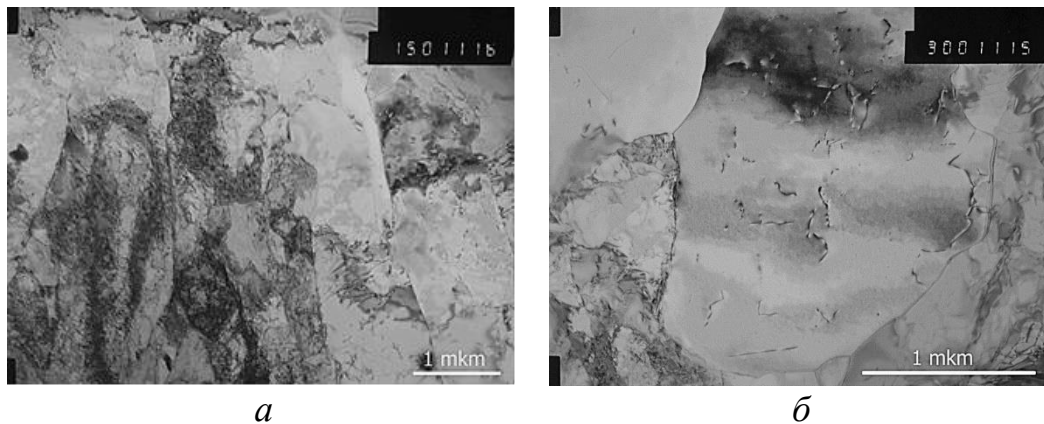


Рисунок 4.8 – Вид бейнитного феррита (верхнего бейнита) (x 15000) (*а*) и полигонального феррита (x 30000) (*б*) в структуре листового проката класса прочности К65 в исходном состоянии (светлое поле)

Величина таких элементов структуры мала и составляет, приблизительно, 2-4 мкм. Объемная доля зерен равноосного феррита невысока (оценочно ~ 5-10%).

Также небольшую объемную долю (~ 3-5%) занимают зоны, обогащенные углеродом. Это "островки" М/А (мартенсит-аустенитная фаза), содержащие высокоуглеродистый высокодислокационный частично двойникованный мартенсит (рисунок 4.9). Дифракционная картина (рисунок 4.9, *б*) полностью соответствует дифрактограмме от двойникового кубического кристалла, плоскость двойникования (211).

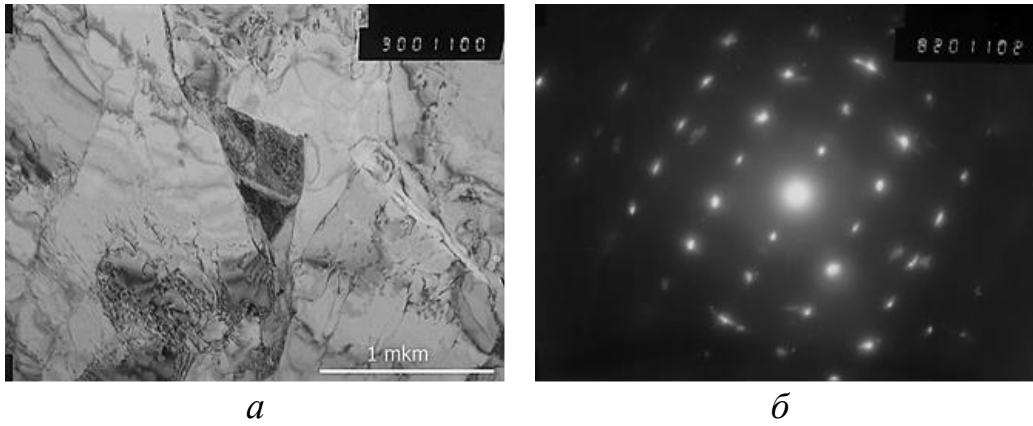


Рисунок 4.9 – Вид «островка» М/А в структуре листового проката класса прочности К65 в исходном состоянии, $\times 30000$
a – светлое поле; *б* – дифракционная картина

В среде безуглеродистого бейнита наблюдаются аустенитные фрагменты, иногда – единичные, иногда – располагающиеся скоплениями (рисунок 4.10). В последнем случае они имеют, как правило, одну ориентировку и являются, очевидно, фрагментами одного исходного аустенитного зерна.

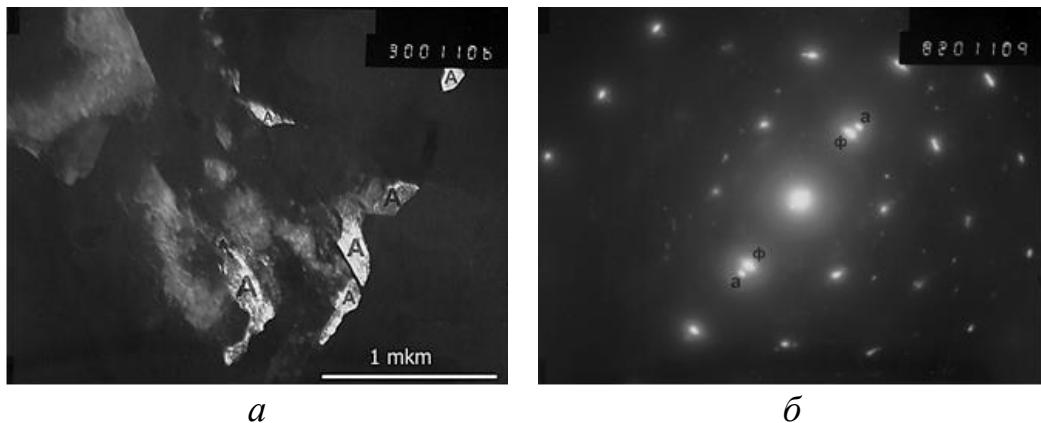


Рисунок 4.10 – Скопления аустенитных фрагментов в структуре листового проката класса прочности К65 в исходном состоянии, $\times 30000$
a – темное поле в рефлексе аустенита; *б* – дифракционная картина

Проведено исследование образца листового проката класса прочности К65 после деформационного старения.

На рисунке 4.11, *a* показан общий вид матричной структуры (безуглеродистый бейнит). Каких-либо видимых значимых отличий в

изменении плотности дислокаций в теле феррита по сравнению со структурой в исходном состоянии не обнаружено.

Зерна малодислокационного феррита также не претерпевают изменений после деформационного старения: увеличения плотности дислокаций и выделения наночастиц не выявлено (рисунок 4.11, б).

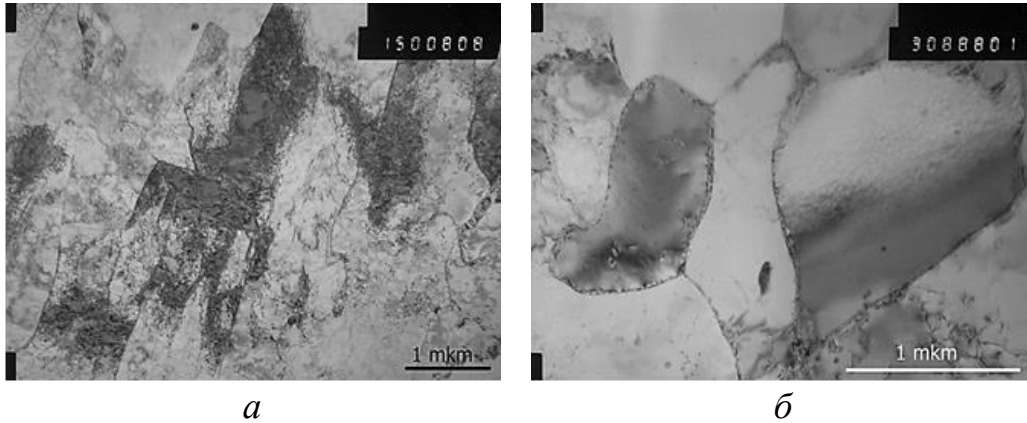


Рисунок 4.11 – Структура листового проката класса прочности К65 после деформационного старения

а – общий вид матрицы (бейнит), светлое поле, х 15000;

б – участок с зернами малодислокационного феррита светлое поле, х 30000

На рисунке 4.12 приведены изображения остаточного аустенита в структуре исследуемой стали.

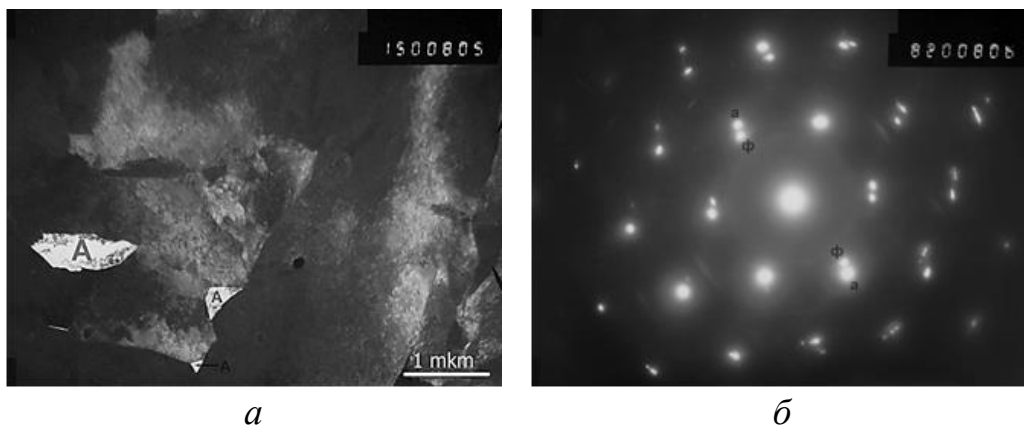


Рисунок 4.12 – Фрагменты аустенита в структуре листового проката класса прочности К65 после деформационного старения, х 15000

а - темное поле в рефлексе аустенита;

б - дифракционная картина

Таким образом, каких-либо отличий структурного состояния данного образца по сравнению с образцом в исходном состоянии обнаружено не было, за исключением полного отсутствия М/А "островков" и уменьшения количества остаточного аустенита.

Для подтверждения факта исчезновения М/А-составляющей в результате деформационного старения в листовом прокате класса прочности К65 с бейнитной структурой дополнительно провели оценку микроструктуры методом оптической микроскопии, используя специальный способ травления. Для исследования отобраны образцы К65 в исходном состоянии и после деформационного старения.

Изучение микроструктуры проводили на шлифах, вырезанных вдоль направления прокатки, после цветного травления в специальном реактиве Лепера, позволяющем выявить и оценить объемную долю островков М/А-составляющей в матрице. Реактив получали путем смешивания двух компонентов в соотношении 1:1 непосредственно перед травлением: 4%-ого раствора пикриновой кислоты в спирте и 1%-ого водного раствора метабисульфита натрия ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$).

Результаты металлографического анализа приведены на рисунке 4.13.

На полученных изображениях микроструктуры М/А-структура окрашивается белым цветом.

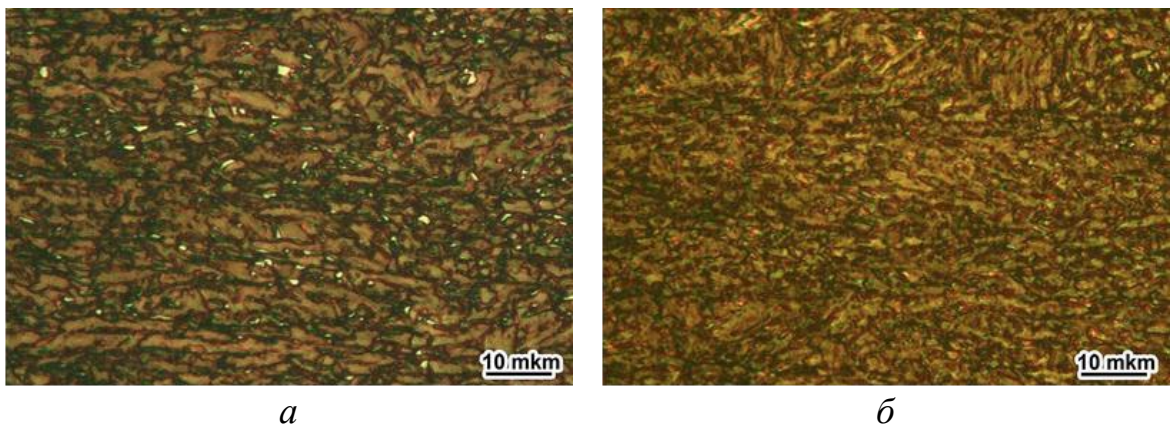


Рисунок 4.13 – Микроструктура листового проката класса прочности К65 в исходном состоянии (а) и после деформационного старения (б), х800

Как видно из рисунка, в структуре стали К65 присутствуют островки предположительно М/А-составляющей. Объемная доля этих фаз в структуре невысока и составляет приблизительно 2-3%. Величина обнаруженных островков достаточно мала - 2 мкм.

После деформационного старения отмечается полное отсутствие вышеуказанных элементов структуры.

Фрактографическое исследование поверхности разрушения образцов после ударных испытаний методом сканирующей электронной микроскопии

Объектами исследования являлись изломы ударных образцов КСV, испытанных при температуре -100 °С, в состоянии поставки и после дополнительной обработки – деформационного старения.

Визуальная оценка поверхности изломов образцов листового проката класса прочности К56 с феррито-перлитной структурой в двух состояниях показала, что разрушение носит практически полностью хрупкий характер с присутствием небольшого количества вязких элементов. В исходном состоянии отмечается небольшое количество вязкой составляющей ($\approx 30\%$), уменьшающееся после деформационного старения до 20%. Большую часть поверхности излома в исходном состоянии занимает хрупкий отрыв. После деформационного старения излом имеет отличный вид: в осевой зоне на фоне поверхности, имеющей хрупкий тип разрушения, наблюдается ярко выраженное расщепление глубиной ≈ 2 мм.

На рисунке 4.14 представлены фотографии изломов в зоне распространения трещины в двух состояниях.

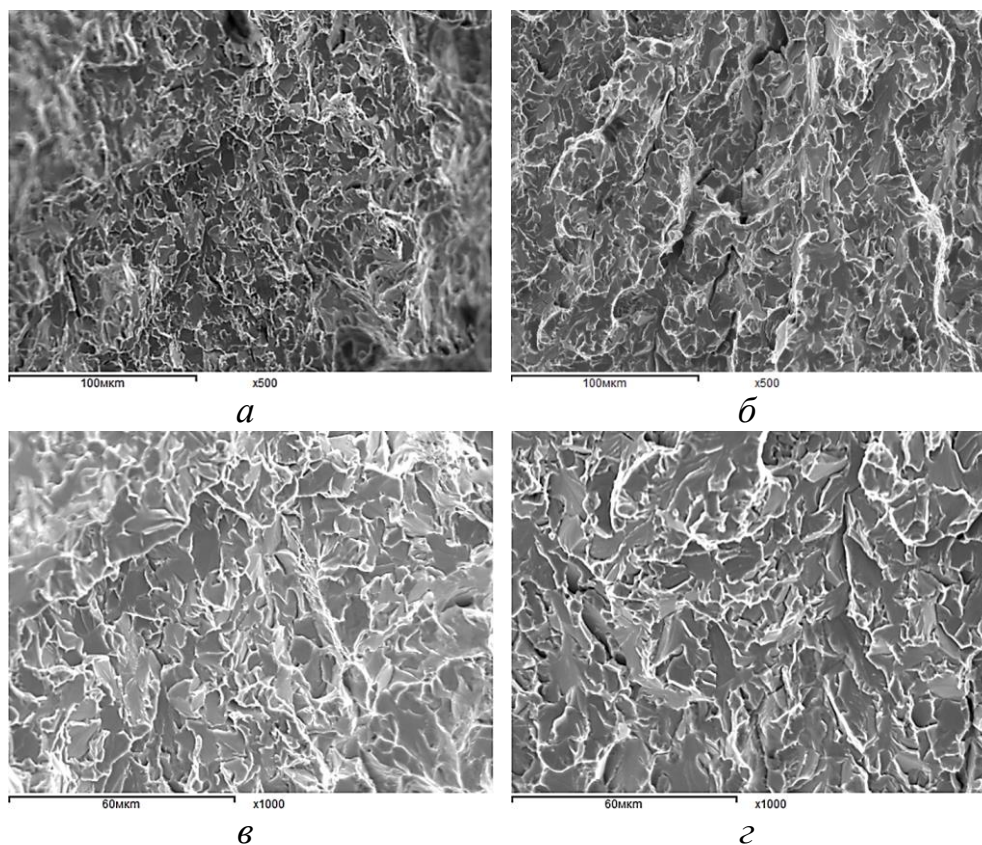


Рисунок 4.14 – Вид поверхности излома в образцах KCV листового проката из феррито-перлитной стали, х 500, х1000

а, в – исходное состояние;

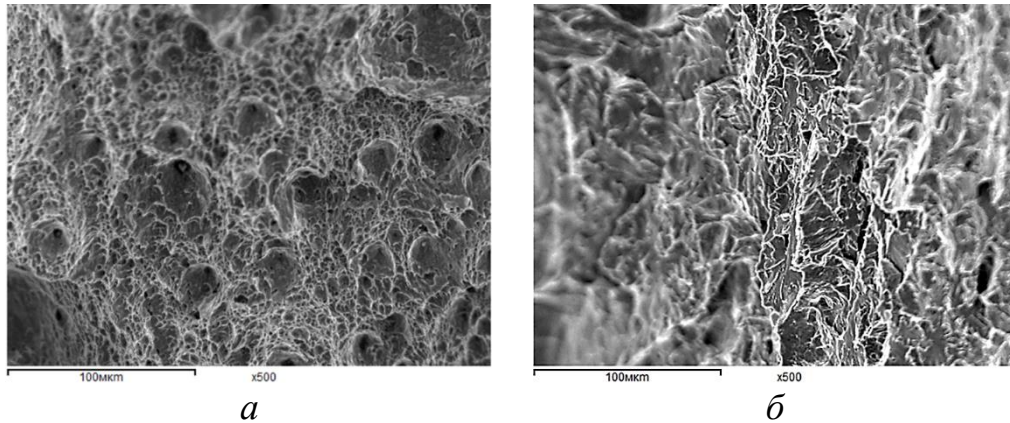
б, г – после деформационного старения

Как видно из рисунка, распространение трещины при температуре испытаний $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в исследуемых образцах происходит по хрупкому механизму: излом, в основном, имеет вид хрупкого транскристаллитного скола с образованием ручьистого микрорельефа. Отмечено наличие некоторого количества небольших участков вязкого разрушения - перемычек.

После деформационного старения происходит значительное укрупнение фасеток скола (примерно в 2 раза), появляется большое количество внутренних трещин, размер которых составляет 20-100 мкм.

При фрактографическом исследовании излома ударного образца стали с бейнитной структурой в исходном состоянии, испытанного при температуре $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$, выявлено, что характер излома смешанный (вязко-хрупкий): верхняя часть области распространения трещины является вязкой,

характеризующейся наличием «ямок» разных размеров - мелких и крупных разной ориентации (рисунок 4.15, *а*); примерно начиная с середины образца, ближе к зоне долома, располагаются расщепления, микростроение склона которых представлено на рисунке 4.15, *б*.



а *б*
Рисунок 4.15 – Вид поверхности излома в образце КСV
листового проката из бейнитной стали
в исходном состоянии, х 500

Внутри расщепления (внутренний склон) разрушение происходит по механизму хрупкого скола с образованием ручьбистого микрорельефа и наличием небольшого количества вязких перемычек.

После деформационного старения излом имеет полностью хрупкий вид, изрезанный двумя крупными трещинами. При исследовании на сканирующем микроскопе выявлено, что микростроение излома образца практически полностью хрупкое с присутствием небольшого количества тонких участков вязкого разрушения, наблюдаются крупные продольные трещины (рисунок 4.16).

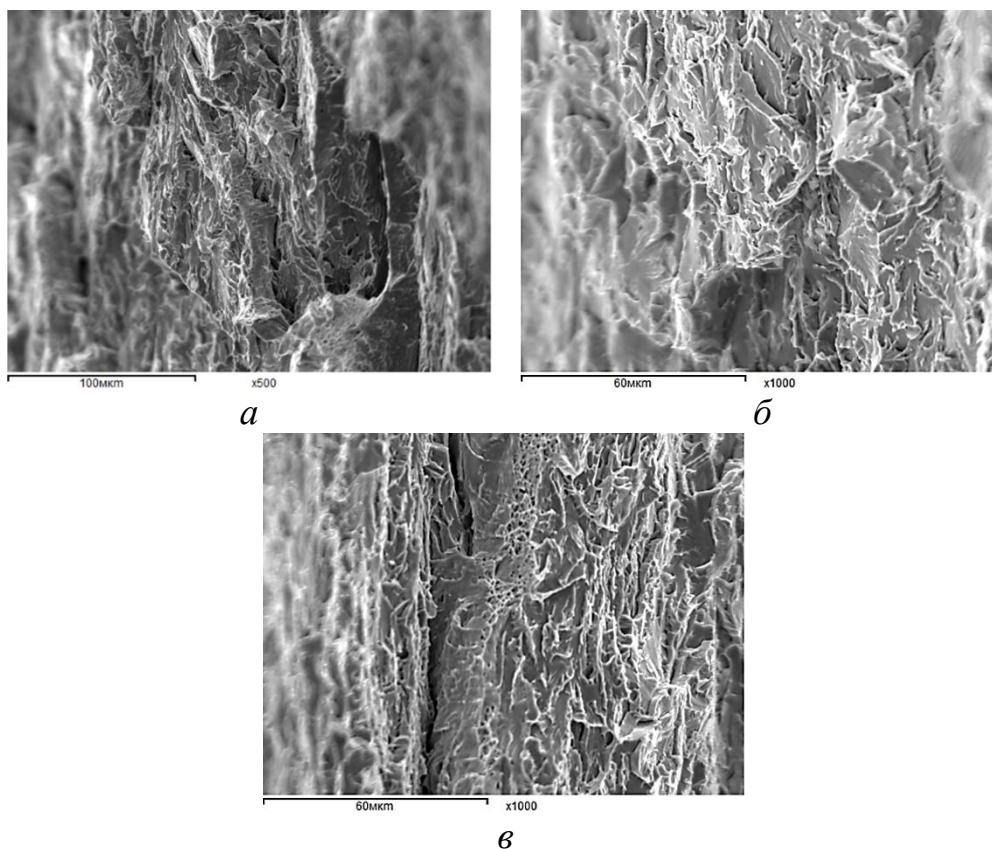


Рисунок 4.16 – Вид излома в образце *KCV*
 листового проката из бейнитной стали
 после деформационного старения, х 500, х1000

Таким образом, по результатам фрактографического анализа установлено, что процесс деформационного старения оказывает влияние на характер разрушения при динамических испытаниях на удар, что отражается на микростроении поверхности излома образцов. Это проявляется в резком охрупчивании бейнитной стали, сопровождающимся сменой микромеханизма разрушения с вязкого транскристаллитного (путем зарождения, роста объединения микропор) на хрупкое. При этом основным механизмом хрупкого разрушения является транскристаллитный (скол по телу α -фазы).

4.2.2. Оценка изменения дислокационной структуры

Исследование влияния деформации и старения на структурное состояние трубных сталей методом рентгеноструктурного анализа

Для оценки влияния деформационного старения на изменение структурного состояния проведено рентгеноструктурное исследование.

Целью работы было исследование изменений структурного состояния путем анализа уровня искажений кристаллической решетки и изменения плотности дислокации в зависимости от степени пластической деформации и последующего старения.

В таблице 4.6 представлены результаты исследований изменения плотности дислокаций и микроискажений решетки.

Таблица 4.6 – Результаты рентгеноструктурного анализа

Класс прочности	Обработка	Ширина линии (220) $\beta \times 10^{-3}$, рад	Искажение решетки $\frac{\Delta a}{a} \times 10^{-4}$	Плотность дислокации, $\rho \times 10^7$, мм ⁻²	
К65	Исходное состояние	7,42	5,67	3,2	
	Деформация, степень, %	1,7	7,82	5,98	3,56
		3	7,85	6,00	3,58
		5	9,6	7,34	5,36
		7	9,2	7,03	4,92
		10	9,6	7,34	5,36
	Деформация + старение, степень деформации, %	1,7	6,9	5,28	2,77
		3	7,25	5,54	3,06
		5	7,5	5,73	3,27
		7	8,7	6,65	4,4
		10	7,4	5,66	3,18

Исходя из полученных данных, построены график зависимости плотности дислокаций от степени деформации (рисунок 4.17).

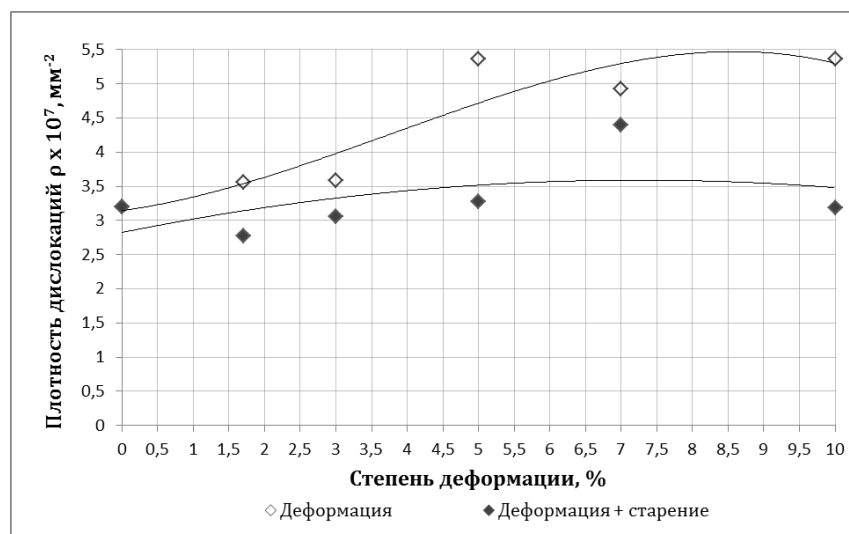


Рисунок 4.17 – Изменение плотности дислокаций с увеличением степени деформации при деформационном старении

Как видно из приведенных данных, с увеличением степени деформации наблюдается уширение дифракционной линии, которая отражает увеличение плотности дислокаций, величины микроискажений кристаллической решетки. Нагрев после деформации приводит к некоторому уменьшению величины микроискажений кристаллической решетки и плотности дислокаций в результате перераспределения атомов углерода и релаксационных процессов.

Другой важной особенностью структурного состояния исследуемой стали является наличие некоторого количества остаточного аустенита, определенного прямыми методами световой и электронной микроскопии. Метод рентгеновской дифрактометрии позволяет дать количественную оценку объемной доли остаточного аустенита и выяснить, изменяется ли оно в металле, подвергнутом деформационному старению.

Для исследования были отобраны образцы листа в исходном состоянии (после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением) и после деформационного старения. Степень деформации при этом составляла 2% и 3%. Последующее старение проводили при температуре 200 °С в течение 1 часа. Результаты исследования методом рентгеновской дифракции (таблица 4.7) показывают, что в исследуемой стали в исходном состоянии выявлен аустенит в количестве 6%, количество которого с увеличением степени деформации уменьшается до 2% (деформация 2%), и при степени деформации 3% участки аустенита не обнаруживаются.

Таблица 4.7 – Доля аустенита в структуре исследуемых образцов

Класс прочности	Состояние материала	Степень деформации, %	Доля аустенита, %
К65	Исходное (КП + УО)	-	6
	После деформационного старения	2	2
		3	н/о

Изучение изменения структурного состояния стали в результате деформационного старения методом внутреннего трения

Характеристика внутреннего трения чувствительна к изменениям, происходящим в структурном состоянии металла после холодной деформации, и отражает способность материала необратимо рассеивать энергию механических колебаний.

Изучение температурной зависимости внутреннего трения позволяет определить концентрацию свободных атомов внедрения, ее изменение в процессе деформационного упрочнения и проследить за поведением дислокаций при их взаимодействии с атомами внедрения в ходе деформационного старения.

Протекание процессов старения отражают два пика, образующихся на кривой температурной зависимости внутреннего трения. Низкотемпературный пик Снука, наблюдающийся в районе температуры 40 °С, свидетельствует о наличии движения свободных атомов углерода и азота в поле напряжений. Чем больше концентрация атомов внедрения в твердом растворе, тем выше пик Снука. Пик Кестера (деформационный пик) появляется вблизи температур 200-250 °С и связан с определенным количеством дислокаций в исходном состоянии и образованием, движением свежих дислокаций, внесенных при пластической деформации в ходе деформационного старения.

Результаты измерений представлены на рисунках 4.18–4.21.

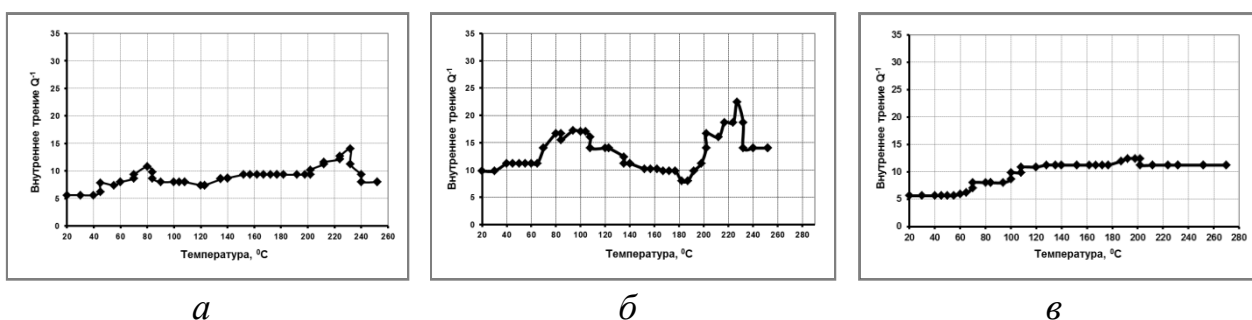


Рисунок 4.18 – Температурная зависимость внутреннего трения металла листового проката класса прочности К52 в разных состояниях:

a – состояние поставки; *б* – деформация 2%;

в – деформация 2% + старение 250 °С, 1 час

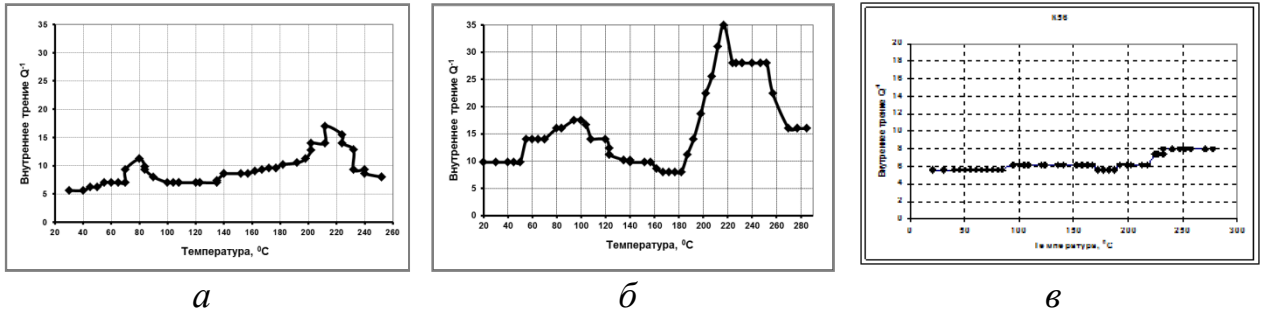


Рисунок 4.19 – Температурная зависимость внутреннего трения металла листового проката класса прочности К56 в разных состояниях:

a – состояние поставки; *б* – деформация 2%;

в – деформация 2% + старение 250 °С, 1 час

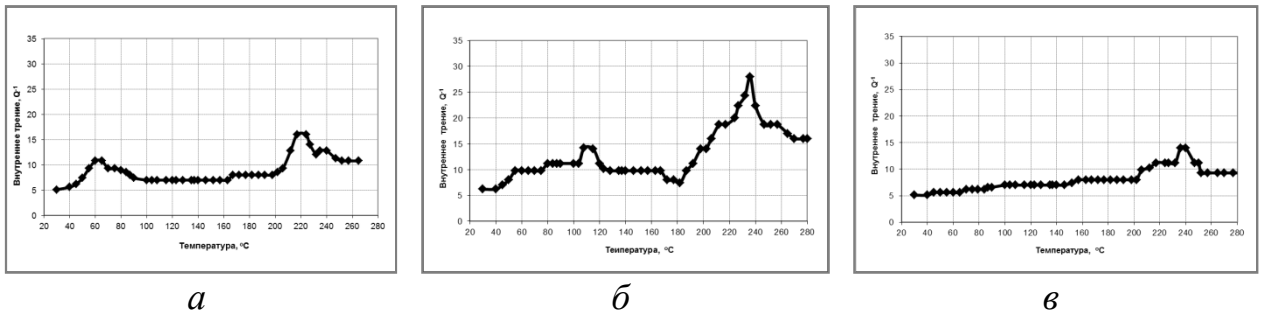


Рисунок 4.20 – Температурная зависимость внутреннего трения металла листового проката класса прочности К60 в разных состояниях:

a – состояние поставки; *б* – деформация 2%;

в – деформация 2% + старение 250 °С, 1 час

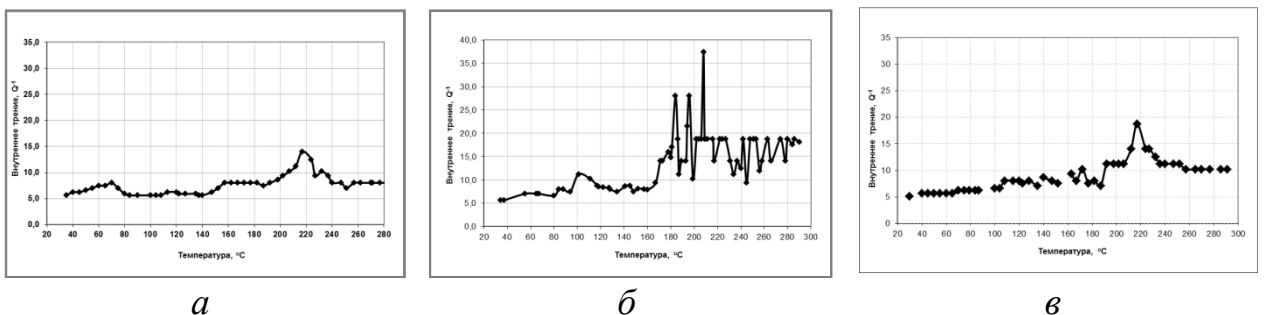


Рисунок 4.21 – Температурная зависимость внутреннего трения металла листового проката класса прочности К65 в разных состояниях:

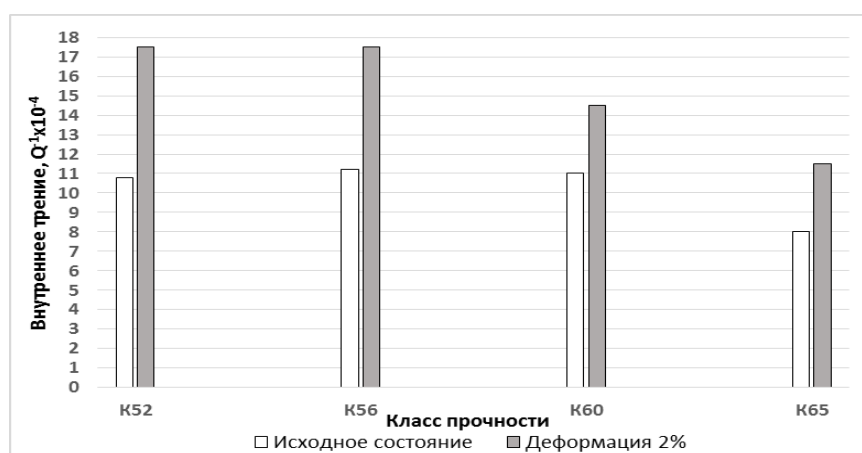
a – состояние поставки; *б* – деформация 2%;

в – деформация 2% + старение 250 °С, 1 час

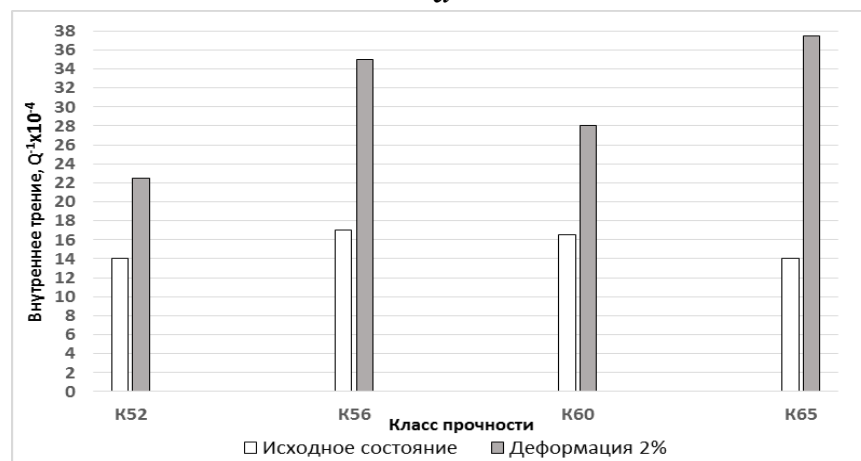
Результаты измерений показывают, что для всех исследованных сталей наблюдается два пика: пик Снука и деформационный пик (Кестера).

В исходном состоянии все образцы характеризуются примерно одинаковыми значениями пика Снука ($\approx 11 \times 10^{-4}\%$), однако для стали К65 величина этого параметра чуть ниже и составляет $8 \times 10^{-4}\%$.

После приложенной деформации 2% максимумы Снука и Кестера возрастают во всех сталях с разной интенсивностью (рисунок 4.22).



а



б

Рисунок 4.22 – Максимумы Снука (*а*) и Кестера (*б*) в сталях различной категории прочности в исходном состоянии и после деформации 2%

Возрастание уровня пика Снука связано с увеличением количества свободных атомов внедрения, участвующих во взаимодействии с дислокациями, внесенными при пластической деформации. В разных сталях

пик Снука меняется неодинаково: в стали К52 увеличивается на 62%; К56 – на 56%; К60 – 32%; К65 – 44%. Повышенная склонность к увеличению свободных атомов внедрения в поле напряжений в сталях К52 и К56 связана, по-видимому, с более высоким процентным содержанием углерода в химическом составе по сравнению со сталями К60 и К65.

Увеличение пика Кестера свидетельствует о протекании процесса деформационного старения, его высота увеличивается с внесением свежих дислокаций при росте деформационного воздействия. Изменение деформационного пика после холодной пластической деформации в исследуемых сталях также происходит по-разному: в листовом прокате класса прочности К52 увеличивается на 61%; К56 – 106%; К60 – 70%; К65 – 168%. Т.е. в стали бейнитного типа с более высокой плотностью дислокации высота деформационного максимума увеличивается более чем в 2 раза.

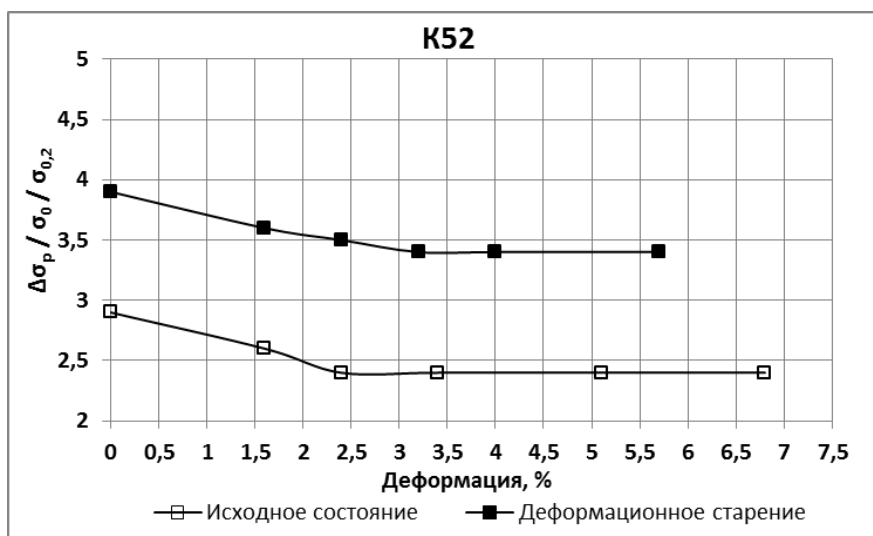
После старения продолжительностью 1 час при температуре 250 °С на кривой температурной зависимости внутреннего трения оба пика исчезают, что является следствием взаимодействия атомов внедрения с дислокациями, возникающими при деформации, что приводит к снижению их подвижности.

4.2.3. Определение склонности к релаксации напряжений

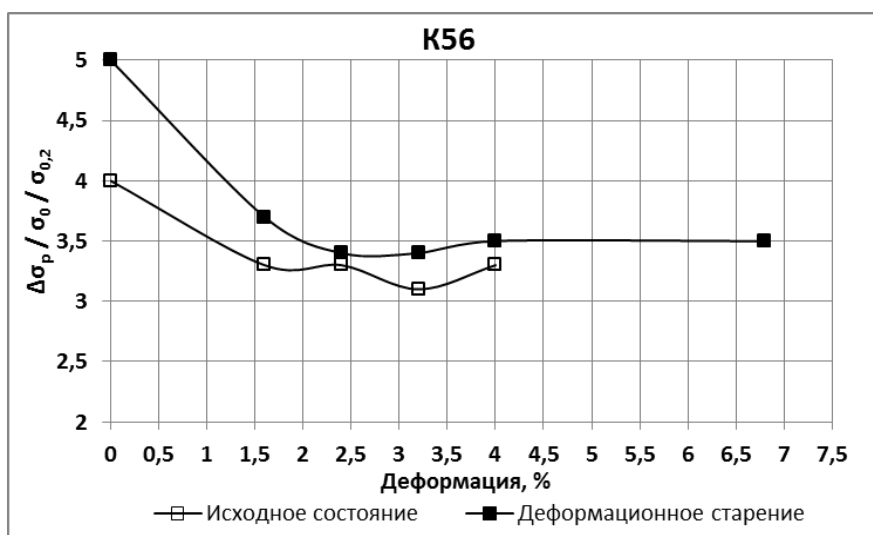
В работе был использован метод измерения релаксационного эффекта, как один из наиболее чувствительных к изменению уровня локальных микронапряжений, возникающих, в том числе и при деформационном старении.

В отличие от релаксации напряжений в упругой области, характеризующей локальные микронапряжения, возникающие при малых деформациях и отражающих процесс зарождения и распространения трещины при хрупком разрушении, оценку влияния деформационного старения на релаксационный эффект проводили в области пластической деформации с определением величины релаксационного эффекта в

зависимости от степени пластической деформации. На рисунках 4.23, 4.24 представлены результаты измерения релаксационного эффекта трубных сталей в исходном состоянии и после деформационного старения.



а

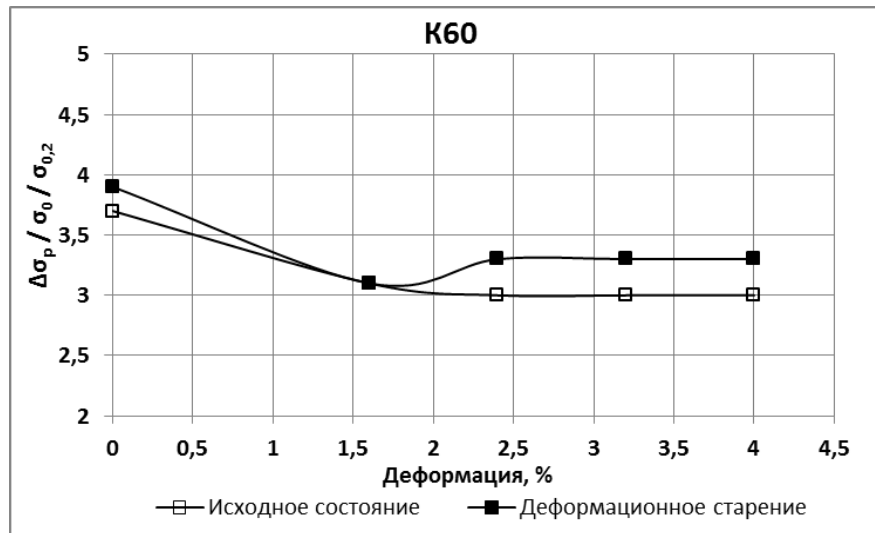


б

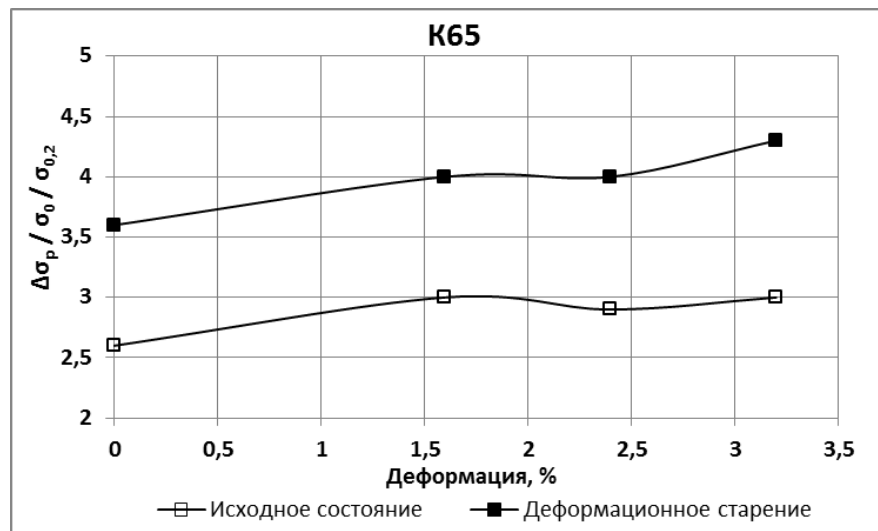
Рисунок 4.23 – Зависимость релаксационного эффекта от величины деформации при испытании на релаксацию напряжений в пластической области

а – листовый прокат класса прочности К52;

б – листовый прокат класса прочности К56



а



б

Рисунок 4.24 – Зависимость релаксационного эффекта от величины деформации при испытании на релаксацию напряжений в пластической области

а – листовый прокат класса прочности К60;

б – листовый прокат класса прочности К65

Из рисунков видно, что величина релаксационного эффекта для всех исследованных сталей практически не зависит от степени пластической деформации. При этом величина релаксационного эффекта увеличивается в результате деформационного старения. В наибольшей степени увеличение релаксационного эффекта после деформационного старения наблюдается для сталей К52 и К65, имеющих в структуре бейнитную составляющую.

Более высокие значения релаксационного эффекта в стали, подвергнутой деформационному старению, свидетельствуют о возникновении в металле высоких локальных микронапряжений под нагрузкой и их релаксации за счет протекания микропластической деформации.

4.2.4. Оценка влияния деформационного старения на скоростную зависимость предела текучести сталей с разным структурным состоянием

Склонность бейнитных сталей к деформационному старению выше, чем сталей с ферритно-перлитной структурой, причем механизм этого явления сложнее и включает не только блокировку подвижных дислокаций атмосферами атомов внедрения, но и взаимодействие свободных дислокаций с полями упругих напряжений кристаллической решетки. Считается, что преодоление дислокациями полей упругих искажений кристаллической решетки осуществляется посредством термических флуктуаций [126].

Поскольку при деформационном старении происходит перераспределение атомов внедрения и их взаимодействие с дислокациями, то эти факторы должны оказывать влияние на термически активированные процессы дислокационного скольжения.

Оценить роль примесей внедрения на термически активированные процессы движения дислокаций возможно по характеру скоростной зависимости сопротивления материала деформации [127, 128]. В связи этим, представляло интерес исследовать влияние деформационного старения на скоростную зависимость сопротивления деформации низколегированной стали с ферритно-перлитной и бейнитной структурами.

Испытания с переменной скоростью деформации показали, что ее увеличение в 10 раз приводит к резкому повышению сопротивления деформации обеих сталей, вызванному изменением скорости движения дислокации под действием приложенного напряжения в соответствии с

изменением скорости нагружения. На кривой деформации это выражается в приросте (скачке) напряжения $\Delta\sigma_{\dot{\varepsilon}}$, рисунок 4.25.



Рисунок 4.25 – Схема изменения прироста сопротивления деформации при переменной скорости нагружения сталей с различной структурой в исходном состоянии и после деформационного старения

По результатам испытаний величина скачка напряжения при увеличении скорости деформации практически не зависит от степени пластической деформации, т.е. от участка на кривой напряжение-деформация, на котором производится скачкообразное изменение скорости нагружения.

В исходном состоянии средняя величина прироста напряжения $\Delta\sigma_{\dot{\varepsilon}}$ для бейнитной стали К65 больше, чем для феррито-перлитной стали примерно на 10% – 11,4 против 10,3 Н/мм². Деформационное старение увеличивает $\Delta\sigma_{\dot{\varepsilon}}$ для той и другой стали. Следует отметить, что после скачкообразного увеличения скорости деформации на кривой напряжение-деформация для той и другой стали после деформационного старения наблюдается зуб текучести.

Из полученных экспериментальных результатов следует, что деформационное старение повышает предел текучести и понижает сопротивление разрушению, особенно при низких температурах. Как уже отмечалось, это является следствием взаимодействия атомов внедрения с

дислокациями, которое сопровождается образованием на них «атмосфер», затрудняющих их движение. Однако при исследовании скоростной зависимости сопротивления деформации изменение скорости нагружения осуществлялось за площадкой текучести, поэтому наблюдаемый прирост напряжения течения не связан с отрывом дислокаций от «атмосфер» атомов внедрения.

Тогда с чем может быть связана скоростная зависимость сопротивления деформации исследованных сталей в исходном состоянии и после деформационного старения?

Известно, что такие характеристики как предел текучести и критическая температура хрупкости железа и его сплавов чувствительны к изменению скорости деформации [126–132].

Существующие теории объясняют резкий рост предела текучести при снижении температуры или увеличении скорости деформации влиянием примесей внедрения, а также термически активированным преодолением движущимися дислокациями периодического силового поля кристаллической решетки или особенностями геометрии скольжения в металлах с ОЦК-решеткой. Свободные дислокации при движении взаимодействуют с полями упругих искажений атомов примесей, образующих однородные твердые растворы внедрения. Полагают, что преодоление дислокациями полей тетрагональных искажений осуществляется с помощью термических флуктуаций [126–128].

Для анализа результатов экспериментов с переменной скоростью деформирования привлекают формулу для активационного объема, характеризующего подвижность дислокаций в условиях термоактивации, полученную в результате преобразования известных эмпирических выражений динамики дислокационного скольжения [126–128, 133]:

$$\dot{\epsilon} = \rho b v, \quad (4.2)$$

где $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации растяжения, ρ – плотность дислокаций, v – средняя скорость их движения.

Поскольку $v = \exp(-\Delta G/kT)$, (4.3)

где ΔG – свободная энергия, необходимая для движения дислокаций, то

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp(-\Delta G/kT), \quad (4.4)$$

Преобразуем выражение (4.3), подставив значение свободной энергии, определяемое следующим образом [12]:

$$\Delta G = \Delta g - \tau^* V^*, \quad (4.5)$$

где Δg – константа, τ^* – эффективное напряжение, действующее на дислокацию, Величина $V^* = lb\Delta R$ носит название активационного объема и характеризует подвижность дислокаций в условиях термоактивации., при этом l – длина отрезка свободной дислокации, ΔR – активационное расстояние, b – вектор Бюргерса.

Таким образом, получаем связь между активационным объемом V^* и приростом напряжения при изменении скорости деформации $\Delta\sigma_\varepsilon$, полагая при этом, что деформация осуществляется дислокациями одного типа и в процессе изменения скорости нагружения ($\dot{\varepsilon}_2$ и $\dot{\varepsilon}_1$) плотность подвижных дислокаций остается постоянной:

$$V^* \approx \ln(\dot{\varepsilon}_2/\dot{\varepsilon}_1)/\Delta\sigma_\varepsilon, \quad (4.6)$$

Из этого выражения следует, что величина V^* обратно пропорциональна скачку напряжения $\Delta\sigma_\varepsilon$ и, следовательно, по его изменению можно судить о механизме термически активированного скольжения дислокаций.

Известно, что примеси внедрения способствуют росту сопротивления деформации $\Delta\sigma_\varepsilon$ в результате повышения скорости деформации, что является следствием увеличения полей тетрагональных искажений кристаллической решетки вокруг атомов примесей [128-130]. Можно полагать, что повышенное значение $\Delta\sigma_\varepsilon$ для бейнитной стали отражает более низкую величину активационного объема и пониженную скорость движения дислокаций вследствие большей концентрации примесных атомов в твердом растворе. В бейнитной структуре, менее равновесной, чем феррито-перлитная, вероятно, больше концентрация свободных атомов внедрения в

твердом растворе и, следовательно, выше тетрагональные искажения вокруг них, препятствующие движению дислокаций.

Деформационное старение уменьшает концентрацию свободных атомов внедрения в решетке, но блокирует дислокации за счет образования на них «атмосфер». Однако скачки $\Delta\sigma_\varepsilon$ наблюдаются при деформации за пределом текучести, когда дислокации оторваны от точек закрепления. В связи с этим, можно предположить, что увеличение значений прироста напряжений $\Delta\sigma_\varepsilon$ и уменьшение величины активационного объема после деформационного старения бейнитной и феррито-перлитной сталей являются следствием конкуренции, как минимум, двух процессов. Снижение подвижности дислокаций за счет увеличения потенциальных барьеров для их движения в результате большей плотности препятствий бывших точек закрепления, освободившихся в результате отрыва от них движущихся в процессе деформации дислокаций и уменьшения концентрации примесных атомов внедрения в твердом растворе, первый из которых превалирует над вторым. Нельзя исключить также роль процесса динамического деформационного старения, протекающего в ходе стадии деформации с пониженной скоростью нагружения и служащего дополнительным фактором, препятствующим скольжению при скачкообразном повышении скорости деформации. В пользу этого механизма свидетельствует образование зуба текучести на кривой деформации с повышенной скоростью сталей, подверженных деформационному старению.

Таким образом, деформационное старение не только повышает предел текучести в результате закрепления дислокаций «атмосферами» примесных атомов, но и затрудняет процесс деформации вследствие уменьшения активационного объема и скорости движения дислокаций, способствуя снижению сопротивления вязкому и хрупкому разрушению.

4.3. Особенности и механизм деформационного старения низколегированных сталей со структурой бейнитного типа

Исследование структурного состояния различными методами позволяет сформулировать особенности механизма деформационного старения стали со структурой, состоящей из бейнитного феррита, полигонального феррита, вкраплений остаточного аустенита, и оценить его влияние на изменение механических свойств и сопротивление разрушению.

С помощью метода рентгеновской дифрактометрии в образцах листового проката категории прочности К65 в исходном состоянии выявлен аустенит в количестве 6%, количество которого при увеличении степени деформации уменьшается, и при деформации 3 % происходит его полное исчезновение.

Аналогичные результаты получены при изучении структурного состояния методами просвечивающей электронной микроскопии и оптической микроскопии с помощью специального травления: обнаружено, что в результате деформационного старения в стали К65 островки М/А (мартенсит/аустенит), отчетливо наблюдаемые в исходном состоянии, исчезают.

Как известно, вкрапления островков М/А определенной величины в структуре стали в небольших количествах (2-5%) способствуют сохранению деформационной способности за счет разницы в прочности мелкодисперсных участков М/А и основной структуры и являются фактором упрочения матрицы.

Таким образом, в ходе деформации стали К65 реализуется процесс превращения остаточного аустенита в мартенсит деформации (локальный TRIP-эффект), что подтверждается данными рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов. С увеличением степени деформации происходит превращение оставшихся участков остаточного

аустенита, в том числе содержащегося в М/А-составляющей, до полного его исчезновения при степени деформации 3 %.

Нагрев при температуре 200 °С приводит к распаду мартенситной составляющей с выделением карбидов, что снижает сопротивление металла пластической деформации.

Полное исчезновение участков остаточного аустенита в структуре исследованной бейнитной стали, наблюдаемое при степени деформации 3%, приводит к снижению сопротивления пластической деформации с одновременным снижением прочности материала за счет исчезновения М/А.

Механизм аномального вида диаграммы растяжения после деформационного старения бейнитной стали является следствием двух процессов, имеющих противоположное влияние на сопротивление деформации: упрочнение вследствие повышения предела текучести в результате закрепления дислокаций атомами внедрения и разупрочнение, вызванное исчезновением участков М/А, упрочняющих металл в исходном состоянии, в результате TRIP-эффекта при предварительной деформации и распада мартенсита при последующем нагреве.

Выводы по главе 4

1. Установлено, что вследствие деформационного старения повышается значение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, снижаются показатели пластичности. Параметр $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ характеризует способность к деформационному упрочнению металла. Увеличение данного показателя происходит за счет роста предела текучести, что наиболее ярко выражено в стали с бейнитной структурой (К65), в которой в процессе деформационного старения при степени деформации 2% $\sigma_{0,2}/\sigma_B \rightarrow 1$.

2. Одновременно происходит снижение уровня ударной вязкости при всех температурах испытания и трещиностойкости. В стали с бейнитным типом структуры снижение значений ударной вязкости наиболее

ярко выражено при испытании образцов *KCV* в области низких (переходных) температур, что, по-видимому, связано с существенным уменьшением работы зарождения трещины в области низких температур. В стали с феррито-перлитной структурой снижение значений ударной вязкости происходит более плавно в области низких (переходных) температур, что, по-видимому, связано с тем, что равномерно снижаются обе составляющие работы разрушения.

3. Установлено, что деформационное старение бейнитной стали в значительно большей степени снижает трещиностойкость (работу зарождения, работу распространения трещины, ее критическое раскрытие) при статических испытаниях на изгиб, чем феррито-перлитной стали. Таким образом, в результате деформационного старения в большей степени снижается сопротивление разрушению трубных сталей со структурой бейнитного типа.

4. При изучении структурного состояния методами просвечивающей электронной микроскопии и оптической микроскопии с помощью специального травления: обнаружено, что в результате деформационного старения в стали К65 островки фазы М/А (мартенсит/аустенит), отчетливо наблюдаемые в исходном состоянии, исчезают.

5. Методом рентгеновской дифрактометрии в образцах листового проката категории прочности К65 в исходном состоянии выявлен аустенит в количестве 6%, количество которого при увеличении степени деформации уменьшается, и при деформации 3 % происходит его полное исчезновение.

6. Показано, что увеличивается релаксационный эффект, что свидетельствует о повышенном уровне локальных напряжений, возникающих при нагружении и деформации вследствие закрепления дислокаций атомами внедрения, концентрация которых возрастает в процессе предварительной деформации, о чем свидетельствует рост пика Снука при измерении внутреннего трения. Наиболее сильное влияние

деформационного старения на релаксационный эффект обнаружено на стали К65 со структурой бейнитного типа.

7. Установлено, что резкое увеличение скорости деформации повышает сопротивление деформации, прирост которого для бейнитной структуры выше, чем для феррито-перлитной. Деформационное старение увеличивает прирост предела текучести при скачкообразном повышении скорости деформации для обеих исследованных сталей, в большей степени для стали с бейнитной структурой. Более высокий прирост сопротивления деформации для бейнитной стали является следствием снижения подвижности термоактивируемого скольжения в результате увеличения полей искажений кристаллической решетки вокруг атомов внедрения, концентрация которых в менее равновесной бейнитной структуре выше, чем в феррито-перлитной.

6. Предложен механизм деформационного старения стали с бейнитным типом структуры, являющийся следствием двух процессов, имеющих противоположное влияние на сопротивление деформации: упрочнение вследствие повышения предела текучести в результате закрепления дислокаций атомами внедрения и разупрочнение, вызванное исчезновением островков М/А, упрочняющих металл в исходном состоянии, в результате TRIP - эффекта при предварительной деформации и распада мартенсита при последующем нагреве..

Глава 5. Исследование влияния предварительной пластической деформации при изготовлении гнутых отводов на механические свойства и склонность к деформационному старению

Поведено исследование структуры и свойств трубной стали с высокой деформационной способностью, используемой при производстве труб для зон АТР и применяемой для изготовления гнутых отводов. Высокая способность к деформационному упрочнению необходима для исключения выпучивания трубы при деформации в продольном направлении в условиях подвижек грунта, что характерно, например, для сейсмоактивных районов.

Для обеспечения высокой деформационной способности трубопровода сталь должна обладать пониженными значениями σ_T/σ_B , иметь непрерывный вид диаграммы растяжения для продольных образцов, вырезанных в продольном направлении; высокие значения равномерного удлинения (δ_p).

Исследование влияния предварительной деформации от 1,5 до 7,0% на механические свойства на полномасштабных образцах

Приведены результаты механических испытаний и изучения структурного состояния металла предварительно нагретых труб класса прочности К60 с разной степенью холодной деформации, таблица 5.1.

Таблица 5.1 – Механические свойства предварительно деформированной трубной стали К60

Предел текучести		Временное сопротивление	Относительное удлинение,	Равномерное удлинение,	Относительное сужение	$\sigma_{0,5}/\sigma_B$ ($R_{t0,5}/R_m$)	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$ ($R_{p0,2}/R_m$)
$\sigma_{0,2}(R_{p0,2})$ Н/мм ²	$\sigma_{0,5}(R_{t0,5})$ Н/мм ²						
исходные значения в продольном направлении							
594	594	690	19,1	9,7	-	0,86	
пластическая деформация 1,5% (продольные образцы тип III номер 4 по ГОСТ 1497)							
620	620	684	25	12,1	71	0,91	0,91
пластическая деформация 3,0% (продольные образцы тип III номер 4 по ГОСТ 1497)							
668	668	684	21	7,4	70	0,98	0,98
пластическая деформация 5,0% (продольные образцы тип III номер 4 по ГОСТ 1497)							
724	724	724	19	0,7	62	1,00	1,00
пластическая деформация 7,0% (продольные образцы тип III номер 4 по ГОСТ 1497)							
726	726	732	20	0,5	67	0,99	0,99
пластическая деформация 1,5% (поперечные образцы тип III номер 4 по ГОСТ 1497)							
592	627	708	24	10,1	68	0,89	0,84
пластическая деформация 3,0% (поперечные образцы тип III номер 4 по ГОСТ 1497)							
594	648	706	23	7,9	70	0,92	0,84
пластическая деформация 5,0% (поперечные образцы тип III номер 4 по ГОСТ 1497)							
622	695	746	17	4,4	66	0,93	0,83
пластическая деформация 7,0% (поперечные образцы тип III номер 4 по ГОСТ 1497)							
647	701	742	17	4,1	66	0,94	0,87
Требования СТО Газпром 2-4.1-713-2013							
-	≥485	590-710	≥20	-	-	≤ 0,90	-

Из приведенных данных следует, что для образцов, вырезанных в продольном направлении, с увеличением степени предварительной деформации значения предела текучести возрастают. Так в исходном состоянии значение условного предела текучести $\sigma_{0,2}(R_{p0,2})$ составляло 594 Н/мм², после деформации 1,5% – 620 Н/мм² (т.е. увеличилось на 26 Н/мм²); при деформации 3% составило 668 Н/мм² (увеличилось на 74 Н/мм² по сравнению с исходным); деформации 5% - 724 Н/мм² (увеличилось на 130 Н/мм² по сравнению с исходным) и после 7% деформации стало 726 Н/мм² (увеличилось на 132 Н/мм² по сравнению с исходным). При сравнении значений временного сопротивления после деформации 1,5% и 3,0%, видно, что изменений практически не происходит, так же и для 5,0% и 7% деформаций полученные значения близки. Следовательно, для металла, вырезанного в продольном направлении, деформация на 5% приводит к значительному повышению предела текучести, который, в свою очередь, становится равным или близким временному сопротивлению этого же металла, что исключает стадию зарождения трещины, так как металл сразу переходит к стадии распространения трещины, это заметно при сравнении относительного удлинения, как показателя общего удлинения образца и равномерного удлинения, отражающего только величину пластической деформации стадии зарождения трещины. Дальнейшее увеличение деформации до 7% заметных изменений не вносит. Соответственно, в данном случае отношение предела текучести $\sigma_{0,5}(R_{0,5})$ к временному сопротивлению $\sigma_b(R_m)$ равно 1,0. Такая же закономерность прослеживается и в ранее проведенном эксперименте, где сравнивались лишь две деформации, там предел текучести также очень близок к значению временного сопротивления.

Исследуя образцы металла, вырезанные в поперечном направлении, а именно это направление имитирует зарождение и распространение трещины в реальных условиях, видно, что значительные изменения предела текучести металла заметны при сравнении деформации 1,5; 3,0% и 5,0; 7,0%. Однако в металле, вырезанном в поперечном направлении, значения предела текучести

$\sigma_{0,5}(R_{t0,5})$ и временного сопротивления σ_B , (R_m) отличаются друг от друга. Так, отношение $\sigma_{0,5}(R_{t0,5})$ к $\sigma_B(R_m)$ слегка возрастает с увеличением степени деформации.

Сравнивая значения, полученные при деформации образцов, с требованиями "СТО Газпром 2-4.1-713-2013", установлено, что значения временного сопротивления полностью удовлетворяют требованиям только для случаев с деформациями 1,5 и 3,0% в продольном направлении вырезки образцов, в поперечном направлении данные значения находятся вблизи верхнего значения, регламентированного требованиями. Деформации 5,0 и 7,0% полностью выходят за рамки данных требований. Значения относительного удлинения также удовлетворительны только для случаев с 1,5 и 3,0% деформацией. Требования к отношению $\sigma_{0,5}(R_{t0,5})$ к $\sigma_B(R_m)$ выполняются только в одном случае: для поперечных образцов после деформации 1,5%.

Таким образом, можно сделать заключение, что самая оптимальная деформация из исследуемых - 1,5%, а значительное ухудшение свойств начинается с деформации в 5,0%. Значительного же изменения свойств после деформации от 1,5 до 3,0% и от 5,0 до 7,0% не происходит. Для продольно вырезанных образцов и соответственно имитации поперечного распространения трещины значение деформации в 5,0% является предельным. При поперечных испытаниях образцов и соответственно имитации продольного распространения трещины изменения заметны, но в металле даже после самой большой степени остаточной деформации (7%) остается возможность протекания пластической деформации и зарождения трещины - разрушение металла не будет происходить мгновенно.

Таблица 5.2 – Результаты испытаний на хладостойкость поперечных образцов из стали К60 при температуре $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$

Температура испытаний, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$	
Пластическая деформация, %	KCV , Дж/см ²
1,5	266
3,0	295
5,0	232
7,0	250
Требования СТО Газпром 2–4.1–713–2013	
-	170

Из представленных в таблице 5.2 данных видно, что при испытаниях образцов стали К60 при температуре $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ предварительная пластическая деформация отрицательно сказывается на хладостойкости стали. Так после деформации 5% полученные значения снизились, оказались самыми низкими и составили 232 Дж/см², при деформации 1,5 и 3,0% значения оказались самыми высокими и составили 266 и 295 Дж/см², соответственно. Деформация 7% оказалась выше деформации в 5%, но при этом ниже 1,5 и 3,0%. Эти данные свидетельствуют о том, что деформация металла на 5 и 7% понижает значения ударной вязкости KCV^{-40} . Однако стоит отметить, что все полученные результаты вне зависимости от степени деформации удовлетворяют требованиям "СТО Газпром 2-4.1-713-2013" и значительно превышают их.

Деформированные образцы дополнительно были подвержены старению при $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1ч. Результаты приведены на рисунке 5.1.

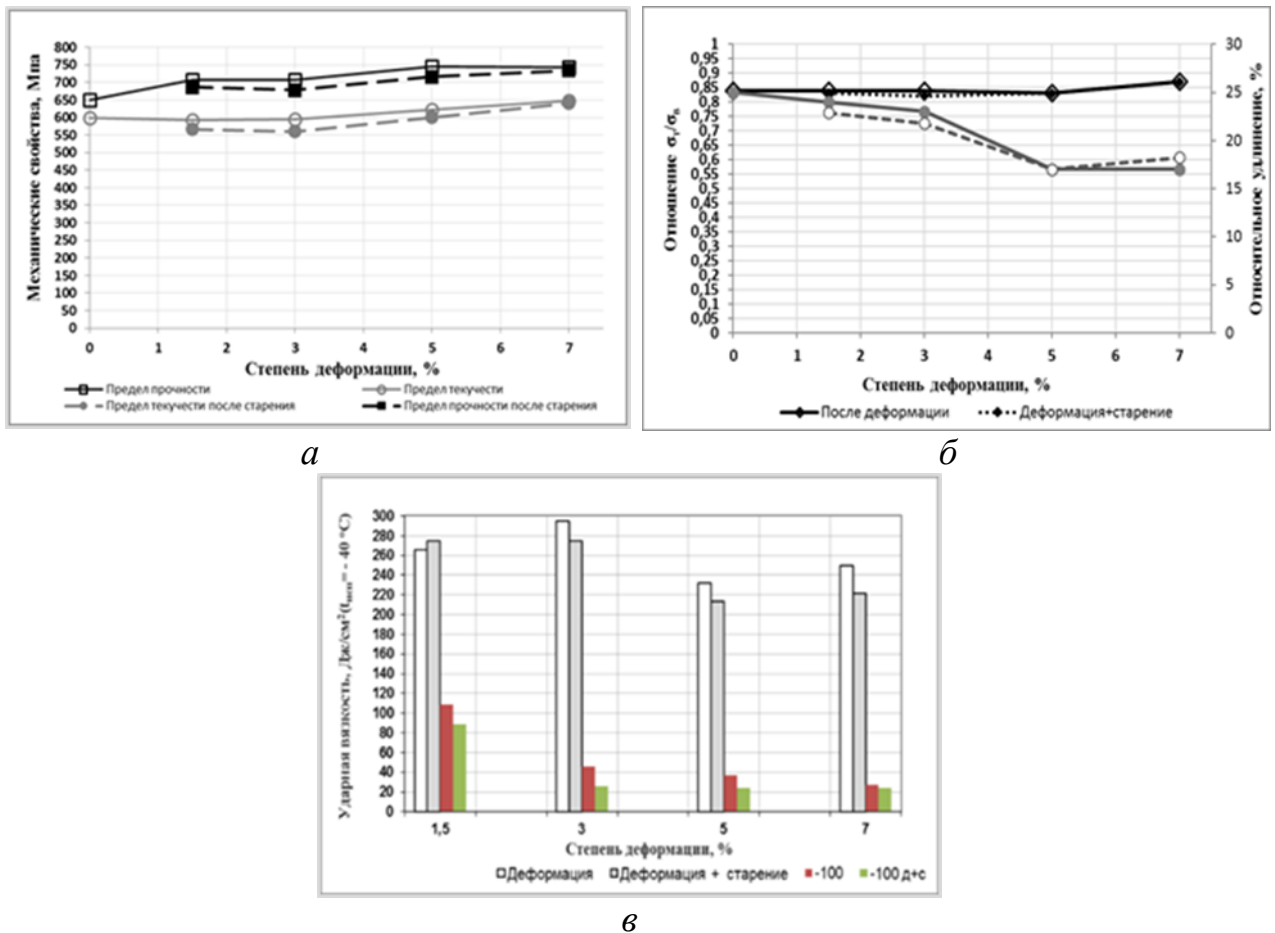


Рисунок 5.1 – Изменение механических свойств при холодной деформации и последующем старении труб

Из рисунка видно, что уровень свойств после старения предварительно деформированного металла меняется незначительно.

Исследование структурного состояния образцов труб после изготовления отводов

Проведено исследование микроструктуры образцов труб класса прочности К60, предназначенных для изготовления отводов холодного гнутья. Образцы отобраны от одной трубы: образец с маркировкой 5121 отобран от участка, соответствующего по расположению зоне растяжения гибов, но не подвергнутый деформации; образец 2121 – от участка зоны растяжения, соответствующего гибу №1 (радиус гiba 20D, степень деформации 2,7%); образец 3121 – от участка зоны растяжения после гiba №2 (радиус гiba 30D, степень деформации 1,7%). Химический состав исследуемой стали: 0,06%С-1,78%Mn-0,2%Ni-0,2%Cu-0,058%Nb-0,02%V-

0,02%Ti. Прокат для труб произведен по технологии контролируемой прокатки с низкой температурой конца прокатки, началом ускоренного охлаждения ниже температуры A_{r3} и низкой температурой конца ускоренного охлаждения. Перед холодной деформацией при гибке трубы подвергались термобработке, имитирующей нанесение покрытия ($T=205-215$ °C).

Пластины для изготовления образцов вырезались перпендикулярно поверхности таким образом, чтобы центр пластины соответствовал расстоянию в 1/4 от поверхности.

Исследование микроструктуры образцов методом оптической микроскопии

Фотографии структуры образцов, полученные при исследовании методами оптической и сканирующей электронной микроскопии. Структура исследуемых образцов состоит из полигонального феррита и мартенсита в соотношении 70% / 30%. Микроструктура является мелкодисперсной (зерно имеет размер не крупнее номера 10 по ГОСТ 5639), характеризуется низким уровнем полосчатости и отсутствием явно выраженной ликвации в осевой зоне проката. Значительных отличий в микроструктуре трех образцов не было выявлено.

В структуре присутствует в основном феррит полигональной морфологии, размер зерна не превышает 10 мкм. Вторая составляющая представляе собой мартенсит. В результате исследования микроструктуры образцов после травления в растворе ЛеПера, наличия в структуре образцов «островков» М/А составляющей не выявлено (рисунок 5.2).

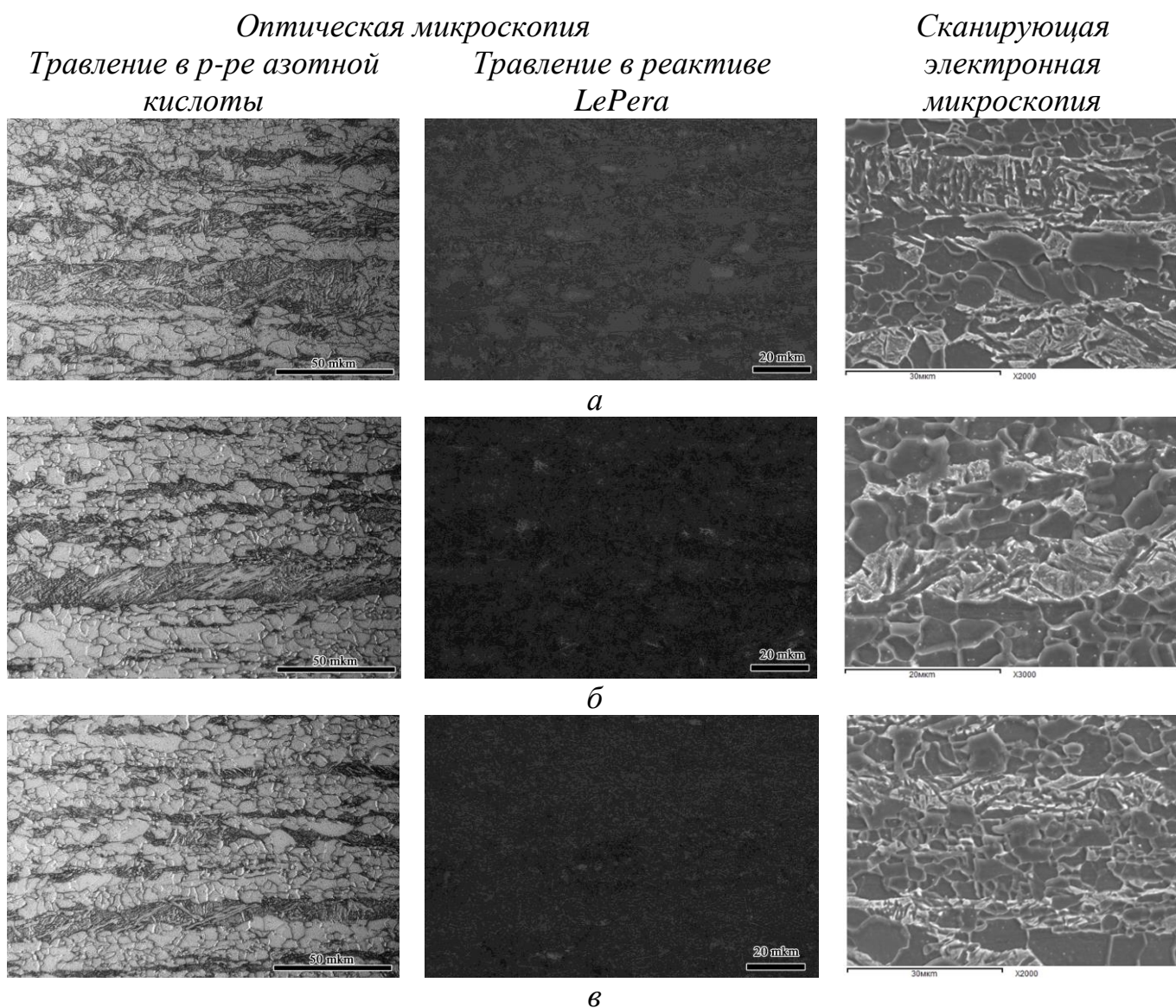


Рисунок 5.2 – Структура образцов трубы К60
a – образец 2121; *б* – образец 312; *в* – образец 5121

*Исследование микроструктуры образцов методом просвечивающей
электронной микроскопии*

Исследование тонкой структуры образцов методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что во всех исследованных образцах № 5121 (без деформации), №3121 ($\epsilon=1,7\%$), №2121 ($\epsilon=2,7\%$) основную объемную долю занимает полиэдрический феррит с равной формой зерен и ровными границами, однако по сравнению с "классическим" полигональным ферритом имеет большую плотность дислокаций. Видимых различий в плотности дислокаций между исследованными образцами не

наблюдается (рисунок 5.3). Размер зерен колеблется в пределах 1-10 мкм, имеются отдельные зерна, размер которых превышает 10 мкм. Субграницы внутри ферритных зерен в большинстве случаев отсутствуют. На границах ферритных зерен выделений каких-либо фаз не обнаруживается.

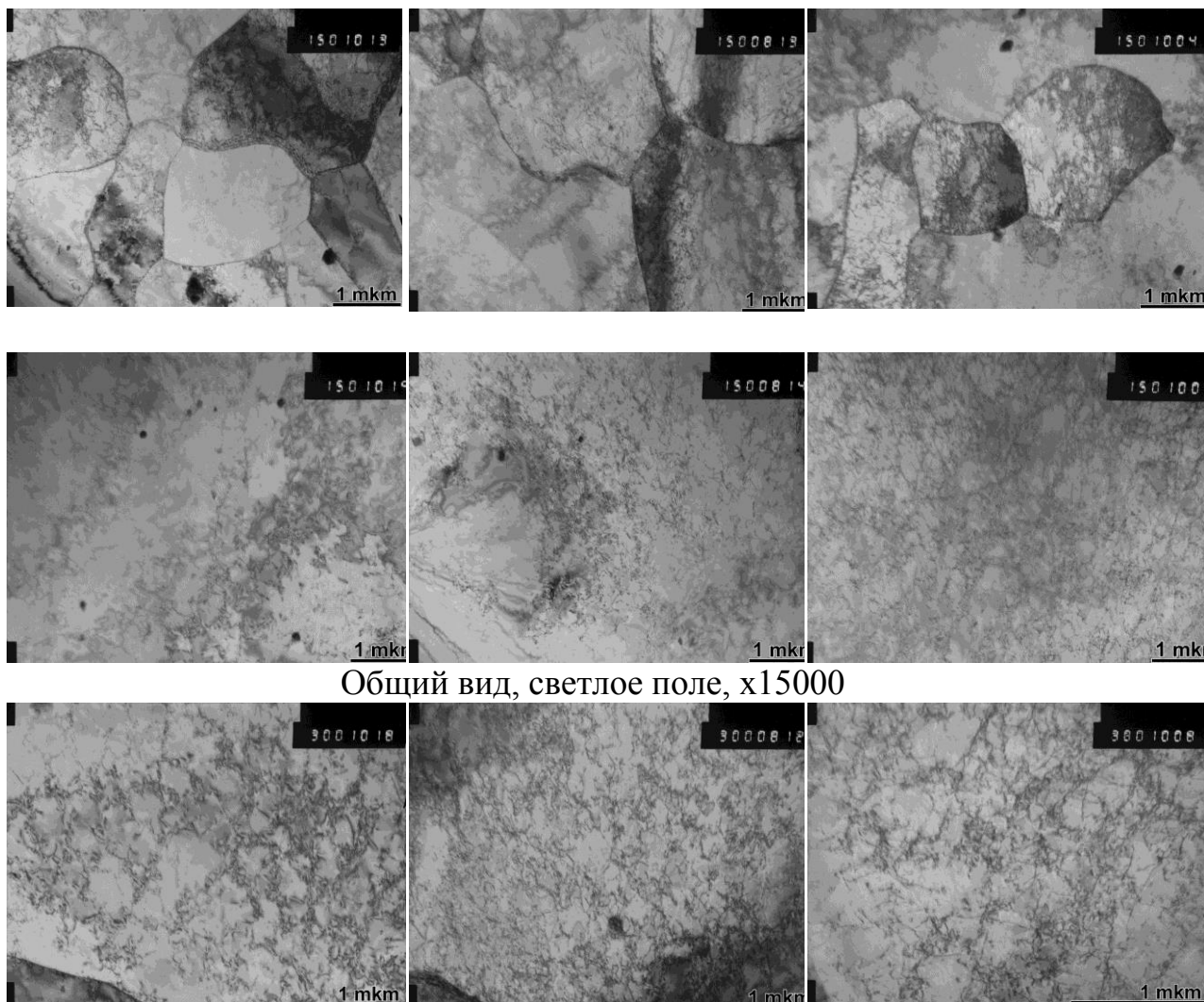
*a**б**в*

Рисунок 5.3 – Полигональный феррит (ПФ) в структуре металла трубы

a – образец № 5121 (без деформации);

б – образец № 3121 ($\epsilon=1,7\%$);

в – образец №2121 ($\epsilon=2,7\%$)

Во всех трех образцах практически отсутствуют «островки» М/А-структуры с высокодислокационным сильно двойникованным высокоуглеродистым мартенситом. Вместо них сформировались области менее углеродистого мартенсита, различные по форме и протяженности.

Размеры отдельных областей таких структур могут превышать 10 мкм. Внутреннее строение мартенситных областей ближе к характерному для малоуглеродистого феррита, т.е. оно, как правило, реечное, однако рейки, типичная ширина которых $\sim 0,1-0,5$ мкм, не такие длинные и ровные, какие обычно наблюдаются в феррите (рисунки 5.4–5.7). Двойникованные участки встречаются редко (рисунки 5.8–5.10). Объемную долю, занимаемую мартенситом, можно приблизительно оценить в 25-30%.

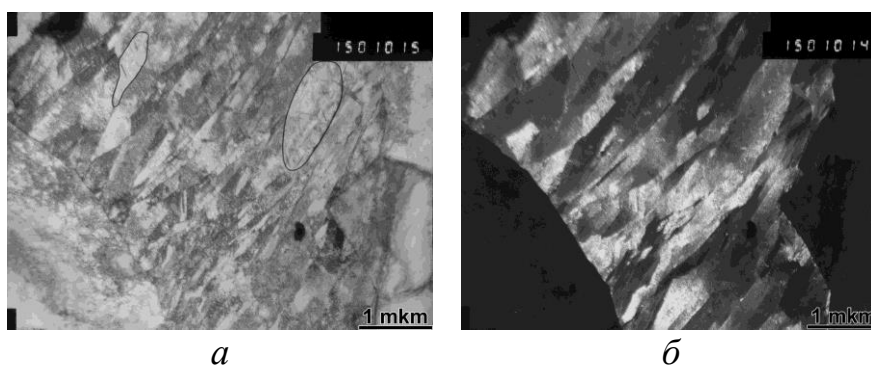


Рисунок 5.4 – Реечный мартенсит в структуре образца №5121 (без деформации), $\times 15\ 000$

a – светлое поле; *б* – темное поле в рефлексе мартенсита

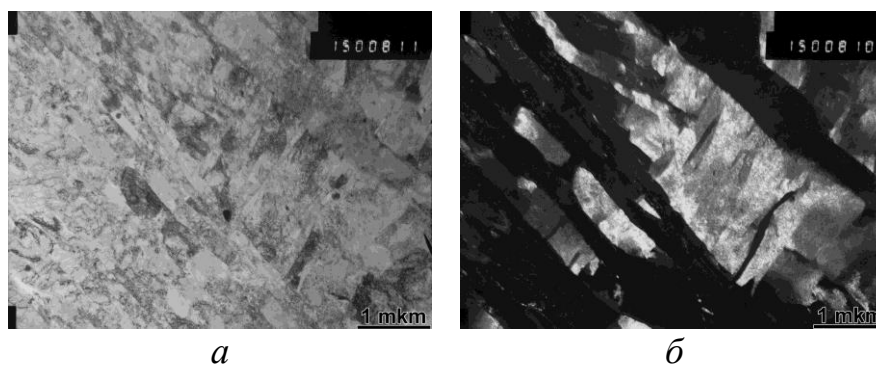
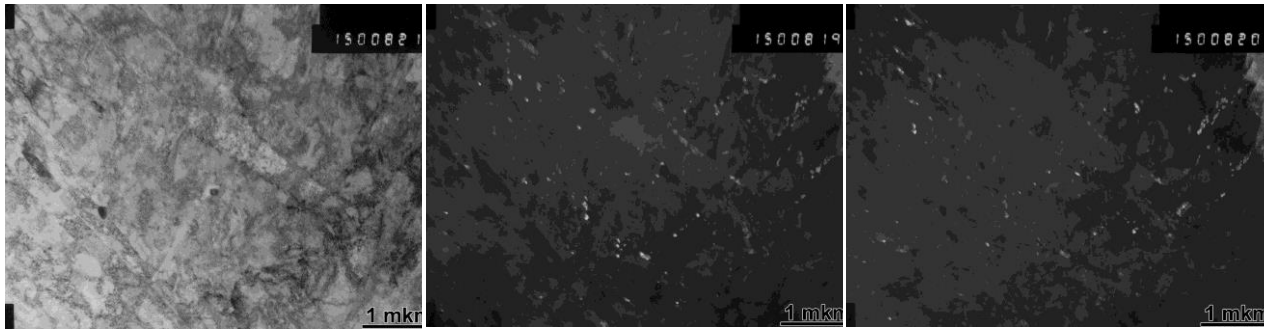


Рисунок 5.5 – Реечный мартенсит в структуре образца №3121 ($\epsilon=1,7\%$), $\times 15\ 000$

a – светлое поле; *б* – темное поле в рефлексе мартенсита

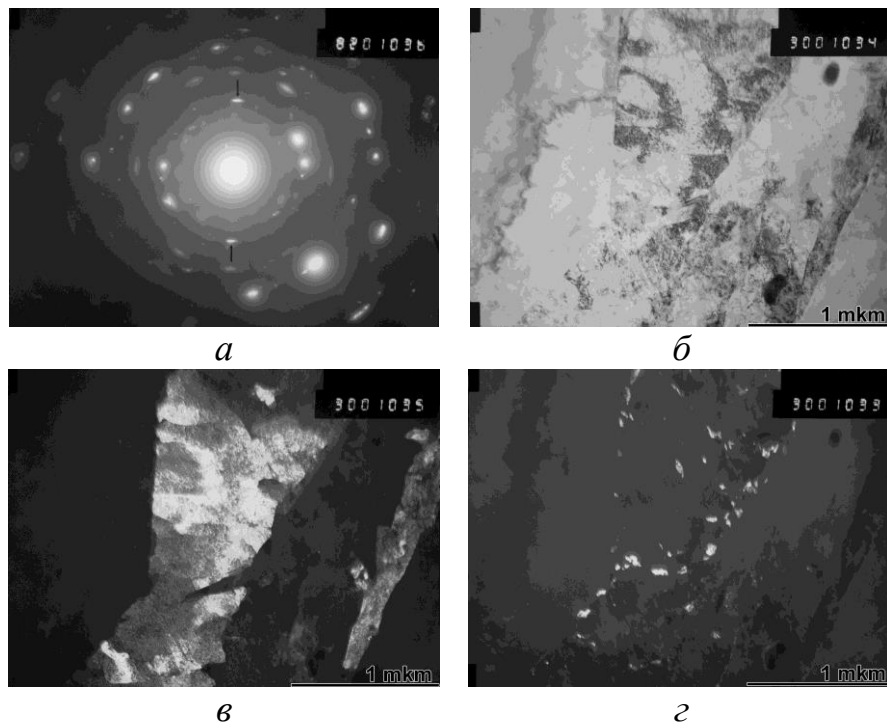


a *б* *в*
Рисунок 5.6 – Крупный «островок» структуры речного мартенсита с
выделениями

цементита, образец № 3121 ($\epsilon=1,7\%$), $\times 15\,000$

a – светлое поле; *б* – темное поле в рефлексе цементита 1;

в – темное поле в рефлексе цементита 2



a *б* *в* *г*
Рисунок 5.7 – Крупный «островок» структуры речного мартенсита с
выделениями

цементита, образец № 2121 ($\epsilon=2,7\%$), $\times 15\,000$

a – дифракционная картина; *б* – светлое поле;

в – темное поле в рефлексе мартенсита;

г – темное поле в рефлексе цементита

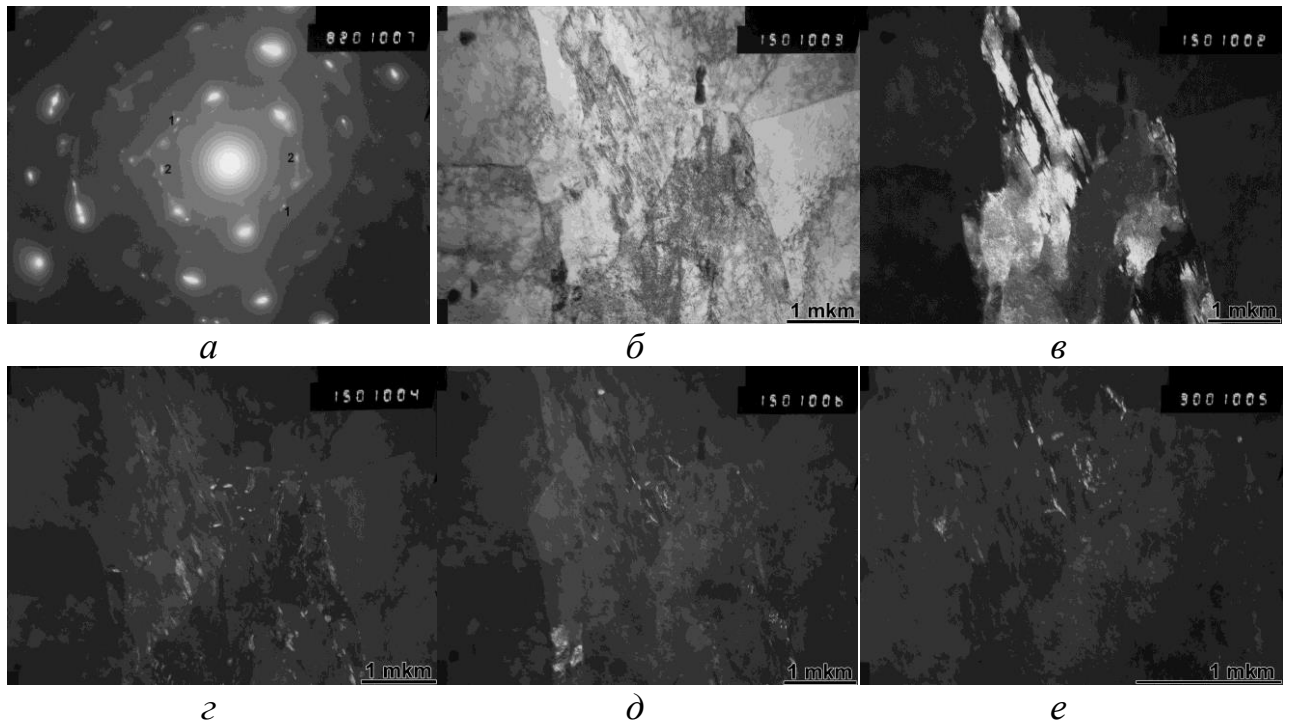


Рисунок 5.8 – Крупный «островок» структуры высокоуглеродистого двойникового мартенсита с выделениями цементита, образец № 5121 (без деформации)

- a* – дифракционная картина; *б* – светлое поле, $\times 15\ 000$;
в – темное поле в рефлексе мартенсита, $\times 15\ 000$;
г – темное поле в рефлексе цементита 1, $\times 15\ 000$;
д – темное поле в рефлексе мартенсита 2, $\times 15\ 000$;
е – темное поле в рефлексе цементита 2, $\times 30\ 000$

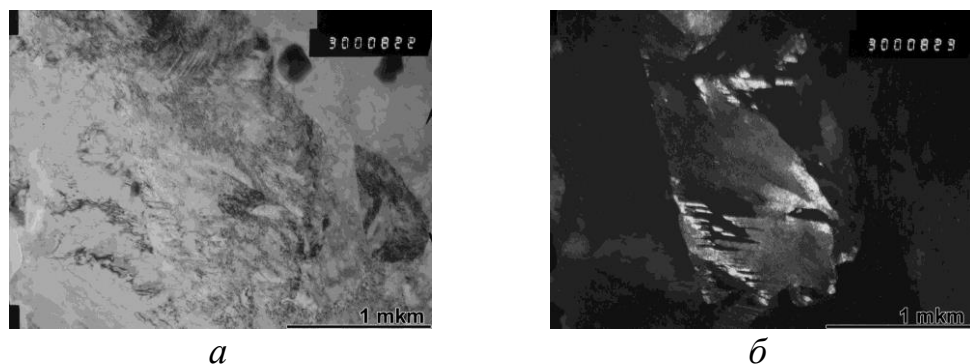


Рисунок 5.9 – Небольшой «островок» двойникового мартенсита, образец № 3121 ($\epsilon=1,7\ \%$), $\times 30\ 000$

- a* – светлое поле; *б* – темное поле в рефлексе мартенсита

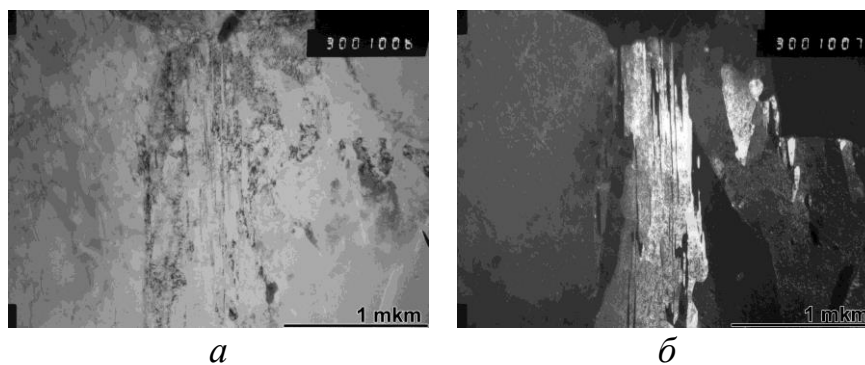


Рисунок 5.10 – Небольшой «островок» двойникового мартенсита, образец № 2121 ($\epsilon=2,7\%$), $\times 30\ 000$

a – светлое поле;

б – темное поле в рефлексе мартенсита

Наблюдаемый мартенсит является отпущенным, что проявляется в наличии выделений цементита в любой мартенситной области. Выделения цементита располагаются по границам мартенситных реек (что наблюдается в большинстве приведенных иллюстраций), двойников, а также внутри реек. Типичный вид отпущенного мартенсита представлен на рисунке , когда цементитные пластинки толщиной до $\sim 20-30$ нм и длиной до $\sim 100-150$ нм, лежащие внутри мартенситного блока, вытянуты более, чем в одном направлении (здесь – не менее, чем в трех). Между мартенситом и цементитом соблюдается ориентационное соотношение Багаряцкого. На рисунке 5.11, в справа показан участок дифракционной картины, слева – схема совместной электронограммы от мартенсита и цементита [137]. Но все же чаще встречаются участки отпущенного двойникового мартенсита (рисунки 5.12, 5.13).

Аустенит наблюдается только в образце №5121 (рисунок 5.14) в небольшом количестве – его объемная доля составляет менее 1%. Наблюдаемые зерна аустенита находятся среди феррита, в мартенситных участках аустенит отсутствует.

Субмикрокарбонитриды размером до $\sim 0,3-0,4$ мкм наблюдаются во всех трех исследованных образцах. Распределение их довольно хаотичное, что можно наблюдать на многих изображениях.

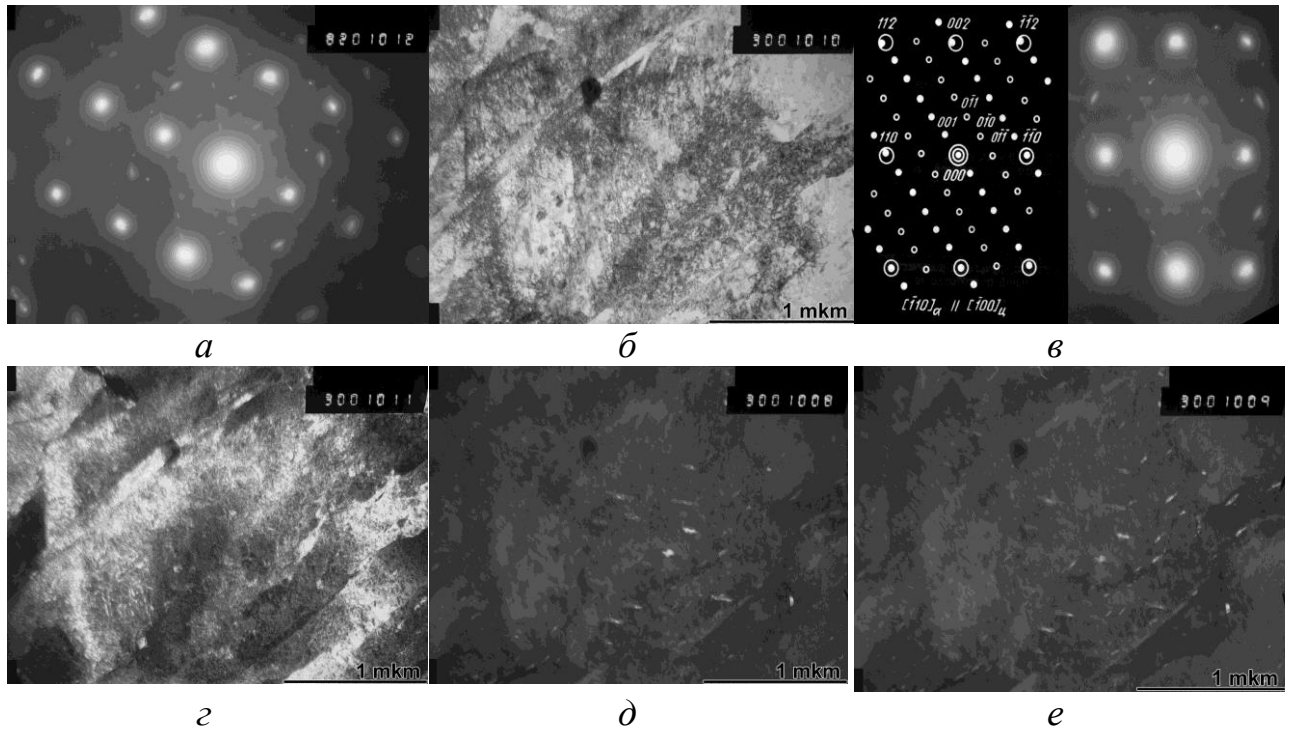


Рисунок 5.11 – Участок речного (отпущенного) мартенсита с выделениями цементита, образец № 5121 (без деформации), $\times 30\,000$:

a – дифракционная картина; *б* – светлое поле;

в – дифракционная картина;

г – темное поле в рефлексе мартенсита;

д – темное поле в рефлексе цементита 1;

е – темное поле в рефлексе мартенсита 2

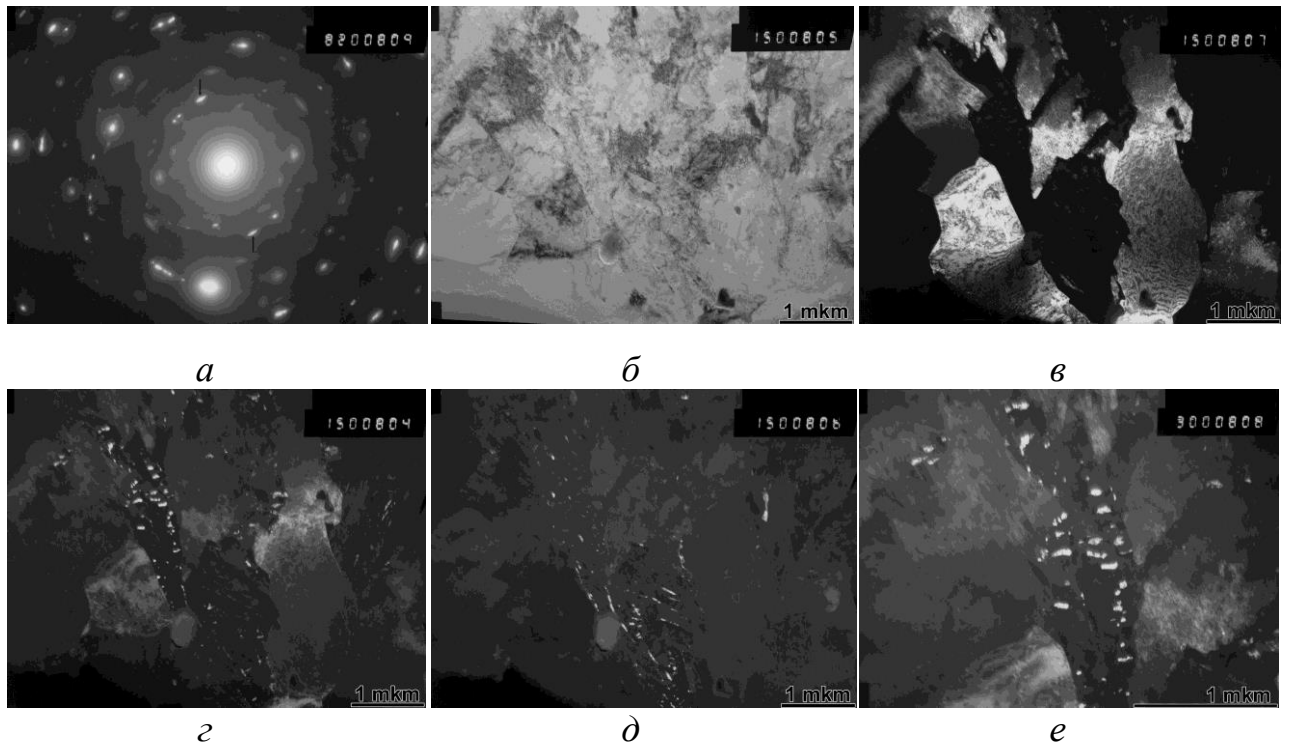


Рисунок 5.12 – Небольшие «островки» мартенсита с выделениями цементита, образец № 3121 ($\epsilon=2,7\%$)

- a* – дифракционная картина; *б* – светлое поле, $\times 15\ 000$;
в – темное поле в рефлексе феррита, также светится мартенсит, $\times 15\ 000$;
г – темное поле в рефлексе цементита 1, $\times 15\ 000$;
д – темное поле в рефлексе цементита 2, $\times 15\ 000$;
е – темное поле в рефлексе мартенсита 1, $\times 30\ 000$

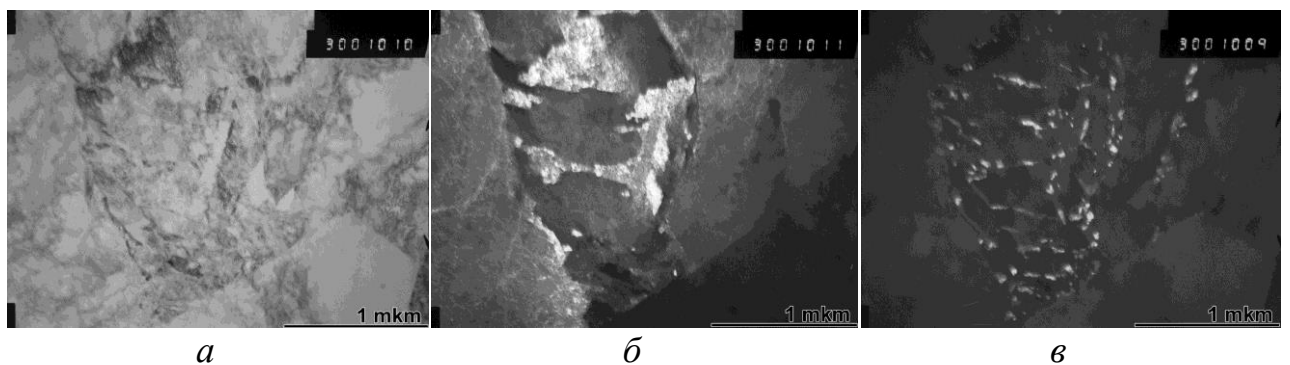


Рисунок 5.13 – «Островок» структуры отпущенного мартенсита с выделениями цементита, образец № 2121 ($\epsilon=2,7\%$), $\times 15\ 000$

- a* – светлое поле; *б* – темное поле в рефлексе мартенсита;
в – темное поле в рефлексе цементита

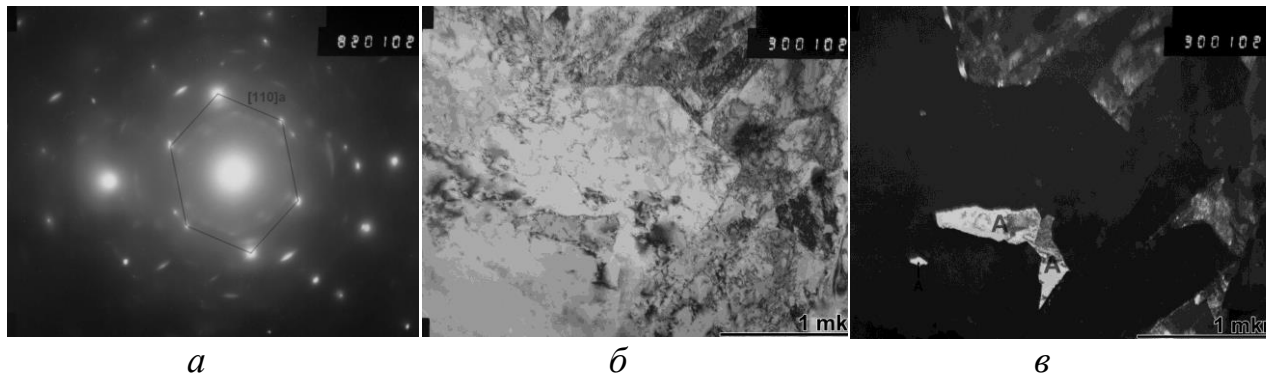


Рисунок 5.14 – Небольшие «островки» аустенита, образец № 5121, $\times 30\,000$

a – дифракционная картина; *б* – светлое поле;

в – темное поле в рефлексе аустенита.

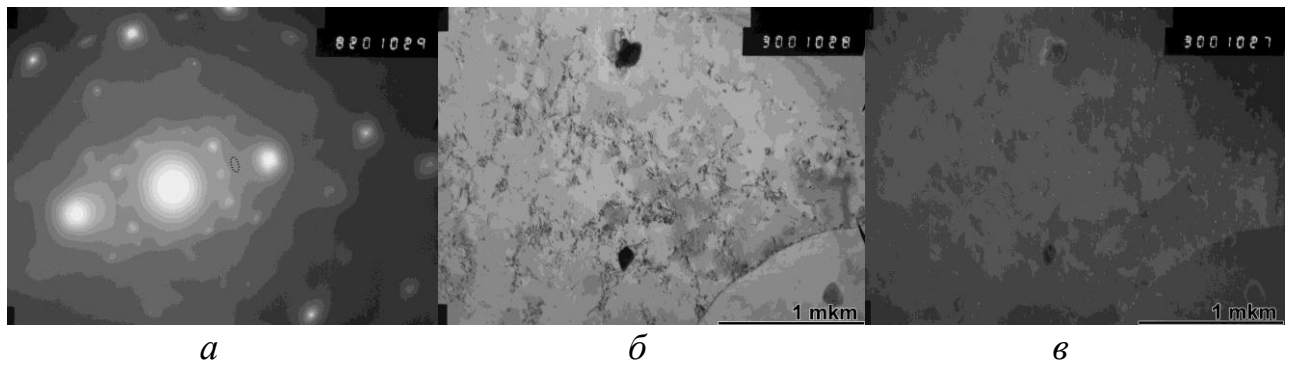


Рисунок 5.15 – Частицы субмикронного и нано-размера, образец № 5121,

$\times 30\,000$: *a* – дифракционная картина; *б* – светлое поле;

в – темное поле в рефлексе наночастиц

Нанокарбонитридов, образовавшихся в аустените, и нанокарбонитридов, образовавшихся в феррите, ни в одном из трех исследованных образцов выявлено не было. Однако в каждом из них присутствуют нанокарбонитриды, образовавшиеся по межфазному механизму, причем они обнаруживаются практически в любом ферритном зерне, имеющем подходящую ориентировку. Основным критерием, по которому описываемые карбонитриды должны быть отнесены именно к межфазному типу, является их взаиморазмещение в виде примерно эквидистантно расположенных цепочек, что хорошо видно на рисунке 5.15, *в*. Форма наблюдаемых частиц – близкая к дисковой, поэтому они, при

произвольных наклонах плоскостей дисков относительно плоскости образца, выглядят более или менее вытянутыми. Толщина частиц – до 3-4 нм, длина – до 8-12 нм, объемная плотность – умеренная.

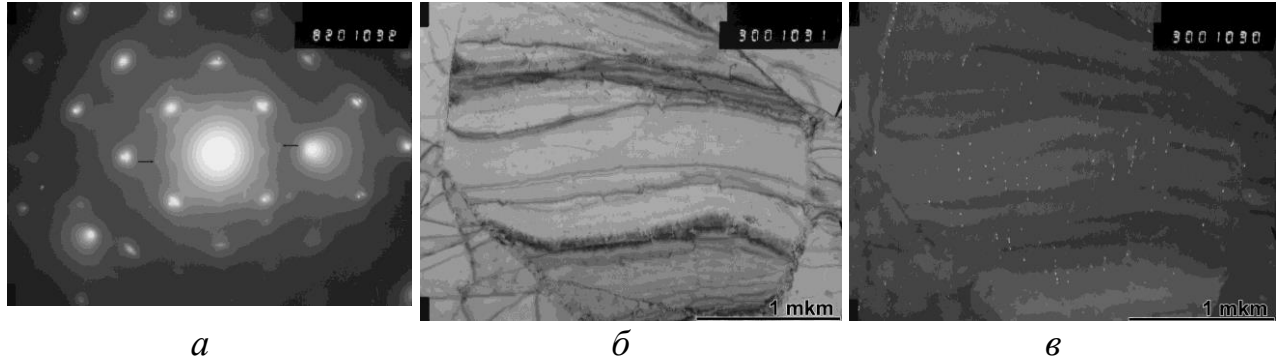


Рисунок 5.16 – Наноразмерные частицы, выделившиеся по межфазному механизму, образец № 5121, $\times 30\,000$

a – дифракционная картина; *б* – светлое поле;
в – темное поле в рефлексе межфазных наночастиц

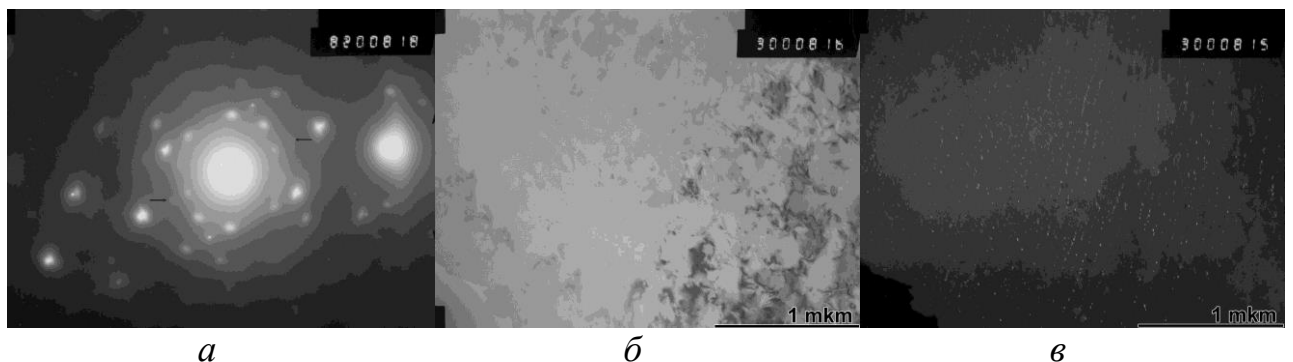


Рисунок 5.17 – Наноразмерные частицы, выделившиеся по межфазному механизму, образец № 3121 ($\epsilon=1,7\%$), $\times 30\,000$

a – дифракционная картина; *б* – светлое поле;
в – темное поле в рефлексе межфазных наночастиц

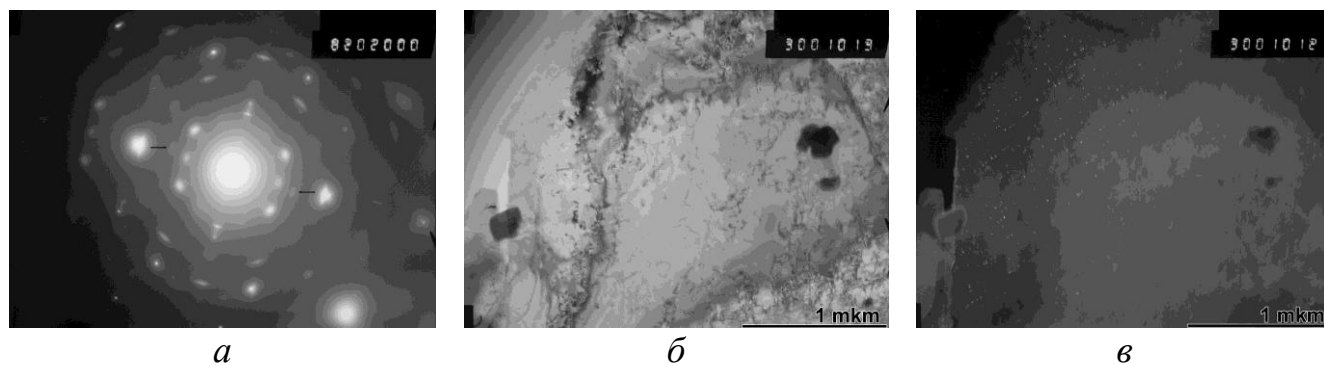


Рисунок 5.18 – Наноразмерные частицы, выделившиеся по межфазному механизму, образец № 2121 ($\varepsilon=2,7\%$), $\times 30\,000$
a – дифракционная картина; *б* – светлое поле;
в – темное поле в рефлексе межфазных наночастиц

По результатам проведенного исследования сделан следующий вывод: микроструктура трех исследованных образцов от отводов холодного гнущья (образцы 5121 (без деформации), 2121 (гиб №1, ($\varepsilon=2,7\%$), 3121 (гиб №2, ($\varepsilon=1,7\%$))) является феррито-мартенситной и состоит из полигонального феррита и низкоуглеродистого реечного мартенсита в соотношении 70%/30%. Феррит, хоть и имеет полигональную морфологию, характеризуется повышенной плотностью дислокаций, что, вероятно, является следствием фазового наклепа. В редких случаях внутри зерен феррита образуются субграницы. Мартенсит является отпущенным, о чем свидетельствует наличие выделений цементита. Также в структуре образцов зафиксирована небольшая доля двойникового мартенсита. «Островков» М/А-составляющей в структуре изучаемых образцов не найдено. Небольшая доля остаточного аустенита обнаружена только в образце 5121 (без деформации). Возможно, что при проведении гибки трубы, в участках, подвергнутых деформации, произошло превращение остаточного аустенита в мартенсит. Во всех исследованных образцах обнаружено наличие нанокарбонитридов, образовавшихся по межфазному механизму.

Таким образом, исчерпание способности к деформационному упрочнению для исследованной стали наблюдается при степени продольной

деформации труб 5% (для образцов, вырезанных в поперечном направлении) и 4-5% (продольные образцы). В бейнитной стали исчерпание деформационной способности ($\sigma_T/\sigma_B \rightarrow 1$) происходит уже в листовом прокате при $\varepsilon \approx 2\%$. Повышенная деформационная способность стали связана с многокомпонентной структурой феррит полигональной, квазиполигональной морфологии и высокоуглеродсодержащая составляющая в виде участков реечного мартенсита и двойникового мартенсита в составе М/А-составляющей), характеризующейся неоднородным распределением углерода (большая часть углерода связана в островках М/А, мартенсите, цементите, наноразмерных карбидах (Nb,V)C), легирующих элементов, различной прочностью структурных составляющих, большим количеством свободных дислокаций, не закрепленных атомами внедрения.

Выводы по главе 5

1. Сталь для труб, предназначенных для зон АТР, в процессе деформационного старения демонстрирует высокую способность к деформационному упрочнению (низкие значения σ_T/σ_B , повышенная величина равномерного удлинения δ_p), сохраняемую до степени продольной деформации труб 5% – для образцов, вырезанных поперек трубы; 4-5% – для продольных образцов.

2. Высокая деформационная способность такой стали обусловлена особенностями структурного состояния, связанными с соотношением структурных составляющих разной прочности и морфологии: полигональный феррит с низкой плотностью дислокаций и пониженным содержанием углерода в твердом растворе, большая часть которого находится в мартенсите (бейните), участках остаточного аустенита, М/А и связан в частицах карбонитридов ниобия и ванадия.

Общие выводы

1. Проведено комплексное исследование механизма влияния деформационного старения на механические свойства, температурные зависимости работы зарождения и распространения трещины, хладостойкость и структурное состояние трубных сталей различных классов прочности (K52–K65) и типов структуры. Установлен аномальный эффект деформационного старения стали со структурой низкоуглеродистого бейнита, обусловленный вырождением стадии деформационного упрочнения ($\sigma_{0,2}/\sigma_B \rightarrow 1$) и снижающий эксплуатационную надежность труб.

2. При исследовании температурной зависимости ударной вязкости образцов с острым надрезом установлено, что металл K65 характеризуется более высоким уровнем энергоемкости разрушения по сравнению с металлом для труб K52, K56, K60. Основную долю в энергии разрушения исследуемых трубных сталей составляет работа зарождения трещины. Металл K65 отличается более высокими значениями работы распространения трещины, особенно при пониженных температурах испытаний.

Установленная связь между переходной температурой хрупкости низколегированных трубных сталей и величиной релаксационного эффекта $\Delta\sigma_p$ выявила, что повышенная хладостойкость стали K65 по сравнению с менее прочными сталями K52–K60 является следствием меньшего уровня локальных микронапряжений, возникающих при нагружении, что обусловлено более однородной и мелкодисперсной структурой.

3. Показано, что в результате деформационного старения повышается отношение предела текучести к временному сопротивлению, снижаются показатели пластичности, изменяется вид кривой «деформация-напряжение». Одновременно происходит снижение уровня ударной вязкости при всех температурах испытания и трещиностойкости. В стали K65 снижение значений ударной вязкости наиболее выражено при испытании образцов KCV в области низких (переходных) температур. В стали K56

снижение значений ударной вязкости в этой области происходит более плавно. Установлено, что деформационное старение бейнитной стали снижает трещиностойкость (работу зарождения, работу распространения трещины, ее критическое раскрытие) при статических испытаниях на изгиб в значительно большей степени, чем феррито-перлитной стали.

4. Показано, что в результате деформационного старения происходит увеличение релаксационного эффекта, свидетельствующее о повышенном уровне локальных напряжений, возникающих при нагружении и деформации вследствие закрепления дислокаций атомами внедрения, концентрация которых возрастает в процессе предварительной деформации, о чем свидетельствует рост пика Снука при измерении внутреннего трения. Наиболее сильное влияние деформационного старения на релаксационный эффект обнаружено в стали бейнитного типа.

5. Показано, что в ходе деформации стали К65 реализуется процесс превращения остаточного аустенита в мартенсит деформации (локальный TRIP-эффект), что подтверждается данными рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов. С увеличением степени деформации происходит превращение оставшихся участков остаточного аустенита, содержащегося в островках М/А, до полного его исчезновения при степени деформации 3%. Нагрев при температуре 200 °С приводит к распаду мартенситной составляющей с выделением карбидов, что снижает сопротивление металла пластической деформации. Полное исчезновение участков остаточного аустенита в структуре исследованной бейнитной стали, наблюдаемое при степени деформации 3%, приводит к снижению сопротивления пластической деформации с одновременным снижением прочности материала за счет исчезновения М/А-составляющей.

6. Резкое увеличение скорости деформации повышает сопротивление деформации (предела текучести), прирост которого для бейнитной стали выше, чем для феррито-перлитной. Впервые установлено, что деформационное старение стали с бейнитной структурой увеличивает

прирост предела текучести при скачкообразном повышении скорости деформации, что является следствием повышения сопротивления термоактивируемого скольжения в результате увеличения полей искажений кристаллической решетки вокруг атомов внедрения, концентрация которых в менее равновесной бейнитной структуре, вероятно, выше, чем в феррито-перлитной.

7. Сформулирован механизм деформационного старения низколегированной стали с бейнитной структурой, при котором увеличение сопротивления деформации и упрочнение, вызванное взаимодействием атомов внедрения с дислокациями, сопровождается одновременным разупрочнением в результате фазового превращения при деформации (локальный TRIP-эффект), приводящий при последующем нагреве к исчезновению в структуре стали участков упрочняющей М/А-составляющей.

8. Установлена предельно допустимая величина холодной деформации металла труб (5%), гарантирующая величину равномерного удлинения металла отводов холодного гнутья для труб АТР магистральных газопроводов.

Список литературы

1. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. М.: Металлургиздат, 2003. 520 с.
2. Анучкин М.П., Горицкий В.Н., Мирошниченко Б.И. Трубы для магистральных трубопроводов. М.: «Недра», 1986. 231 с.
3. Ямалеев К.М. Старение металла труб в процессе эксплуатации трубопроводов. М.: ВНИИОЭНГ, 1990. 64 с.
4. Филиппов, Г.А. Дegrаdация свойств металлов при длительной эксплуатации магистральных трубопроводов / Г.А. Филиппов, О.В. Ливанова, В.Ф. Дмитриев // Сталь. 2003. №2. С. 84–87.
5. Филиппов, Г. А. Влияние силовых условий эксплуатации трубопроводов на механические свойства и сопротивление разрушению металла трубопроводов / Г.А. Филиппов, О.В. Ливанова // Сталь. 2003. № 7. С. 80–83.
6. 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.
7. Эфрон Л. И. Металловедение в большой металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
8. Шабалов, И.П. О некоторых требованиях к современным сталям для магистральных трубопроводов / И.П. Шабалов, Е.К. Шафигин, П.Д. Одесский // Сталь. 2010. №12. С. 54-60.
9. Бородавкин П.П. Подземные магистральные трубопроводы. М.: Недра, 1982. 385 с.
10. Мазур И.И., Иванцов О.М., Молдаванов О.И. Конструктивная надежность и экологическая безопасность трубопроводов. М.: Недра, 1990. 264 с.

11. Перельмутер А.В. Избранные проблемы надежности и безопасности строительных конструкций. М.: Изд-во Ассоц. строит. вузов, 2007. 253 с.
12. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И., Столяров В.И., Чевская О.Н. Ниобийсодержащие низколегированные стали. М.: СП ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ, 1999. 94 с.
13. ГОСТ ISO 3183 Трубы стальные для газопроводов нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия. М.: Стандартиформ, 2016. 270 с.
14. СТО Газпром 2-4.1-713-2013 Технические требования к трубам и соединительным деталям. М.: ОАО «Газпром экспо», 2014. 154 с.
15. СТО Газпром 2-4.1-223-2008 Технические требования к электросварным сероводородостойким трубам.
16. F. S. Combaud, A.Liessem, J.S. Schroeder et al. UOE Pipes for Ultradeepwater Application, OTC Conference, Rio de Janeiro, October 2013.
17. ТУ 1381-112-05757848-2014 Трубы стальные электросварные прямошовные для магистральных газопроводов на рабочее давление до 9,8 МПа (100 кгс/см² включительно, эксплуатация которых предусматривается в пределах зон активных тектонических разломов (АТР), в районах повышенной сейсмической активности и вечной мерзлоты.
18. A. Takekazu, N.Kimihiro, Y. Koji, S. Nobuhisa. Development of High Performance UOE Pipe for Linepipe.JFE Technical Report No. 18, 2013.
19. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. — 3-е изд., перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 1990. — 528 с.
20. Zener C. The micro-mechanism of fracture. – Fracturing of metals, ASM, Cleveland, 1946, p. 5–51.
21. Gilman J.J., Trans. AIME, 200,621 (1954).
22. Stroh A.N. The cleavage of metal single crystals, - Philosophical Magazine, 1958, Vol.5, No 50, p. 597–606.

23. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969 – 420 с.
24. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов, 3-е изд. М. МИСиС, 1998.
25. Особенности разрушения конструкционных материалов при различных условиях нагружения: учебное пособие / О.А.Фролова; Оренбургский гос. ун-т. Оренбург: ОГУ, 2019. 91 с.
26. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности / Л.Р. Ботвина ; отв. ред. И.И. Новиков; Ин-т металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. М.: Наука, 2008. 334 с.
27. Фрактография и атлас фрактограмм / Справ. изд. Пер. с англ. / Под ред. Дж. Феллоуза. М.: Металлургия, 1982. 500 с.
28. Горицкий, В.М. Диагностика металлов / В.М. Горицкий. М.: Металлургиздат, 2004. 408 с.
29. Griffith A.A. // *Phil. Trans. Roy.Soc. (London)*. 1920. A221. P.163–198.
30. Гуляев А.П. Прочность и вязкость металлических материалов // *МиТОМ*. 1973. №10. С. 72–75.
31. Гуляев А.П. Сопротивление хрупкому разрушению // *МиТОМ*. 1993. №2. С. 21–26.
32. Orowan E. Механические свойства и реальная структура кристаллов // *Z. Kristallographie*. 1936. №89. P.327–343.
- 33.СарракВ.И. Хрупкое разрушение металлов. Сб.АНСССР Успехи физическихнаук., М.:1959,LXVII, вып.2. С.339–361.
34. Черняк С.С. Металловеды. – Иркутск: Изд-во Иркут. Ун-та, 2000. 532 с.
35. Орлов Л.Г., Саррак В.И., Соловьев В.А., Травина Н.Т. Проблемы пластической деформации и разрушения металлов и сплавов / Сб.трудов Металлургия: стали,сплавы,процессы. М.: Металлургия 1982.
36. Jonson W.C., Charka N.G., Ku R., Bomback J.L., Wynblatt P.P. // *J. Vac. Swci. Technol*. 1978. Vol. 15. P. 467.

37. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физика замедленного разрушения сталей. (Монография). – Минеральные Воды, «Полиграфпром», 2013. 455 с.
38. Потак Я.М. Хрупкие разрушения стали и стальных деталей. М.: Государственное издательство оборонной промышленности, 1955. 390 с.
39. Проблемы хладостойкости конструкционных сталей Материалы конференции по повышению надежности и долговечности машин и металлоконструкций, работающих в условиях Сибири и Севера / Иркутск: Восточносибирское книжное издательство, 1971. 460 с.
40. Хладостойкость стали и стальных конструкций / под ред. К.В.Попова. – Новосибирск: Наука, 1971. 232 с.
41. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов: Пер. с англ. / Под ред. Брайента К.Л., Бенерджи С.К.. М.: Металлургия, 1988. 552 с.
42. Одесский П.Д., Ведяков И.И., Горпинченко В.М. Предотвращение хрупких разрушений металлических строительных конструкций. М.: СП Интермет инжиниринг, 1998. 218 с.
43. Котляревский В.А., Шаталов А.А., Ханухов Х.М. Безопасность резервуаров и трубопроводов. М.: Экономика и информатика, 2000. – 553 с.
44. П.Д.Одесский, И.И. Ведяков Сталь в строительных металлических конструкциях М.: Металлургиздат, 2018. 906 с.
45. А.Ф. Иоффе Физика кристаллов. М.-Л., ГТТИ, 1928.
46. Нотт, Дж.Ф. Основы механики разрушения / Дж.Ф. Нотт; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1978. 256 с.
47. Владимиров, В.И. Физическая природа разрушения металлов / В.И. Владимиров. М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
48. Филиппов Г.А., Ливанова О.В., Дмитриев В.Ф. Деградация свойств металлов при длительной эксплуатации магистральных трубопроводов // Сталь. 2003. № 2. С. 84–87.
49. Плешивцев В.Г., Пак Ю.А., Филиппов Г.А. и др. Факторы, влияющие на эксплуатационную надежность трубопроводов // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 1. С. 6–11.

50. Клевцов В.Г., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264 с.
51. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов / Л.Р. Ботвина. – М.: Наука, 1989. 230 с.
52. Мороз Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов / Л.С. Мороз. – Л.: Машиностроение, 1984. 24 с.
53. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей //М., Metallurgia, 1982, с. 38-54.
54. Матросов, Ю. И. Сталь для магистральных трубопроводов / Ю. И. Матросов, Д. А. Литвиненко, С. А. Голованенко. – М.: Metallurgia, 1989. – 288 с.
55. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И. и др. Ниобийсодержащие низколегированные стали. – М.: СП Интермет Инжиниринг, 1999. – 90 с.
56. Gray J.M. Niobium bearing steels in pipeline projects // Niobium. Science & Technology / Proceedings of the International Symposium Niobium 2001. Orlando, Florida, USA. December 2-5, 2001. TMS. Niobium 2001 Lim. PP. 889-906.
57. Саррак В.И., Шубин В.Н. О релаксации локальных напряжений в железе // ФММ. 1968. Т. 25, вып. 3. С. 522–528.
58. Филиппов Г.А. Фундаментальные исследования природы хрупкости - основа создания высокопрочных и надежных конструкционных материалов // Сталь. 2004. № 8. С. 85–89.
59. Gray J.M. Evolution of Microalloyed Linepipe Steels with Particular Emphasis on the «Near Stoichiometry» Low Carbon, 0,10 Percent Niobium «НТП» Concept. / Proc.: The 6th Intern. Conf. on High Strength Low Allow Steels (HSLA Steels'2011). J. of Iron and Steel Research Int.2011. Vol. 18. Suppl. 1-2. May 2011. P. 652–657.

60. Морозов Ю.Д., Настич С.Ю., Матросов М.Ю., Чевская О.Н. Влияние характеристик микроструктуры, получаемой в процессе термомеханической обработки, на свойства проката из стали X70-X80 // Междунар. конф. «Микролегированные трубные стали для нефтегазовой отрасли». Москва. 2–4 апреля 2013 г. Сб. докл. М.: Metallurgizdat, 2018. С. 66–76.

61. Копельман Л.А. Влияние остаточных напряжений и склонность малоуглеродистой стали к хрупким разрушениям при низком уровне средних напряжений от внешней статической нагрузки / В кн. Хладостойкость стали и стальных конструкций. Новосибирск: Наука, 1970.

62. Давиденков Н.Н., Ярошевич В.Д. Некоторые вопросы хрупкого разрушения металлов / В кн. Хладостойкость стали и стальных конструкций. Новосибирск: Наука, 1970.

63. Разов И. А. Хрупкие разрушения сварных конструкций и их связь с напряженным состоянием и склонностью стали к хрупкости / В кн. Хладостойкость стали и стальных конструкций. Новосибирск: Наука, 1970.

64. Сб. Взаимодействие между дислокациями и атомами примесей в металлах и сплавах . / Под ред. М.А. Криштала. Тула: Тульский политехнический институт, 1969. 314 с.

65. Штремель М.А., Карабасова Л.В., Сатдарова Ф.Ф. Прочность сплавов. Лабораторный практикум. - М., МИСиС, 1982. 70 с.

66. Фридель Ж. Дислокации. М. : Мир, 1967.

67. Хирт Дж., Лотте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1979

68. Суворова С.О., Саррак В.И., Энтин Р.И. Исследование деформационного старения технического железа // ФММ. 1964. т.17, вып. 1. С. 105-110.

69. Головин С.А. Исследование кинетики и стадийности деформационного старения сплавов железа. Известия вузов. Черная металлургия, 1979, № 1, С. 116-121.

70. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М., Metallurgy, 1972.- 320 с;
71. Чувильдеев В.Н. Влияние старения на эксплуатационные свойства сталей магистральных газопроводов / Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов: Сб. трудов науч.-практич. семинара. Н. Новгород: Университетская книга, 2006. С. 18–58.
72. Головин С.А., Гончаренко И.А., Тихонова И.В. Стадийность деформационного старения сплавов железа. - В сб. Вопросы металловедения и физики металлов. Тула, Тульск. политехн. ин-т, 1977, С. 7–40.
73. Морозов А.Н. Водород и азот в стали. – 2-е изд., перераб. – Москва.: Metallurgy, 1968. – 283 с.
74. С. О. Гевлич, С. А. Пегишева, В. С. Козлов Возможный механизм деградации свойств низколегированных сталей // Известия Волгоградского государственного технического университета, 2011. №5. С 156–159.
75. Курдюмов Г.М., Утевский А.М., Энтин Р.И. Превращение в железе и стали.– М.:Наука. 1977. – 200 с
76. Sourmail T., Smanio V. Low temperature kinetics bainite formation in high carbon steels // Acta Materialia. 2013. Vol. 61. No. 7. P. 2639–2648.
77. Базалева К.О. Механизмы влияния азота на структуру и свойства сталей (обзор) //«Металловедение и термическая обработка металлов» №10. (604) . 2005 г.
78. Шпайдель М. О. Новые азотсодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью // "Металловедение и термическая обработка металлов". № 11 (605). 2005 г.
79. Baird J.D. Iron and Steel, 1963, v36, №7.
80. Попов К.В. Динамическое деформационное старение металлов и хрупкость водородного типа. - Новосибирск, «Наука», 1969.
81. 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.

82. Schmitz H. Stahl und Eisen, 1954, Bd 74, №26.

83. Филиппов С.И., Арсентьев П.П., Яковлев В.В. Конвертерная плавка стали, М.: Metallurgizdat, 1959.

84. Стародубов К.Ф., Косая И.И. Научные труды Днепропетровского металлургического института. - Киев: Гостехиздат УССР, 1955, т.33, с. 332.

85. Курманов М.И. ФММ, 1956, т.3, вып. 2.

86. Науменко В.В. Деформационное старение низкоуглеродистых сталей системы микролегирования V-N // Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2018. №2.

87. 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.

88. Pradhan R. Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel/R. Pradhan. – Proceedings of a symposium sponsored by the Heat Treatment and Ferrous Metallurgy Committees of The Metallurgical Society of AIME and held at the TMS-AIME Fall Meeting in Detroit, Michigan, September 17-18, 1984. 461 p.

89. Губенко Н.В. Труды Донецкого индустриального института, 1958, т.32, вып. 7.

90. Натапов Б.С., Фалькевич Э.С. Изв. Вузов, Черная металлургия, 1960, №6.

91. Панасенко Ф.Л. Прокатка и термическая обработка толстых листов. - М: Metallurgizdat, 1959.

92. Литвиненко Д.А. Холоднокатаная нестареющая сталь. - М.:Металлургия, 1968.

93. А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев Старение сталей труб магистральных газопроводов // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского, 2010, № 5 (2), с. 171–180.

94. 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.

95. Ямалеев К.М. Старение металла труб в процессе эксплуатации трубопроводов. М.: ВНИИОЭНГ, 1990. 64 с.

96. Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н. Деформационное старение и свойства низколегированных трубных сталей // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2011. №2. С. 12–19.

97. Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н. Исследование влияния условий последеформационного охлаждения на склонность к деформационному старению низколегированных сталей // Деформация и разрушение. 2011. №8. С. 40–43.

98. Смирнов, М. А. Влияние структуры на деформационное старение низкоуглеродистой стали / М. А. Смирнов, И. Ю. Пышминцев, О. В. Варнак, А. Н. Мальцева // Деформация и разрушение материалов. – 2014. - №8. – С. 9 – 15.

99. 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.

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. 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.

102. Гуль Ю.П., Карнаух А.И. Физическая природа пластической деформации и разрушения металлов, серия «Металлофизика». - Киев: Наукова думка, 1971.

103. Сейдж А.М. Металлургический обзор высокопрочных низколегированных сталей труб и фитингов // Стали для газопроводных труб и фитингов: труды конференции. – М.: Metallurgiya, 1985. – С. 38-60.

104. Williams J.G., Killmore C.R., Barbaro F.J., Meta A., Fletcher L. Modern technology for ERW linepipe steel production (X60 to X80 and beyond) // in Proceedings of “Microalloying ’95” conference. PP. 117-139.

105. Bakolas Th., Neutjens J., Cantinieaux P., Harlet Ph. Development of high strength steels for line pipe applications in a wide strip mill (from API X60 to X85). / Proceedings of the 3rd International Pipeline Technology Conference, Edited by R. Dennys, Brugge, Belgium, May 21-24, 2000. Elsevier Science B.V. 2000. Vol. 2, pp. 247-264.

106. Лейкин И.М., Литвиненко Д.А., Рудченко А.В. Производство и свойства низколегированных сталей. – М.: Metallurgiya, 1972, 256 с.

107. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // Metallurg. 2010. №7. С. 45-51.

108. Atlas for Bainitic Microstructures, Vol. 1, Bainitic Comm. of ISIJ, ed. by T. Araki et. Al, ISIJ, Tokyo (1992).

109. Krauss G., Thompson S.W. Ferritic Microstructures in Continuous Cooled Low- and Ultralowcarbon Steels [J] // ISIJ International, Vol. 35 (1995), No 8, P. 937-945.

110. Матросов М.Ю., Лясоцкий И.В., Кичкина А.А. и др. Особенности и классификация структур низкоуглеродистых высокопрочных трубных сталей // Сталь. 2012. №1. С. 65-74.

111. Morton M.E. Property-structure relations in quenched and tempered 2% Mn steel – strength metals and alloys // Proc. 6th Int. Conf. Melburn. 16–20 Aug. 1982. Vol. 1. P. 153–159.

112. Bain E. Alloying Elements in Steel. Pergamon Press, 1961. 2nd ed. 260 p.
113. Ohmori J., Ohtani H., Kunetake T. Duplex martensite/bainite structure // Metal Science. 1974. Vol. 8, No. 11. P. 357–366.
114. Bhadeshia, H. K. D. H. & Edmonds, D. V. // The mechanism of bainite formation in steels. Acta Metall. 1980 28, 1265–1273.
115. Bhadeshia H. K. D. H., Honeycombe R. Steels Microstructure and Properties. Elsevier Ltd, 2006. 344 p.
116. T. Hara, Y. Shinohara, Y. Terada, H. Asahi and N. Doi. Development of high deformable high strain line pipe, suitable for strain-based design. Proceedings of Pipeline conference Ostend, 12-14 October 2009, Paper № Ostend2009-014.
117. Кичкина А.А., Матросов М.Ю., Эфрон Л.И., Рингинен Д.А., Ильинский В.И., Лясоцкий И.В., Шульга Е.В. М/А-составляющая в структуре низкоуглеродистой бейнитной стали. Часть 2. Металлург, 2019, №12, с.29-39.
118. Матросов М.Ю., Сахаров М.С., Сычев О.Н., Мишнев П.А., Липин В.К., Шульга Е.В., Мартынов П.Г., Кичкина А.А. Сталь для труб класса прочности К60 с микроструктурой феррита, мартенсита и М/А-составляющей для участков магистральных трубопроводов, пересекающих зоны активных тектонических разломов // Металлург. 2021. № 1. С. 43–54.
119. Ishikawa Nobuyuki, Endo Shingeru, Kondo Joe. High performance UOE linepipes. JFE Technical Report № 7, Jan. 2006.
120. 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.
121. Барыков А.М., Степанов П.П., Ильинский В. И., Головин С.В., Червонный А.В., Эфрон Л.И., Багмет О.А., Матросов М.Ю. Развитие технологий производства проката для труб с повышенной деформационной способностью Металлург 2019, №11. С. 61-71.

122. Amar K. De, John G. Speer, and David K. Matlock Color tint-etching for multiphase steels// *Advanced materials and processes* Feb 2003.
123. Баранцева З.В., Виноград М.И., Смирнова А.В. Влияние состава, формы и распределения неметаллических включений на пластичность и разрушение металла// *МиТОМ*. 1979. № 7.С. 46-49.
124. Hyo Kyung Sung, Dong Ho Lee, Sunghak Lee, Byeong-Joo Lee, Seung-Pyo Hong, Young-Woon Kim, Jang Yong Yoo, Byoungchul Hwang & Sang Yong Shin Effects of C and Si on strain aging of strain-based API X60 pipeline steels // *Metals and Materials International*. 2017.Vol. 23, P. 450–458.
125. Sang-In Lee, Seung-Yong Lee, Seok Gyu Lee, Hwan Gyo Jung & Byoungchu Hwang Effect of strain aging on tensile behavior and properties of API X60, X70, and X80 Pipeline Steels // *Metals and Materials International*. 2018. Vol. 24, p.1221–1231.
126. H. Conrad, *Acta Met.*, 6, Iss. 5: 339 (1958).
127. Физическое металловедение / Под ред. Р. У. Кана, П. Хаазена. М.: «Металлургия», 1987, т. 3, 663 с.
128. Ивенс А., Роулингс Р. Термически активированная деформация кристаллических материалов / Термически активированные процессы в кристаллах: Сб. статей под ред. А. Н. Орлова. М.: Мир, 1973. С. 172–206.
129. Саррак В.И., Суворова С.О., Шубин В.Н. О температурно-скоростной зависимости сопротивления деформации железа // *Физика металлов и металловедение*. 1973. Т. 35. Вып. 1. С. 169–175.
130. Саррак В.И., Щербакова В.С., Лившиц Л.С., Сигалова И.Л., Орлов Л.Г. Влияние легирования ванадием на склонность феррита к хрупкому разрушению // *Физика металлов и металловедение*. 1973. Т. 36. Вып. 4. С. 760–765.
131. Евстифеев А.Д., Груздков А.А., Петров Ю.В. Температурно-скоростная зависимость типа разрушения // *Журнал технической физики*. 2013. Т.83. Вып. 7. С. 59–63.

132. Hokka, M., Rämö, J., Mardoukhi, A. et al. Effects of Microstructure on the Dynamic Strain Aging in Ferritic-Pearlitic Steels // J. dynamic behavior mater. 2018. No 4. P. 452–463.

133. H. K. D. H. Bhadeshia, Robert Honeycombe Steels Microstructure and Properties // Elsevier Ltd, 2006. 344 p.

134. Филиппов Г.А., Ливанова О.В. Взаимодействие дефектов структуры и деградация свойств конструкционных материалов // Материаловедение. 2002. № 10. С. 17–21.

135. Shigesato, G., Shinohara, Y., Hara, T., Sugiyama, M., Asahi, H.: Thermal aging during coating of X80 high strength steel for line pipe. proc. of the sixteenth // International Offshore and Polar Engineering Conference. ISOPE, Lisbon, 2007, p. 2983–2987.

136. Yoo J.Y., Chon S.H., Seo D.H. Microstructure and mechanical properties of X80 linepipe steel with high strain aging resistance // Pipeline technology conference, Ostend, 12–14 Oct. 2009. Paper no: Ostend 2009-020.

137. Утевский А.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия. 1973. 584 с.